

К. В. БАГРЯНСКИЙ,

З. А. ДОБРОТИНА,

К. К. ХРЕНОВ

ТЕОРИЯ СВАРОЧНЫХ ПРОЦЕССОВ

Издание второе, переработанное

Допущено Министерством высшего и

среднего специального образования

УССР в качестве учебника для студен-

тов сварочных специальностей вузов

Издательское объединение «Вища школа»
Головное издательство
Киев — 1976

Теория сварочных процессов. Багрянский К. В., Добротина З. А., Хренов К. К. Издательское объединение «Вища школа», 1976, 424 с.

В учебнике описаны строение и основные свойства металлов, обрабатываемых сваркой, а также процессы деформации, разрушения и схватывания, лежащие в основе образования сварного соединения. Приведены краткие сведения об основных источниках тепла, применяемых в сварке, основы теории распространения тепла и примеры применения ее к сварочным процессам. Даны основные сведения по химической термодинамике, физической химии и диффузии, необходимые для понимания металлургических процессов при сварке и пайке. Рассмотрены основные вопросы свариваемости металлов.

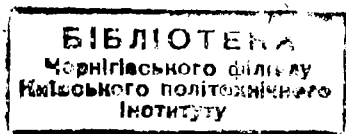
Учебник предназначен для студентов сварочных специальностей технических вузов.

Табл. 55. Ил. 243. Библиогр. 30.

Редакция литературы по машиностроению и приборостроению

Зав. редакцией О. А. Добровольский

96006



31206 — 152
Б М 211 (04) — 76 89 — 76

© Издательское объединение «Вища школа», 1976

ВВЕДЕНИЕ

В «Основных направлениях развития народного хозяйства СССР на 1976—1980 годы», принятых на XXV съезде КПСС, отмечено: «Во всех отраслях машиностроения повысить эффективность использования металла за счет применения при проектировании новых видов машин, механизмов и оборудования прогрессивных решений, более экономичных профилей проката черных металлов и других конструкционных материалов, совершенствования методов обработки металла»¹. В решении этих задач важным звеном является дальнейшее усовершенствование сварочного производства.

Для понимания роли и значения сварки в развитии производительных сил общества важно определить ее место среди других способов соединения твердых тел.

Способы соединения твердых материалов можно разделить на механические и за счет молекулярных сил сцепления. К первой группе относятся соединения болтовые, заклепочные, клиновые и т. п., ко второй — соединения сваркой, пайкой, склеиванием цементом и пр. Соединения могут быть разъемными (допускающими разборку без разрушения соединенных деталей) и неразъемными.

В настоящее время сварку широко применяют для соединения почти всех металлов и их сплавов, стекол, пластмасс и керамики. Поэтому ее можно считать важнейшим способом соединения твердых тел. В этой книге рассматривается только сварка металлов.

Всякое конденсированное вещество (см. гл. I), твердое или жидкое, представляет собой систему атомов и молекул, связанных межмолекулярными или межмолекулярными силами сцепления. Эти силы возникают в результате взаимодействия электронных оболочек атомов. Для всех частиц тела, кроме находящихся у его поверхности, силы сцепления взаимно уравновешены. Атомы или молекулы, расположенные у поверхности тела, имеют свободные связи и в определенных условиях могут присоединять к себе другие молекулы или атомы, например адсорбировать газы либо вступать в связь с поверхностными атомами другого твердого или жидкого тела.

¹ Материалы XXV съезда КПСС. М., Политиздат, 1976, с. 184.

Таким образом, чтобы получить прочное соединение твердых тел, нужно обеспечить взаимодействие их поверхностных атомов. Для этого последние необходимо сблизить настолько, чтобы между ними могли возникнуть межатомные связи, т. е. на расстояния порядка атомных радиусов. В жидкостях такое сближение достигается сравнительно легко за счет подвижности частиц, но для твердых тел возникают значительные трудности. Их поверхности даже при самой тщательной обработке имеют неровности — выступы и впадины, размеры которых по сравнению с размерами атома огромны. При наложении поверхностей двух тел фактическое соприкосновение произойдет лишь в отдельных физических точках. Возможность сцепления атомов соприкасающихся поверхностей затрудняется тем, что в обычных условиях они всегда покрыты пленками оксидов, адсорбированных газов, всевозможных загрязнений. Эти пленки как броней защищают поверхность металла от соприкосновения.

Рассмотрим основные способы соединения твердых материалов за счет молекулярных сил сцепления.

С в а р к а. Соединение может образовываться без применения промежуточного материала, отличного от соединяемого металла, или с подачей его в зону сварки. Трудности получения прочного соединения преодолеваются нагревом соединяемых частей либо механическим сдавливанием или осадкой их. Нагрев ослабляет связи между атомами, делает их более подвижными, снижает твердость металла и повышает его пластичность — способность к пластическим деформациям. Осадка создает пластические деформации, вызывает течение металла вдоль поверхности раздела и его перемешивание, разрушает поверхностные слои металла, выводит на поверхность внутренние, свежие — ювенильные (не бывшие в соприкосновении с атмосферой) слои металла, сближает соединяемые поверхности и способствует соприкосновению их атомов. Нагрев и осадка при сварке взаимосвязаны: чем выше нагрев, тем меньше давление осадки и наоборот. Если нагрев в зоне сварки ведет до расплавления металла, осадка становится излишней. Обратный случай — холодная сварка. Соединение осуществляется высоким давлением осадки, металл остается все время холодным. Большинство способов сварки используют одновременно и нагрев и осадку.

Сварное соединение возникает в тонком слое, зона сварки носит пленочный характер. Увеличению толщины слоя сварки и повышению прочности сварного соединения могут способствовать процессы взаимного растворения, диффузии и кристаллизации металла соединяемых частей, протекающие более медленно.

Применяемые способы сварки (их существует более сотни) очень разнообразны. Их можно разделить на способы сварки плавлением (сварка в жидкой фазе) и сварки давлением (сварка в твердой фазе).

При сварке плавлением металл в зоне сварки расплавляется и переходит в жидкое состояние, соединение возникает за счет самопроизвольного слияния и взаиморастворения металла соединяемых

частей, осадочное давление обычно не применяется. Металл сварного соединения по химическому составу и структуре значительно отличается от металла соединяемых частей. Свариваемый металл не требует особенно тщательной очистки: расплавляются как металл, так и загрязнения его поверхности, переходящие в шлак.

Для сварки давлением достаточен нагрев до меньших температур, а иногда — при соответствующем увеличении осадочного давления — и вовсе не требуется (холодная сварка). Сварка давлением не изменяет химического состава металла, а структуру меняет лишь незначительно. При этой сварке есть возможность приблизиться к идеальному случаю полного тождества металлов в зоне сварки и вне ее, полной неразличимости зоны сварки при металлографическом исследовании. Сварка давлением требует более тщательной подготовки и зачистки соединяемых поверхностей.

Преимуществами сварки обычно являются высокая производительность процесса и хорошая прочность сварных соединений. К недостаткам сварки можно отнести довольно значительную стоимость и сложность оборудования, применение высоких температур, значительную потребную мощность установок.

П а й к а — процесс, родственник сварке плавлением. Шов, соединяющий детали, заполняется особым металлом — *припой*, представляющим собой специальный сплав, по составу совершенно отличный от металла соединяемых деталей и более легкоплавкий. Расплавленный припой наносится на зачищенные кромки соединяемых частей, смачивает их и по затвердевании и кристаллизации образует соединительный шов. При этом возможны также процессы взаимного растворения и диффузии.

Припои весьма разнообразны по составу и назначению. Основой припоя чаще служит олово, реже — медь, серебро. Припой должен хорошо смачивать основной металл, адгезия (прилипание) припоя к основному металлу должна превышать когезию (сцепление частиц припоя). Паяют преимущественно металлы, хотя возможна и довольно широко применяется пайка неметаллических материалов, например керамики. Наиболее характерная особенность пайки и отличие ее от сварки плавлением состоят в том, что основной металл не плавится, а в твердом состоянии смачивается жидким припоем. От клеей (см. ниже) пайка отличается наличием взаимодействия припоя с основным металлом и характером затвердевания припоя: из жидкого состояния в твердое припой переходит в узком интервале температур. Расплавленный припой практически не оказывает сопротивления сдвигу, прочность соединения возникает лишь с затвердеванием припоя. Для очистки поверхности металла от оксидов и различных загрязнений, для улучшения смачивания при пайке широко применяют флюсы.

Преимуществами пайки являются небольшой нагрев металла, возможность широкой механизации и автоматизации процесса. К недостаткам можно отнести трудности пайки изделий больших размеров, значительную стоимость и дефицитность многих припоев.

необходимость тщательной пригонки и очистки соединяемых поверхностей.

Клейка (склеивание) — наиболее универсальный способ соединения твердых материалов за счет сил молекулярного сцепления. Склеивать можно различные материалы: дерево, металлы, пластмассы, бетон, стекло, резину и т. п. С помощью клеев можно образовывать разнообразные сочетания материалов, например металла с деревом, пластмассами, резиной. Наиболее известны клеи из различных органических соединений. Клей вводится между соединяемыми частями обычно в жидком виде, реже — в форме порошка или пластинок, размягчаемых нагреванием. Введенный жидкий клей постепенно затвердевает вследствие испарения растворителя, химических реакций или полимеризации. В отличие от припоев клей с самого начала обладает некоторой, хотя и незначительной, прочностью, позволяющей удерживать детали в определенном положении. По мере затвердевания прочность клея постепенно возрастает и достигает максимума при окончательном затвердевании. Склеивание основано почти исключительно на адгезии; клей, как правило, не взаимодействует с соединяемым материалом. Прочность соединения может быть довольно высокой.

Преимуществами способа являются простота, небольшая стоимость, отсутствие нагрева, высокая универсальность, позволяющая соединять большое количество материалов в разнообразных сочетаниях. Успехи в производстве полимерных материалов и синтетических смол позволяют создавать новые, все более прочные клеи, и можно ожидать расширения применений склеивания. К недостаткам относятся снижение прочности клееных соединений уже при небольшом нагреве, старение клеев, снижающее их прочность, чувствительность некоторых клеев к воздействию сырости.

Соединение цементом широко используется в строительстве. Цементы, скрепляющие камень, бетон, кирпич, затвердевают и дают прочное соединение за счет химических реакций, причем обычно цементы взаимодействуют с соединяемым материалом.

Развитие сварки. Первые способы сварки возникли у истоков цивилизации — с началом использования и обработки металлов. Известны древнейшие образцы сварки, выполненные в VIII—VII тысячелетиях до н. э. Древнейшим источником металла были случайно находимые кусочки самородных металлов — золота, меди, метеоритного железа. Ковкой их превращали в листочки, пластинки, острия. Ковка с небольшим подогревом позволяла соединять мелкие кусочки в более крупные, пригодные для изготовления простейших изделий.

Позже научились выплавлять металл из руд, плавить его и литьем изготавливать уже более крупные и часто весьма совершенные изделия из меди и бронзы.

С освоением литейного производства возникла литейная сварка по так называемому способу промежуточного литья — соединяемые

детали заформовывались, и место сварки заливалось расплавленным металлом. В дальнейшем были созданы особые легкоплавкие сплавы для заполнения соединительных швов и наряду с литой сваркой появилась пайка, имеющая большое значение и сейчас.

Весьма важным этапом стало освоение железа около 3000 лет назад. Железные руды имеются повсеместно, и восстановление железа из них производится сравнительно легко. Но в древности расплавить железо не умели и из руды получали продукт, состоящий из мельчайших частиц железа, перемешанных с частицами руды, угля и шлака. Лишь многочасовой ковкой нагретого продукта удавалось отжечь неметаллические примеси и сварить частицы железа в кусок плотного металла. Таким образом, древний способ производства железа включал в себя процесс сварки частиц железа в более крупные заготовки. Из полученных заготовок кузнечной сваркой изготавливали всевозможные изделия: орудия труда, оружие и др. Многовековой опыт, интуиция и чутье позволяли древним мастерам иногда получать сталь очень высокого качества (булат) и кузнечной сваркой изготавливать изделия поразительного совершенства и красоты.

Кузнечная сварка и пайка были ведущими процессами сварочной техники вплоть до конца XIX в., когда начался совершенно новый, современный период развития сварки. Несоизмеримо выросло производство металла и всевозможных изделий из него, многократно — потребность в сварочных работах, которую не могли уже удовлетворить существовавшие способы сварки. Началось стремительное развитие сварочной техники — за десятилетие она совершенствовалась больше, чем за столетие предшествующего периода. Быстро развивались и новые источники нагрева, легко расплавлявшие железо: электрический ток и газокислородное пламя.

Особо нужно отметить открытие электрического дугowego разряда, на использовании которого основана электрическая дуговая сварка — важнейший вид сварки настоящего времени. Видная роль в создании этого способа принадлежит ученым и инженерам нашей страны. Само явление дугowego разряда открыл и исследовал в 1802 г. русский физик и электротехник, впоследствии академик В. В. Петров. Долгое время это крупнейшее открытие не использовалось из-за отсутствия источников тока, давших бы дешевую электрическую энергию. Лишь 80 лет спустя, в 1882 г., талантливый русский изобретатель Н. Н. Бенардос впервые в мире применил дуговой разряд для сварки и резки металлов. Дальнейшее совершенствование дуговой сварки осуществил в 1888 г. выдающийся русский инженер Н. Г. Славянов. Однако царская Россия не сумела реализовать возможности, открытые изобретениями Бенардоса и Славянова, и великое русское изобретение — дуговая сварка, как это случалось неоднократно, реализовано было за границей — в США, Германии и Англии.

На своей родине дуговая сварка нашла широкое применение только после Великой Октябрьской социалистической революции — в ходе восстановления хозяйства и индустриализации всей страны. На примере освоения сварочной техники ярко проявились преимущества планового социалистического хозяйства. Создание сварочной техники явилось одной из задач, которые пришлось решать молодому социалистическому государству. И задача была решена блестяще. Для производства электросварочного оборудования в Ленинграде был построен завод «Электрик» (1932 г.). В то время это был самый мощный завод Европы по электросварочному оборудованию. Созданные специальные учебные заведения занялись подготовкой кадров: рабочих, техников и инженеров-сварщиков. Большое внимание было уделено научным исследованиям: появились многочисленные лаборатории и институты по проблемам сварки. Особенно велика роль Института электросварки АН УССР им. Е. О. Патона в Киеве, Московского высшего технического училища им. Баумана и ряда других институтов в проведении глубоких научных исследований. Появилась богатая советская литература по сварке. За короткий исторический срок Советский Союз стал общепризнанным международным авторитетом по сварке и занял ведущее положение в этой области. Сейчас наше производство сварочного оборудования и материалов не только удовлетворяет потребности страны, но и позволяет экспортировать это оборудование и материалы. Чрезвычайно возрос международный авторитет Советского Союза в вопросах сварки, советская сварочная техника повсеместно изучается и заимствуется.

Роль сварки в народном хозяйстве нашей страны очень велика. Сварка широко применяется в промышленности, на транспорте, в сельском хозяйстве, во всех производствах, занятых обработкой металла и изготовлением всевозможных металлических изделий, — от мельчайших деталей, обрабатываемых при помощи микроскопов, до гигантских сварных конструкций, корпусов морских судов, трубопроводов протяженностью в сотни километров и т. п. Насколько можно предвидеть, сварка сохранит важное промышленное значение и в будущем. Применение ее непрерывно расширяется, захватывая новые области. Сваркой уже соединяют не только металлы, но и многие неметаллические материалы (даже кости скелета животного человека при лечении переломов). Сварка найдет широкое применение в просторах космоса и в глубинах мирового океана, освоение богатств которого становится очередной задачей для населения нашей планеты.

ГЛАВА I

СТРОЕНИЕ МЕТАЛЛОВ

Все предметы окружающего нас мира состоят из атомов. Свойства любых твердых, жидких и газообразных веществ определяются индивидуальными особенностями строения атомов, а также способом расположения и взаимной связи их друг с другом.

§ 1. АГРЕГАТНЫЕ СОСТОЯНИЯ ВЕЩЕСТВА

Всякое вещество при соответствующих температурах и давлениях может находиться в различных агрегатных состояниях и представлять собой твердое, жидкое или газообразное тело.

В твердом теле силы внутренних связей атомов настолько велики, что для изменения взаимного расположения их, т. е. для изменения формы тела, нужно приложить значительные усилия. Жидкости характеризуются сравнительно свободным перемещением частиц — атомов или молекул, однако силы связи между частицами при этом сохраняют значительную величину. Под действием этих сил свободный небольшой объем жидкости, например, собирается в каплю. Твердое и жидкое состояния иногда объединяют понятием «конденсированное состояние» или «конденсированная фаза». Атомы или молекулы газообразного вещества полностью теряют связь между собой и при отсутствии ограничений удаляются друг от друга.

В металле, находящемся в твердом состоянии, атомы фиксированы в определенном положении относительно друг друга. Тем не менее они не абсолютно неподвижны и непрерывно колеблются относительно некоторого среднего положения. Величина амплитуды и интенсивность этих колебаний зависят от температуры. При сообщении атомам металла дополнительной энергии, например нагреванием, амплитуда колебаний растет, атомы несколько удаляются друг от друга — происходит тепловое расширение металла. Дальнейшее нагревание может привести к переходу твердого металла в жидкое состояние. Описанный процесс требует затраты энергии и сопровождается поглощением определенного для жидкого металла количества тепла, называемого *теплотой плавления*. Тепло это обычно относят к единице массы и измеряют в *кал/моль* или *кал/г*.

Жидкое состояние до сих пор остается наименее изученным: нет законченной теории, достаточно полно объясняющей его особенности. Частицы жидкости расположены так же близко друг от друга, как и частицы твердого тела, поэтому уменьшение объема при

всестороннем сжатии жидкости требует больших давлений и возможно только за счет деформации электронных оболочек атомов. Во многих случаях жидкости можно считать практически несжимаемыми. Важно отметить, что для всестороннего растяжения жидкости, как и для сжатия, необходимо приложить весьма большие усилия. Но сдвигу жидкости не оказывают сопротивления, что и является причиной подвижности и легкости изменения формы жидкого тела. Нагревание жидкости увеличивает энергию частиц, которые полностью разрывают связи друг с другом. Жидкость превращается в пар, т. е. переходит в газообразное состояние. Для разрушения связей между частицами жидкого тела расходуется энергия, которую называют *теплотой испарения*.

Величины удельной теплоты испарения и плавления могут служить показателями для качественной оценки прочности связей атомов или молекул в твердых телах и жидкостях.

Если в результате испарения жидкости образуется молекулярный газ, то при нагревании происходит его диссоциация — разрушение связей, объединяющих атомы в молекулу. Этот процесс также требует затраты энергии, величина которой зависит от прочности связей. В результате диссоциации атомы приобретают полную самостоятельность.

Дальнейшее повышение температуры приводит к нарушению структуры электронных оболочек атомов. В первую очередь от своих ядер отрываются наиболее удаленные и обладающие самой большой энергией валентные электроны, затем последовательно разрушаются все более глубокие оболочки — происходит процесс ионизации. При очень высоких температурах, трудно достижимых в земных условиях, возможна многократная ионизация — ионизация с отрывом нескольких электронов от атома. В конечном счете может образоваться система из «голых» ядер атомов и свободных электронов.

Для оценки полной энергии E связей в твердых металлах следует учитывать не только сумму теплоты плавления и испарения $S_{пл} + S_{исп}$ — теплоту сублимации $S_{суб}$, но и энергию ионизации I . Теплоту сублимации приближенно можно определить из эмпирического уравнения (правила Трутона)

$$S_{суб} = 0,0235T_{кип} \text{ ккал/моль}, \quad (I.1)$$

где $T_{кип}$ — температура кипения металла при атмосферном давлении, °К.

Энергию ионизации I можно найти по значениям потенциала ионизации¹ (с учетом кратности ионизации). Тогда

$$E = S_{суб} + I. \quad (I.2)$$

Значения E для некоторых щелочных металлов приведены в табл. 1.

¹ Потенциал ионизации — это разность потенциалов, пройдя которую электрон приобретает энергию, равную работе ионизации.

Полная энергия связи E , ккал/моль

Металл	Экспериментальные данные			Теоретический расчет
	I	$S_{\text{суб}}$	E	E
Li	123,6	38,9	162,5	164,4
Na	117,8	25,8	143,6	142,5
K	99,6	19,8	119,4	121,0
Rb	98,5	18,1	116,6	117,5
Cs	89,2	16,9	106,1	106,4

Примечание. Здесь учтена энергия ионизации с отщеплением валентных электронов.

Ионизация коренным образом меняет свойства газов. В обычных условиях они состоят из электрически нейтральных атомов или молекул и поэтому независимо от состава всегда выступают непроводниками электрического тока — изоляторами. Пары металла, например ртути, — такой же непроводник тока, как воздух или водяной пар. При начавшейся ионизации газа в нем, кроме электрически нейтральных частиц, появляются частицы, электрически заряженные — свободные электроны и ионы, образующиеся из нейтральных частиц вследствие потери или присоединения лишнего электрона.

Электропроводность газа зависит от степени ионизации (см. § 13), является признаком его ионизации и позволяет количественно определять степень последней.

При высоких степенях ионизации электропроводность газа может приближаться к электропроводности металлов. Ионизированный газ, обладающий электропроводностью, называется *плазмой*. Обычно этот термин применяют к газу с достаточно высокой степенью ионизации — не ниже 10^{-4} , или 0,01%.

Незначительная степень ионизации газа есть во всяком пламени, например даже в пламени свечи или спички. Она быстро растет с температурой; при температуре 3000°C и выше газ уже можно считать плазмой. Своеобразные свойства плазмы дают основание относить ее к особому, четвертому состоянию материи.

Изучение плазмы и использование ее необычных свойств — одна из основных проблем современной науки. Распространенность плазмы в природе очень велика. Можно сказать, что мир, в котором мы живем, на 99,9% состоит из плазмы. Звезды, туманности, межзвездный газ космического пространства — это плазма; планеты, метеориты, ядра комет, имеющие низкие температуры и содержащие незначительную часть материи Вселенной, — вещество в неплазменном состоянии. Плазма играет существенную роль в некоторых

технических процессах: дуговой сварке, плазменной сварке и резке. В земных условиях плазма может быть создана лишь в специальных лабораторных установках при непрерывном подводе энергии, покрывающей потери в окружающую среду.

Явления плавления, испарения, диссоциации и ионизации постоянно наблюдаются в сварочных процессах.

При охлаждении восстановление связей происходит в обратной последовательности. Сначала восстанавливаются электронные оболочки и возникают нейтральные атомы. Последние могут объединяться в молекулы, которые по мере уменьшения их энергии все чаще вступают во временное сцепление друг с другом, пока наконец газ не превратится в жидкость. В жидкости непрерывно перемещающиеся атомы создают определенные комбинации, которые тут же разрушаются. Дальнейшее снижение температуры приводит к тому, что энергия атомов становится недостаточной для того, чтобы разрушить временно возникающие между ними связи. К зародившейся системе присоединяются новые атомы. Постепенно под действием сил внутренних связей размещение атомов упорядочивается и положение их фиксируется. Так происходит переход из жидкого состояния в твердое.

Во всех изменениях состояния, в которых при нагреве затрачивается энергия (плавление, испарение, диссоциация, ионизация), при охлаждении и обратном превращении освобождается такое же количество тепловой или другой энергии.

Разнообразные превращения вещества в химических реакциях и физических процессах управляются общим законом природы, согласно которому всякая система самопроизвольно изменяется в направлении уменьшения ее потенциальной энергии как наиболее устойчивого в данных условиях состояния. Камень на вершине холма находится в неустойчивом положении, устойчивое его положение — у подножия холма.

В устойчивом состоянии атома расположение электронов отвечает минимуму его энергии. При атмосферном давлении и температуре ниже 0°C минимум энергии дает лед, выше 0°C — вода в жидком состоянии, выше 100°C — водяной пар. Для температур ниже 911°C минимум энергии имеет α -железо, в интервале $911 - 1392^{\circ}\text{C}$ — γ -железо и т. д. Вода, переохлажденная ниже 0°C и перегретая выше 100°C , некоторое время может существовать и в жидком состоянии, но это состояние будет неустойчивым.

Принцип минимума энергии говорит лишь о вероятности направления превращения, но ничего не говорит о времени этого превращения. Камень на вершине холма может лежать тысячи лет, стальные орудия, закаленные сотни лет назад, сохраняют твердость и сейчас, так как неустойчивые закалочные структуры в стали при низких температурах имеют чрезвычайно малую, практически нулевую скорость превращения. Сухой порошок может храниться десятки лет, пока не будет внесена начальная искра, инициирующая взрыв.

§ 2. АМОРФНОЕ И КРИСТАЛЛИЧЕСКОЕ СТРОЕНИЕ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Порядок, в котором соединяются атомы при затвердевании тела, существенно влияет на его свойства. В зависимости от характера расположения атомов в твердом теле различают тела аморфные и кристаллические.

Примерами аморфных веществ являются стекло и некоторые сварочные шлаки, смолы и пластмассы. В процессе охлаждения они не кристаллизуются, а постепенно густеют, непрерывно увеличивая свою вязкость. Несмотря на наличие признаков твердого тела, аморфные вещества по существу можно считать очень вязкими сильно переохлажденными жидкостями, для которых характерно упорядоченное расположение атомов только в микрообъемах (имеется «ближний порядок»), тогда как расположение этих атомных групп во всем объеме тела хаотическое (отсутствует «дальний порядок»). Аморфное состояние вещества неустойчиво, в результате чего многие аморфные тела при соответствующих условиях самопроизвольно кристаллизуются, т. е. упорядочивают свою структуру, что ведет к уменьшению их потенциальной энергии.

При затвердевании кристаллических тел атомы располагаются в определенных, характерных для данного вещества порядке и последовательности. Примерами веществ, обладающих кристаллическим строением, могут служить металлы. Рассматривая поверхность излома металлической детали невооруженным глазом, мы не всегда наблюдаем плоские кристаллические грани, тем не менее, все твердые металлы в обычных условиях имеют кристаллическое строение. Дело в том, что видимые кристаллические грани и симметрия кристаллов являются лишь отражением внутреннего расположения атомов. В реальных же условиях образование кристаллов обычно не может происходить совершенно свободно. Этому препятствуют соседние развивающиеся зародыши, ограничивающие и стесняющие нормальный рост друг друга. Чаще всего металлы кристаллизуются в виде сростка отдельных зерен (кристаллитов) неправильной формы, границы которых отчетливо наблюдаются под микроскопом. В специальных условиях можно вырастить гораздо более крупные и правильные металлические кристаллы и даже монокристаллы, где весь объем куска металла составляет один кристалл.

От характера расположения атомов в кристалле, а также размера зерен, во многом зависят физические свойства металлов, и в первую очередь, их прочностные показатели. Металлы состоят из атомов, расположенных в строго определенном порядке и образующих правильную кристаллическую решетку.

Обычно различают четыре типа связей (в зависимости от их природы: 1) ионные; 2) ковалентные; 3) металлические; 4) молекулярные. Все они имеют электрическую природу — создаются действием электрических зарядов частиц, составляющих атомы. Если соединяемые частицы имеют разноименные электрические заряды, то связи называются *гетерополярными*. К ним можно отнести ионные и молекулярные связи. Если же заряды одноименные, то связи будут *гомеополярными*. К ним относят связи ковалентные и металлические.

Наиболее наглядна и доступна пониманию ионная связь. Здесь соединяемые вещества представляют собой электрически заряженные частицы — ионы, образуемые из атомов отщеплением электронов (положительные ионы), например Na^+ , Ca^{++} , или присоединением лишних (отрицательные ионы), например Cl^- , O^{--} . Разноименные ионы притягиваются электрическими кулоновскими силами, меняющимися обратно пропорционально квадрату расстояния между зарядами. Такое изменение сил с расстоянием сравнительно медленное и поэтому эти силы относят к дальнедействующим.

Ионная связь возникает лишь между разноименными ионами, т. е. между электроположительными и электроотрицательными атомами. Ионная связь в одноатомных телах, т. е. состоящих из одинаковых атомов, невозможна. Особенно хорошо соединяются наиболее разнородные атомы, например элементы 1-й и 2-й групп периодической системы с элементами 6-й и 7-й групп. Такие соединения хорошо известны. Это NaCl , KCl , KBr , NaF , CaF_2 , MgCl_2 , Na_2SO_4 , $\text{Ca}(\text{NO}_3)_2$ и т. д. Такие связи образуют отдельные молекулы химических соединений твердых и жидких тел любых размеров. Тела же могут рассматриваться как гигантские молекулы, построенные бесконечным повторением одинаковых соединений. Прочность ионных соединений может быть высокой, но пластичность их мала, они хрупки. Полученные соединения, как правило, не проводят электрического тока. При сближении ионов под действием сил притяжения возникают силы отталкивания, быстро возрастающие с уменьшением расстояния между ионами. В конечном счете устанавливается устойчивое расстояние между ионами, отвечающее равновесию сил притяжения и отталкивания. Ионные соединения могут существовать в твердых телах, жидкостях и газах, если они не диссоциируют при плавлении и испарении.

Труднее для понимания ковалентная (валентная) связь, часто встречающаяся в различных веществах. Широко известными примерами ковалентных соединений могут служить, например, двухатомные молекулы H_2 , N_2 , O_2 , Cl_2 . Эти молекулы отличаются большой прочностью, не уступая химическим соединениям разнородных атомов. Диссоциируют они при очень высоких температурах. Здесь образование соединений уже нельзя объяснить действием электростатических сил между разноименными зарядами. Соеди-

пьющиеся атомы тождественны и их нельзя превратить в разнополярные ионы. Ковалентная связь гомеополарна. Здесь выступают особые *обменные силы*, имеющие в конечном счете электрическую природу, но отличающиеся особыми свойствами.

Сущность ковалентной связи состоит в том, что сближающиеся атомы заставляют спаренные электроны двигаться между атомными ядрами по общей орбите, что дает значительный выигрыш в энергии. Ввиду неразличимости электронов, они периодически обмениваются местами на орбите, создавая значительные обменные силы, сближающие атомы. Чрезмерному сближению препятствуют силы отталкивания, быстро возрастающие с уменьшением расстояния между атомами. Полученные соединения часто отличаются высокой прочностью, которую можно определить по энергии диссоциации соединения. Примерами ковалентных соединений могут служить алмаз, кремний, серое олово и пр. Соединения хрупки и не способны к пластической деформации, они диэлектрики или полупроводники.

Обменные силы обратно пропорциональны 7-й степени расстояния между атомами, поэтому они близкодествующие. В отличие от кулоновских сил, они не действуют на частицы газа, не проявляются между предметами макромира. Для использования обменных сил нужно сближить атомы на очень малые расстояния, проще говоря, привести их в соприкосновение. Обменные силы играют важную роль в образовании атомных ядер, где они удерживают протоны, отталкивающиеся друг от друга с огромной силой.

Перейдем к самым важным для нас — *металлическим связям*, действующим преимущественно в металлах. Эти связи представляют собой дальнейшее развитие ковалентных связей. Здесь все «свободные» электроны связываются в общих орбитах, пересекающих весь объем металла, а все положительные ионы срастаются в неподвижную кристаллическую решетку металла. Огромные положительные заряды ионов решетки экранируются облаком электронов, образующих *электронный газ*, заполняющий весь объем металла. Расчеты показывают, что медь, например, содержит $8,4 \times 10^{28} \text{ м}^{-3}$ электронов.

Металлическая связь существует лишь в конденсированной фазе — твердом или жидком металле, газообразные пары металла уже не имеют металлических свойств. Весьма высокая концентрация электронов в металлах создает их высокую электропроводность, прочие связи, кроме металлической, создают изоляторы или полупроводники. Многочисленность разнонаправленных связей у каждого атома позволяет перемещать атомы без разрушения металла и создает высокую пластичность, позволяющую подвергать металлы большим пластическим деформациям без разрушения их (ковка, прокатка, протяжка и пр.).

В заключение упомянем о *молекулярных связях*, создаваемых силами Ван-дер-Ваальса. Все частицы — атомы, ионы и молекулы — испытывают слабое взаимное притяжение под действием этих сил.

В большинстве кристаллов молекулярные связи сравнительно с другими типами связей очень слабы. Эти связи важны в твердом состоянии инертных газов при очень низких температурах, имеют значение в анизотропных кристаллах, например селена, в различных органических соединениях. Источником сил в этом случае служит корреляция движения электронов в соседних атомах.

Как видим, формы межатомных связей достаточно разнообразны, причем различные формы могут наблюдаться не только в разных телах, но и в разных зонах одного тела. Возможно, например, образование слоев или цепочек атомов, связанных ковалентными связями, и соединение слоев или цепочек молекулярными связями, причем прочность тех и других связей может быть весьма различной. Поэтому иное твердое тело легко разделить на пластинки, волокна и т. п.

§ 4. КРИСТАЛЛИЧЕСКАЯ СТРУКТУРА ТВЕРДЫХ МЕТАЛЛОВ

Не касаясь пока природы межатомных сил связей, рассмотрим характер взаимодействия атомов в кристаллической решетке на упрощенной модели из двух атомов. Среднее расстояние

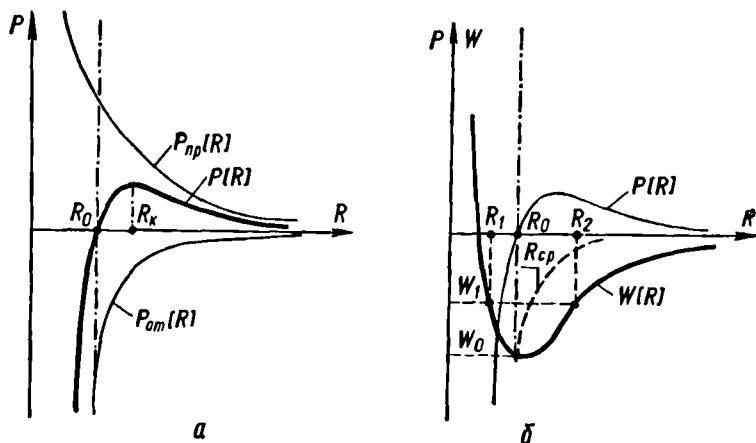


Рис. 1. Изменение силы взаимодействия атомов и величины потенциальной энергии в зависимости от межатомного расстояния в системе из двух атомов.

между атомами называется *параметром кристаллической решетки*. Величиной параметра и сил взаимодействия между атомами определяются многие физические свойства образовавшихся кристаллов. Если по оси абсцисс откладывать межатомные расстояния R , а по оси ординат — силы P взаимодействия атомов и значения потенциальной энергии W , то можно получить зависимости, схематически изображенные на рис. 1, а, б.

При большом межатомном расстоянии атомы практически не взаимодействуют друг с другом, т. е. силы их взаимодействия близки к нулю. С уменьшением расстояния до некоторого значения R_k силы притяжения $P_{пр}(R)$ возрастают быстрее сил отталкивания $P_{от}(R)$. Последующее сокращение расстояния R связано с дальнейшим увеличением сил притяжения, но силы отталкивания также растут, и растут быстрее. В результате суммарная сила $P(R)$ взаимодействия (притяжение) уменьшается и при некотором значении $R = R_0$ становится равной нулю. Дальнейшее сближение атомов приведет к тому, что силы отталкивания будут значительно больше сил притяжения. Таким образом, система из двух атомов будет стремиться к устойчивому состоянию, при котором расстояние между ними равно R_0 . По мере сближения атомов потенциальная энергия системы $W(R)$ снижается (рис. 1, б). Состояние равновесия между силами притяжения и отталкивания характеризуется минимальным значением потенциальной энергии системы. Поскольку всякая изолированная материальная система стремится к уменьшению потенциальной энергии, то положение атомов при межатомном расстоянии R_0 наиболее устойчиво.

До сих пор мы не учитывали тепловых колебаний атомов. В реальных же условиях полная энергия атомов W_1 всегда больше, чем рассмотренная W_0 , так как в результате теплообмена происходит ее приращение соответственно температуре нагрева:

$$W_1 = W_0 + \Delta W.$$

Этому реальному уровню энергии W_1 на кривой $W(R)$ соответствуют два предельных значения межатомных расстояний R_1 и R_2 . В пределах этих значений атомы совершают колебания с амплитудой $\frac{R_2 - R_1}{2}$ относительно среднего межатомного расстояния $R_{ср} = \frac{R_1 + R_2}{2}$, которое и принимается в качестве параметра кристаллической решетки.

С увеличением температуры (приростом энергии ΔW) растет амплитуда колебаний атомов, а также среднее межатомное расстояние $R_{ср} > R_0$ (рис. 1, б). Такая зависимость удовлетворительно объясняет целый ряд явлений, например увеличение объема твердых тел с повышением температуры.

Мы рассмотрели схему взаимодействия двух атомов в каком-то одном пространственном направлении. Естественно, что и по другим направлениям такое взаимодействие аналогично. Каждый атом приобретает себе «соседей» в таком количестве, в каком это возможно.

Таким образом, возникает закономерное пространственное расположение атомов, определяющее структуру кристалла. Если на время отвлечься от практически неизбежных нарушений в этом расположении, а также не принимать во внимание тепловые колебания атомов, то условно изобразить кристаллическую структуру можно в виде пространственной решетки, состоящей из точек

с одинаковым окружением. Каждая точка решетки изображает положение центра, вокруг которого атом совершает тепловые колебания. Пространственные, или кристаллические, решетки полезно рассматривать как эталоны для сравнения с ними реальных кристаллических структур. Установлено, что теоретически возможно существование 14-ти различных типов пространственных решеток. Рассмотрим некоторые из них.

Гексагональная плотноупакованная и кубическая гранецентрированная структуры. В процессе кристаллизации атомы обязательно занимают такое положение, при котором вся система имеет

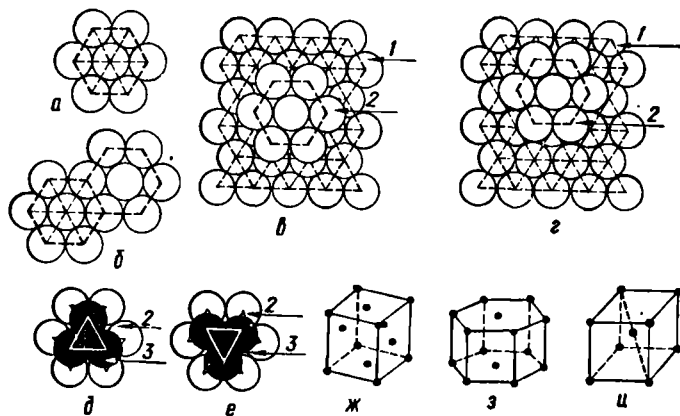


Рис. 2. Схема образования кубической гранецентрированной и гексагональной плотноупакованной кристаллической решеток; ячейка кубической объемноцентрированной решетки.

минимальное значение свободной энергии. В простейшем представлении это соответствует максимально плотному расположению атомов по отношению друг к другу.

Форма атомов не сферическая, тем не менее для простоты рассуждений и наглядности их часто изображают в виде шаров. Структуру металла в этом случае условно можно представить как совокупность одинаковых твердых шаров, находящихся в наиболее плотной упаковке.

Образование некоторых кристаллических структур, например гексагональной плотноупакованной и кубической гранецентрированной, можно объяснить на основе простейших рассуждений о возможных вариантах наиболее плотной упаковки твердых шаров.

Если на плоскости разместить 1-й слой шаров, то наибольшая плотность будет в том случае, когда вокруг одного из них, центрального, расположатся 6 шаров, касающихся друг друга (рис. 2, а). Центры шаров разместятся в вершинах правильного шестиугольника. Добавляя шары, этот шестиугольник можно повторять неограниченное число раз (рис. 2, б).

Шары 2-го слоя, наложенные поверх 1-го, попадут в углубления 1-го слоя. Здесь возможны два варианта:

1) шары лягут над центрами треугольников, соединяющих центры шаров 1-го слоя, с вершинами, направленными вниз (рис. 2, в);

2) шары расположатся над центрами треугольников с вершинами, направленными вверх (рис. 2, г).

Оба варианта, как видим, совершенно равноценны и отличаются лишь ориентацией на плоскости.

Примем расположение шаров 2-го слоя над центрами треугольников с вершинами, направленными вниз (рис. 2, в). При укладке 3-го слоя вновь возникают две возможности размещения шаров (рис. 2, д, е). Если 3-й слой расположен так же, как и 2-й, то конечная структура будет кубической гранецентрированной. Элементарная ячейка такой структуры показана на рис. 2, ж. Эту ячейку получим, приняв один из шаров 1-го слоя за угол куба. Если же шары 3-го слоя займут положение над треугольниками с вершинами вверх, то этот слой в точности повторит размещение шаров 1-го слоя и мы получим гексагональное плотноупакованное расположение шаров, которому соответствует элементарная ячейка, изображенная на рис. 2, з.

Многие металлы и их сплавы кристаллизуются по двум рассмотренным схемам: в гексагональной плотноупакованной — Zn, Mg, α -Ni, α -Ti и др., в гранецентрированной кубической — Cu, Al, Pb, Ag, Au, Pt, γ -Fe, β -Ni и пр. В связи с различиями между гексагональной плотноупакованной и кубической гранецентрированной решетками существенно различаются и свойства металлов, кристаллизующихся в этих решетках.

Кубическая объемноцентрированная структура. Приведенные рассуждения, казалось бы, дают основание утверждать, что при наличии металлической связи все вещества должны кристаллизоваться только двумя указанными способами, так как других вариантов плотной упаковки шаров не существует. Однако в природе имеется еще ряд решеток, в которых кристаллизуются металлы, что свидетельствует о большей сложности законов образования кристаллических структур.

Так, в реальных кристаллах часто встречается кубическая объемноцентрированная структура, которую невозможно получить на основе приведенных выше простейших рассуждений. В этой структуре кристаллизуются α -Fe, Mo, V, α -Cr, Na, K и многие другие металлы. Элементарная ячейка кубической объемноцентрированной решетки показана на рис. 2, и. Общим принципом, лежащим в основе образования реальных кристаллических решеток, является повышение устойчивости системы с уменьшением ее энергии.

Полиморфизм. Следует отметить, что в зависимости от энергетического состояния атомов, т. е. практически в зависимости от температуры и давления, некоторые вещества могут кристалли-

зоваться в различных структурах, причем при изменении температуры и давления возможна перестройка одной структуры в другую, более устойчивую для данных условий. Явление это называется *полиморфизмом* или *аллотропией*.

Процесс перехода вещества из одной модификации в другую можно пояснить так.

По мере повышения температуры вещества величина свободной энергии различных модификаций уменьшается с различной скоростью, и тем быстрее, чем выше удельная теплоемкость модификации. Поскольку при 0° К уровень свободной энергии модификаций различен, а убывание энергии происходит по разным законам, то

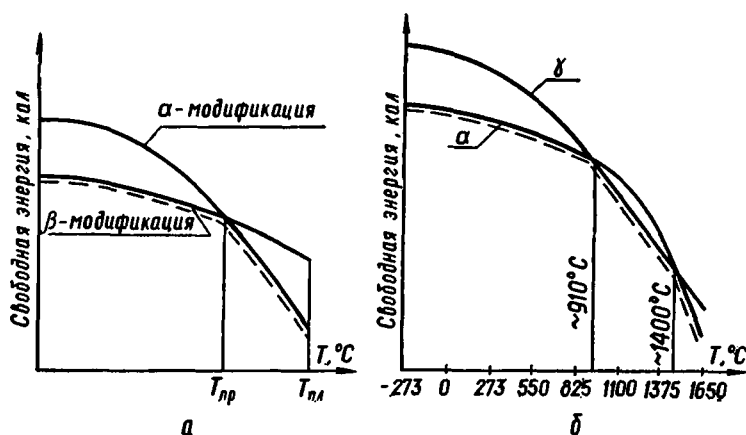


Рис. 3. Схема полиморфных превращений веществ в связи с изменением энергетического состояния в зависимости от температуры.

при некоторой температуре превращения $T_{пр}$ кривые изменения свободной энергии пересекутся (рис. 3, а). Устойчивой будет та модификация, которая в данных условиях имеет меньшую величину свободной энергии: в нашем случае — β -модификация при низких и α -модификация при высоких температурах. Переход из β - в α -модификацию произойдет при определенной температуре — $T_{пр}$.

В ряде случаев процесс полиморфных превращений несколько усложнен. Так, железо, например, имеет две модификации: α -Fe и γ -Fe. Кривые изменения свободной энергии α - и γ -модификаций железа (рис. 3, б) пересекаются в двух точках в связи с возрастанием удельной теплоемкости α -Fe в интервале температур 910 — 1400° C .

В области 0° К — 910° C устойчива модификация α -Fe с кубической объемноцентрированной решеткой. При температуре $\sim 910^\circ \text{ C}$ модификация α -Fe переходит в γ -Fe с кубической гранецентрированной решеткой. Модификация γ -Fe устойчива в интервале температур 910 — 1400° C , а при дальнейшем нагревании вновь

приобретает объемноцентрированную кубическую решетку, т. е. переходит в α -Fe¹.

Полиморфизм — явление довольно широко распространенное. Некоторые металлы имеют по три (Cr, Ca, Li, Se) и даже по четыре модификации (Mn). Полиморфные превращения, как правило связанные с изменением параметров кристаллической решетки, удельного веса и многих других свойств металлов, играют важную роль в производстве и использовании последних.

§ 5. НЕСОВЕРШЕНСТВА В СТРОЕНИИ МЕТАЛЛОВ

Идеальное расположение атомов в кристаллах, строго соответствующее типу кристаллической решетки, в реальных условиях почти не встречается. В любом реальном кристалле металла или сплава имеются различные несовершенства, т. е. отклонения от абсолютно правильного размещения атомов. Такие несовершенства существенно сказываются на всех свойствах металлов, и прежде всего, на их прочности, пластичности, упругости, коррозионной стойкости и т. п.

Нарушения правильной кристаллической структуры практически неизбежны уже при образовании монокристаллов. При объединении последних в блоки и образовании поликристаллов создаются, кроме того, дополнительные виды несовершенств. Ниже рассматриваются наиболее важные примеры несовершенств монокристаллов и поликристаллических блоков.

Упругие искажения. Под действием любой силы, независимо от ее природы, атомы кристалла смещаются из своих первоначальных положений. В результате этого кристаллическая структура искажается (рис. 4).

Упругая деформация металла, вызванная действием приложенной внешней силы, является результатом суммирования незначительных по абсолютной величине искажений размеров отдельных ячеек кристаллической решетки. Поскольку первоначальное правильное расположение атомов соответствует минимальному значению свободной энергии, а поэтому устойчиво, любое отклонение из этого положения требует дополнительной затраты работы. Работа, израсходованная на упругое деформирование металла, сохраняется им в форме потенциальной энергии атомов до тех пор, пока не сняты усилия. При соответствующих условиях эта энергия может

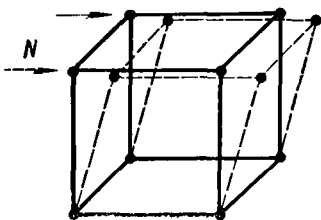


Рис. 4. Искажение кристаллической решетки под действием сил сдвига.

¹ В литературе эту модификацию иногда называют δ -Fe. В действительности она почти тождественна α -Fe — отличается от нее только расстоянием между атомами.

высвобождаются в виде механической работы, теплоты, химической энергии, электричества и т. п.

Например, сжатая пружина, распрямляясь, совершает механическую работу, равную по величине потенциальной энергии, накопленной атомами в процессе ее сжатия. Известно также, что скрученная напряженная пружина быстрее растворяется в кислоте, чем ненапряженная. Практикой установлено, что сварные соединения, имеющие высокие собственные напряжения, больше подвержены коррозии, особенно на участках концентрации напряжений. В двух последних примерах потенциальная энергия атомов, связанная с искажением кристаллической структуры, проявляется в форме тепловой и химической энергии.

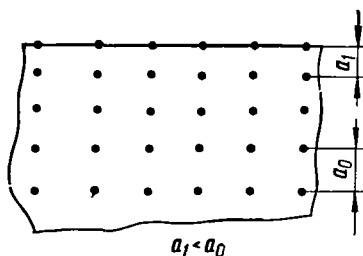


Рис. 5. Искажение параметров кристаллической решетки вблизи поверхности.

Несовершенства структуры вблизи поверхности металла. Атомы на поверхности металла находятся в особых условиях по сравнению с расположенными в глубине. Внутри кристалла каждый атом взаимосвязан с окружающими его соседними атомами. Действующие на него силы симметричны. Поверхностные атомы взаимодействуют с соседними атомами свободной поверхности, а также с атомами, расположенными внутри кристалла. Силы, действующие на по-

верхностный слой со стороны окружающей среды, обычно незначительны, а в условиях высокого вакуума — близки к нулю.

Под действием больших сил притяжения со стороны атомов, расположенных внутри кристалла, атомы слоев, прилегающих к поверхности, сдвинутся из своих нормальных положений (рис. 5). Структура металла в слоях, прилегающих к свободной поверхности, будет искажена. Всякое местное искажение кристаллической решетки связано с приростом энергии, вследствие чего любая свободная поверхность кристалла обладает некоторым запасом поверхностной энергии. Величина последней может быть оценена работой, необходимой для образования единицы новой поверхности, например, при разрушении твердого тела. Поверхностная энергия играет существенную роль в некоторых видах сварки, при адсорбции и других процессах.

Вакантные узлы кристаллической решетки. В результате непрерывных тепловых колебаний атомов некоторые узлы кристаллической решетки могут оказаться временно незанятыми (вакантными). Явление это в определенных условиях имеет массовый характер и может быть объяснено так.

Постоянство температуры всех участков кристалла характеризует только среднюю кинетическую энергию атома. В то же время каждый из них обладает собственным запасом энергии, вообще говоря, не совпадающим со средним ее значением для всего объема.

В результате теплового движения и взаимодействия атомов энергия между ними постоянно перераспределяется. Одни атомы теряют кинетическую энергию, и скорость их движения уменьшается, другие приобретают очень высокие скорости движения, преодолевают силы связей с соседними атомами, покидают свое место и перемещаются в кристаллической решетке. Возможно также, что сместившийся из своего положения атом выйдет на поверхность кристалла и вырвется в окружающую среду.

Наличие вакантного узла создает несовершенство кристаллической решетки, изменяет силы взаимосвязей. Вакантное место в узле может быть замещено соседним атомом, за счет чего в свою очередь образуется вакансия.

С повышением температуры вероятность образования вакантных мест в решетке резко возрастает. Возникает цепной процесс перемещения вакансий. Есть области, где вакансии образуются особенно интенсивно. Это поверхностные слои, границы зерен, зоны местных дефектов и т. д. Вакансии оказывают существенное влияние на свойства металлов, в особенности на процессы диффузии (см. § 36).

Удаление атомов в окружающую среду лежит в основе процесса сублимации и объясняет наличие парциального давления паров металла над кристаллом даже при нормальных температурах.

Искажение кристаллической структуры в сплавах При образовании твердого раствора атомы растворяемого элемента располагаются в решетке растворителя. Они могут замещать атомы последнего в узлах решетки либо находиться в пространстве между узлами. В первом случае получается раствор типа замещения, во втором — типа внедрения. Вид образующегося раствора зависит от соотношения размеров атомных диаметров.

Так как атомы взаимодействующих веществ различны, процесс растворения всегда приводит к искажению формы и параметров первоначальной решетки растворителя. Это искажение тем заметнее, чем сильнее отличаются атомы друг от друга. Естественно, что изменение кристаллической решетки существенно сказывается и на свойствах металла. При разработке новых сплавов в технике широко используют это явление и получают конструкционные материалы, коренным образом отличающиеся по своим свойствам от исходных.

Растворы типа замещения дают те металлы, атомные диаметры которых мало отличаются друг от друга, — не более чем на 15%. Кроме того, металлы должны быть близко расположенными в ряду напряжений и иметь сходную кристаллическую структуру. Примерами пар металлов, образующих растворы типа замещения, могут служить Fe—Mn, Au—Ag, Fe—Ni и др. Указанные пары металлов обладают сходными характеристиками межатомных связей и примерно одинаковыми размерами атомов. Большинство пар металлов, удовлетворяющих этим условиям, отличаются хорошей взаимной растворимостью.

Другим типом твердых растворов являются растворы внедрения, где атомы растворенного элемента располагаются в пустотах между атомами растворителя. Приняв сферическую форму атомов, теоретически можно показать, что диаметр растворенного атома должен составлять не более 0,59 диаметра атома растворителя. В обычных металлах мы не встречаем столь большой разницы в диаметрах, поэтому растворы внедрения образуют лишь металлоиды с наименьшим диаметром атома (C, H, N, B) и некоторые металлы переходных групп. Большая часть остальных металлов дает с указанными металлоидами соединения ионного типа (карбиды, гидриды, бориды и нитриды). Поскольку растворенные атомы имеют малые размеры, то перемещаются они в сплаве очень быстро, не дожидаясь образования вакансий в пустотах между атомами растворителя.

Твердый раствор внедрения обычно имеет структуру растворителя, в значительной мере искаженную влиянием внедренных атомов. Если при образовании сплава типа внедрения соблюдается постоянное соотношение числа атомов растворяемого элемента и растворителя, то принято считать, что мы имеем дело с соединением типа внедрения. К этому типу относятся, например, карбиды (Fe_3C) и нитриды (Fe_4N) железа. Вследствие больших искажений кристаллической решетки такие соединения мало пластичны и очень тверды.

Несовершенства, возникающие в процессе кристаллизации металла. Процесс кристаллизации металла можно условно разбить на несколько стадий: образование зародышей кристалла, развитие отдельных монокристаллов, группировка и объединение последних в поликристаллические блоки.

В начальный период кристаллизации монокристаллы развиваются из зародышей независимо друг от друга. Скорость роста, размеры и расположение их в пространстве различны и зависят от характера теплоотвода, количества жидкой фазы и т. п. В процессе роста отдельно развивающиеся кристаллы сближаются таким образом, что последние атомы жидкой прослойки становятся для них общими. Поскольку кристаллы мешают развиваться друг другу, их форма приобретает случайные очертания, не соответствующие их кристаллографической огранке, а металл представляет собой сrostок отдельных зерен — *кристаллитов*.

На границе соприкосновения нескольких отдельных кристаллитов никогда не наблюдается правильное расположение атомов, соответствующее параметрам кристаллической решетки. Прежде всего это объясняется тем, что пространственная ориентация кристаллов различна. Атомы последнего слоя жидкой прослойки между соседними зернами занимают какое-то промежуточное положение по отношению к узлам обоих зерен (рис. 6). В результате этого вдоль всей границы их соприкосновения возникают несовершенства структуры, которые распространяются в глубь зерен на несколько атомных слоев. Эти пограничные слои атомов обладают повышенным

запасом энергии и ведут себя несколько иначе, чем точно такие же атомы, расположенные в глубине зерен. Кроме того, при затвердевании последних порций металла примеси и загрязнения оттесняются к границам зерен, где содержание их становится выше, чем внутри зерна.

Наличие несовершенств и повышенного запаса энергии у атомов вблизи граней кристаллитов определяет химические, физические и механические свойства металлов. Например, при погружении в коррозионную среду границы зерен даже самых чистых металлов разрушаются быстрее, чем центральные части кристаллитов. Это явление служит одной из причин межкристаллитной коррозии. Выявление границ зерен при металлографических исследованиях также основано на разной травимости центральной части зерен и их границ. Повышенное значение свободной энергии пограничных атомов приводит к тому, что плавление металла всегда начинается у границ зерен. Важно также отметить особую склонность атомов с повышенной энергией к диффузии, за счет чего можно объяснить

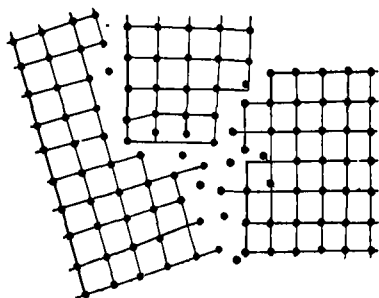


Рис. 6. Схема возникновения несовершенств на границах кристаллитов в процессе кристаллизации.

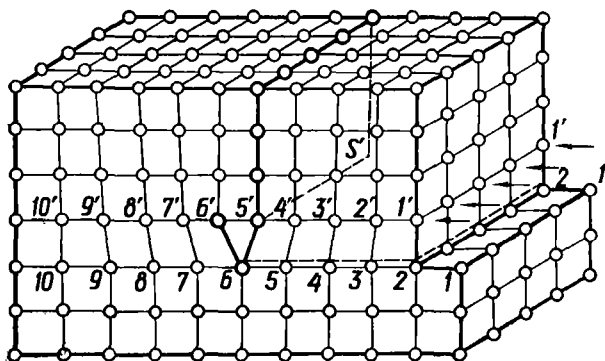


Рис. 7. Схема образования линейной дислокации под действием сдвига.

более интенсивное проникновение в металл чужеродных атомов по межкристаллитным границам.

Иногда несовершенства в металлах занимают очень малый объем и имеют точечный характер, но могут располагаться и по определенной линии или плоскости и, наконец, равномерно распределяться по всему объему кристалла. Примером линейных несовершенств являются *дислокации* (рис. 7). Если под действием сил

(или различных других причин) один слой атомов сдвигается по отношению к другому, то перемещение рядов 1, 2, 3, . . . происходит одновременно. Сначала, и на большую величину, смещаются атомы первого ряда (считая по направлению действующей силы), затем — атомы следующих рядов 2, 3, 4, . . . , причем величина смещения по мере удаления от места приложения усилий снижается до тех пор, пока не исчезнет совсем.

Между атомами нижнего ряда 6 и верхних рядов 5' и 6' образуется неестественная схема связей, при которой с каждым атомом нижнего ряда 6 связаны два атома верхних рядов 5' и 6'. Такое несовершенство структуры будет наблюдаться вдоль всего ряда 6—6'; оно носит линейный характер и называется *линейной дислокацией*. Количество дислокаций в каждом реальном кристалле велико — около 10^8 на 1 см^2 . Дислокации возникают уже в процессе первичной кристаллизации, и их следует рассматривать как неизбежные дефекты строения кристаллических тел.

Следует учитывать, что искажения решетки и повышенный запас энергии атомов будут во всех рядах, расположенных вблизи плоскости сдвига, хотя под названием «дислокация» обычно подразумевают только несовершенства по линии 6—6'.

В настоящее время установлено, что дислокации — это наиболее важный вид встречающихся в металле несовершенств. Некоторые свойства дислокаций, а также их влияние на показатели механических свойств металлов описаны в гл. II при рассмотрении особенностей пластической деформации металлов.

§ 6. МОНОКРИСТАЛЛЫ И ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ БЛОКИ

Если изучать свойства одного и того же металла на специально выращенных отдельных кристаллах и на образцах, состоящих из большого числа тех же кристаллов, объединенных в поликристаллические блоки (зерна), то оказывается, что результаты наблюдений или замеров, как правило, сильно отличаются друг от друга.

Для монокристаллов характерна прежде всего *анизотропия* свойств в различных направлениях. Явление это совершенно очевидное и естественное. Объясняется оно правильным кристаллическим строением монокристалла, а также особенностями взаимного расположения атомов и связей между ними в различных кристаллографических плоскостях. Так, для монокристалла железа по различным направлениям определены следующие значения модуля упругости E :

Кристаллографическое направление	E , кг/мм ²
По ребру куба	13 500
» пространственной диагонали . . .	29 000
» диагонали грани	2 100

Показатели других механических свойств монокристалла чистого железа также резко изменяются в зависимости от направления испытаний:

Предел текучести σ_T , кг/мм^2	8,2—13,2
Предел прочности σ_B , кг/мм^2	15,6—22,8
Удлинение в момент разрушения δ , % .	17—84

Все другие механические и физические свойства любых монокристаллов также изменяются в зависимости от того, в каких направлениях и плоскостях они определены.

Любой реальный металл представляет собой систему монокристаллов. При соединении зерен в единый агрегат свойства их границ, даже для самых чистых металлов, будут отличаться от свойств самих зерен в связи с неизбежными искажениями кристаллической решетки. В реальных металлах, к тому же, обычно содержатся различные примеси, способствующие неодновременности (избирательности) кристаллизации. Вследствие этого граничные области металла, как правило, отличаются повышенным содержанием примесей и загрязнений, химическим составом, структурой и, конечно, свойствами.

Межкристаллитные прослойки могут весьма существенно влиять на металл: упрочнять его или делать пластичным, улучшать или ухудшать его электрические и магнитные свойства, повышать или снижать его коррозионную стойкость и т. д. При переходе от монокристалла к поликристаллическому агрегату сильные изменения прежде всего претерпевают все свойства, зависящие от межкристаллитных прослоек и границ зерен.

В связи с тем, что в общем случае пространственное расположение монокристаллов в блоках статистически беспорядочно, при исследованиях свойств металлов на крупных образцах создается впечатление *изотропности* свойств (*квазиизотропность*). При этом на все свойства металла значительное влияние оказывает способ производства и последующей термической обработки. В табл. 2 приведены показатели важнейших механических свойств технически чистого железа, полученного различными методами.

Существенно отражаются на свойствах металла форма и размеры зерен, определяющих его металлографическую структуру. Измельчение зерен обычно улучшает все характеристики механических свойств — прочность, ударную вязкость, а иногда и пластичность металла. Влияние измельчения зерна на свойства чистого железа показано в табл. 3 и на рис. 8, 9.

Из табл. 3 видно, что с уменьшением величины зерен пределы прочности и текучести постоянно возрастают. Характеристики пластичности изменяются более сложно. Сначала с уменьшением величины зерна пластичность несколько падает, но затем она вновь повышается и после достижения мелкозернистой структуры (размер зерна менее 0,20 мм) становится стабильной.

Показатели важнейших механических свойств железа

Свойство	Чистое железо (мелко-зернистое)	Электролитическое железо (отожженное)	Карбонильное железо	Техническая мягкая сталь (отожженная)
Твердость HV , кг/мм^2	80	45—55	55—80	80—90
Предел текучести σ_T , кг/мм^2	12	10—14	9—17	9—25
Предел прочности σ_B , кг/мм^2	25	18—25	20—28	18—32
Относительное удлинение δ на образце $l_0 = 10 d$, %	50	50—40	40—30	40—30
Поперечное сужение ψ , %	85	80—70	80—70	80—70
Модуль упругости E , кг/мм^2	—	21 000	20 700	$(20 \div 21) \cdot 10^3$
Модуль сдвига G , кг/мм^2	—	8200	—	—
Ударная вязкость при 20°C a_n , $\text{кг} \cdot \text{м/см}^2$	30	—	18—25	27

На рис. 8 показано различие между результатами растяжения двух образцов из чистого железа — крупнозернистого (кривая II) и мелкозернистого (кривая I). Для мелкозернистого образца отчетливо заметно повышение предела упругости (точки I' и I). Ход кривой II в области более высоких напряжений свидетельствует о том, что показатели прочности тем выше,

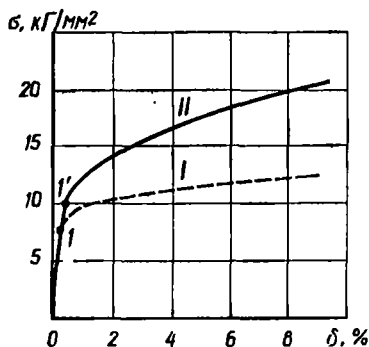


Рис. 8. Кривые растяжения образцов из чистого железа.

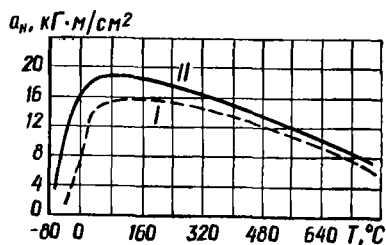


Рис. 9. Кривые зависимости ударной вязкости от температуры для чистого железа.

чем мельче зерно. Рис. 9 иллюстрирует влияние измельчения зерна на ударную вязкость железа при различных температурах. Особенно важно отметить, что для образцов с измельченным зерном (кривая II) ударная вязкость резко падает при более низких температурах, чем для образцов с крупным зерном (кривая I). Это обеспечивает нормальную работу металлоконструкций даже в зимних условиях Крайнего Севера.

При некоторых видах механической обработки металлов отдельные зерна деформируются и приобретают одинаковое взаимное расположение. Так, при холодной прокатке все зерна деформируются по плоскости наиболее легкого сдвига, вытягиваются вдоль

Влияние измельчения зерна на свойства чистого железа

Средний размер зерна, мм	Предел прочности σ_B , кг/мм ²	Предел пропорциональности $\sigma_{пц}$, кг/мм ²	Относительное удлинение δ , %
Монокристалл	14—15	3—4	30—50
9,7	16,8	4,1	28,8
7,0	18,4	3,9	30,6
2,5	21,5	4,5	39,5
0,20	26,8	5,8	48,8
0,16	27,0	6,6	50,7
0,11	28,4	11,8	50,0

направления прокатки и потому получают одинаковую ориентировку. Известно, что в этом случае изотропность свойств металла нарушается — показатели механических свойств прокатанного металла вдоль и поперек проката различны.

§ 7. ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ И ТЕХНИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ МЕТАЛЛОВ

Различают теоретическую и техническую прочность металла. При определении теоретической прочности предполагают, что исследуемый монокристалл имеет идеальную кристаллическую решетку, деформируется до момента разрушения упруго и разрушается хрупко, без пластической деформации. Техническая, или наблюдаемая, прочность определяется непосредственно экспериментом на реальных образцах со всеми присущими им дефектами.

Деформации материалов и их разрушению противодействуют силы межатомных связей, от величины и характера которых в первую очередь зависит прочность любого тела. Расчетом можно с известной степенью точности определить величину силы связи между атомами, а также минимальную теоретическую прочность при разрушении путем отрыва.

Проведем примитивный расчет теоретической прочности. Принимаем, что разрушение при отрыве происходит без пластической деформации и энергия расходуется только на образование двух новых поверхностей при отрыве, т. е. на увеличение поверхностной энергии. Таким путем мы получим явно заниженное значение, так как энергия будет расходоваться и на другие процессы; обозначим это значение как минимальное — σ_{\min}^T .

Исходя из таких соображений, М. Поляни еще в 1921 г. разработал метод определения теоретической прочности кристаллических тел. Он предположил, что для хрупкого разрушения нужно удалить один слой атомов от другого на величину межатомного расстояния

d (рис. 10). Если при этом напряжение в металле равно σ_{min}^T , кг/см^2 , а поверхность разрушения S , см^2 , то, очевидно, для такого удаления нужно затратить работу

$$A_{\text{разр}} = \sigma_{\text{min}}^T S d \text{ кг} \cdot \text{см}. \quad (1.3)$$

Приравнявая эту работу энергии образования двух поверхностей $2SF$, где $F \text{ кг} \cdot \text{см/см}^2 = F \text{ кг/см}$ — энергия, необходимая для образования одного квадратного сантиметра поверхности, установим соотношение между σ_{min}^T и F :

$$\sigma_{\text{min}}^T = \frac{2F}{d} \text{ кг/см}^2. \quad (1.4)$$

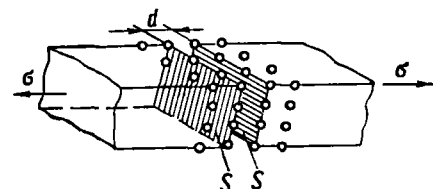


Рис. 10. Схема расчета теоретической прочности кристаллов при отрыве.

Значения F для приближенных подсчетов по формуле (1.4) иногда находят

расчетом, исходя из величин межатомных сил связей. Можно определить F и экспериментально, предположив, что величины поверхностной энергии твердых тел и жидкостей близки между собой¹.

Поскольку при разрушении кристалла не только отрываются друг от друга атомы, расположенные по поверхности разрушения, но и смещаются атомы близлежащих слоев, то максимальное зна-

Таблица 4
Значения теоретической и технической прочности для некоторых чистых отожженных металлов

Металл	Расчетная величина, кг/мм^2			Экспериментальное значение $\sigma_{\text{в}}$, кг/мм^2
	E	σ_{min}^T	σ_{max}^T	
Al	7 200	372	3 600	9,2
Cu	12 100	885	6 000	22,6
Fe	21 000	1200	10 500	30
Zn	10 000	580	5 000	13

чение теоретического разрушающего напряжения отрыва при растяжении σ_{max}^T будет значительно больше полученного из выражения (1.4). Обычно его принимают равным половине модуля упругости:

$$\sigma_{\text{max}}^T = 0,5E \text{ кг/см}^2. \quad (1.5)$$

Результаты подобных подсчетов и величины технической прочности $\sigma_{\text{в}}$ для некоторых чистых отожженных металлов приведены в табл. 4.

¹ Поверхностная энергия жидкости выражается через поверхностное натяжение, которое определяется опытным путем.

Как видим, наблюдаемая техническая прочность иногда в сотни раз меньше теоретической. Чем же объяснить такое явление? Главными причинами того, что показатели технической прочности далеко не достигают соответствующих теоретических значений, являются: наличие дефектов кристаллического строения металлов и сравнительная легкость развития пластической деформации.

Несовершенства кристаллического строения металлов несомненно снижают большую прочность поликристаллов, так как скопления их создают очаги, где в первую очередь, уже при небольших приложенных усилиях начинается разрушение. К тому же для большинства металлов пластическое течение начинается при напряжениях, которые в несколько раз ниже теоретических. Может показаться, что само определение теоретической прочности ошибочно и не представляет практического интереса. На самом деле это не так. В специальных условиях удается выращивать нитевидные монокристаллы многих металлов, в том числе и железа, с правильным кристаллическим строением, близким к идеальному. Эти кристаллы, часто называемые в литературе «усами», имеют диаметр несколько микрометров и длину — несколько миллиметров. Нитевидные кристаллы, отличающиеся почти идеальной правильностью строения, показали при испытаниях на растяжение весьма высокую прочность. Для чистых металлов были получены следующие значения σ , кг/мм^2 : Fe—1337; Cu—311; Ag—176; Zn—225. Эти значения сравнимы с теоретическими. Из сопоставления теоретической и технической прочности становятся очевидными неисчерпаемые возможности повышения прочности металлов и сплавов.

Таким образом, ознакомление с особенностями строения металлов показывает, что их свойства определяются следующими основными факторами:

- 1) характером и величиной сил связей между атомами;
- 2) типом решетки, в которой кристаллизуется данный металл;
- 3) наличием несовершенств структуры, их количеством и типом;
- 4) формой и размером зерен;
- 5) составом и свойствами межкристаллитных прослоек.

Контрольные вопросы и задания

Каков механизм перехода веществ из одного агрегатного состояния в другое?

Какие существуют межатомные силы связей, какова их природа?

Почему атомы в кристаллической решетке занимают определенное положение по отношению друг к другу?

Чем объясняется тепловое расширение твердых тел?

В чем особенности молекулярной, ионной, валентной и металлической связей? Как эти особенности влияют на физические свойства кристаллов?

Изобразите элементарную ячейку для плотноупакованной гексагональной, кубической гране- и объемноцентрированной кристаллографической решеток.

Что такое полиморфизм? В чем причины его возникновения?

Опишите основные виды несовершенств в строении реальных металлов.

Чем объясняется поликристаллическое строение металлов? Каков механизм их кристаллизации?

Каковы особенности строения металла на границах между зернами? Чем объясняются эти особенности?

Чем объясняется повышенная травимосьт **границ** зерен?

Чем объясняются различия свойств монокристаллов и поликристаллических блоков?

Как влияют размеры зерен на механические свойства железа?

Что такое теоретическая и техническая прочности металлов? Чем объясняется существенное различие в их величинах?

Чем определяются свойства металлов?

ГЛАВА II

ДЕФОРМАЦИЯ, РАЗРУШЕНИЕ И СХВАТЫВАНИЕ МЕТАЛЛОВ

Механические свойства металла — прочность, пластичность, упругость, вязкость, твердость и другие — проявляются при его деформации или разрушении и существенно зависят от характера протекания этих процессов.

При кажущейся внешней простоте механизм деформации и разрушения металлов весьма своеобразен и сложен, а потому требует подробного рассмотрения. Под действием нагрузки в деталях создаются сложные поля деформации, которые, однако, всегда можно разложить на три основных типа: сдвиг, растяжение и сжатие. Поэтому начинать изучение процессов деформации нужно с этих простейших типов, имея в виду, что выявленные закономерности в значительной степени можно распространить и на более сложные случаи.

Механизмы упругой и пластической деформаций существенно различаются между собой, вследствие чего рассмотрим их отдельно.

§ 8. ДЕФОРМАЦИЯ МЕТАЛЛА

Упругая деформация. Если к упругому телу, имеющему кристаллическое строение, приложить внешнюю силу, то под действием ее огромное число атомов сместится из своих средних положений. Вследствие этого нарушится равенство сил притяжения и отталкивания между атомами и появятся элементарные силы, противодействующие смещению. Сумма таких сил в деформируемом теле будет обязательно равна по величине и противоположна по направлению приложенной нагрузке. Силы сопротивления деформации, просуммированные на единице площади, называются *напряжением* и обычно измеряются в кг/см^2 или кг/мм^2 .

Атомы, смещенные из своих нормальных положений действием внешней силы, получают приращение потенциальной энергии,

которая после снятия нагрузки затрачивается на работу по возвращению тела в первоначальную форму.

Сначала деформация растет пропорционально величине внешней нагрузки и после разгрузки тела полностью исчезает. Такая деформация называется *упругой*. Дальнейший рост нагрузки может вызвать разрушение испытываемого металла, если он хрупкий. Если же металл пластичен, то при некотором значении нагрузки пропорциональность между деформацией и приложенной силой нарушается. После разгрузки образца деформация исчезает не полностью. Наблюдается *остаточная (пластическая)* деформация.

Смещению атомов от их средних положений под воздействием внешней силы металлы сопротивляются по-разному. Поэтому при приложении одинаковой силы одни металлы дают большую, а другие меньшую упругую деформацию.

Сопротивление материалов упругому искажению формы под действием сил оценивается модулем упругости, величина которого для деформаций растяжения (E) и сдвига (G) различна (табл. 5).

Таблица 5

Модуль упругости E , модуль сдвига G , кг/мм^2 ,
и коэффициенты Пуассона μ для некоторых металлов

Металл	E	G	μ
Сталь малоуглеродистая, Ст3	$(2 \div 2,1) \cdot 10^4$	8100	0,24—0,28
Медь (прокат)	$1,1 \cdot 10^4$	4000	0,31—0,34
Чугун серый	$(1,15 \div 1,16) \cdot 10^4$	4500	0,23—0,27
Алюминий (прокат)	$0,7 \cdot 10^4$	2700	0,32—0,36

Для изотропных упругих материалов существует зависимость между E и G :

$$E = 2(1 + \mu)G, \quad (\text{II.1})$$

т. е.

$$G = \frac{E}{2(1 + \mu)},$$

где μ — коэффициент Пуассона.

Связь между напряжением σ и величиной относительной упругой деформации ϵ при растяжении определяется широко применяющимся в технике законом Гука:

$$\epsilon = k\sigma. \quad (\text{II.2})$$

Коэффициент пропорциональности k представляет собой величину, обратную модулю упругости:

$$k = \frac{1}{E}, \text{ тогда } \epsilon = \frac{\sigma}{E}. \quad (\text{II.3})$$

Зависимость силы сопротивления атома смещению из среднего положения от величины этого смещения нелинейна. В связи с этим закон Гука не может считаться строгим. Вместе с тем нужно иметь в виду, что величина смещения атомов при упругой деформации, даже по сравнению с расстояниями между ними, очень мала, так что отклонения от закона Гука в пределах упругой области деформации незначительны.

Важно отметить, что модуль упругости мало зависит от характера термообработки металла и почти не меняется даже при большом легировании последнего. Например, для всего многообразия малоуглеродистых, низко и среднелегированных, а также большинства специальных высоколегированных сталей, резко отличающихся друг от друга по показателям прочности, пластичности и твердости, модуль упругости изменяется сравнительно мало — от $1,8 \cdot 10^6$ до $2,4 \times 10^6$ кг/см². Это говорит о том, что упругость тела определяется, глав-

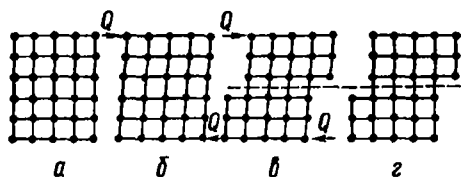


Рис. 11. Схема возникновения пластической деформации под действием сдвига.

ным образом, типом кристаллической решетки и характером связей между атомами, тогда как влияние поликристаллического строения металла второстепенно. Многие металлоконструкции проектируются не из условий прочности, а по предельно допустимым нормам деформаций (стойки, некоторые балки). Для таких конструкций не нужны высококачественные легированные дорогие стали, так как они дают те же деформации, что и дешевые малоуглеродистые.

Пластическая деформация. Одним из типов нагрузки, вызывающих пластическую деформацию, т. е. остаточное смещение атомов относительно друг друга без разрушения связей между ними, является сдвиг. Последний вызывает скольжение, т. е. относительное смещение отдельных частей тела в плоскости их соприкосновения. Эта плоскость называется *плоскостью скольжения*.

На рис. 11 схематически показан механизм возникновения остаточной (пластической) деформации под действием сил сдвига Q:

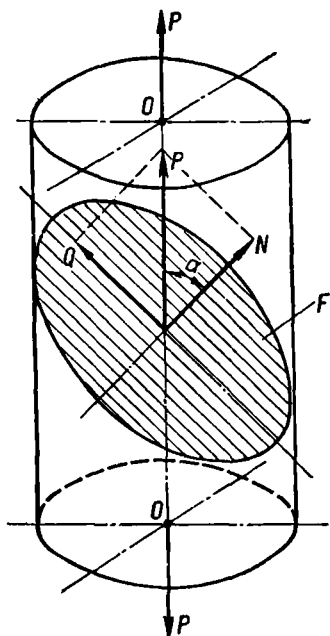


Рис. 12. Схема возникновения напряжений сдвига при одноосном продольном растяжении цилиндрического образца.

рис. 11, а — решетка ненапряженного кристалла; рис. 11, б — упругая деформация кристаллической решетки под действием сдвигающих сил Q ; рис. 11, в — увеличение упругой деформации и скольжение по плоскости, отмеченной штриховой линией на одно атомное расстояние; рис. 11, г — нагрузки Q сняты, упругие деформации исчезли, пластическая деформация сохранилась.

Скольжение может происходить одновременно во многих параллельных плоскостях, вследствие чего на поверхностях образца появляется серия уступов, аналогичных показанному на рис. 11, г. На шлифованной зеркальной поверхности они проявляются в виде микроволновых линий, показывающих направление плоскостей скольжения (линии Людерса).

Силы сдвига, а следовательно и пластические деформации, появляются при всех видах нагружения, кроме всестороннего растяжения и сжатия. Например, при одноосном продольном растяжении стандартного цилиндрического образца силы сдвига, т. е. пластические деформации, могут возникать во всех плоскостях, кроме параллельных оси $O-O$ (рис. 12) и перпендикулярных к ней. Это видно из следующих соображений.

Для некоторой произвольной плоскости F , пересекающей образец так, что угол между осью $O-O$ образца и перпендикуляром к плоскости F составляет α , растягивающая сила P может быть разложена на две составляющие: N — перпендикулярную к плоскости, или *нормальную*, и Q — действующую в плоскости, *касательную*, или *тангенциальную*. Сила N создает напряжение отрыва в плоскости F и не может привести к пластической деформации. Сила Q вызывает относительное смещение атомов в плоскости F . При достаточной ее величине она иногда становится причиной скольжения и пластической деформации. Очевидно, что $Q = P \sin \alpha$. Если поперечное сечение образца F_0 , то площадь сечения

$$F = \frac{F_0}{\cos \alpha}.$$

Касательное напряжение, действующее в плоскости сдвига,

$$\tau_Q = \frac{Q}{F} = \frac{P \sin \alpha \cos \alpha}{F_0} = \frac{P}{2F_0} \sin 2\alpha. \quad (11.4)$$

В зависимости от угла наклона плоскости величина тангенциальных напряжений изменяется от 0 до τ_{\max} . Максимальные значения тангенциальных напряжений получают при $\sin 2\alpha = 1$, что соответствует значению $\alpha = 45^\circ$. Следовательно, при растяжении изотропного образца вероятнее всего скольжение будет происходить по плоскостям, для которых $\alpha = 45^\circ$. Экспериментальная проверка показывает, что линии Людерса действительно проходят под углом 45° .

В плоскостях, перпендикулярных к оси и параллельных ей, тангенциальные напряжения равны нулю, так как при $\alpha = 0$ и $\alpha = 90^\circ$ величина $\sin 2\alpha = 0$.

§ 9. ОСНОВНЫЕ ПОЛОЖЕНИЯ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ТЕОРИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ

Реальные критические напряжения, вызывающие появление пластической деформации, на несколько порядков ниже теоретических. Такое несоответствие привело к мысли о том, что сдвиг атомов происходит не одновременно по всей плоскости скольжения, а последовательно распространяясь от места нарушения структуры в глубь металла. Этот процесс, как и многие другие, хорошо объясняется с точки зрения теории несовершенств металла, или теории дислокаций.

Рассмотрим подробнее наиболее важные виды дислокаций и их свойства.

Виды дислокаций. В металлических кристаллах на-

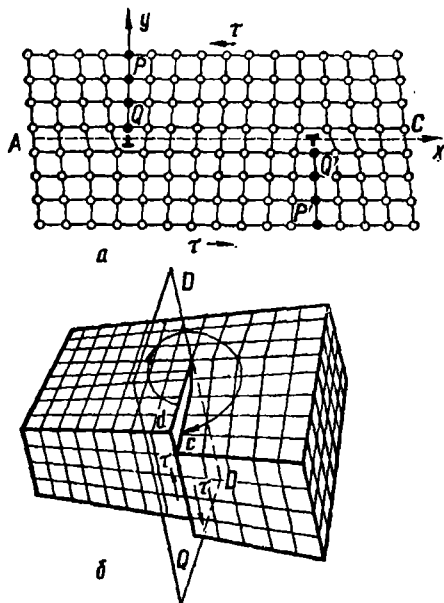


Рис. 13. Схема образования линейной и винтовой дислокаций.

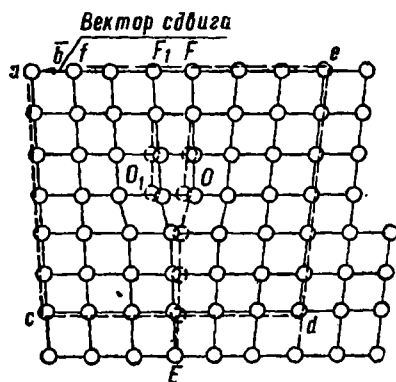


Рис. 14. Схема построения вектора Бюргерса для линейной дислокации.

иболее часто встречаются линейные и винтовые дислокации (рис. 13).

Можно представить себе, что *линейные дислокации* возникают в результате введения в идеальную кристаллическую решетку добавочных атомных плоскостей $P-Q$ и $P'-Q'$, перпендикулярных к плоскости чертежа (рис. 13, а). Если добавочная атомная плоскость (*экстраплоскость*) введена над плоскостью скольжения $A-C$, то образующаяся в таком случае линейная дислокация считается положительной и обозначается \perp . Введение экстраплоскости под плоскостью скольжения дает отрицательную линейную дислокацию, обозначаемую знаком \top .

Знак дислокации имеет существенное значение. Если, например, две дислокации разных знаков, изображенные на рис. 13, а, совместить таким образом, чтобы их экстраплоскости совпали, то,

очевидно, они взаимно уничтожаются. Совмещение же однозначных дислокаций не приведет к их исчезновению. Линейная дислокация не обязательно должна быть прямой, чаще она представляет собой замкнутую петлю, спираль и т. п.

Строение *винтовой дислокации* можно представить следующей схемой. Если мысленно надрезать кристалл плоскостью Q и сдвинуть надрезанные концы на одно межатомное расстояние (рис. 13, б), то расположенные горизонтально атомные плоскости изогнутся и создадут винтовую поверхность вокруг линии $D-D$. Следуя в направлении стрелки от точки d по первой атомной плоскости, мы придем в точку c на второй атомной плоскости и так далее по винтовой линии до нижней поверхности кристалла.

Для характеристики дислокации введено понятие *вектора сдвига* (*вектор Бюргерса*), с помощью которого оценивают величину искажения решетки, а следовательно, и энергию искажения. Чтобы пояснить это, построим контур линейной дислокации, отсчитывая от точки a одинаковое количество атомов последовательно вниз, вправо, вверх и влево (рис. 14). Получим незамкнутый контур $acdef$. Для замыкания контура нужно от точки f провести вектор в точку a — это и будет вектор сдвига. Обычно его обозначают b . Аналогичным путем можно построить вектор Бюргерса и для винтовой дислокации.

С помощью вектора сдвига можно определить силы, необходимые для перемещения дислокации, энергию ее и т. п. Вектор Бюргерса обладает некоторыми особенностями, знание которых позволяет производить с ним математические операции. К числу наиболее важных особенностей относятся следующие:

- 1) величина вектора Бюргерса вдоль линии дислокации остается постоянной;
- 2) вектор Бюргерса всегда направлен по нормали к линейной дислокации и параллелен винтовой;
- 3) вектор Бюргерса для контура, охватывающего несколько дислокаций, равен геометрической сумме их векторов.

Перемещение дислокаций. При изменении напряженного состояния кристалла дислокации могут сравнительно легко перемещаться по его объему. При этом возможны два случая перемещения дислокаций: скольжение и диффузионное перемещение.

Механизм *перемещения линейных дислокаций путем скольжения* можно проследить на рис. 15. В начальный момент экстраплоскость $Q-Q$ испытывает усилия со стороны обеих граничащих с ней нормальных атомных плоскостей

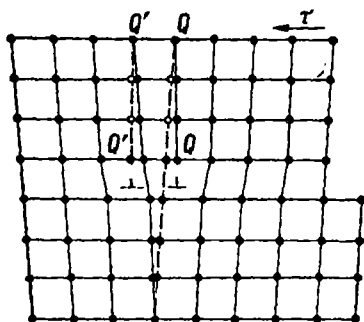


Рис. 15. Схема перемещения линейной дислокации путем скольжения.

и потому находится в равновесном состоянии. При увеличении напряжения достаточно незначительного перемещения атомов, чтобы она превратилась в обычную атомную плоскость. Теперь экстраплоскостью станет уже соседняя плоскость $Q'-Q'$, которая также находится в равновесии, а дислокация переместится на одно межатомное расстояние. При достаточной величине напряжения этот процесс может повторяться много раз до тех пор, пока дислокация

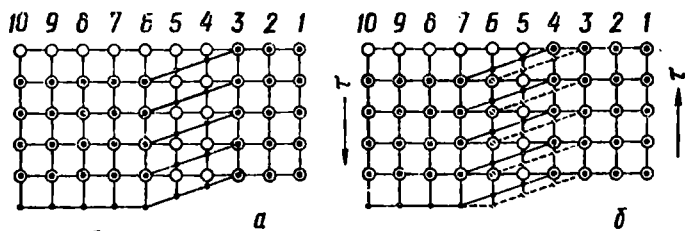


Рис. 16. Схема перемещения винтовой дислокации путем скольжения.

не дойдет до поверхности кристалла, где образуется ступенька в одно межатомное расстояние (точнее, в один вектор сдвига).

Процесс движения дислокации осуществляется очень легко, так как при этом происходит не передача масс, а только незначительное перемещение одного ряда атомов. При таком, несколько упрощенном представлении о механизме движения дислокации, ее перемещение должно происходить вообще без дополнительной затраты энергии, поскольку при любом положении экстраплоскости силы, действующие на нее с одной и другой стороны, равны.

На самом деле для каждого акта перемещения дислокации нужно преодолеть определенный энергетический барьер. Поэтому для скольжения дислокации требуется некоторое минимальное напряжение τ_p . Величину этого напряжения приблизительно определяют по формуле

$$\tau_p = G e^{\frac{2\pi\omega}{\bar{b}}} \text{ кг/мм}^2, \quad (11.5)$$

где \bar{b} — вектор Бюргерса, мм;
 G — модуль сдвига, кг/мм²;
 ω — ширина дислокации, мм;
 e — основание натуральных логарифмов.

Перемещение винтовых дислокаций происходит несколько сложнее, но по тому же принципу и так же легко, как и линейных дислокаций. Схема перемещения винтовой дислокации показана на рис. 16: рис. 16, *a* соответствует начальному состоянию, при котором эта дислокация расположена в пределах рядов 3—6; рис. 16, *б* — измененному положению дислокации, сместившейся на одно межатомное расстояние влево.

Диффузионное движение дислокаций происходит сравнительно медленно, как и вообще все процессы, свя-

занные с диффузией. Так могут перемещаться только линейные дислокации. Предположим, что вследствие диффузии край экстраплоскости $Q-Q$ (рис. 15) приобретает новые ряды атомов или, наоборот, теряет их. В первом случае дислокация будет перемещаться вниз, в глубь металла, тогда как во втором она постепенно уходит вверх и может вообще выйти на поверхность кристалла и вырваться в окружающее пространство. При комнатной температуре процессы диффузионного перемещения дислокаций протекают медленно и не имеют большого значения, но с увеличением температуры они быстро активизируются.

В реальных условиях чаще всего встречаются дислокации смешанного типа, одни участки которых являются линейными, а другие — винтовыми. Так, дислока-

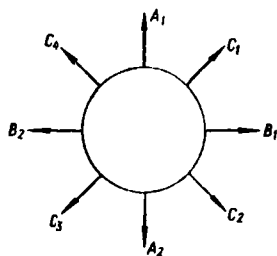


Рис. 17. Дислокационная петля.

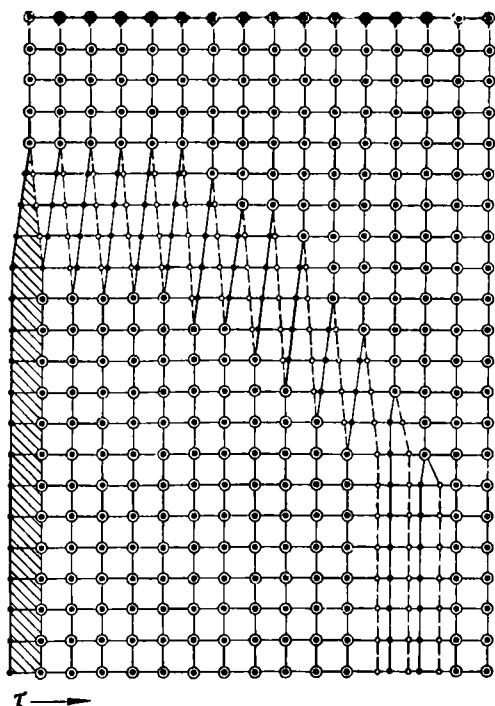


Рис. 18. Расположение атомов на участке смешанной дислокации.

ционную петлю (рис. 17) можно представить как дислокацию смешанного типа. При указанном направлении вектора сдвига участок A_1 является положительной, а A_2 — отрицательной линейной дислокацией. Соответственно участки B_1 и B_2 представляют собой правую и левую винтовые дислокации. На участках C_1, C_2, C_3, C_4 имеет место дислокация смешанного типа (рис. 18).

Образование дислокаций происходит: 1) в процессе первичной кристаллизации металла; 2) при срастании отдельных кристаллов; 3) путем превращения скопления вакансий в дислокацию; 4) из источников Франка — Рида.

Иногда в самом процессе первичной кристаллизации какая-либо причина заставляет атомы укладываться так, что они создают

дислокации. Если, например, представить себе кристалл в виде винтовой дислокации, то на его поверхности постоянно будет образовываться ступенька, в углу которой наиболее вероятно будет удерживаться атом (рис. 19). При достраивании в угол атом удерживают связи трех атомных плоскостей, тогда как в других случаях — только одной

Возможны и другие схемы кристаллизации, приводящие к возникновению дислокаций. Например, при срастании зерен или блоков, расположенных под небольшим углом θ друг к другу, на границе их, как правило, появляется цепочка линейных дислокаций (рис. 20). В этом случае расстояние D между дислокациями почти постоянно, так как зависит лишь от параметра решетки кристалла

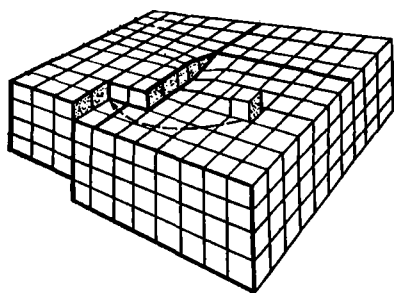


Рис. 19. Образование винтовой дислокации при кристаллизации.

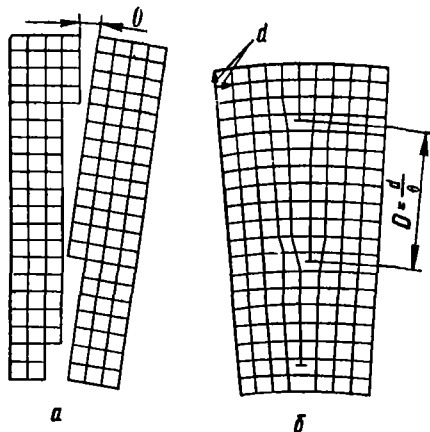


Рис. 20. Образование цепочки линейных дислокаций в процессе кристаллизации.

d и угла θ . Из геометрических соображений очевидно, что $D = \frac{d}{\sin \theta}$ или, поскольку угол θ мал, $D = \frac{d}{\theta}$.

Дислокации возникают также в результате появления вакантных узлов в кристаллической решетке и объединения их в колонии. Цепочка вакансий образует своеобразную полость, которая при соответствующих условиях может сомкнуться и дать две или большее число дислокаций.

Наибольшее значение для понимания процессов пластической деформации имеет возникновение дислокаций под действием внешней нагрузки. При нагружении образца или изделия напряжения в нем повышаются и вызывают появление дислокаций. Механизм этого процесса, описанный Франком и Ридом, заключается в следующем. Предположим, что в плоскости чертежа расположена линейная дислокация длиной l , концы которой закреплены в точках D и D' (рис. 21, а). При увеличении напряжения дислокация $D-D'$ начинает выгибаться. В начальный момент радиус r кривизны дис-

локации велик, поэтому для дальнейшего ее изгиба требуются сравнительно малые напряжения, так как

$$\tau = \frac{Gb}{2r} \text{ кг/мм}^2, \quad (\text{II.6})$$

где G — модуль сдвига, кг/мм^2 ;

b — вектор Бюргерса, мм .

С увеличением напряжения радиус кривизны уменьшается до тех пор (рис. 21, б), пока дислокация не примет форму полуокруж-

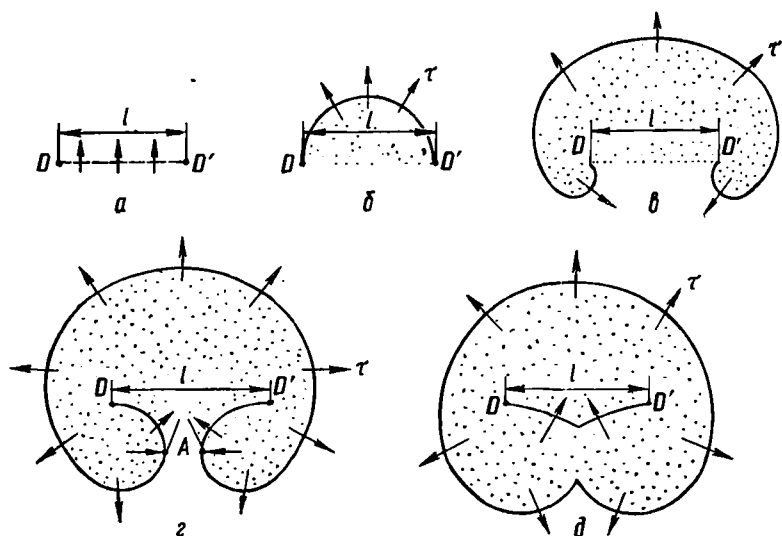


Рис. 21. Образование дислокаций из источников Франка — Рида.

ности $\left(r = \frac{l}{2}\right)$. Максимальным (критическим) напряжением в этом случае, очевидно, будет $\tau_{кр} = \frac{Gb}{l}$, из чего следует, что с увеличением размеров источника Франка — Рида критическое напряжение уменьшается, а с уменьшением — растет. Дальнейшее развитие дислокации связано с ростом радиуса кривизны (рис. 21, в) и потому может происходить без увеличения напряжения — самопроизвольно. Как только правая и левая части дислокации сомкнулись в точке А (рис. 21, г), она разделится на наружную дислокацию, которая примет форму окружности, и внутреннюю, которая возвратится в исходное положение (рис. 21, д). При достаточном напряжении этот процесс может повториться много раз. Каждая наружная дислокация, если она не встречает на своем пути препятствий, распространяется до поверхности кристалла и вызывает пластический сдвиг атомных плоскостей на один вектор Бюргерса.

В реальном металле всегда есть препятствия распространению дислокаций в виде других дислокаций, расположенных вне плоскости скольжения, или различного рода включений и т. п. Остановленные дислокации оказывают сильное влияние друг на друга, а также на источник Франка — Рида, в результате чего действие его прекращается до тех пор, пока не повысится напряжение. Большое число задержанных или вышедших на поверхность металла дислокаций образует полосу скольжения. Такие полосы можно наблюдать на поверхности пластически деформированного образца под микроскопом, а иногда и невооруженным глазом.

Препятствия движению дислокаций. В связи с тем, что в реальных кристаллах движение дислокаций затруднено различного рода препятствиями, действительное напряжение, при котором происходит перемещение дислокаций, оказывается выше теоретического и в значительной степени зависит от количества, размеров препятствий и их природы. Вследствие этого действительное напряжение, необходимое для возникновения сдвига, может изменяться в широких пределах. Наиболее существенными препятствиями становятся дислокации, расположенные в различных плоскостях скольжения, чужеродные атомы, входящие в твердый раствор, вторичные фазы, выделенные в виде самостоятельных кристаллических образований, границы зерен и др.

Увеличение числа дислокаций в объеме металла может повышать критическое напряжение сдвига и тем самым упрочнять металл. Кроме чисто силового воздействия дислокаций друг на друга, приводящего к торможению их движений, есть и другие задерживающие факторы.

Увеличение числа чужеродных атомов в металле весьма существенно затрудняет движение дислокаций и увеличивает критическое сопротивление сдвигу. Это обстоятельство является одной из причин повышения прочности металлов при их легировании элементами, образующими твердый раствор, например углеродом.

Отдельные частицы вторичной кристаллической фазы представляют собой механическое препятствие распространению дислокационных волн. Наличие в металле частиц кристаллической вторичной фазы обычно затрудняет пластический сдвиг, повышает прочность и твердость сплава.

Влияние величины зерна на характер перемещения дислокаций проявляется прежде всего в том, что крупнозернистый металл отличается большими размерами дислокаций и значительной длиной источников Франка — Рида. Эти источники начинают генерировать дислокации при меньших значениях напряжений. Кроме того, проходя через объем поликристалла, дислокации встречают меньшие сопротивления в случае более крупных кристаллов, так как границы зерен обычно содержат скопления инородных включений и дислокаций.

Некоторые способы упрочнения металла как раз и основаны на

создании препятствий перемещению дислокаций. Одним из таких способов является упрочнение наклепом. В ходе пластической деформации создается так много дислокаций, что они мешают друг другу, повышают сопротивление сдвигу, затрудняют протекание пластической деформации. На кривой растяжения этот процесс изображается участком $\sigma_t - \sigma_n$.

Зависимость сопротивления сдвигу (критического напряжения сдвига) от плотности ρ дислокаций представлена на рис. 22. При малом количестве дислокаций увеличение их числа резко снижает сопротивление сдвигу до некоторого минимального значения, соответствующего критической плотности дислокаций $\rho_{кр}$ $1/\text{см}^2$ (участок ac). Дальнейшее повышение плотности отвечает упрочнению при наклепе (участок cd). Значение $\rho_{кр}$ составляет приблизительно $10^7 - 10^8$ дислокаций на 1 см^2 и относится к хорошо отожженным металлам.

Из рис. 22 видно, что гораздо более эффективно упрочнение металлов за счет уменьшения числа дислокаций, однако в этом отношении сделано еще очень мало. Существующие методы производства металлов дают количество дислокаций, большее критического, поэтому для упрочнения металлов пока более доступен путь увеличения числа дислокаций. Уменьшение числа несовершенств в строении металла достигается при многократных его переплавах (электрошлаковом, электронно-лучевом, вакуумном и др.).

Общая схема процесса пластической деформации металлов. В поликристаллическом образце отдельные кристаллы ориентированы по отношению к действующему на них усилию произвольно. В то же время в каждом из них есть плоскости наиболее легкого сдвига. Поэтому в процессе нагружения перемещение дислокаций начинается неодновременно и происходит прежде всего в тех кристаллах, где направление плоскостей сдвига случайно совпадает с направлением максимального тангенциального напряжения. При этом дислокации, уже имеющиеся в этих плоскостях к моменту начала нагружения, движутся к границам кристаллов и к поверхности образца.

Вместе с тем, наиболее крупные источники Франка — Риды начинают генерировать дислокации. Это продолжается до тех пор, пока остановленные у препятствий дислокации не «закупорят» источники и не прекратят их действие. Дальнейшее повышение напряжений вновь активизирует эти источники; кроме того, дислокации начинают образовывать источники меньших размеров. Этот процесс происходит теперь не только в плоскостях, совпадающих по направлению с максимальным тангенциальным напряжением, но и в других, ориентированных более или менее благоприятно. Постепенно

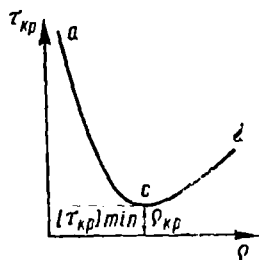


Рис. 22. Кривая зависимости критического напряжения сдвига от плотности дислокаций.

образуется объемная сетка дислокаций, расположенных преимущественно по границам зерен и блоков.

Повышение плотности дислокаций увеличивает их давление на препятствия, в результате чего может произойти разрушение последних. Если этого не случится, дислокации обходят препятствие и продолжают свое движение к поверхности образца. Некоторые остановленные дислокации оказываются закрепленными по концам и превращаются в новые источники Франка — Рида.

В процессе нагружения отдельные дислокации взаимодействуют друг с другом, взаимно уничтожаются или объединяются в колонии и группы. При достаточном напряжении группы дислокаций выходят на поверхность образца, в результате чего появляются линии скольжения. Направление этих полос определяется направлением минимальной затраты энергии и зависит как от типа кристаллографической решетки металла, так и от его поликристаллического строения.

Таким образом, пластическую деформацию поликристаллического образца или детали следует рассматривать как результат элементарных сдвигов, происходящих в отдельных кристаллах вследствие развития и перемещения дислокаций, а также других несовершенств кристаллической решетки металла.

§ 10. ПРОЦЕССЫ РАЗРУШЕНИЯ ТВЕРДЫХ МЕТАЛЛОВ

Механизм разрушения металлов может быть весьма различным в зависимости от причин, вызывающих разрушение, и условий, в которых оно происходит. Здесь речь пойдет о разрушении, вызванном сдвигом или отрывом. Разрушение вследствие сдвига на практике встречается довольно часто. В хрупких материалах оно может происходить и без пластической деформации. Так, в кристаллах с ионной связью силы притяжения строго направлены, поэтому незначительное смещение атомов из своих положений за счет сдвига приводит к нарушению связей раньше, чем атомы успевают войти в зацепление с соседними. Металлическая связь в этом отношении более гибка. При смещении одной атомной плоскости металла по отношению к другой даже на половину межатомного расстояния связи между атомами не нарушаются, благодаря чему появляется возможность пластической деформации металла. Разрушению металлов при сдвиге всегда предшествует большая или меньшая пластическая деформация. В этом случае нарушение межатомных связей происходит только при весьма интенсивном скольжении одной атомной плоскости вдоль другой, приводящем в конце к их разделению.

Гораздо чаще наблюдается разрушение металлов путем отрыва, связанное с возникновением и развитием трещин. Появление трещин в металле является результатом хрупкого разрушения его в тех случаях, когда по тем или иным причинам пластические деформации затруднены или невозможны. Образовывается и распростра-

няется трещина только при условии уменьшения свободной энергии системы в целом. Обычно этот процесс связан с местным снятием напряжений в объемах металла, прилегающих к поверхностям раздела. Вместе с тем, образование трещины требует увеличения поверхностной энергии. Чтобы общая свободная энергия металла, в котором появились трещины, снизилась, работа, совершенная в результате устранения упругих искажений, должна быть больше или равна приращению энергии за счет образования двух новых свободных поверхностей. Рост трещины наблюдается лишь в том случае, если для объемов металла у ее концов будут справедливы аналогичные энергетические соотношения.

Образование трещин в металле главным образом происходит под действием нормальных напряжений отрыва, благодаря чему направление трещин всегда близко к плоскости, перпендикулярной к максимальному растягивающему напряжению.

Можно назвать следующие основные причины появления хрупких разрушений: 1) низкая пластичность металла; 2) высокая скорость пластической деформации; 3) наличие в металле поля объемных напряжений растяжения; 4) местная концентрация напряжений.

Примером хрупких разрушений, обусловленных низкой пластичностью металла, могут служить трещины, возникшие при сварке чугуна и закаливающихся сталей.

Под действием приложенных усилий пластическая деформация протекает весьма быстро, тем не менее для каждого металла существует своя критическая скорость деформации, превышение которой ведет к хрупкому разрушению. Так, при обычных скоростях нагружения малоуглеродистая сталь вполне пластична, тогда как при нагружении взрывом пластической деформации нет, а наблюдается типичное хрупкое разрушение.

Объемно-напряженное состояние растяжения препятствует протеканию пластической деформации и тем самым способствует появлению хрупких разрушений даже в металлах с довольно высокой пластичностью. Например, при сварке элементов различной толщины из одного и того же металла возможность появления трещин в сварных соединениях толстых элементов возрастает, так как в этом случае могут возникать значительные собственные напряжения растяжения по всем трем координатным направлениям.

Хрупкому разрушению способствует местная концентрация напряжений в случае надрезов, трещин, резких изменений сечения и пр.

Характер разрушения зависит от температуры, при которой оно происходит. Переход от пластической деформации к хрупкому разрушению при изменении температуры хорошо объясняется схемой А. Ф. Иоффе. Согласно ей характер разрушения металла при данной температуре определяется соотношением предела текучести и хрупкой прочности, т. е. прочности металла в хрупком состоянии. Поскольку последняя не зависит от температуры, а предел текучести с понижением температуры значительно увеличивается, то

при определенных условиях кривые изменения этих двух величин пересекутся, что будет соответствовать критической температуре хрупкости T_k (рис. 23, а).

Если при данной температуре и скорости нагружения предел текучести σ_t достигается быстрее предела хрупкой прочности $\sigma_{отр}$, разрушение будет вязким, если $\sigma_{отр}$ достигается раньше, чем σ_t , разрушение — хрупкое.

На рис. 23, а показано влияние внешних факторов — напряженного состояния и скорости нагружения, а на рис. 23, б — внутрен-

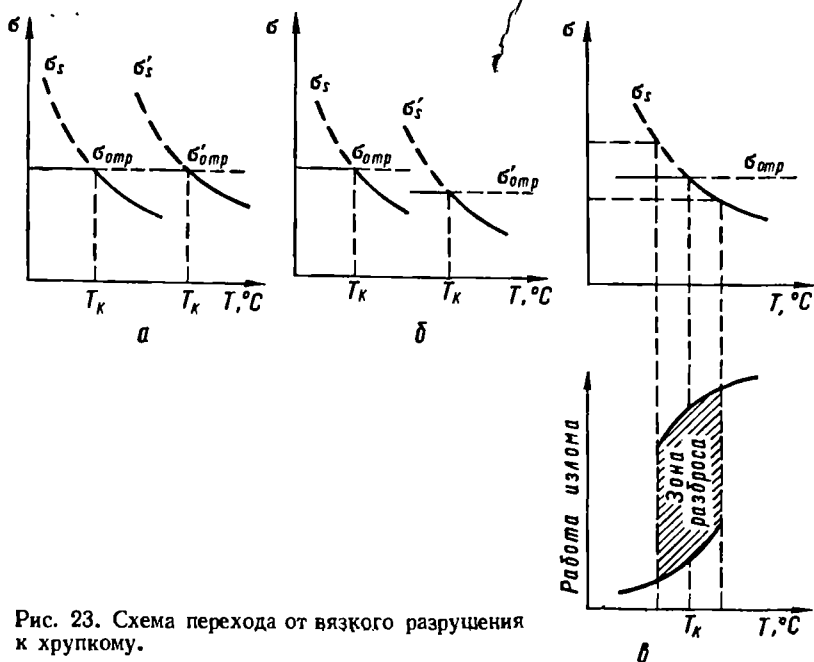


Рис. 23. Схема перехода от вязкого разрушения к хрупкому.

них — химического состава стали и структурного состояния на предел текучести σ_t и хрупкую прочность $\sigma_{отр}$. В первом случае критическая температура хрупкости T_k повышается, во втором — может и повышаться и понижаться. При этом нужно учитывать, что величина хрупкой прочности имеет разброс, поскольку хрупкое разрушение стали значительно зависит от наличия в ней дефектов и неоднородностей. Действительное пересечение кривых предела текучести и хрупкой прочности наблюдается в некоторой области рассеяния, которая определяет температурные границы так называемого критического интервала хрупкости (рис. 23, в).

На склонность стали к переходу в хрупкое состояние наиболее значительно влияет понижение температуры, увеличение скорости нагружения и концентрация напряжений. Поэтому при исследовании склонности стали к хрупкости в качестве независимой пере-

менной принимают температуру, испытывая на ударном копре образцы с надрезом. Тогда работоспособность материала оценивают критической температурой хрупкости и температурным интервалом перехода от вязких изломов к хрупким.

Процесс хрупкого разрушения разбивают на две стадии: зарождение трещины и ее распространение. При зарождении трещины имеет место некоторая пластическая деформация металла, обнаруживаемая по матовой поверхности на изломе. Стадия распространения трещин характеризуется процессом непрерывного роста их. При этом впереди фронта главной трещины появляются микротрещины, распространяющиеся в радиальном направлении до встречи с другими микротрещинами. Поскольку эти микротрещины не лежат в одной плоскости с главной трещиной, то после их слияния по краям последней образуются уступы в виде «шевронного» узора. При больших скоростях распространения края трещины теряют шевронный узор и становятся гладкими. Считают, что при любой скорости распространения хрупкой трещины на развитие новой поверхности ее затрачивается энергия упругой деформации, накопленная в самом металле, тогда как действие внешних сил еще не сказывается на этом процессе.

Дефекты сварной конструкции (подрезы, трещины, неметаллические включения и др.) выступают концентраторами напряжений и могут стать началом хрупких трещин. В этом случае образованию последних способствуют удары, резкие изменения температуры, коррозионная среда и др. Так как эти факторы трудно исключить, важно не создать в металле условий для перехода первой стадии зарождения хрупкой трещины во вторую. Поэтому металл должен обладать известной способностью затормозить рост хрупкой трещины.

Распространение трещин происходит не мгновенно, а в каждом случае имеет свою определенную скорость. Так, при ударном разрушении образца из хрупкой хорошо закаленной стали скорость распространения трещины очень велика — 2000 м/с к. В условиях статического нагружения трещины могут развиваться годами, так как скорость их распространения очень мала. В пластичных металлах эта скорость значительно снижается.

Микрообъемы металла, расположенного у концов трещин, находятся в особых силовых условиях. Здесь, как правило, наблюдается высокая концентрация напряжений, приводящая к развитию трещин даже при низких средних напряжениях. Пластическая деформация распределяет эти напряжения в большом объеме, снижая коэффициент их концентрации и приостанавливая распространение трещины до тех пор, пока не исчерпаются пластические свойства металла.

Существенно влияет на возникновение трещин характер поля напряжений. Известно, что равномерное всестороннее растяжение делает невозможной пластическую деформацию. Поэтому перераспределение напряжений при таком нагружении не наблюдается,

в результате чего даже в очень пластичных металлах разрушение будет происходить путем отрыва. В углах трещин/надрезов и других подобных дефектов создаются поля объемного, трехосного напряжения, затрудняющие пластические деформации и способствующие хрупкому разрушению отрывом.

Способность металла тормозить развитие трещины находится в обратной зависимости от особой характеристики — чувствительности к надрезу. Меньшая чувствительность к надрезу, свойственная вязким металлам, наблюдается также у металлов, обладающих неоднородной структурой, которая затрудняет развитие трещины.

В настоящее время существует большое количество методов определения температуры перехода в хрупкое состояние. Эти методы разделяются на три группы:

1) определение порога хладноломкости путем испытания на поперечный изгиб на маятниковом копре образцов с различными типами надреза;

2) установление температуры перехода в хрупкое состояние с помощью специальных натуральных образцов значительных размеров;

3) определение сопротивления стали распространению трещин (чувствительности к надрезу).

§ 11. СХВАТЫВАНИЕ МЕТАЛЛА

Все многообразие сварочных процессов, способов и приемов по существу преследует одну и ту же цель: создание условий для сцепления поверхностных частиц соединяемых деталей. В зависимости от способа сварки это сцепление может возникать между частицами тел, находящимися либо в жидком, либо в твердом состоянии. В жидкой фазе — между жидкими компонентами в процессе совместного расплавления свариваемых частей и последующей кристаллизации металла шва, в твердой фазе — между поверхностными частицами твердых тел. Возможны и промежуточные случаи, когда силы сцепления возникают между твердым металлом и расплавом. Механизм возникновения, законы и особенности этих сил весьма своеобразны.

Возникновение сил сцепления при сварке в жидкой фазе. Одним из наиболее широко применяемых способов создания межатомных связей между свариваемыми твердыми телами является расплавление объемов металла вблизи соединяемых поверхностей, создание общей для обоих тел ванны расплавленного металла и последующая кристаллизация из нее металла шва. Чтобы обеспечить прочность сцепления, в этом случае достаточно расплавить соединяемые детали на минимальную глубину — несколько десятков атомных слоев. Однако на практике иногда требуют минимально допустимой глубины проплавления (провара), главным образом для гарантии равномерного прогрева и сплавления деталей по всей свариваемой поверхности.

Возникновение связей при сварке плавлением начинается с взаимодействия капель компонентов, расплавленных в общей ванне, и существенно зависит от их физических свойств, взаимной растворимости, величины поверхностного натяжения, различий в плотности и т. п. Характер взаимной растворимости жидких компонентов при сварке плавлением допускает следующие комбинации:

- 1) образование неограниченных взаимных растворов в твердом и жидком состоянии;
- 2) ограниченная растворимость металлов друг в друге;
- 3) невозможность образования свариваемыми металлами взаимных растворов.

К первой группе относятся все случаи соединения одинаковых металлов, а также таких пар, как Fe—Ni, Fe—Cr, Ni—Mn, Ag—Au и др. Здесь сцепление осуществляется еще в жидкой фазе, самым естественным и надежным путем — в результате диффузии и взаимного растворения металлов друг в друге. При последующем охлаждении кристаллы строятся из атомов обоих металлов, причем вблизи поверхности расплавления наблюдается гамма структур, отвечающих различному процентному содержанию компонентов в растворе. Процессы растворения и диффузии в данном случае как бы увеличивают поверхность сцепления и обеспечивают высокую прочность сварного соединения.

Ко второй группе можно отнести такие пары, как Fe—Cu, Cu—Zn и др. В связи с наличием некоторой взаимной растворимости этих металлов образуются растворы предельного насыщения, а также отдельные частицы избыточных фаз. Процессы кристаллизации в каждой из фаз происходят раздельно. Вследствие этого конечная структура металла шва представляет собой некоторую основу, содержащую в виде включений конгломерат частиц избыточных фаз. В такой структуре значительную роль приобретают связи по границам между частицами, хотя вполне возможны и внутрикристаллические связи.

К третьей группе можно отнести такие пары разнородных металлов, как Fe—Ag, Fe—Mg, Fe—Pb, практически не дающих растворов друг с другом. Совместно расплавляемые частицы этих металлов обычно сильно измельчаются и перемешиваются, однако при последующем охлаждении успевают отчасти коагулировать и кристаллизуются в виде отдельно расположенных зерен компонентов, не имеющих общих кристаллов и соединенных между собой только силами сцепления на пограничных межкуристаллитных поверхностях. Такой тип межзатомных связей, согласно ранее сделанным определениям, характерен для различных процессов пайки. В условиях сварки межкуристаллитные связи имеют второстепенное значение.

Возникновение сил сцепления при сварке металлов в твердой фазе. Термин «схватывание» относят главным образом к образованию соединения между твердыми металлами при низких температурах. В соответствующих условиях этот процесс протекает очень

быстро, практически мгновенно. Внезапность его и отражается термином «схватывание».

Возникает вопрос, почему два твердых металла, например две металлические пластины с тщательно зачищенными и хорошо пригнанными поверхностями, не обнаруживают никаких признаков соединения или «схватывания» не только при соприкосновении, но и при сдавливании достаточно большими давлениями? Объяснить это повседневно наблюдаемое явление не так просто. Одной из причин его следует считать неметаллические пленки, покрывающие сплошной довольно прочной броней поверхность всякого твердого тела.

Пленки, образующиеся на металлической поверхности, имеют различное происхождение, состав и свойства. Это может быть слой оксидов различного состава и толщины, обычно отличающийся значительной твердостью и хрупкостью. Толщина слоя оксида увеличивается иногда на протяжении многих лет.

Пленки образуются и без химического взаимодействия — за счет физического процесса адсорбции. Известно, что у атомов, лежащих на поверхности твердых или жидких тел, заняты не все связи. Частицы, приблизившиеся к поверхности металла, захватываются свободными связями атомов и просто присоединяются, «прилипают» к ней. Пленки такого рода состоят из жиров и масел, с которыми металлы часто соприкасаются при обработке. Для образования тонкой жировой пленки, например, достаточно прикоснуться к металлу рукой. Жировые пленки, в отличие от окисных, мягки, эластичны, могут растягиваться, увеличивая площадь и уменьшая толщину во много раз. Они с трудом разрушаются и очень устойчивы.

Но не жировые и окисные пленки являются главным препятствием к образованию соединения. Основной причиной, мешающей схватыванию поверхностей, служит возникновение на них слоя адсорбированных газовых молекул. Более удаленные от поверхности молекулы или атомы газа слабо связаны с металлом и сравнительно легко удаляются. Самый нижний мономолекулярный слой газовых молекул, лежащий непосредственно на поверхности металла, связан с ним чрезвычайно прочно. Количество адсорбированных газовых молекул примерно соответствует числу поверхностных атомов металла, плотность вещества в мономолекулярном слое близка к плотности твердого тела. Давление, с помощью которого можно получить такую же плотность газообразного вещества, составляет сотни, а иногда и тысячи атмосфер.

Прочность сцепления мономолекулярного слоя сравнима с прочностью металла, вследствие чего при низких температурах адсорбционную пленку можно удалить, только срезав ее вместе с металлом. Однако на зачищенной поверхности очень быстро образуется новый мономолекулярный слой из газовых молекул окружающей среды. Расчет показал, что в сухом атмосферном воздухе при нормальном давлении и комнатной температуре мономолекулярный слой на зачищенной поверхности восстанавливается за $2,4 \cdot 10^{-9}$ сек,

а при любом другом давлении время восстановления выражается формулой $\tau = \frac{1,8 \cdot 10^{-6}}{p}$, где τ — время восстановления, сек; p — давление воздуха, мм рт. ст.

В высоком вакууме «чистая» поверхность может сохраняться достаточно долго, например, для $p = 10^{-10}$ мм рт. ст. время $\tau = 18\,000$ сек = 5 ч. Поэтому в высоком вакууме, например в космическом пространстве, при повреждении мономолекулярного слоя изделия из металла могут схватываться при случайном соприкосновении, что будет препятствовать перемещению соприкасающихся частей различных механизмов.

Схватывание при низких температурах отличается характерными особенностями: оно практически бездиффузионно; соединения разнородных металлов не имеют переходных слоев; образование интерметаллидов и других соединений происходит настолько быстро, что может считаться практически мгновенным. Схватывание возможно не только при комнатной температуре, но и при температуре жидкого азота.

Явление схватывания металлов при низких температурах используется в холодной сварке. Здесь чистая металлическая поверхность обычно образуется за счет значительной пластической деформации слоев металла, текущих вдоль поверхности раздела. При этом сдвигается поверхностный слой металла, выводятся на поверхность свежие, ювенильные слои, которые схватываются в условиях полной изоляции от окружающей среды.

Тесно связано со схватыванием другое интересное явление. При испытании на усталость образец разрушается после определенного числа циклов переменной нагрузки. Металл, испытываемый в высоком вакууме, выдерживает значительно большее число циклов; он как бы «не устает». При усталостном испытании металл разрушается вследствие возникновения и постепенного развития сетки трещин. При обычных испытаниях в трещину попадает воздух, который образует мономолекулярные слои на ее стенках и делает невозможным сращивание последних при соприкосновении. В высоком вакууме возникающие трещины тут же «залечиваются» путем сращивания соприкасающихся стенок.

Помимо пленок, получению прочного соединения мешают неровности, выступы и впадины. Даже на тщательно отшлифованной поверхности металла есть многочисленные неровности, размеры которых по сравнению с размерами атомов и межатомных расстояний огромны. Если две металлические поверхности находятся под небольшим давлением, то площадь их действительного соприкосновения, происходящего по вершинам выступов, по сравнению с кажущейся поверхностью соприкосновения очень мала. При увеличении давления выступы начинают деформироваться, высота их уменьшается и площадь действительного соприкосновения возрастает. Но с началом смятия выступов быстро растет прочность и твердость металла, из которого они состоят, и начинается деформация металла

под ними. На рис. 24 показана деформация шариком металлической поверхности, на которую предварительно были нанесены риски. Как видим, при вдавливании его на довольно значительную глубину выступы сохранились, у них лишь немного смялись вершины. Таким образом, применяя нормальное давление, трудно добиться полного уничтожения выступов и впадин. Для этого нужны высокие давления. Более плотное соприкосновение поверхностей достигается пластической деформацией с перемещением металла вдоль поверхности.

В сварке металлов, схватывании и получении прочного соединения большое значение имеют обменные силы, соединяющие атомы

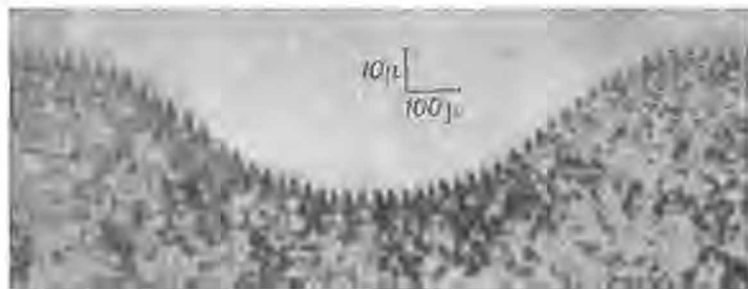


Рис. 24. Деформация вдавливанием шарика выступов, имеющих на поверхности стали.

(см. § 3). Эти силы относятся к близкодействующим и проявляются лишь при соприкосновении атомов, для которого необходимы большие сжимающие усилия (осадка) и значительная пластическая деформация, перемещающая атомы.

У разнородных металлов решетки, конечно, отличаются своими параметрами друг от друга. Поэтому при сваривании совпадение в расположении атомов может быть лишь случайным и распространяться на небольшое число их.

Следует иметь в виду, что при сварке частей из одного металла возможность встречи двух одинаково ориентированных кристаллов очень мала. Как правило, соприкасаются будут монокристаллы с различной ориентацией кристаллических решеток (рис. 25). В этом случае соединяться атомы могут только при условии искажения решеток, на что нужна определенная затрата энергии. Величина этой энергии зависит от свойств свариваемых металлов. Если энергии, освобождающейся при уничтожении двух соединяемых поверхностей, для перестройки и искажения решеток в граничном слое будет достаточно, то соединение может произойти самопроизвольно, без дополнительного внешнего воздействия. В противном случае к границе раздела нужно подвести некоторую энергию активации. Практически этого достигают различными способами, например подогревом соединяемых частей, при котором увеличивается энергия и

амплитуда тепловых колебаний атомов, усиливаются процессы диффузии, облегчается сцепление.

Повышение температуры активизирует процессы сцепления в силу таких причин:

1) в результате нагрева повышается энергетический уровень атомов, благодаря чему перестройка решетки при контакте различно ориентированных монокристаллов облегчается;

2) повышение температуры облегчает пластическую деформацию металлов и снижает величину усилий, нужных для сдавливания образцов;

3) уменьшаются собственные напряжения, которые иногда могут разрывать уже образовавшиеся соединения;

4) при достаточно высоких температурах в некоторых случаях возможно растворение окисных пленок специальными флюсами.

Применение нагрева в корне меняет рассмотренную картину соединения металлов при низких температурах. Нагрев снижает твердость и повышает пластичность металла. Возрастает амплитуда тепловых колебаний атомов и число атомов, которые по-

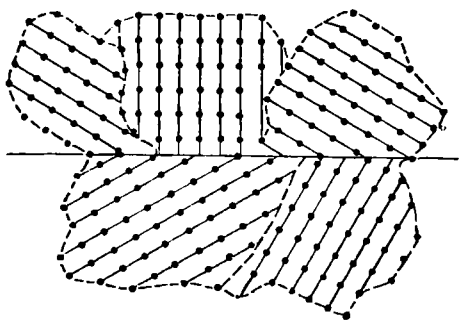


Рис. 25. Схема ориентации кристаллических решеток отдельных зерен для свариваемых частей из одного металла.

кидают свои положения в кристаллической решетке, образуют вакансии и свободно странствуют по объему металла. Падает величина напряжений, возникающих при сварке. Резко повышается скорость диффузии, причем атомы получают способность диффундировать не только по объему металла, но и через слой оксидов и тонкие зазоры между поверхностями. Разрушаются пленки на поверхности металла: жировые выгорают, окисные частично растворяются в металле. Благодаря этому отпадает необходимость тщательно зачищать металл. Диффузия приобретает особо важное значение, так как расширяет зону соединения и делает ее объемной.

Нагрев не только усложняет процесс, но и имеет другие отрицательные стороны: поскольку диффузия в твердых металлах — процесс медленный, при нагревании приходится давать выдержку, часто измеряемую минутами; в случае сварки разнородных металлов возникают переходные зоны, иногда с нежелательными свойствами.

Активизацию процессов сцепления широко применяют во всех видах высокотемпературной сварки в твердой фазе: контактной, газопрессовой, кузнечной и др. При ультразвуковой сварке аналогичного эффекта достигают за счет энергии ультразвуковых колебаний. При сварке ядерной энергией пограничные частицы приводятся в движение и даже перемешиваются в результате

бомбардировки их «осколками» ядер, распавшихся под действием нейтронного облучения.

К числу других процессов, улучшающих сцепление металлов, следует отнести диффузию, растворение, смачивание, рекристаллизацию и т. д. Развитие этих процессов способствует увеличению поверхности сцепления и сил связей, повышению прочности сварного соединения.

Сцепление твердых металлов с расплавленными. Процессы сцепления между двумя металлами, один из которых находится в твердой, а другой в жидкой фазе, служат отличительным признаком пайки, однако и в условиях сварки они оказывают большое влияние на качество сварных соединений. Так, от смачиваемости основного металла расплавом зависит форма шва, а следовательно, и вибропрочность сварных соединений.

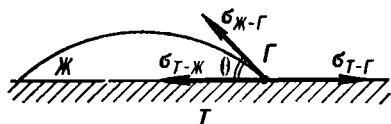


Рис. 26. Схема поверхностных натяжений при смачивании твердого тела жидким.

Хорошо известно, какие неприятности доставляет сварщикам сцепление жидких капель с основным металлом — налипание брызг. Это явление наблюдается особенно часто при сварке в углекислом газе, порошковой проволокой без флюса, при ручной дуговой сварке.

Описаны также процессы, по своей физической сущности занимающие промежуточное положение между сваркой и пайкой — омеднение, алитирование и др. При их осуществлении решающую роль играет сцепление между жидким расплавом и твердым металлом.

Необходимым условием установления металлической связи между атомами твердого и жидкого металла является сближение атомов, которое достигается при смачивании твердого тела жидким. С энергетической точки зрения самопроизвольно такое смачивание будет происходить только в том случае, если работа сил притяжения между жидкостью и твердым металлом (работа адгезии) будет равна или больше работы сил притяжения частиц жидкости друг к другу (работа когезии).

Смачивание зависит от химического сродства между контактирующими металлами, и в первую очередь, от их взаимной растворимости. Металлы, образующие взаимные растворы или химические соединения и имеющие общие фазы на диаграмме состояний, обычно обладают хорошей взаимной смачиваемостью. Как правило, металлы хорошо смачиваются собственным расплавом. Нерастворимые друг в друге металлы чаще всего обладают плохой взаимной смачиваемостью (Fe—Pb, Al—Pb, Cu—Pb). Отмечено также, что смачивание улучшается при меньшей разнице температур плавления.

Измеряют смачивание косинусом краевого угла смачивания θ (рис. 26):

$$\cos \theta = \frac{\sigma_{т-г} - \sigma_{т-ж}}{\sigma_{ж-г}}, \quad (II.7)$$

где $\sigma_{т-г}$, $\sigma_{т-ж}$, $\sigma_{ж-г}$ — поверхностное натяжение соответственно на границе раздела твердое тело — газ, твердое тело — жидкость, жидкость — газ.

При $\theta < \frac{\pi}{2}$ смачивание твердого металла расплавом происходит тем интенсивнее, чем меньше угол θ . Идеальная смачиваемость достигается при $\theta = 0$.

Растекание расплава по поверхности, или смачивание, осуществляется главным образом за счет поверхностной диффузии и поэтому облегчается при повышении температуры.

В реальных условиях поверхностное натяжение и растекание зависят от чистоты, состояния поверхности твердого тела, от состава расплавленного металла и других причин.

Введение в расплав поверхностно-активных примесей понижает $\sigma_{ж-г}$ и увеличивает $\cos \theta$, т. е. улучшает смачиваемость твердого тела жидким. Так, свинец не смачивает железа, однако при введении в расплав небольших количеств олова можно резко понизить $\sigma_{ж-г}$ и добиться вполне удовлетворительного смачивания. Это свойство олова используют во всех свинцово-оловянных припоях.

Кроме смачиваемости и некоторых литейных свойств (таких, как жидкотекучесть расплава), большое влияние на качество соединения оказывают физико-химические процессы, протекающие по границам раздела твердой и жидкой фаз, а также структура зоны схватывания.

Для осуществления физико-химического взаимодействия между твердым и жидким металлом нужно, чтобы температура твердого металла была выше или равна температуре плавления расплава. В противном случае кристаллизация, начавшаяся у границ холодного твердого тела, затруднит взаимодействие металлов и возникновение металлической связи. При соблюдении указанного условия на границе жидкость — твердое тело возможно растворение одного металла в другом или прямое образование химических соединений.

Нередки случаи, когда процессы растворения на границе сопровождаются образованием целого комплекса интерметаллических соединений. Например, при растворении железа в жидком алюминии можно ожидать образования $FeAl_3$, Fe_2Al_3 , Fe_2Al_7 и др. Структура зоны сцепления в этом случае оказывается весьма сложной, а соединение — непрочным из-за хрупкости интерметаллических соединений алюминия с железом.

Для ориентировочного определения состава фаз и характера структуры вблизи линии сцепления можно использовать диаграммы состояния соответствующих пар металлов. Однако нужно помнить, что кратковременность процессов нагрева и большие скорости охлаждения при сварке могут вызвать существенные отклонения от равновесных состояний, для которых построены стандартные диаграммы.

- Что характеризуют модули упругости при растяжении и сдвиге?
- В чем отличие упругой деформации от пластической?
- От чего зависит упругость твердого тела?
- Опишите механизм единичного акта сдвига и пластической деформации.
- Чем объяснить, что плоскости скольжения при растяжении цилиндрического образца расположены под углом 45° к оси?
- Назовите основные типы дислокаций.
- Что такое вектор сдвига? Что он характеризует? Как его построить?
- Какими путями возможно перемещение дислокаций? Опишите, как происходит перемещение дислокаций.
- Приведите примеры образования линейных и винтовых дислокаций в процессе кристаллизации.
- Опишите механизм возникновения дислокаций при нагружении из источников Франка — Рида.
- Чем объясняется упрочнение металла в результате его пластического деформирования?
- Какие существуют пути повышения прочности реальных металлов?
- Опишите общую схему пластической деформации металла, имеющего поликристаллическое строение.
- В чем отличие механизмов разрушения отрывом и сдвигом?
- Назовите основные причины появления хрупких разрушений.
- Опишите существующие методики оценки склонности металла к хрупким разрушениям.

ГЛАВА III

ОСНОВНЫЕ ИСТОЧНИКИ ТЕПЛА В СВАРОЧНОЙ ТЕХНИКЕ

При сварке свободная поверхность соединяемых частей и их поверхностная энергия уменьшаются. По термодинамической теории процесс сварки в связи с этим должен идти самопроизвольно (спонтанно) и не только не требовать затрат энергии, но даже освобождать некоторое ее количество. На практике сварка требует затрат энергии и часто значительных. Это кажущееся противоречие можно объяснить на энергетической модели процесса (рис. 27).

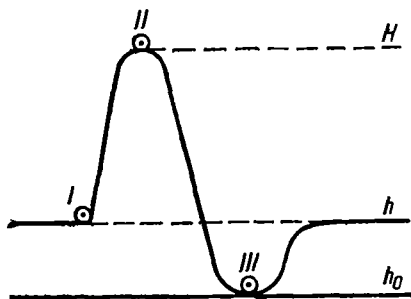


Рис. 27. Энергетическая модель процесса сварки.

На свободной поверхности металла, в положении I, атом имеет энергию h , атом в объеме металла, в положении III, — меньшую энергию h_0 . Соедине-

ние объемов металла с уничтожением свободной поверхности сопровождается освобождением энергии на один атом $\Delta h = h - h_0$. Но чтобы переместиться из положения I в положение III, атом

должен преодолеть энергетический барьер и пройти положение II с энергией H . Для этого атому нужно добавить энергию не менее $\Delta H = H - h$. Энергия ΔH расходуется на упругую и пластическую деформацию металла, необходимую для сближения соединяемых поверхностей, на нагрев металла, разрушение поверхностных пленок и т. д. Нагрев металла снижает энергетический барьер, расплавление сводит высоту его почти к нулю, делая возможным соединение без дальнейших затрат энергии.

§ 12. ОБЩИЕ ЗАМЕЧАНИЯ

Основные источники тепла нагревают металл под сварку или огневую резку. Вспомогательные источники, здесь не рассматриваемые, используются для предварительного, сопутствующего или последующего подогрева металла, например, для того чтобы улучшить структуру, уменьшить напряжения, предотвратить образование трещин и т. д. Тепло для нагрева получают за счет превращения в тепловую различных видов энергии: электрической, химической, механической, лучистой, атомной и т. д.

Особенно широко в сварочной технике применяют источники, основанные на превращениях в тепло энергии электрического тока. Использование электрического нагрева в большинстве случаев обеспечивает ряд решающих преимуществ: чистоту процесса, возможность точно регулировать нагрев, создавать тепловые мощности от очень малых до самых больших, получать очень высокие температуры. Кроме того, в условиях широкой электрификации промышленности и дешевизны электроэнергии нагрев током часто становится и самым экономичным.

Электрические источники тепла разнообразны по природе и принципу действия. Наиболее важные из них следующие: 1) электрический дуговой разряд, или электрическая дуга; 2) плазменная струя; 3) джоулево тепло; 4) индукционные токи; 5) электронный луч.

В химических источниках тепла используются экзотермические реакции — такие, как:

- 1) сжигание газов, жидкостей или твердых горючих веществ в смеси с кислородом или воздухом;
- 2) сжигание основного металла в кислороде;
- 3) термитные реакции — взаимодействие порошков химически более активных металлов с оксидами менее активных;
- 4) обменные реакции различных химических соединений с основным металлом.

Превращение механической энергии в тепло в процессе трения также используется для сварки. Поток электромагнитной энергии в виде световых лучей солнца или когерентного излучения лазера находит практическое применение в сварочной технике.

Более подробные описания источников тепла для сварки, их свойств, устройства, способов использования приводятся в

специальных технологических курсах и руководствах по дуговой и контактной электросварке, газовой сварке и др. Здесь же дается лишь самый краткий обзор их отличительных особенностей.

Источники тепла для сварки должны обладать: 1) достаточной тепловой мощностью; 2) высокой концентрацией тепла; 3) значительной эффективностью; 4) экономичностью. Кроме того, они должны быть удобными в работе.

Тепловой мощностью источника называется полное количество тепла, выделяемого им в единицу времени. В дальнейшем будем обозначать ее q , *кал/сек.*

Часть тепла бесполезно идет на нагрев окружающей атмосферы, оборудования и т. п., тогда как другая его часть эффективно расходуется на нагрев изделия. Количество тепла, сообщаемое источником нагреваемому изделию в единицу времени, называется *эффективной мощностью источника тепла* q_u , *кал/сек.*

Весьма важной характеристикой любого источника тепла является *эффективный коэффициент полезного действия* η_u , который представляет собой отношение эффективной мощности к полной тепловой мощности:

$$\eta_u = \frac{q_u}{q}, \text{ или } \eta_u = \frac{q_u}{q} \cdot 100\%.$$

Воздействие источника тепла на нагреваемый металл оценивается интенсивностью источника, которая определяет удельную тепловую мощность, вводимую в металл. В зависимости от характера теплового источника интенсивность его оценивается различными величинами. Для наиболее распространенных поверхностных источников, передающих тепло нагреваемому телу через определенную поверхность, интенсивность измеряется тепловой мощностью, приходящейся на единицу поверхности нагрева — *кал/(см² · сек)*. Когда же тепло возникает в объеме самого нагреваемого тела, например при пропускании электрического тока через проводник, интенсивность оценивается тепловой мощностью, отнесенной к единице объема — *кал/(см³ · сек)*. В практике расчетов используют также идеализированную линейную схему нагрева, принимая, что тепло-вложение происходит по линии. В этом случае интенсивность нагрева измеряется тепловой мощностью, приходящейся на единицу длины — *кал/(см · сек)*.

Для сварочной техники особенно важен электрический нагрев проводников током, подчиняющийся закону Джоуля — Ленца. Количество энергии, выделяющейся в проводнике, для цепей постоянного тока

$$A = I^2 R t = I U t = W t \text{ дж}, \quad (\text{III.1})$$

где I — ток в проводнике, *а*;

R — сопротивление проводника, *ом*;

t — время протекания тока, *сек*;

U — напряжение на концах проводника, *в*;

W — мощность, подведенная к проводнику, *вт*.

Если в проводнике не происходит превращения электрической энергии в химическую (электролиз), механическую, световую и пр., то вся электрическая энергия A переходит в тепловую. Тогда для определения количества тепла Q , кал, освободившегося в проводнике, нужно лишь умножить электрическую энергию A на коэффициент a перехода от электрических единиц к тепловым:

$$Q = aA = 0,239A \approx 0,24A. \quad (\text{III.2})$$

§ 13. ЭЛЕКТРИЧЕСКИЙ ДУГОВОЙ РАЗРЯД

Ионизация газа. Нагрев металла электрическим током занимает ведущее место в сварке. Особенно важен нагрев электрическим дугowym разрядом, или электрической дугой, делающий возможной дуговую сварку — основной способ сварки металлов нашего времени. Достаточно сказать, что по объему и стоимости дуговая сварка дает продукции больше, чем все остальные виды сварки вместе взятые.

Создается дуга прохождением тока через газ. Вопрос электропроводности газов, строго говоря, не имеет смысла и его ставить нельзя. В зависимости от условий проводимость газа может меняться от нуля до очень больших значений. Любой газ при комнатной температуре и нормальном давлении состоит из электрически нейтральных молекул и является совершенным изолятором, поскольку в нем нет носителей тока — электрически заряженных частиц. Проводить электрический ток газ может только в том случае, если в нем появятся электрически заряженные частицы — электроны и ионы. Электрически заряженные частицы могут поступить в объем газа извне или образоваться из нейтральных газовых молекул за счет отщепления от них свободных электронов и одновременного возникновения положительных ионов. Могут возникать и отрицательные ионы — за счет присоединения электронов к нейтральным молекулам.

Как уже упоминалось, процесс образования электрически заряженных частиц в газе называется *ионизацией*, а такой газ — *ионизированным*. Поскольку ионизированный газ электропроводен, то признаком и измерителем ионизации служит электропроводность газа. Величиной удельной проводимости характеризуется степень ионизации газа.

Степень ионизации газа x представляет собой отношение числа ионизированных молекул n к их первоначальному числу n_0 до ионизации: $x = \frac{n}{n_0}$. Величина x может меняться от 0 до 1. Максимальное значение $x = 1$ отвечает предельному случаю — когда ионизированы все молекулы газа. Ионизация может быть однократной (отщепляется один электрон) и многократной (отщепляется несколько электронов). В дальнейшем будем иметь дело лишь с однократной ионизацией, выражающейся уравнением

нейтральная молекула = положительный ион + свободный электрон,

или

$$A^{\circ} = A^{+} + e.$$

(III. 3)

Для осуществления ионизации к молекуле нужно подвести энергию не менее работы ионизации (или потенциала ионизации U_i), выражаемой обычно в электронвольтах (или в вольтах). Электрон-вольт равен приращению энергии электрона, прошедшего разность потенциалов в 1 в.

Потенциал ионизации отдельного свободного атома колеблется в пределах 3,9 (цезий) — 24,5 (гелий) эв. Эти данные относятся к первичной однократной ионизации, приводящей к отрыву одного электрона, слабее всего связанного с ядром атома. Отрыв следующего электрона требует энергии в десятки и сотни электронвольт. Полная многократная ионизация атома с отрывом всех его электронов может требовать тысяч электронвольт и в тех процессах, которые мы будем рассматривать, никогда не встречается. Отрыв электрона от атома, входящего в состав молекулы, требует несколько больше энергии, чем отрыв его от свободного атома. Например: U_i для H составляет 13,5 в, для H_2 — 15,4 в, для N = 14,5 в, для N_2 — 15,8 в. Электрон может быть вырван не только из отдельного атома, но и из плотного их скопления в форме конденсированной фазы — твердых и жидких веществ. Для этого нужно затратить работу выхода U_v , которая примерно в 2 раза меньше потенциала ионизации, характеризующего вырывание электрона из отдельного свободного атома.

Энергия ионизации может подводиться к молекуле двумя путями: соударением молекулы с другими частицами — молекулами, атомами, ионами, электронами — и электромагнитным излучением, производящим фотоионизацию.

В ионизирующих соударениях особенно велика роль электронов. Вследствие малой величины массы ($0,91 \cdot 10^{-27} \text{ г}$) при значительном электрическом заряде ($e = 1,60 \cdot 10^{-19} \text{ к}$) электрон при воздействии силы электрического поля $F = eE$ получает большие ускорения и легко доводится до скоростей, достаточных для ионизирующих соударений. По законам механики электрон, имеющий незначительную массу по сравнению с молекулой, при соударении может передать ей практически всю кинетическую энергию, тогда как при соударении частиц примерно одинаковой массы, например двух молекул, может быть передана лишь половина энергии. Поэтому в большинстве случаев достаточно учитывать лишь ионизирующие соударения электронов. Ионизирующие соударения других частиц столь редки, что их можно не принимать во внимание.

Строение и свойства элементарных частиц сложны и своеобразны. Несмотря на это, простейшая модель из твердых упругих шаров, как показывает опыт, достаточно удовлетворительно передает некоторые процессы соударений элементарных частиц, хотя,

конечно, молекула или ион мало похожи на упругие стальные шарики, для которых выведены законы механики. Соударения частиц могут быть упругими или неупругими. При упругом соударении никаких изменений в строении частиц не происходит. Частицы лишь обмениваются энергией и изменяют направление и скорость движения в соответствии с законами механики. Упругие соударения повышают температуру газа. При неупругом соударении электрон, в котором никогда никаких изменений не происходит, остается неизменным; тяжелая частица, например газовая молекула, в соответствии с количеством энергии, полученным при соударении, может подвергнуться диссоциации, возбуждению и ионизации, а избыток энергии соударения может пойти на изменение направления и скорости движения частиц.

Изменения в строении атомов и молекул, возбуждение и ионизация могут производиться поглощением квантов электромагнитного излучения, что называется *фотоионизацией*. Квант излучения для производства ионизации должен иметь энергию не меньше потенциала ионизации:

$$hf \geq eU_i, \quad (\text{III.4})$$

где $h = 4,13 \cdot 10^{-15} \text{ эв} \cdot \text{сек}$ — постоянная Планка;

f — частота излучения.

Избыток энергии кванта может сообщать частице скорость v :

$$hf = eU_i + \frac{mv^2}{2}. \quad (\text{III.5})$$

Энергия кванта излучения hf пропорциональна частоте f и обратно пропорциональна длине волны λ , так как $f = \frac{c}{\lambda}$, где c — скорость света в пустоте. Тогда энергия кванта будет $\frac{hc}{\lambda}$. Чем короче волна, тем больше энергия кванта излучения. Можно определить предельную наибольшую длину волны, которая еще производит ионизацию атомов с потенциалом ионизации U_i . Очевидно энергия ионизации eU_i должна равняться энергии кванта излучения: $eU_i = \frac{hc}{\lambda}$, отсюда

$$\lambda = \frac{hc}{eU_i} = \frac{4,13 \cdot 10^{-15} \cdot 3 \cdot 10^{10}}{U_i} = \frac{12,4 \cdot 10^{-6}}{U_i} \text{ см} = \frac{12\,400}{U_i} \text{ \AA}. \quad (\text{III.6})$$

Для наиболее легко ионизирующихся паров цезия

$$\lambda = \frac{12\,400}{3,9} = 3180 \text{ \AA}, \quad (\text{III.7})$$

что лежит за пределами видимого света — в ультрафиолетовой области.

Видимый свет не ионизирует паров щелочных металлов. Рентгеновское излучение и тем более γ -излучение радиоактивных веществ ионизируют все газы. В наиболее важном для нас дуговом

разряде основную роль в ионизации играют соударения электронов, фотоионизация имеет меньшее значение.

Виды газовых разрядов. Газовые разряды весьма разнообразны по своим свойствам и характеристикам, внешнему виду и возможным применениям.

На рис. 28 показана простейшая установка для исследования газового разряда. Герметически закрытый стеклянный баллон (трубку) можно наполнять различными газами при различных давлениях. В баллон введены два металлических электрода, соединенных с зажимами источника тока. Последовательно с баллоном включен регулирующий реостат. Замеряется ток и напряжение на электродах. Включив ток при небольшом напряжении источника,

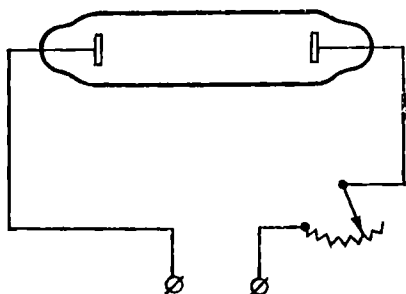


Рис. 28. Схема установки для исследования газового разряда.

допустим, менее 1 кв, мы не заметим никаких изменений в баллоне, газ в нем не ионизируется, не проводит тока. При наличии особо чувствительных измерительных приборов можно заметить наличие тока, но очень слабого — порядка 10^{-10} — 10^{-12} а, причем он постепенно уменьшается.

В земных условиях ионизированное состояние газа — не естественное явление. Для его поддержания нужен расход

энергии. Нормальным должно быть полное отсутствие заряженных частиц газа. На самом деле это не совсем так. В природе есть непрерывно действующие источники энергии, ионизирующие газ: на землю постоянно поступает космическое излучение с высокой энергией квантов; все земные горные породы содержат радиоактивные вещества, дающие γ -излучение; промышленность пользуется установками и материалами, ионизирующими газы. В результате все газы ионизированы, хотя и очень слабо. В 1 м³ обычного комнатного воздуха в среднем содержится около 10^6 положительных и отрицательных ионов. Поэтому получить газ, совершенно лишенный заряженных частиц, можно лишь искусственно, удалив из обычного газа заряженные частицы специальной лабораторной обработкой.

Возвращаясь к нашему опыту, заметим, что очень слабый ток постепенно слабеет вследствие уменьшения содержания заряженных частиц в газе в результате их нейтрализации на электродах. Чтобы поддержать длительное прохождение тока, нужно ионизировать газ вспомогательным источником энергии, например, воздействуя на баллон рентгеновским излучением. Теперь можно устойчиво пропускать ток через газ в баллоне.

Пока ток очень мал, заметного нагрева и свечения газа в баллоне не наблюдается и разряд называется темным. *Темный разряд* — это первоначальная, наименее развитая стадия газового разряда.

Состав газа при нем в баллоне однороден, ионизация равномерна, особых областей в разряде нет. Практическое использование темного разряда весьма незначительно. Увеличивая ток в разряде, в некоторый момент заметим довольно яркое свечение газа. Зажигается *тлеющий разряд*, устойчиво существующий при пониженном давлении газа в несколько миллиметров ртутного столба и повышенной плотности тока ($0,1 \div 1$) a/cm^2 . Каждый газ светится свойственным ему цветом. Все это создает красивую картину. Напряжение разряда составляет 200—300 в, в том числе падение напряжения на катоде $U_k \approx 100$ в. В тлеющем разряде четко разграничены области катодная, анодная и область столба между ними, занимающая большую часть объема. Этот разряд широко применяется для рекламного освещения, сигнальных ламп и пр. Тлеющий разряд не очень устойчив и при колебаниях режима легко переходит в высшую форму разряда — *дуговой разряд*. В тлеющем разряде проявляются некоторые особенности интенсивного разряда: разделение его на отдельные области, нагрев и свечение газа, повышение плотности тока.

Все газовые разряды можно разделить на *устойчивые*, или стационарные, и *неустойчивые*, например искровой разряд. Важным является разделение разрядов на самостоятельные и несамостоятельные. *Самостоятельный* питается от основного источника тока и не требует дополнительных источников, например обычная сварочная дуга. *Несамостоятельные* разряды, помимо основного источника тока, имеют вспомогательные источники, главным образом, для обеспечения достаточной ионизации газа. Вспомогательными источниками могут быть рентгеновское излучение, подогреватель катода, ток высокой частоты, дежурная дуга, питаемая от вспомогательного источника тока, и т. п.

Дуговой разряд. Если в схеме газового разряда (рис. 28) увеличить ток при помощи регулирующего реостата, то после достижения некоторого предельного значения картина разряда резко изменится: вспыхнет ослепительно яркое пламя и загорится дуговой разряд — высшая (как уже было сказано) форма газового разряда. Дальнейшее увеличение тока, не меняя характера разряда, лишь увеличивает его размеры и свечение. Устойчив дуговой разряд в чрезвычайной широкой пределах изменения тока. Характерный дуговой разряд с четко выраженными областями можно наблюдать уже при постоянном токе $1a$. В сварочных дугах применяют токи 1—5000a, в электрических печах — в десятки тысяч ампер, дуга возможна при любом сколь угодно большом токе.

Питаются дуги могут как постоянным, так и переменным током. По способу воздействия на обрабатываемый металл различают прямое (рис. 29, а) и косвенное (рис. 29, б) действие дуги. При прямом действии обрабатываемый металл включен в электрическую цепь и служит одним из электродов дуги. Если дуга питается постоянным током и электрод присоединен к отрицательному полюсу источника тока, а металл — к положительному, то имеем прямую, или

нормальную, полярность дуги; присоединение электрода к положительному, а металла — к отрицательному полюсу дает обратную полярность. Изменение полярности влияет на распределение тепла и перенос электродного металла в дуге. На практике применяют и прямую и обратную полярности, сообразуясь с тонкостями технологии сварки. Электроды для дуги прямого действия могут быть плавящимися и неплавящимися. Плавящийся электрод расплавляется дугой, его металл переходит в сварочную ванну и идет на образование сварного шва. Неплавящийся электрод или не плавится совсем, например уголь или графит, или плавится очень медленно и незначительно и практически в образовании шва не участвует.

При косвенном действии дуги основной металл не включается в сварочную цепь и не является электродом дуги. Дуга же обычно

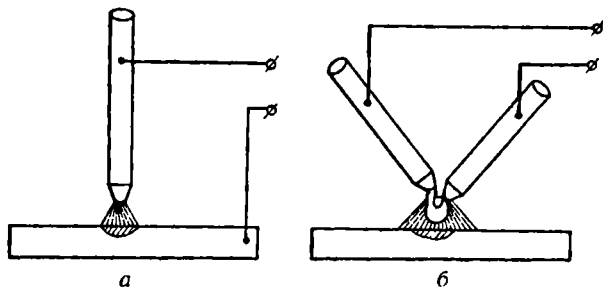


Рис. 29. Схемы прямого и косвенного действия дуги.

образуется между двумя неплавящимися электродами. В дуге прямого действия металл подвергается бомбардировке заряженными частицами и передача тепла от дуги к металлу весьма интенсивна. В дуге косвенного действия металл нагревается хвостом ее пламени. Нагрев в этом случае менее интенсивен и мало отличается от нагрева газовым пламенем. Дугой косвенного действия можно сваривать неэлектропроводные материалы, например стекло, керамику.

Сварочная дуга может быть открытой — свободно горячей в газовой атмосфере — и закрытой, т. е. погруженной во флюс. Часто применяют защитную газовую атмосферу из инертных газов аргона и гелия или из активных газов, среди которых особенно важен углекислый газ, или двуокись углерода CO_2 . Столб дуги окружен ореолом, температура газа в котором значительно ниже, чем в столбе. Частью дуги являются электроды — катод и анод в дуге постоянного тока. На концах электродов наблюдаются более яркие участки — опорные пятна примыкания столба к электроду, а в них часто выделяются особо яркие активные электродные пятна, соответственно — катодное и анодное.

Формы дуговых разрядов разнообразны. Зависят они от давления газа, которое может меняться от нуля (вакуума) до очень высоких значений (до 1000 ат), когда дуга еще сохраняет все свои характерные особенности. Горение дуги в техническом вакууме, т. е. при

очень низком давлении газа, вполне возможно. В дуге непрерывно и весьма интенсивно испаряются электроды, давая пары материала электродов и различные газы, создающие в приэлектродных областях газовую атмосферу, достаточную для существования дуги несмотря на непрерывную работу вакуумных насосов. Катод дуги постоянно эмитирует электроны. В результате и в вакууме дуга может гореть достаточно устойчиво, что очень важно для будущих сварочных работ в космическом пространстве.

Представляет интерес возбуждение, или зажигание, дуги. Простейший и наиболее распространенный способ зажигания дуги — контактный: дуговой промежуток на мгновение замыкают прикосновением электрода к основному металлу, при отдергивании электрода контакт размыкается и дуга загорается. Если контактное зажигание осуществить трудно, применяют другие способы, чаще всего — наложение на дуговой промежуток вспомогательного тока частотой $f \geq 20$ кГц и достаточно высокого напряжения в несколько киловольт. Происходит пробой дугового промежутка, проскакивающий искровой разряд ионизирует газ и переходит в дуговой.

Рассмотрим более подробно отдельные части дугового разряда.

Столб дуги — основная и важнейшая часть ее. В нем протекают основные процессы и проходит весь ток разряда. Объем столба заполнен ионизированным газом.

Степень и формы ионизации могут быть различны. Будем предполагать простейший и наиболее распространенный случай — однократную ионизацию, когда при каждом акте возникает один свободный электрон и один однократно заряженный положительный ион. При этом, как правило, сохраняется квазинейтральность газа: в любой момент времени в любом не слишком малом объеме алгебраическая сумма зарядов свободных заряженных частиц равна нулю. Такой достаточно ионизированный и квазинейтральный газ получил название *плазмы*.

Какую степень ионизации считать достаточной, чтобы признать газ плазмой, — понятие условное. Нельзя, например, признать плазмой комнатный воздух, хотя он и ионизирован в некоторой, очень слабой, степени. Иногда считают, что степень ионизации плазмы должна быть не менее 10^{-3} , т. е. 0,1%.

В плазме присутствуют электрически нейтральные частицы (молекулы и атомы), возбужденные частицы, электрически заряженные частицы (электроны и ионы), фотоны, кванты электромагнитной энергии. Наличие в плазме электрически заряженных частиц придает ей настолько необычные свойства, что ее принимают за особое, четвертое, или плазменное, состояние вещества — наряду с твердым, жидким и газообразным состояниями. В земных условиях мы сравнительно редко сталкиваемся с плазмой, и может показаться, что плазменное состояние — это редкое состояние вещества, встречающееся лишь при особых, необычайных обстоятельствах. Но это неверно. На самом деле Вселенная, в которой мы живем, на 99,9% состоит из плазмы: из нее состоят звезды, туманности и межзвездный газ,

заполняющий космическое пространство. Лишь незначительная часть вещества в конденсированном состоянии, например, планеты, спутники планет, метеориты, не является плазмой.

Создание и поддержание плазмы обычно требует подогрева газа. По степени подогрева и температуре газа различают низкотемпературную, или «холодную», плазму и высокотемпературную, или «горячую». В холодных плазмах процессы происходят только во внешних электронных оболочках атомов и молекул, глубокие электронные оболочки не затрагиваются, ядерные процессы в них отсутствуют. Такие плазмы всевозможных форм наблюдаются в земных условиях. Температура холодной плазмы $T \leq 10^6$ °К. В горячей плазме температура $T \geq 10^6$ °К, процессы в электронных оболочках затрагивают все ее слои, возможны и различные ядерные процессы. Горячая плазма образует внутренние слои звезд. В сварочной технике применяют лишь холодную плазму, и только о ней мы будем говорить в дальнейшем. Одна из крупнейших проблем современной техники — использование горячей плазмы в термоядерных энергетических установках — пока еще практически не решена из-за огромных технических трудностей.

Из свойств плазмы столба сварочной дуги очень важным является квазинейтральность плазмы, которая автоматически поддерживается с большой точностью. Квазинейтральность устанавливается весьма быстро при создании плазмы и при всяких отклонениях от нормы. Даже небольшие нарушения квазинейтральности создают огромные электрические силы, практически мгновенно восстанавливающие нормальное состояние.

Процессы ионизации газа в столбе дуги. Сгусток плазмы, образующий столб дуги, не находится в статическом, установившемся состоянии. Частицы газа при высокой температуре непрерывно движутся с огромными скоростями, непрерывно соударяются, меняя скорость и направление движения, возбуждаются, ионизируются и снова возвращаются к исходному состоянию. Газ пронизывается потоками квантов электромагнитного излучения и фотонов, движущихся со скоростью света.

Важнейшим процессом ионизации в плазме является соударение частиц. Энергия соударения зависит от скоростей частиц, скорости же определяются выражением

$$M(v) dv = \frac{4}{\sqrt{\pi}} \frac{v^3}{w^3} e^{-\frac{v^2}{w^2}}, \quad (\text{III.8})$$

известным как максвелловское распределение по скоростям частиц газа. Здесь $M(v)$ — функция, выражающая вероятность скорости v частицы; w — наиболее вероятная скорость, т. е. максимальное значение функции $M(v)$. Скорость w связана с температурой газа соотношением

$$\frac{m}{2} w^2 = kT, \text{ или } w = \sqrt{\frac{2kT}{m}}, \quad (\text{III.9})$$

где m — масса частицы;

k — постоянная Больцмана; $k = \frac{R}{N} = 1,38 \cdot 10^{-16}$ эрг/°С;

R — универсальная газовая постоянная;

N — число Авогадро, т. е. число молекул в 1 моле.

Из максвелловского распределения скоростей можно найти также среднеквадратическую, или тепловую, скорость $v_T = \sqrt{\frac{3kT}{m}}$ и средне-

арифметическую скорость $v = \sqrt{\frac{8kT}{\pi m}}$. Принимая ω за единицу, получим следующие отношения скоростей: $\omega : v_T : v = 1 : 1,233 : 1,128$.

Для оценки процессов ионизации соударением существенно важно знать эффективное сечение соударения и среднюю длину свободного пробега частицы. Эффективное газокинетическое сечение определим из простейшей модели соударения твердых упругих шаров, заменяющих частицы (рис. 30).

Для столкновения двух различных молекул M_1 и M_2 диаметрами d_1 и d_2 (случай смеси газов) расстояние между их центрами при сближении должно уменьшиться по крайней мере до значения $\frac{d_1 + d_2}{2}$.

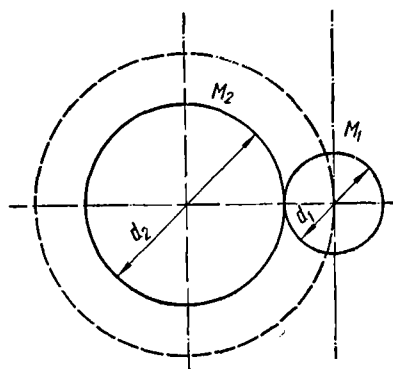


Рис. 30. Схема соударения частиц.

Очевидно молекула M_1 сталкивается с молекулой M_2 только тогда, когда ее центр находится в пределах или на границе проецирующегося на направление движения круга площадью

$$A_s = \frac{\pi}{4} (d_1 + d_2)^2, \quad (\text{III.10})$$

где A_s — газокинетическое сечение столкновения.

В частных случаях формула (III.10) упрощается:

1) столкновение между молекулами одного газа ($d_1 = d_2 = d$):

$$A_s = \pi d^2; \quad (\text{III.11})$$

2) один из участников столкновения — свободный электрон. Тогда можно положить $d_1 = 0$, а $d_2 = d$, так что

$$A_s = \frac{\pi d^2}{4}. \quad (\text{III.12})$$

Следует заметить, что модель твердых упругих шаров, положенная в основу определения, — грубо приближенная и в ряде случаев дает резкое расхождение с данными опыта. Особенно велики расхождения для соударений с электроном. Здесь сказывается двойственная природа электрона, резко проявляется его волновая природа: он начинает взаимодействовать с электронами ударяемого

атома, и сечение соударения может увеличиться в 100—120 раз по сравнению с газокинетической моделью. Это сечение — сечение Рамзауера, по имени исследователя, много работавшего над этим вопросом, — хотя и может быть вычислено методами волновой механики, но обычно определяется лишь опытным путем. Есть и другие обстоятельства, недостаточно учитываемые моделью из твердых шаров. Поэтому практически подсчеты ведут по таблицам, составленным с учетом опытных данных.

Газокинетическое сечение соударения определяет и среднюю длину свободного пробега частицы между двумя соударениями. На основании элементарных рассуждений можно написать

$$\lambda_s = \frac{1}{nA_s},$$

где λ_s — длина пробега;
 n — число частиц в 1 см^3 .

Или, учитывая, что $p = knT$, можно написать

$$\lambda_s = \frac{kT}{pA_s}, \quad (\text{III.13})$$

откуда видно, что длина пробега обратно пропорциональна плотности газа.

Например, в азоте при нормальных условиях средняя длина свободного пробега составляет $\sim 6 \cdot 10^{-6} \text{ см}$, т. е. ~ 600 атомных диаметров. При давлении $p = 10^{-6} \text{ мм рт. ст.}$ длина составит около 45 м , т. е. в вакуумированном сосуде можно принимать во внимание только соударения со стенками, соударения частиц будут весьма редки.

В табл. 6 приведены значения λ_s при 0° С и 760 мм рт. ст. , а также эффективные диаметры молекул для некоторых газов.

Таблица 6

Длины свободных пробегов при 0° С , 760 мм рт. ст.
и эффективные диаметры молекул некоторых газов

Газ	H_2	He	O_2	N_2	воздух	CO_2
$\lambda_s \cdot 10^{-7}, \text{ м}$	1,10	1,75	0,63	0,59	0,60	0,39
$d, \text{ \AA}$	2,75	2,18	3,64	3,75	3,74	4,65

Разделив среднюю скорость молекулы на λ_s , получим число столкновений в секунду. Для кислорода скорость составляет 500 м/сек. Разделив ее на $\lambda_s = 0,63 \cdot 10^{-7} \text{ м}$, получим $\sim 8 \cdot 10^9$ столкновений в секунду. Число столкновений изменяется пропорционально давлению.

При соударениях меняется направление движения частиц и происходит обмен энергией, стремящийся свести уровень энергии частиц

к общему уровню. Наибольшее значение имеют соударения электронов наиболее быстрых и подвижных частиц, получающих энергию непосредственно от электрического поля. Естественно, что электроны, проходящие наибольший путь, производят и наибольшее число соударений. Соударения могут быть упругими и неупругими. Упругие соударения не производят никаких изменений в частицах и лишь меняют скорость их движения. Количество энергии, передаваемой при упругом соударении, незначительно. По законам механики это количество не может превышать доли, равной $\frac{2m}{M}$, где m — масса электрона, M — масса молекулы. Например, при упругом соударении электрона с атомом железа максимальная доля переданной энергии не может превысить

$$\frac{2 \cdot 0,91 \cdot 10^{-30}}{56 \cdot 1,66 \cdot 10^{-27}} \approx 2 \cdot 10^{-5} = \frac{1}{50\,000}.$$

Неупругие соударения помимо передачи сразу больших количеств энергии изменяют строение частиц. При каждом соударении неизбежно происходит возбуждение атома или молекулы с переброской электрона на более удаленные от ядра орбиты с более высоким уровнем энергии. Спонтанно возвращаясь к нормальному состоянию, частицы излучают энергию, полученную при возбуждении. Поэтому плазма дуги ослепительно ярко светится, и это свечение — один из наиболее наглядных признаков дуги.

Соударения частиц повышают и температуру плазмы. В сварочных дугах при давлениях газа, близких к атмосферному, температура дуги может составить в разных случаях 4500—50 000 °С. При таких температурах молекулы химических соединений диссоциируют, распадаясь на отдельные атомы, все вещества испаряются и пребывают в газообразном состоянии. Повышение температуры газа означает увеличение скорости и энергии составляющих его частиц. Кинетическая энергия частицы $\epsilon_k = 3/2 kT$. При достаточно высоких температурах энергия частиц становится настолько большой, что они производят неупругие соударения, вызывающие возбуждение и ионизацию атомов. Ионизация, происходящая за счет высокой температуры газа, называется *термической ионизацией*. Уже нагрев на 1000 °С создает заметную ионизацию, 6000 °С значительно ионизируют любой газ.

В обычном дуговом разряде термическая ионизация занимает основное место. В результате плазма состоит из трех различных компонентов: нейтрального, ионного и электронного газов. Эти компоненты могут иметь различающиеся температуры: T_g , T_i и T_e . Газы нейтральный и ионный ввиду приблизительно одинаковых размеров частиц практически имеют одну и ту же температуру. Плазма, в которой $T_g = T_i = T_e = T$, называется *изотермической*, или *равновесной*. Получению изотермической плазмы способствуют повышение давления газа и силы тока. В обычной сварочной дуге, горящей при атмосферном давлении, плазму можно считать изотермической.

Получению неравновесной плазмы способствуют понижения давления газа до $p \leq 0,1 \text{ ат}$ и силы тока до $i \leq 1 \text{ а}$. В этих условиях различие температур электронного и нейтрального газов может быть очень большим: при температуре электронного газа в несколько десятков тысяч градусов нейтральный газ может иметь температуру, близкую к комнатной.

Уравнение термической ионизации может быть записано следующим образом:

$$A^{\circ} + e = A^{+} + 2e. \quad (\text{III.14})$$

Для поддержания равновесного состояния плазмы наряду с прямыми процессами, требующими затраты энергии, такими, как диссоциация, возбуждение и ионизация, необходимы и обратные процессы — молизация, переход в нормальное стационарное состояние, деионизация. Особо важное значение имеют процессы деионизации, т. е. перехода электрически заряженных частиц в электрически нейтральное состояние. Из процессов деионизации отметим *рекомбинацию*: $A^{+} + e = A^{\circ}$, т. е. объединение положительного иона с электроном с отдачей освободившейся энергии в виде излучения. Деионизации плазмы способствуют и другие процессы: нейтрализация заряженных частиц на электродах и диффузия заряженных частиц за пределы столба дуги.

У р а в н е н и е С а г а. Для изотермической, или равновесной, плазмы индийский физик Сага (Saha) на основании теоретических рассуждений в 1921 г. вывел уравнение, определяющее степень ионизации плазмы. Вывод основан на учете необходимости равновесия прямых и обратных процессов в плазме. После подстановки численных значений входящих величин уравнение Сага получает следующий вид:

$$\frac{x^2}{1-x^2} p = 2,4 \cdot 10^{-4} a^2 T^{-\frac{5}{2}} \exp\left(\frac{eU_i}{kT}\right), \quad (\text{III.15})$$

где $a^2 = \frac{g_e g_i}{g_0} = \frac{2g_i}{g_0}$ — квантовый коэффициент, образуемый из статистических весов электронов g_e , ионов g_i и нейтральных молекул g_0 . Веса определяются числом состояний с одинаковой энергией. Для электронов $g_e = 2$ соответственно двум возможным значениям спинов; g_i и g_0 могут быть вычислены из строения атомов. Проведенные подсчеты показали, что для различных атомов величина a^2 может меняться от 1 до 4.

Кривые зависимости степени ионизации x от температуры, вычисленные по уравнению Сага, имеют S-образный вид (рис. 31). В начальной части кривая x растет с температурой сравнительно медленно, почти по линейному закону, затем рост ускоряется, а при очень высоких температурах вновь замедляется, что выражается перегибом кривой. Это замедление объясняется уменьшением количества атомов, способных к ионизации, так как при очень высоких температурах степень ионизации приближается к единице, а $x = 1$

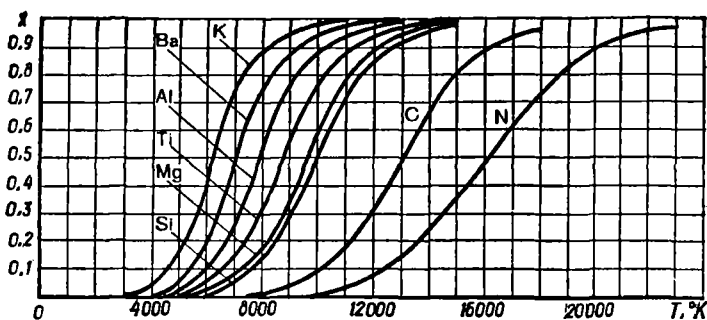


Рис. 31. Кривые зависимости степени ионизации от температуры для различных элементов при атмосферном давлении.

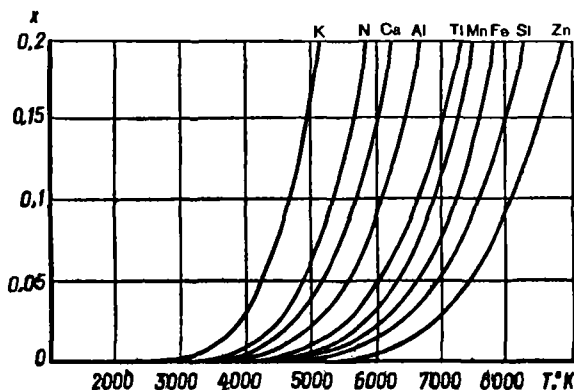
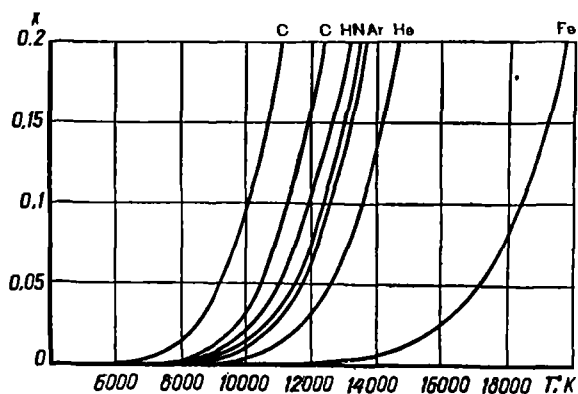


Рис. 32. Начальные части кривых ионизации до степени ионизации $x \approx 0,2$.

означает, что ионизированы все атомы. В этой области уравнение становится мало применимым, так как увеличивается возможность многократной ионизации: вслед за отрывом первого электрона от атома могут быть оторваны второй, третий и г. д.

Для более точного определения небольших степеней ионизации, обычных в сварочных дугах, на рис. 32 мы приводим начальные части кривых ионизации, вычисленных по уравнению Сага. Для самостоятельных вычислений приводим также первые потенциалы ионизации U_i некоторых атомов и молекул:

He	F	N ₂	Ar	H ₂	N ₁	CO ₂	O ₁
24,5	16,9	15,8	15,7	15,4	14,5	14,4	13,6
O ₂	H ₁	H ₂ O	C	Hg	NO	Si	Fe
13,5	13,5	13,0	11,22	10,39	9,3	7,94	7,83
Cu	Ni	Mg	Mn	Pb	Ti	Ca	Al
7,7	7,64	7,6	7,4	7,4	6,8	6,1	5,95
Li	Ba	Na	K				
5,4	5,19	5,11	4,32				

Как видим из уравнения Сага, степень ионизации определяется потенциалом ионизации газа и температурой. Оказывает на нее влияние и давление газа: степень ионизации обратно пропорциональна корню квадратному из давления. Поэтому при очень малых давлениях плазма может существовать и при низких температурах, пример чего мы видим в ионизации межпланетного газа. В сварочных дугах чаще всего имеются небольшие степени ионизации — не свыше нескольких процентов. Тогда в левой части уравнения (III.15) можно пренебречь величиной x^2 по сравнению с единицей и написать

$$x^2 = \frac{1}{p} \cdot 2,4 \cdot 10^{-4} a^2 T^{\frac{5}{2}} \exp\left(-\frac{eU_i}{kT}\right), \quad (\text{III.16})$$

или

$$x = 1,55 \cdot 10^{-2} a p^{-\frac{1}{2}} T^{\frac{5}{4}} \exp\left(-\frac{eU_i}{kT}\right), \quad (\text{III.17})$$

или

$$x = 1,55 \cdot 10^{-2} a p^{-\frac{1}{2}} T^{\frac{5}{4}} \exp\left(-\frac{5800U_i}{T}\right). \quad (\text{III.18})$$

Приведенное уравнение Сага относится к одному газу. Такой случай мы имеем при сварке вольфрамовым электродом в атмосфере аргона. Более обычная сварка — ручная дуговая плавящимся стальным электродом с покрытием — представляет значительно более сложный случай, когда в атмосфере дуги есть пары железа и материалов покрытия электродов, а также кислород и азот, проникшие из окружающего воздуха. При нагревании подобной смеси ионизируются все ее компоненты.

Можно представить условную степень ионизации смеси x_0 , определяемую как отношение числа ионизированных атомов в компонентах

смеси к общему числу атомов в смеси. А за эффективный потенциал ионизации смеси U_0 принять потенциал однородного газа, дающего то же количество заряженных частиц, что образуется в смеси.

В. В. Фролов дал для вычисления U_0 следующую формулу:

$$U_0 = -\frac{T}{5800} \ln \sum_i^k v_i^{\frac{1}{2}} \exp\left(-\frac{5800U_i}{T}\right), \quad (\text{III.19})$$

где $v_i = \frac{n_i}{n} = \frac{p_i}{p}$ — концентрация компонента в смеси.

На рис. 33 показано изменение эффективного потенциала ионизации смеси паров калия ($U_{iK} = 4,32$) и железа ($U_{iFe} = 7,83$). Видно, что содержание в смеси 5% (атомных) калия уже значительно снижает эффективный потенциал ионизации ее. Отсюда следует важный вывод: для снижения потенциала ионизации смеси и облегчения горения дуги достаточно небольшой добавки компонента с низким потенциалом ионизации.

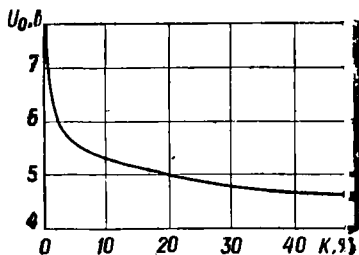


Рис. 33. Изменение эффективного потенциала ионизации для смеси паров K и Fe.

Электрическая дуга представляет собой сложную систему, зависящую от многих факторов и способную к автоматическому саморегулированию, основы которого определяются уравнением Сага. Широко распространено мнение, что саморегулирование стремится осуществить разряд при минимальной напряженности электрического поля (принцип Штеенбека).

Для обычной сварочной дуги с плавящимся электродом основная потеря энергии идет за счет излучения в окружающую среду, примерно пропорционального четвертой степени температуры столба дуги σT^4 , т. е. столб дуги излучает энергию, как черное тело. Поэтому температура столба — одна из важнейших характеристик дуги. Очень важны способы измерения температуры дуги. Для предварительного, ориентировочного определения температуры дуги предложены различные эмпирические формулы. Например, для ручной дуговой сварки плавящимся стальным электродом К. К. Хренов предложил формулу

$$T_d = 800 U_i, \quad (\text{III.20})$$

где U_i — потенциал ионизации газа дуги.

Излучения дуги. Дуга — мощный источник электромагнитных излучений.

Основную массу излучений создает столб дуги. Стремительно движущиеся и соударяющиеся частицы его плазмы создают непрерывное

электромагнитное излучение, поток атомов света — фотонов. Из процессов, рождающих фотоны, наибольшее значение имеют переход возбужденного атома в нормальное, стационарное состояние и рекомбинация — объединение положительного иона с электроном. При этом освобождается как потенциальная энергия электрона, равная потенциалу его ионизации, так и кинетическая, отвечающая скорости движения электрона.

Поскольку свободные электроны обладают непрерывным набором количеств энергии, то фотоны, излучаемые в процессе рекомбинации, дают сплошной спектр, в то время как излучения возбужденных атомов образуют линейчатый спектр, отвечающий ступеням перехода с орбит возбуждения на нормальные орбиты. В конечном счете дуга создает сплошной спектр, образующий фон, на который налагаются характерные линии излучения отдельных атомов. Спектр дуги — сильнейшее средство диагностики дугового разряда, позволяющий определять состав газа и с наибольшей точностью измерять температуру плазмы дуги.

Измерения температуры дуги всегда привлекали внимание исследователей. Задача эта трудна, и здесь в разное время применялись весьма различные способы. Например, за основу принималось изменение плотности газа при высокой температуре, а для определения ее измерялась скорость звука в газе или поглощение в нем мягких рентгеновских лучей. Применялись и другие способы, представляющие сейчас лишь исторический интерес.

В настоящее время наиболее надежным и точным способом измерения температуры дуги считается спектральный способ, основанный на измерении и сравнении яркости спектральных линий различных атомов. Часто, например, за основу берут спектральные линии железа. Проведение измерений облегчается наличием таблиц и альбомов, приводящих точные данные по спектральным линиям различных элементов. Спектральный метод позволяет получать температуру газа столба в среднем по значительным объемам и в отдельных точках столба, от которых исходит световой луч для исследования. Есть возможность определять температуру в отдельных точках как по длине, так и по сечению столба.

На рис. 34 показано температурное поле дуги с угольными анодом 1 и катодом 2 в воздухе при токе 200 а. Измерения температур в отдельных точках выполнены исследованием спектральных линий. Наивысшая температура дуги 12 000° К. По длине столба температура при постоянном диаметре его меняется мало.

На рис. 35 показано распределение температур в поперечном сечении той же дуги на расстоянии 14 мм от катода. Температура меняется очень быстро, кривая распределения температур по характеру близка к экспоненте.

Излучение дуги с плавящимся металлическим электродом по своему характеру близко к солнечному излучению с небольшим сдвигом максимума излучения в сторону более длинных волн (рис. 36); кривая 1 — для столба дуги, кривая 2 — для ванны.

Приэлектродные области дугового разряда. Основная часть дугового разряда — столб — достаточно однородна по составу, строению и свойствам. По концам она примыкает к электродам — катоду и аноду, через которые питается током от источника. Материал электродов — твердый или жидкий проводник, чаще всего металл — соприкасается с газовым проводником — столбом дуги. На очень малом протяжении, порядка свободного пробега, чрезвычайно резко меняются составы веществ и характер заряженных частиц — носителей тока. Протекание тока в пограничных областях приобретает совершенно особый, часто очень сложный характер. Здесь наблюдаются весьма высокие плотности тока и совершенно необычайные значения напряженности электрического поля — в десятки тысяч и даже миллионы вольт на сантиметр при напряженности поля в столбе 20—30 в/см и общем напряжении дуги в несколько десятков вольт. Процессы в приэлектродных областях во многом необычны и уникальны и привлекают особое внимание исследователей, работающих в области газовых разрядов.

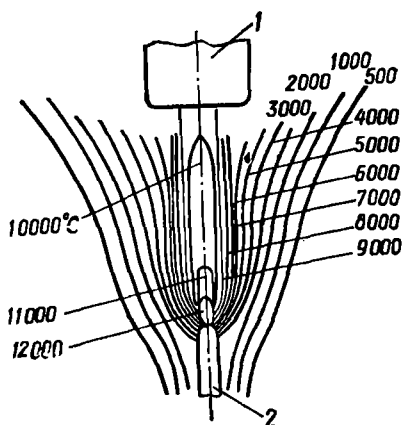


Рис. 34. Распределение температур в дуге.

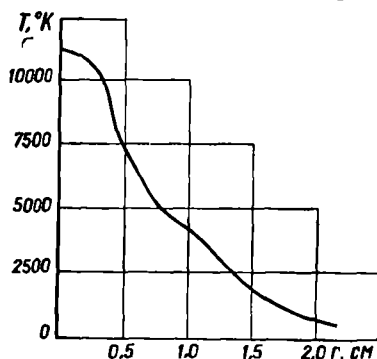


Рис. 35. Распределение температур в поперечном сечении дуги.

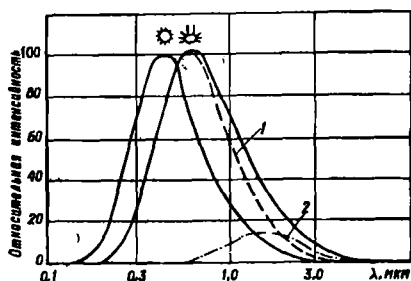


Рис. 36. Распределение энергии в спектре излучения солнца и дуги.

Несмотря на многочисленные работы, многое до сих пор остается невыясненным. Это объясняется трудностями исследований: очень высокими температурами, малой протяженностью исследуемых областей, сложностью и необычностью протекающих процессов. На активной поверхности электрода обычно можно заметить

четко ограниченный участок, отличающийся необычайной яркостью даже на фоне дуги: так называемые электродные пятна — катодное и анодное.

В электродном пятне различают опорное пятно, представляющее собой проекцию столба на поверхность электрода, с плотностью тока в сотни ампер на квадратный сантиметр и повышенной яркостью. Во многих случаях внутри опорного пятна можно различить и активное электродное пятно с весьма высокой яркостью и плотностью тока в тысячи ампер на квадратный сантиметр.

Своеобразным процессом на электродах является выбрасывание, или эмиссия, электрически заряженных частиц с поверхности электрода в окружающее пространство. Удаление электрона из сво-

Таблица 7

Работа выхода φ , эв

Материал	φ	Материал	φ
Pt	4,8	Ba	2,29
W	4,52	Cu	4,4
Mo	4,41	Fe	4,79
Zr	4,50	Ni	4,57
Cs	1,36	BaO	1,0
Na	2,12	BaO+SrO	1,04
K	2,02	CaO	2,2
Ca	3,34	MgO	1,0

бодного атома или молекулы в газе называется ионизацией, характеризующейся работой и потенциалом ионизации φ . Удаление электрона из комплекса атомов в конденсированной фазе из твердого или жидкого вещества называется *выходом*. Он характеризуется работой или потенциалом выхода. Ионизация и выход аналогичны и отличаются лишь средой, из которой освобождается электрон. Работа выхода (табл. 7) примерно раза в два меньше работы ионизации, определяется она опытным путем. Работа

выхода весьма чувствительна к составу эмитирующего вещества, загрязнениям и пленкам на поверхности. Часто она заметно изменяется от незначительных, трудно обнаруживаемых загрязнений, поэтому результаты определения работы выхода у различных исследователей заметно различаются.

Поскольку работа выхода значительно меньше работы ионизации, твердые и жидкие тела часто служат источником свободных электронов для прилегающего газового объема. Подобно видам ионизации в газе (где мы знаем ионизацию соударением, фотоионизацию, термическую ионизацию), имеем аналогичные процессы и для эмиссии электронов: термоэлектронную, автоэлектронную, или электростатическую, фотоэлектронную и вторичную — при бомбардировке поверхности различными частицами.

Для сварочной дуги основными процессами эмиссии будут термоэлектронная и автоэлектронная. Термоэлектронная эмиссия наблюдается при нагревании эмиттера. Энергия электронов возрастает пропорционально температуре T , °К. Некоторые электроны достигают при этом уровней энергии, достаточных для преодоления потенциального барьера, ограждающего поверхность эмиттера, и вылетают в окружающее пространство, становясь свободными электронами.

Процесс термоэлектронной эмиссии хорошо выражается формулой Ричардсона — Дэшмана, выведенной на основе теоретических рассуждений, подкрепленных обширными экспериментальными исследованиями:

$$j = AT^2 e^{-\frac{\varphi}{kT}} \text{ а/см}^2, \quad (\text{III.21})$$

где j — плотность термоэлектронного тока;

A — константа, теоретическое значение которой $A = 120 \text{ а/(см}^2 \cdot \text{град}^2)$; опытные значения A часто очень отличаются от теоретического;

φ — работа выхода.

Наибольшее значение термоэлектронная эмиссия имеет на катоде. Здесь может создаваться электрическое поле, направленное в сторону движения электронов и тем самым усиливающее электронную эмиссию (эффект Шоттки). Подобная термоэлектронная эмиссия, усиленная действием электрического поля, называется иногда *авто термоэлектронной эмиссией*. Эмиссия электронов может наблюдаться и на холодных катодах при наложении сильного электрического поля напряженностью $E = 10^6 \div 10^8 \text{ в/см}$.

Плотность тока автоэлектронной эмиссии может быть определена по формуле Фаулера — Нордгейма:

$$j = \gamma E^2 \exp\left(-\frac{b\varphi^{\frac{3}{2}}}{E}\right) \text{ а/см}^2, \quad (\text{III.22})$$

где γ и b — константы, зависящие от материала катода.

Определение E , входящей в формулу (III.22), с достаточной точностью затруднительно, поэтому обычно пользуются лишь данными опытных измерений E .

Очень эффективна фотоионизация на поверхностях твердых и жидких тел. Поскольку работа выхода меньше потенциала ионизации, то здесь фотоионизацию производят и лучи видимого света.

Эмиссионная способность катода может быть многократно усилена нанесением на катод пленок и слоев оксидов с низкой работой выхода. Нанесение оксидов Са, Ва, Sr может понизить работу выхода на катоде до 1 в, вместо 4,4 — 5 в для металлов с идеально чистой поверхностью. Это обстоятельство широко используют в электронной технике, например при изготовлении электронных ламп. В сварочной технике следует также использовать возможность усиления эмиссии с катода за счет нанесения веществ, усиливающих ее. Общая плотность тока на катоде тогда достигает нескольких тысяч ампер на квадратный сантиметр.

Анодная область дуги отличается однообразием и сравнительной простотой протекающих в ней процессов. Эта область по-видимому более тесно связана с металлом — основным (прямая полярность) или электродным (обратная полярность) — и часто создает ускоренное расплавление металла. Значительной эмиссии положительных ионов анод не создает. Если она и наблюдается в сварочных

дугах, то в столь незначительных размерах, что не имеет практического значения. Анодное падение в сварочных дугах (стальной электрод) составляет 6—8 в. Оно не зависит от длины и напряжения дуги и остается постоянным. Постоянна и мощность анодной области. Протяженность анодной области — порядка длины свободного пробега частицы. Плотность тока на аноде — обычно около нескольких тысяч ампер на квадратный сантиметр. Температура анода близка к температуре кипения его материала. Объемный заряд у поверхности анода создается избытком электронов.

Общая мощность, освобождаемая на аноде,

$$W_{\text{ан}} = I_{\text{д}} U_{\text{ан}}, \quad (\text{III.23})$$

где $I_{\text{д}}$ — ток дуги;

$U_{\text{ан}}$ — напряжение на аноде.

Х а р а к т е р и с т и к и д у г и. Дуга — весьма эффективный источник тепла при сварке. Сварочная дуга с плавящимся металлическим электродом в различных случаях эффективно отдает на нагрев и плавление основного металла 60—80% энергии, полученной от источника тока. Потери энергии идут на излучение дуги в окружающее пространство, на теплопроводность металла, уносящаяся вместе с брызгами металла.

Дуга четко разграничивается на три области — катодную, столб и анодную, характеризующиеся падениями напряжения $U_{\text{к}}$, $U_{\text{ст}}$, $U_{\text{ан}}$. Соответственно и мощность дуги можно разделить на три части:

$$W_{\text{д}} = I_{\text{д}} U_{\text{д}} = I_{\text{д}} (U_{\text{к}} + U_{\text{ст}} + U_{\text{ан}}). \quad (\text{III.24})$$

Падения напряжений $U_{\text{к}}$ и $U_{\text{ан}}$ не зависят от длины дуги, $U_{\text{ст}}$ пропорционально длине дуги L : $U_{\text{ст}} = bL$, где b — градиент напряжения в столбе, в/мм. Поэтому мощность дуги можно выразить и так:

$$W_{\text{д}} = I_{\text{д}} (a + bL), \quad (\text{III.25})$$

где

$$a = U_{\text{к}} + U_{\text{ан}};$$

L — длина дуги, мм.

Эта форма удобнее, так как значительно легче измерить сумму $U_{\text{к}} + U_{\text{ан}}$, чем эти величины в отдельности.

Сумму катодного и анодного падения напряжений можно найти, постепенно уменьшая длину дуги и измеряя напряжение при минимальной ее длине, когда падением в столбе можно пренебречь. Отдельные же величины, входящие в выражение мощности дуги, определяют так. Катодное падение $U_{\text{к}}$ часто принимают равным потенциалу ионизации газа. Потенциал паров железа $U_{\text{I Fe}} = 7,83$, воздуха — $U_{\text{I вост}} = 14$ в. Если нет точных измерений (довольно трудно выполнимых), то в среднем часто берут $U_{\text{к}} = 10$ в. Для анодного падения напряжения, сильно меняющегося в зависимости от разных обстоятельств, при обычной ручной сварке стальным электродом часто принимают $U_{\text{ан}} = 6 \div 8$ в. Таким образом, сумму

$U_k + U_{an}$ можно принять равной 16—18 в. Что касается столба, то градиент напряжения в нем можно принять 2—3 в/мм, в среднем — 2,5 в/мм. Таким образом, напряжение дуги длиной 6 мм будет $10 + 8 + 2,5 \cdot 6 = 33$ в. Распределение напряжения по длине дуги имеет вид, показанный на рис. 37.

Для исследований и практического применения чрезвычайно важна вольт-амперная характеристика дуги $U_d = f(I)$ (рис. 38). Вольт-амперная характеристика показывает, что дуга как вид газового разряда является нелинейным сопротивлением и не подчиняется закону Ома.

Области применения дуги весьма обширны, весьма различны условия ее существования и, конечно, столь же различны и ее характеристики. На рис. 38 изображена некоторая «средняя» характеристика, относящаяся, примерно, к ручной сварке стальным элект-

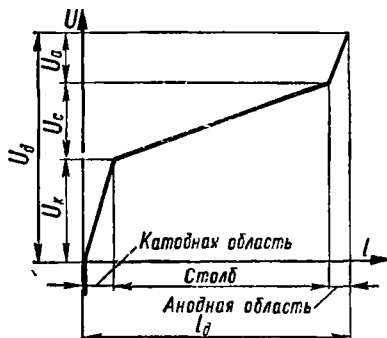


Рис. 37. Распределение напряжения по длине дуги.

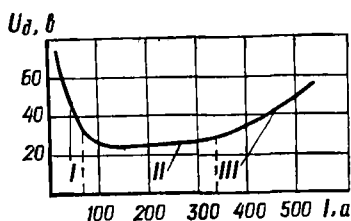


Рис. 38. Вольт-амперная характеристика сварочной дуги.

тродом. В характеристике можно условно различить три области: I, II и III. Область I — это малые токи. Здесь — падающая характеристика, так как с увеличением тока увеличивается объем разогретого газа и степень его ионизации, поэтому проводимость дуги возрастает быстрее тока и напряжение на ней падает. Область II — это средние токи, пологая характеристика. С увеличением тока здесь пропорционально увеличивается и сечение столба. Падение напряжения на нем остается постоянным, как и все напряжение дуги. Сила тока устанавливается регулированием источника питания. Область III — это большие токи, возрастающая характеристика, степень ионизации высока. С увеличением силы тока сечение столба становится недостаточным, сопротивление его возрастает, падение напряжения на столбе и все напряжение дуги возрастает. Напряжение приближается к линейному и возрастает с увеличением тока. Все три вида характеристик встречаются на практике. Изучение характеристики дает ценные сведения о свойствах дуги.

При заданной длине дуги L возможно, вообще говоря, бесконечное число вариантов дугового разряда, отличающихся напряжением дуги, температурой газа, диаметром столба, размерами электродных

пятах и пр. Однако опыт показывает, что в заданных условиях устанавливается один, вполне определенный стационарный режим дугового разряда. Весьма правдоподобным представляется часто принимаемое допущение (по аналогии со многими другими энергетическими процессами), что дуговой разряд подчиняется «принципу минимума», т. е. протекает при минимальной энергии. Поскольку мощность разряда W и величина тока заданы, то минимальная мощность достигается при наименьшем значении напряжения дуги $U_{d \min}$. Из всего возможного многообразия только этот вариант устойчив.

На протяжении более чем сотни лет дуговой разряд остается основным источником тепла, позволяющим получать и длительно поддерживать высокие температуры газа — от 5000 до 30 000 °К. (Кратковременно в особых условиях можно получать температуры, измеряемые многими миллионами градусов). Возможность достижения таких температур составляет важнейшее преимущество дугового разряда, используемое в сварочной технике. Дуговой разряд отличается также высокой концентрацией энергии. В электродных пятнах можно наблюдать удельные мощности в несколько сотен киловатт на квадратный сантиметр или $100 \text{ ккал}/(\text{см}^2 \cdot \text{сек})$ и более. Столь высокая концентрация энергии весьма желательна в сварочной технике.

В заключение отметим, что для питания сварочной дуги вполне применим и переменный ток частотой 50 гц. Успешное применение переменного тока свидетельствует о большой устойчивости сварочной дуги, благополучно переносящей падение тока до нуля, происходящее 100 раз в секунду, и не очень большой разнице в энергетических свойствах катодной и анодной областей дуги.

§ 14. ПЛАЗМЕННАЯ СТРУЯ

Столб сварочной дуги заполнен ионизированным газом — плазмой. В обычной сварочной дуге длина столба составляет всего несколько миллиметров, и поскольку для сварки основное значение имеют процессы в электродных пятнах и приэлектродных областях, роль столба часто второстепенна, а его мощность невелика. При помощи сравнительно несложных приемов (используя воздействие магнитных полей, продувание струи газа и пропускание через обжимающее сопло) можно удлинить столб дуги до десятков и даже сотен миллиметров, одновременно уменьшить его диаметр и получить хорошо сформированную длинную струю плазмы. При этом напряжение дуги возрастает до 50—200 в и более, основную мощность несет струя плазмы, роль приэлектродных областей снижается. Плазменная струя превращается в очень концентрированный источник тепла, отвечающий многим требованиям сварочной техники. В последние годы успешно развиваются плазменные резка и сварка.

Схемы получения плазменной струи показаны на рис. 39: 1 — вольфрамовый электрод; 2 — корпус плазмотрона; 3 — плазменная струя; 4 — изделие. Усиленное охлаждение периферийных областей струи и механическое сжатие ее при пропускании через узкий канал концентрируют плазму в малых объемах, что обуславливает повышение температуры в центральной зоне струи и высокую степень ионизации находящихся в ней частиц. На рис. 40 показано влияние сжатия и внешнего охлаждения дуги на распределение температур в различных ее зонах. Видно, что длина области, ограниченной, например, изотермой $14\ 000\ ^\circ\text{K}$, увеличивается в три раза. I — зоны свободной дуги, горящей между вольфрамовым и медным электродом в аргоне, II — зоны дуги, сжатой в узком

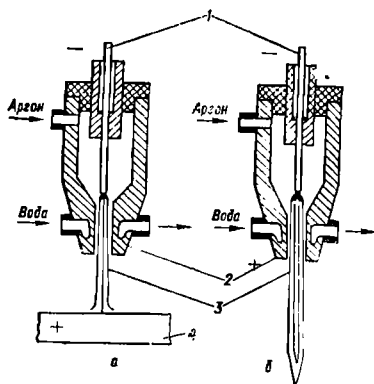


Рис. 39. Сварочные плазмотроны прямого (а) и косвенного (б) действия.

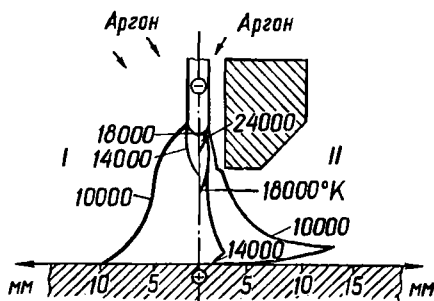


Рис. 40. Влияние сжатия и внешнего охлаждения на распределение температур в дуге.

канале. В обоих случаях ток дуги и материал электродов одинаков. Вместе с тем температура зон сжатой дуги значительно выше, чем свободной. Центральная часть сжатой дуги представляет собой поток плазмы.

По своим характеристикам плазменная струя удовлетворяет всем требованиям, предъявляемым к источникам тепла при сварке. Тепловая мощность ее, получаемая при использовании пока еще несовершенного оборудования, достигает уже $8000\text{—}10\ 000\ \text{кал/сек}$ (чего вполне достаточно для сварки и резки самых тугоплавких металлов) и принципиально может быть сделана сколь угодно большой. Эффективная тепловая мощность плазменной струи составляет $\sim 40\%$ общей тепловой мощности: $\eta_{\text{д}}$ для различных условий колеблется в пределах $0,3\text{—}0,4$. Тепловая интенсивность и тепловая концентрация плазменной струи в несколько раз выше, чем в обычных свободно горящих сварочных дугах.

Для получения дуговой плазмы в сварочной технике используют Ar , He , N_2 , H_2 , диссоциированный аммиак, атмосферный воздух, водяной пар, а также различные смеси этих газов.

Плазменная струя имеет широкие перспективы применения в качестве теплового источника для сварки и резки металлов. В настоящее время исследуются особенности плазменной струи и выясняются возможности использования ее в различных областях техники.

§ 15. ЭЛЕКТРИЧЕСКОЕ СОПРОТИВЛЕНИЕ ТВЕРДЫХ И ЖИДКИХ ПРОВОДНИКОВ

Электрический ток, проходя через проводник, нагревает его по закону Джоуля — Ленца. Выделение тепла при нагреве происходит по всему объему, пронизываемому током. Нагрев за счет сопротивления проводников отличается от действия таких источников тепла, как газовое пламя, дуга и др.

В простейшей форме механизм сопротивления проводника и выделение в нем тепла при протекании тока можно представить следующим образом. Свободные электроны проводника под действием приложенного напряжения приобретают ускорение и дополнительный запас кинетической энергии. Двигаясь между атомами, составляющими структуру проводника, некоторые электроны сталкиваются с атомами и передают им часть своей кинетической энергии. Это приводит к усилению тепловых колебаний атомов проводника, т. е. к повышению его температуры.

Наличие в металле проводника искажений решетки и несовершенств всякого рода увеличивает вероятность столкновения электронов с атомами, т. е. повышает сопротивление проводника. В частности, к числу факторов, увеличивающих сопротивление металлических проводников, относятся упругие искажения решетки, все виды дислокаций, внедрения чужеродных атомов в кристаллическую решетку и другие дефекты.

Сопротивление металлических проводников выражается известной формулой

$$r = \rho \frac{l}{s} \text{ ом}, \quad (\text{III.26})$$

где ρ — удельное сопротивление металла, $\text{ом} \cdot \text{см}$;

l — длина проводника, см ;

s — площадь поперечного сечения проводника, см^2 .

Для некоторых металлов и сплавов значения ρ при температуре 18—20 °C даны ниже:

Материал	$\rho \times 10^6$, ом · см
Алюминий	2,7—2,8
Железо	9,9—10
Малоуглеродистая сталь . .	12—15
Медь	1,7—1,75
Никель	7,4—9
Нихром	100—110
Нержавеющая сталь 1Х18Н9	70—75

Влияние температуры на удельное сопротивление. Для чистых немагнитных металлов сопротивление с повышением температуры растет приблизительно по линейному закону:

$$\rho_T = \rho_0 (1 + \alpha T), \quad (\text{III.27})$$

где ρ_T — удельное сопротивление при T °C, ом · см;

ρ_0 — то же при 0 °C, ом · см;

α — температурный коэффициент электрического сопротивления, 1/°C; в среднем можно принимать $\alpha = 0,004$;

T — температура нагрева проводника, °C.

Для ферромагнитных металлов, а также для сплавов (например, сталей) зависимость сопротивления от температуры гораздо более сложная.

На рис. 41 показаны кривые $\rho_T = f(T)$ для чистого железа (1), малоуглеродистой стали (2) и аустенитной нержавеющей стали 1X18H9 (3).

Существуют сплавы, для которых значение α близко к нулю.

Сопротивление контакта. Если пропускать электрический ток через сжатые детали, то в месте соприкосновения их будет наблюдаться значительное падение напряжения. Это результат контактного сопротивления. Последнее зависит от сужения линий тока, от характера механической обработки соприкасающихся деталей, величины давления в контакте, а также от температуры и потому меняет свое значение в весьма широких пределах.

Поверхность деталей имеет выступы и впадины. Поэтому при сближении детали соприкасаются лишь в отдельных точках. Суммарная площадь контактирующих участков значительно меньше сечения всего проводника. Поверхность их, к тому же, не всегда бывает идеально чистой. Загрязнение ее оксидами, маслами и т. п. в общем приводит к увеличению сопротивления контакта. Величина контактного сопротивления R_k зависит также от свойств металла и давления, приложенного в контакте. С ростом давления часть выступов сминается, площадь соприкосновения деталей увеличивается, окисные и другие пленки на поверхности разрушаются, что в конечном счете приводит к падению контактного сопротивления.

Для определения R_k опытным путем была выведена формула

$$R_k = \frac{r_k}{\rho^2} \text{ ом}, \quad (\text{III.28})$$

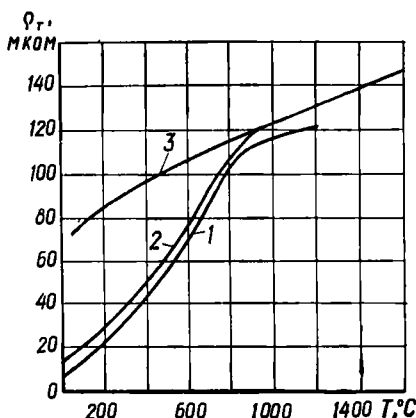


Рис. 41. Кривые зависимости удельного сопротивления от температуры.

где r_k — контактное сопротивление при $P = 1 \text{ кг}$ (находится опытным путем), ом ;

P — сила сжатия, кг ;

α — показатель, зависящий от металла и состояния его поверхности; величина α колеблется в пределах 0,5—1,0.

Следует обратить внимание, что сопротивление контакта почти не зависит от его кажущейся площади.

Удельное контактное сопротивление для стальных пластин с тщательно очищенной поверхностью $r_k = 0,004 \div 0,006 \text{ ом}$, а для алюминиевых сплавов $r_k = 0,001 \div 0,0015 \text{ ом}$.

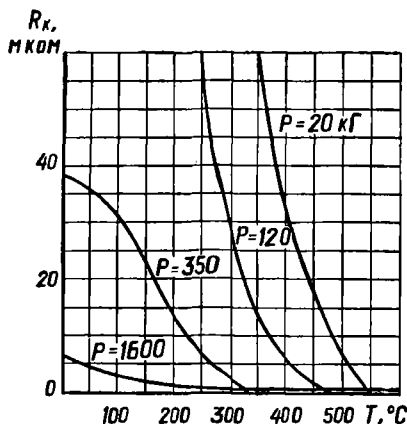


Рис. 42. Кривые зависимости контактного сопротивления малоуглеродистой стали от температуры и сжатия.

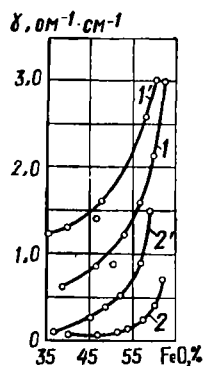


Рис. 43. Кривые зависимости электронной (2, 2') и ионной (1, 1') проводимостей шлака от содержания в нем FeO .

Сопротивление контакта очень сильно изменяется при его нагреве. С увеличением температуры контакта сопротивление слоя металла вблизи контактирующей поверхности увеличивается и, казалось бы, следовало ожидать повышения общего сопротивления. Однако в действительности снижается предел текучести металла, сминаются выступы на поверхностях контакта, растет площадь контактирующих участков и общее сопротивление в контакте падает.

Зависимость контактного сопротивления малоуглеродистой стали от температуры и сжатия показана на рис. 42. Для других материалов, например для алюминиевых сплавов, кривые $R_k = f(T)$ имеют примерно такой же характер.

Сопротивление жидких проводников. Жидкими проводниками электрического тока в условиях сварки чаще всего служат расплавленные металлы и различные шлаки.

Тепло, выделяющееся при протекании тока через расплавленный металл или шлак, для ряда способов сварки играет существен-

ную роль в тепловом балансе всего процесса. Так, при сварке под флюсом электрическая дуга всегда шунтируется расплавленным шлаком, вследствие чего часть электрической мощности неизбежно расходуется на его перегрев. Если электропроводность шлака велика, часть тока, протекающего через него, увеличивается настолько, что тепловой баланс дуги нарушается и поддержание устойчивого горения ее становится невозможным. Еще большее значение имеет тепло, выделяющееся при протекании тока через шлак, для электрошлаковой сварки. Механизм протекания тока в жидких металлах и шлаках различен и потому их сопротивление меняется по разным законам — в зависимости, например, от температуры.

Перенос электрического заряда в жидких металлах осуществляется свободными электронами таким же путем, как и в твердых металлических проводниках. Подтверждением однотипности этого механизма в твердых и жидких металлах служит отсутствие скачка на кривой электропроводности в области температур перехода металла из твердого состояния в жидкое. Сопротивление жидких металлических проводников, как и твердых, увеличивается с повышением температуры.

Природа проводимости расплавленных шлаков весьма сложна. Большинство исследователей считает, что наряду с ионной проводимостью, которая характерна для жидких шлаков как электролитов, в них имеет место и электронная, а также некоторые другие виды проводимости. Преобладание того или иного механизма протекания тока зависит прежде всего от химического состава шлаков. На рис. 43 показан характер изменения ионной (кривые 1, 1') и электронной (кривые 2, 2') проводимостей шлака в зависимости от со-

держания в нем FeO (кривые 1, 2 — при $\frac{\text{CaO}}{\text{CaO} + \text{SiO}_2} = 0,2$; 1', 2' — при $\frac{\text{CaO}}{\text{CaO} + \text{SiO}_2} = 0,4$).

С увеличением температуры ионная составляющая электропроводности расплавленных шлаков увеличивается, чему способствует уменьшение вязкости шлаков и повышение подвижности ионов. Вследствие этого с ростом температуры жидких шлаков удельное сопротивление их обычно снижается, тогда как для металлических проводников оно возрастает. Важно отметить, что общая электропроводность расплавленных сварочных флюсов сильно повышается с увеличением содержания в них фторидов (CaF_2 , NaF , Na_3AlF_6 и др.), образующих легкоподвижные ионы, и уменьшается от внедрения в расплав сложных малоподвижных анионов типа $\text{Si}_x\text{O}_y^{z-}$, $\text{Mn}_x\text{O}_y^{z-}$, $\text{Al}_2\text{O}_3^{5-}$ и т. п.

На рис. 44, а приведены результаты исследований характера изменения общей электропроводности для некоторых фторидных и силикомарганцевых расплавленных флюсов в зависимости от температуры. Видно, что с повышением температуры электропровод-

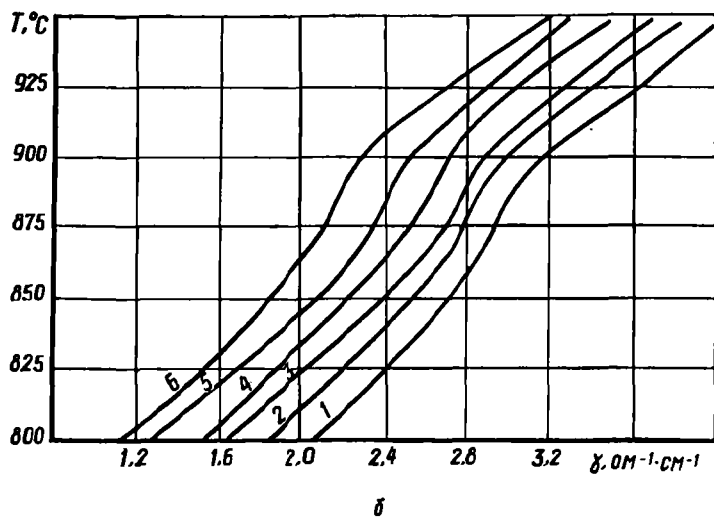
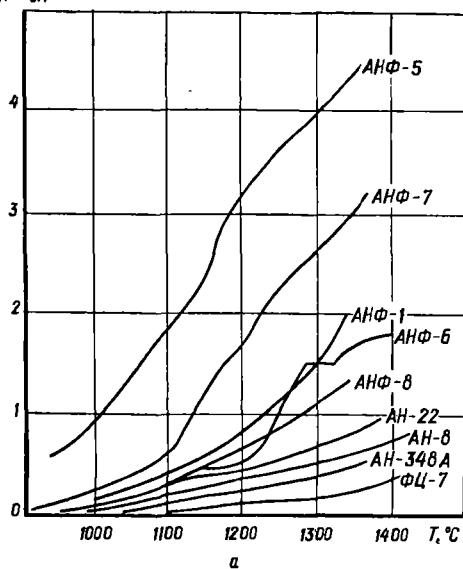
$\delta, \text{OM}^{-1}\cdot\text{CM}^{-1}$ 

Рис. 44. Кривые зависимости электропроводности флюсов от температуры.

ность всех рассмотренных флюсов возрастает. Рис. 44, б иллюстрирует влияние добавок SiO_2 в шихту флюса ЖА-64, состоящего из галоидных солей: 1—1,94% SiO_2 во флюсе; 2—2,4%; 3—2,83%; 4—3,26%; 5—3,82% и 6—4,18% SiO_2 . Применяемые в настоящее время флюсы имеют различную электропроводность (рис. 45).

Проводимость шлака — весьма важная его технологическая характеристика. Уменьшение ее ведет к увеличению количества тепла, выделяющегося при протекании через шлак тока заданной силы. Так, при электрошлаковой сварке или переплаве с увеличением удельного сопротивления шлака (при прочих равных условиях) температура шлаковой ванны повышается и одновременно растет коэффициент расплавления электрода, определяющий производительность процесса. Чрезмерная электропроводность шлака при дуговой сварке ведет к увеличению тока шунтирования, а иногда и к нарушению устойчивости дугового процесса. Так, существующие флюсы для сварки алюминия (АН-А1 и др.) позволяют вести процесс только открытой дугой. Введение в шихту флюса сложных кремнекислородных анионов дает возможность снизить электропроводность расплавленного шлака, погрузить дугу под флюс и получить при этом устойчивый электродуговой процесс. Защита дуги флюсом существенно улучшает качество металла шва алюминия, предупреждает образование в нем пор, повышает электропроводность и коррозионную стойкость сварных соединений.

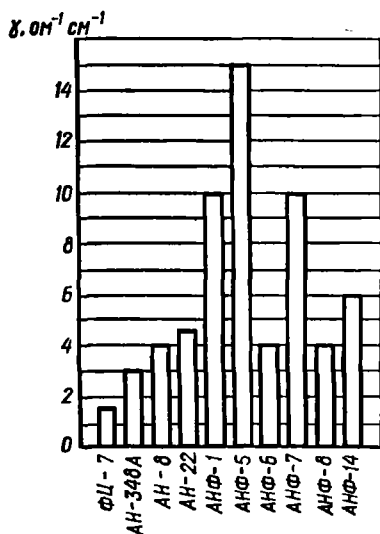


Рис. 45. Диаграмма электропроводности сварочных флюсов при температуре 2000° С.

§ 16. ЭЛЕКТРИЧЕСКИЙ ИНДУКЦИОННЫЙ НАГРЕВ

Довольно широкое и все возрастающее применение находит электрический индукционный нагрев. Его производят вихревыми токами (токами Фуко), возникающими в металле, внесенном в переменное магнитное поле. Последнее создается обмоткой, питаемой переменным током. В этом случае обмотка, создающая поле, или *индуктор*, может рассматриваться как первичная обмотка трансформатора, а нагреваемый металл — как вторичная обмотка, замкнутая накоротко. Таким образом, для индукционного нагрева необходим источник переменного тока соответствующей частоты и достаточной мощности — индуктор, размеры и форма которого

определяются размерами, формой и свойствами металла нагреваемого изделия (рис. 46, а).

Для индукционного нагрева первостепенное значение имеет частота тока. При малых частотах, например при частоте промышленного переменного тока 50 гц, передача энергии от индуктора к нагреваемому металлу идет медленно. Практически может быть передана лишь небольшая тепловая мощность, увеличивающая температуру металла всего на несколько сотен градусов, что иногда используется для незначительного, медленно протекающего нагрева. С повышением частоты передача тепла становится более интенсивной, и при частотах 2000—3000 гц уже можно плавить металл в электрических индукционных печах. Для сварки же оптимальными оказываются более высокие частоты — от сотен тысяч герц до мегагерц. Частоты в несколько тысяч герц дают машинные генераторы переменного тока, приводимые во вращение обычными электродвигателями. Более высокие частоты получают в ламповых генераторах, преобразующих при помощи электронных ламп обычный промышленный ток в токи высокой частоты. От генератора ток идет к индук-

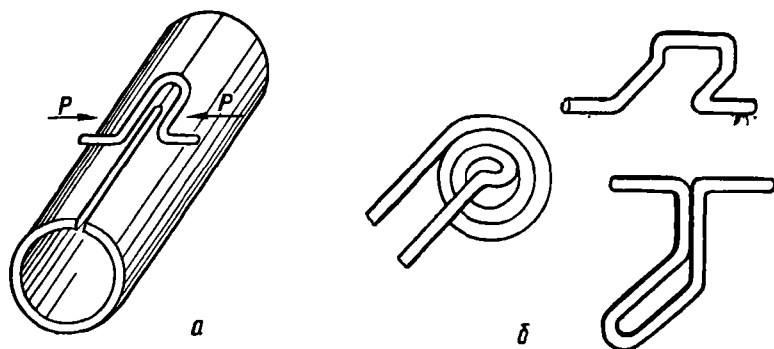


Рис. 46. Схема индукционного нагрева изделия токами высокой частоты (а) и типы индукторов (б)

тору, представляющему собой обмотку из одного или нескольких витков медной трубки, по которой протекает охлаждающая вода. Форма индуктора соответствует нагреваемому изделию. Некоторые типы индукторов показаны на рис. 46, б.

Важное значение для индукционного нагрева имеет так называемый **поверхностный эффект**, или **скин-эффект**, суть которого состоит в том, что переменный ток распределяется по сечению проводника неравномерно. При этом плотность его максимальна у поверхности проводника, где и выделяется большая часть тепла. Степень неравномерности зависит от частоты тока и свойств материала проводника. При низких частотах, например при промышленной частоте 50 гц, скин-эффект незначителен, и во многих случаях его можно не принимать во внимание.

Неравномерность распределения тепловой мощности может быть оценена толщиной поверхностного слоя металла (глубиной прогрева), в котором выделяется приблизительно 90% всего тепла:

$$d = 5,3 \cdot 10^4 \sqrt{\frac{\rho}{\mu f}} \text{ см}, \quad (\text{III.29})$$

где ρ — удельное сопротивление, $\text{ом} \cdot \text{см}$;
 μ — магнитная проницаемость металла;
 f — частота тока, гц .

При нагреве стали ρ возрастает, а μ уменьшается. После точки Кюри ($\sim 800^\circ \text{C}$) μ скачком уменьшается до единицы. Следовательно, при повышении температуры толщина прогреваемого слоя возрастает. Выше точки Кюри почти все стали прогреваются приблизительно на одинаковую толщину, поскольку их ρ и μ становятся примерно равными. При выводе формулы (III.29) использован ряд упрощающих предположений; более точные значения толщин поверхностного слоя определяются опытным путем. Результаты некоторых опытов приведены в табл. 8.

Таблица 8

Опытные значения толщин прогреваемого поверхностного слоя, мм

Частота тока, гц	Медь	Холодная сталь ($\alpha\text{-Fe}$)	Горячая сталь ($\gamma\text{-Fe}$)
10^3	0,007	0,002	0,065
10^4	0,067	0,02	0,65
10^5	0,21	0,07	2,1
10^6	0,67	0,2	6,5
$2 \cdot 10^3$	1,5	0,5	14,5
$0,5 \cdot 10^2$	9,5	2,4	91,4

Из формулы (III.29) и табл. 8 следует, что токи достаточно высокой частоты проникают на незначительную глубину металла и индукционный нагрев из объемного практически превращается в поверхностный. Токи в поверхностных, очень небольших объемах металла быстро нагревают их до температуры пластического состояния и до расплавления.

На описанном нагреве основан индукционный метод сварки, широко применяемый при изготовлении тонкостенных сварных труб и других деталей. Индукционный нагрев используется также для пайки, подогрева изделий перед сваркой и т. п.

§ 17. ХИМИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ

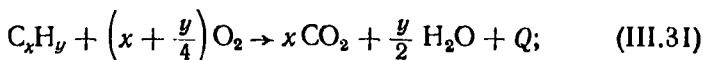
При химических реакциях обычно выделяется или поглощается некоторое количество тепла Q :



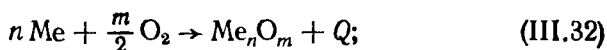
Реакции, протекающие с выделением тепла, называются *экзотермическими*, а с поглощением тепла — *эндотермическими*.

В качестве источника тепла для сварки могут использоваться только такие экзотермические процессы, которые позволяют получать достаточную тепловую мощность и создавать высокую концентрацию тепла в малых объемах. Чаще всего в сварочных процессах для получения тепла используют следующие типы реакций:

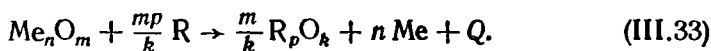
1) реакции сгорания углеводородов:



2) реакции окисления металлов:



3) реакции между оксидами малоактивных металлов и активными металлами:



Процесс горения углеводородов и строение пламени. Реакции 1-го типа описывают конечный результат весьма сложных процессов сгорания паро- или газообразных углеводородов в смеси с кислородом. Они сопровождаются образованием пламени, имеющего достаточную тепловую мощность и высокую температуру. Это пламя широко применяют в сварочной технике при газовой сварке, пайке, кислородной резке, а также для общего или местного подогрева деталей.

В качестве горючего при газовой сварке, резке и пайке в основном применяют газы и жидкости, приведенные в табл. 9.

Наиболее важной характеристикой горючих является их теплотворная способность. Это свойство оценивается низшей теплотворной способностью горючего Q_n , которая выражает количество теплоты в килокалориях, выделяющееся при полном сгорании 1 м³ или 1 кг горючего. Размерность Q_n в этом случае соответственно — «килокалория на кубический метр» или «килокалория на килограмм».

Как видно из табл. 9, среди рассмотренных горючих наивысшей теплотворной способностью обладает ацетилен. При сжигании его в смеси с кислородом развивается наибольшая температура пламени (~3150 °C), позволяющая обеспечить высокую производительность процесса. Поэтому в качестве горючего при газовой сварке обычно применяют ацетилен.

Особенности нагрева металла пламенем. Полную тепловую мощность пламени можно определить расчетом из расхода горючего и его низшей теплотворной способности. Если V_a — расход горючего, л/ч; Q_n — низшая теплотворная способность,

Характеристики горючих для газовой сварки, резки и пайки

Горючее и его примерный состав, % (объемные)	Низшая теплотворная способность при 20° С и 760 мм рт. ст., ккал/м³	Температура пламени в смеси с кислородом, °С
Ацетилен	12 600	3150
Водород	2400	2100
Коксовый газ: 50—60% H₂; 25—30% CH₄; 5—7% CO; 6—13% N₂, CO₂.	3500—4200	2000
Природный газ: 96—98% CH₄; 0,6—1% C₂H₆, C₃H₈; 1—1,5% N₂, CO₂.	7500—7900	2000
Нефтяной газ: 12% H₂; 28% C₂H₂, C₆H₈; 50% CH₄; 10% CO, CO₂.	9800—13 500	2300
Безизин	10 200—10 600 *	2500—2600
Керосин	10 000—10 200 *	2450—2500

Примечание. Отмеченные звездочкой данные приведены в килокалориях на килограмм.

кал/л, то теоретическую полную тепловую мощность q можно найти из выражения

$$q = V_a Q_n \text{ кал/ч} = \frac{V_a Q_n}{3600} \text{ кал/сек.} \quad (\text{III.34})$$

Поскольку для ацетилена

$$Q_n = 12\,600 \text{ кал/л, то } q = \frac{12\,600 V_a}{3600} = 3,5 V_a. \quad (\text{III.35})$$

Однако далеко не вся тепловая мощность пламени используется при сварке для полезного нагрева — расплавления изделия и присадочной проволоки.

Газовое пламя является местным, поверхностным источником тепла. Передача тепла происходит в результате теплообмена между пламенем и деталью конвекцией и излучением (радиацией). Главную роль в этой теплопередаче играет конвекция, посредством которой передается до 95% общего количества тепловой энергии. Гораздо меньшее значение имеет радиация.

Общий удельный тепловой поток пламени $q_{уд}$, т. е. количество тепла, вводимого пламенем за единицу времени и проходящего через единицу площади нагреваемой поверхности металла, согласно известному закону Ньютона (весьма приближенному в данном случае) пропорционален разности температур горячего потока газов и нагреваемой поверхности:

$$q_{уд} = \alpha (T_r - T) \text{ кал/(см}^2 \cdot \text{сек)}, \quad (\text{III.36})$$

где T_r — температура потока газов пламени, °C;
 T — температура поверхности нагреваемого металла, °C;
 α — общий коэффициент теплообмена, включающий влияние конвекции и радиации.

Коэффициент α сильно зависит от температуры и может быть установлен только опытным путем. В связи с тем что значения его малы, на полезный нагрев металла расходуется лишь незначительная часть общей тепловой мощности пламени — не более 10%. Распределение тепла в процессе ацетилено-кислородной сварки показано на рис. 47: 1 — рассеивание в окружающую среду (42%); 2 — поглощение присадочным металлом (6%); 3 — потери на угар и разбрыз-

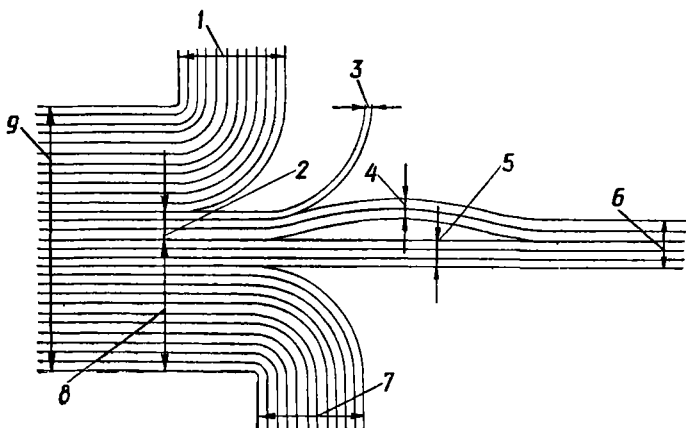


Рис. 47. Распределение тепла в ацетилено-кислородной сварке.

гивание (2%); 4 — перенос с каплями расплавленного присадочного металла (4%); 5 — проплавление основного металла (6%); 6 — расход теплоты на расплавление (10%); 7 — потери за счет теплопроводности основного металла (46%); 8 — поглощение основным металлом (52%); 9 — полная тепловая мощность пламени (100%).

Эффективная мощность пламени сварочной ацетилено-кислородной горелки q_u зависит от многих факторов, и прежде всего, от расхода ацетилена и свойств нагреваемого объекта. Эффективный к. п. д. η_u выше для факела пламени малых размеров. В этом одна из причин довольно широкого распространения многопламенных горелок (несколько малых источников пламени нагревают металл интенсивнее, чем один большой при том же общем расходе ацетилена).

По концентрированности нагрева газовое пламя существенно уступает дуге прямого действия. Тепловой к. п. д. дуги также значительно выше благодаря более совершенному механизму передачи тепла (бомбардировка заряженными частицами). Поэтому газовая сварка в техническом отношении гораздо менее совершенна, чем

дуговая, и имеет более узкую, но все же значительную область применения.

Реакции окисления металлов характерны для всех разновидностей сварки плавлением. Окисление основного металла или легирующих элементов в процессе сварки — явление нежелательное, но, тем не менее, всегда имеющее место на практике. Оно сопровождается выделением определенного количества тепла, которое может играть заметную роль в тепловом балансе процесса сварки.

В наиболее часто встречающихся условиях сварки плавлением реакции окисления подавляются с помощью различных металлургических и технологических мер и потому не получают развития. Тепловое влияние окислительных реакций в этом случае мало и в большинстве практических расчетов во внимание не принимается.

Значительно большую роль как источники тепла играют процессы окисления металлов при кислородной резке. На реакции окисления железа основан процесс кислородной резки стали, широко применяющийся в металлообрабатывающей промышленности. Сущность его заключается в следующем: если на предварительно нагретую сталь направить струю кислорода, то железо и легирующие элементы сгорают с образованием жидких легко удаляемых оксидов. При сжигании металла за счет теплопроводности подогреваются прилегающие к месту реза слои, которые как бы подготавливаются к последующему сжиганию.

Поскольку реакции горения железа и других элементов в кислороде идут со значительным выделением тепла, то для осуществления непрерывного процесса резки после его первоначального возбуждения требуется сравнительно небольшое дополнительное тепловложение, которое и осуществляется специальным подогревательным пламенем.

Следует, однако, подчеркнуть, что главная доля тепла, расходуемого при кислородной резке стали, получается за счет теплового эффекта реакций окисления металла. В некоторых случаях резка может идти целиком за счет окисления металла, без подогрева (например, резка кислородным копьем).

Реакции между оксидами менее активных металлов и активными металлами могут протекать с выделением значительного количества

Таблица 10

Тепловой эффект некоторых реакций между оксидами менее активных металлов и активными металлами

Реакция	Тепловой эффект	
	кал/ моль	ккал/ кг
$3\text{Fe}_3\text{O}_4 + 8\text{Al} \leftrightarrow 4\text{Al}_2\text{O}_3 + 9\text{Fe}$	773 700	850
$\text{Fe}_3\text{O}_4 + 4\text{Mg} \leftrightarrow 4\text{MgO} + 3\text{Fe}$	317 900	970
$\text{Fe}_3\text{O}_4 + 2\text{Si} \leftrightarrow 2\text{SiO}_2 + 3\text{Fe}$	145 500	506

тепла. Примеры таких реакций и величины тепловых эффектов для них приведены в табл. 10. Смеси исходных веществ для указанных в таблице реакций называются *термитами* (обычно алюминиевый или магниевый) и используются при термитной сварке.

Термитные реакции могут быть мощными и концентрированными тепловыми источниками. Так, при сгорании алюминиевого термита температура расплавленных продуктов сгорания достигает 3000 °С.

Контрольные вопросы и задания

✓ Какие основные источники тепла применяются в сварочной технике?

✓ Каким требованиям должны удовлетворять источники тепла, применяющиеся для сварки?

✓ Что такое тепловая мощность источника, в каких единицах она измеряется?

✓ Что такое эффективная тепловая мощность и эффективный коэффициент полезного действия источника тепла?

Приведите примеры объемных, поверхностных, линейных, точечных сварочных источников тепла. В каких единицах измеряется их интенсивность?

Дайте характеристику сварочной дуге как источнику тепла.

В чем сущность ионизации газа? Чем оценивается степень ионизации? Какими причинами она вызывается?

Почему свет видимого спектра не вызывает ионизации газов?

В чем внешние отличия тлеющего разряда в газах от дугового разряда?

Назовите основные области дугового разряда и отметьте их характерные особенности.

Опишите процессы, протекающие в столбе дуги (ионизация, столкновение частиц, смысл уравнения Максвелла и т. д.).

В чем физический смысл уравнения Сага, как определяют эффективный потенциал ионизации газовой смеси? Практические выводы и рекомендации из уравнения Сага.

Опишите основные процессы в прикатодной области дугового разряда.

Опишите основные процессы в прианодной области.

Какое влияние оказывают анодное U_a и катодное U_k падения потенциала на производительность расплавления анода и катода?

От каких факторов зависит процесс термоэлектронной эмиссии (зависимость Ричардсона — Дэшмана)?

Чем определяется плотность тока автоэлектронной эмиссии (формула Фаулера — Нордгейма)?

Что такое вольт-амперная (статическая) характеристика дуги?

Как влияет сжатие сварочной дуги на ее свойства?

В чем различие тепловых характеристик сварочной дуги и плазменной струи?

Почему при протекании тока через проводник в нем выделяется тепло?

Как и почему влияет повышение температуры на сопротивление проводников?

Чем объясняется повышенное сопротивление в контакте между двумя твердыми проводниками? От чего оно зависит?

В чем различие механизма проводимости тока для жидкого металла и шлака?

Как влияет электропроводность шлака на процесс электродуговой сварки под флюсом?

Какими путями можно регулировать электропроводность расплавленных шлаков?

Как влияет изменение частоты индукционного источника нагрева на его свойства?

Какие типы химических реакций могут быть использованы в качестве источника тепла при сварке?

Чем объяснить широкое применение ацетилена в качестве горючего для газовой сварки?

На каком принципе основана кислородная резка стали?

Приведите примеры термитных реакций, применяющихся в сварочной технике.

ГЛАВА IV

ТЕПЛОВЫЕ ОСНОВЫ СВАРКИ

Почти все существующие виды сварки основаны на местном концентрированном нагреве участков изделия до температур плавления или до пластического состояния.

Неправильный режим нагрева и охлаждения изделия в процессе сварки плавлением может стать причиной появления таких серьезных дефектов сварки, как трещины, непровары, подрезы и др. Тепловое состояние металла, шлака и других компонентов, взаимодействующих в процессе образования сварного соединения, в значительной мере обуславливает характер, направление и скорость протекания всех физико-химических и металлургических процессов. Величина и характер деформаций и напряжений, возникающих в конструкциях при сварке, зависят, главным образом, от цикла нагрева и охлаждения изделия, от характера температурных полей. Особенности распределения тепла, скоростями отвода тепла и охлаждения места сварки определяется структура металла шва и различных участков основного металла, прилегающих к шву. Наконец, с тепловыми процессами непосредственно связаны такие важнейшие характеристики сварки, как скорость нагрева металла, скорость плавления, производительность сварки и ее технико-экономическая эффективность.

Таким образом, без учета теплового состояния металла нельзя достаточно глубоко объяснить большинство явлений, наблюдаемых при сварке. Чтобы изучить сварочные процессы и научиться управлять ими, нужно иметь хотя бы приближенное представление о законах нагревания тела и распространения в нем тепла. Наука о тепловых основах сварки рассматривает процессы распространения тепла при нагреве металла различными источниками, влияние их на процессы плавления металла, а также на термический цикл и возникающие в шве и основном металле структурные и объемные изменения. Заслуга в разработке этой новой важной отрасли знания принадлежит, главным образом, советским ученым, и в первую очередь, академику АН СССР Н. Н. Рыкалину.

§ 18. ОСНОВНЫЕ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИЕ ВЕЛИЧИНЫ, ПОНЯТИЯ И ОПРЕДЕЛЕНИЯ

Количество тепла Q измеряется в калориях.

Удельной весовой теплоемкостью c называют количество тепла, необходимое для нагрева 1 г данного вещества на 1 °С. Удельная теплоемкость c измеряется в $\text{кал}/(\text{г} \cdot ^\circ\text{С})$.

Удельной объемной теплоемкостью называют количество тепла, необходимое для нагрева 1 см^3 данного вещества на 1 °С. Объемная теплоемкость измеряется в $\text{кал}/(\text{см}^3 \cdot ^\circ\text{С})$.

Из определения очевидно, что объемная теплоемкость равна весовой теплоемкости, умноженной на плотность данного вещества — ρ .

В разных условиях теплоемкость тела различна. Для твердых тел она может существенно изменяться в зависимости от температуры, а для газов, кроме того, еще и от давления. Таким образом, для нагрева данного тела на 1 °С в каждом новом интервале температур будет затрачиваться различное количество тепла.

Если, вводя некоторое количество тепла Q , кал , нагреть тело, имеющее вес G , от температуры T_1 °С до T_2 °С, то можно определить среднее значение теплоемкости вещества для данного интервала температур:

$$c = \frac{Q}{G(T_2 - T_1)} \text{ кал}/(\text{г} \cdot ^\circ\text{С}). \quad (\text{IV.1})$$

Истинная теплоемкость c при температуре T

$$c_T = \frac{dQ}{G dT} \text{ кал}/(\text{г} \cdot ^\circ\text{С}). \quad (\text{IV.2})$$

Как видно из рис. 48, истинная весовая теплоемкость железа в интервале температур 0—1600 °С изменяется довольно сильно. Пик этой кривой [$32 \text{ кал}/(\text{г} \cdot ^\circ\text{С})$] соответствует критической точке магнитного превращения (точке Кюри) — 768 °С.

При температуре плавления (для железа, например, при 1535 °С) сообщаемое телу тепло идет не на повышение температуры, а на расплавление металла, поэтому здесь понятие истинной теплоемкости не имеет смысла. Сказанное относится и к критическим температурам перехода железа из одной модификации в другую ($\alpha\text{-Fe} \rightarrow \gamma\text{-Fe}$ при 911 °С и $\gamma\text{-Fe} \rightarrow \delta\text{-Fe}$ при 1392 °С), а также к точке магнитных превращений.

Количество тепла, необходимое для того, чтобы нагреть 1 г вещества от 0 °С до заданной температуры, называется *теплосодержанием* S , $\text{кал}/\text{г}$. Для вычисления теплосодержания нужно проинтегрировать произведения $c dT$ истинной весовой теплоемкости на бесконечно малые приращения температуры в интервалах, где теплоемкость не имеет скачков, и учесть тепловые эффекты превращений

в критических точках. Тогда общее выражение для теплосодержания тела будет иметь вид

$$S = \int_0^{t_1} c dT + \int_{t_1}^{t_2} c dT + \dots + Q_{T_1} + \dots + Q_{T_2} + \dots, \quad (\text{IV.3})$$

где Q_{T_1} , Q_{T_2} и т. д. — тепловые эффекты соответствующих превращений.

Расчеты и производственные эксперименты показали, что теплосодержание малоуглеродистой стали практически равномерно воз-

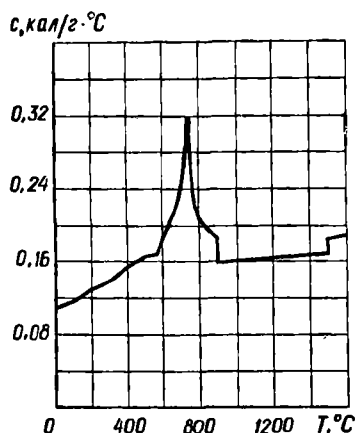


Рис. 48. Кривая зависимости истинной весовой теплоемкости железа от температуры.

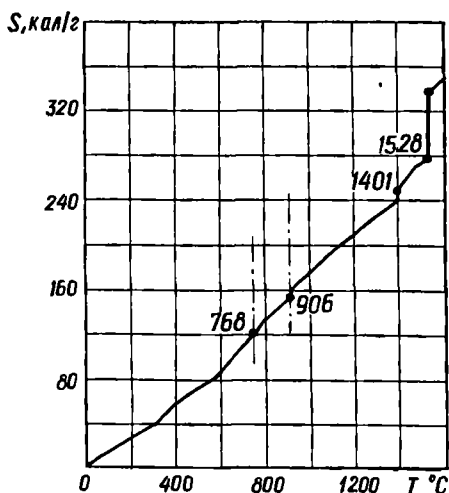


Рис. 49. Кривая зависимости теплосодержания малоуглеродистой стали от температуры.

растает до температуры плавления, при которой наблюдается резкий скачок, связанный с затратами тепла на превращение стали из твердого состояния в жидкое (рис. 49). Такой характер изменения теплосодержания позволяет для упрощения расчетов не учитывать тепловые эффекты превращений в стали в интервале 0—1500 °C и пользоваться средним значением теплоемкости

$$\bar{c} = \frac{S_{1500}}{T} = \frac{259}{1500} = 0,173 \text{ кал/(г} \cdot \text{°C)}.$$

Распределение температур по поверхности и объему тела характеризуется температурным полем, которое представляет собой совокупность температур всех точек тела в данный момент времени. Его можно изобразить графически или при помощи математических выражений.

Если нагреть тонкий лист металла неподвижным пламенем ацетилено-кислородной горелки или электрической дугой, а затем замерить температуры поверхности листа на разных расстояниях

от источника тепла, например в точках 1 и 2 (рис. 50), и отложить в масштабе над каждой точкой листа отвечающую ей температуру T_1 и T_2 , то концы ординат образуют поверхность вращения, изображающую температурное поле. В рассмотренном примере ряд точек поверхности имеет одинаковую температуру. Соединив на чертеже точки с одинаковой температурой, получим линии равных температур, или *изотермы*, по характеру которых также можно судить о температурном поле.

Изотермы для случая нагрева неподвижным источником тепла показаны на рис. 51. Поскольку практически свойства стали одинаковы по всем направлениям и тепло распространяется со всех сторон с равной интенсивностью, изотермы представляют собой систему

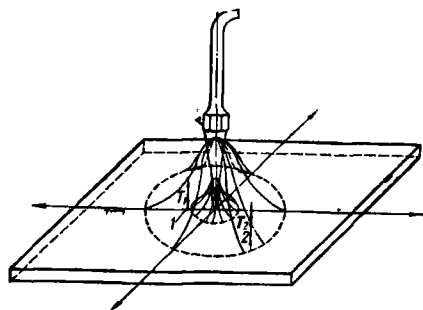


Рис. 50. Характер температурного поля при нагреве листа неподвижной ацетилено-кислородной горелкой.

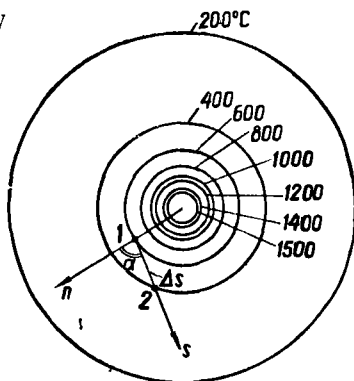


Рис. 51. Изотермы температурного поля при нагреве пластины из малоуглеродистой стали неподвижным источником тепла (мощность источника $q = 750$ кал/сек).

концентрических окружностей. При небольшой толщине листа прогрев его по толщине можно считать равномерным. В этом случае точки с одинаковой температурой располагаются на цилиндрической поверхности, которая представляет собой изотермическую поверхность. В общем случае *изотермической поверхностью* называется геометрическое место точек тела, имеющих одинаковую температуру. При перемещении источника тепла, а также неравномерном распределении температур по толщине изделия, изотермы приобретают гораздо более сложный вид.

Если в процессе сварки быстро перевернуть пластину и вылить из сварочной ванны жидкий металл и шлак, то в пластине образуется углубление, которое может служить наглядным примером изотермической поверхности при сварке. Все точки этой поверхности в момент опрокидывания имели одинаковую температуру плавления стали.

Чтобы получить математическое выражение для температурного поля, нужно написать уравнение, связывающее температуры с ко-

ординатами точек тела x, y, z , а для поля, меняющегося во времени, — еще и со временем t . Следовательно, в общем виде такие зависимости будут выражены как $T(x, y, z, t)$.

При перемещении в температурном поле от одной точки к другой по направлению, не совпадающему с изотермой, температура непрерывно меняется. Скорость изменения температуры при перемещении по заданному направлению может быть различной. Она зависит от характера температурного поля и от направления, по которому совершается перемещение. Выберем на заданном направлении s точки 1 и 2, отстоящие друг от друга на Δs (рис. 51). Если в точках 1 и 2 температуры соответственно равны T_1 и T_2 , то скорость изменения температуры по заданному направлению на пути Δs можно оценить величиной изменения температуры в градусах Цельсия, приходящейся на единицу длины, т. е. $\frac{T_2 - T_1}{\Delta s}$. Полученная скорость будет средней для данного интервала и может значительно отличаться от истинных скоростей изменения температуры в точках 1 и 2. Приближая точку 2 к точке 1 до бесконечно малого значения Δs , уменьшаем тем самым разность $T_2 - T_1$ и в пределе получим истинное значение скорости изменения температуры в точке 1 по заданному направлению:

$$\lim \left| \frac{T_2 - T_1}{\Delta s} \right|_{\Delta s \rightarrow 0} = \frac{\partial T}{\partial s}.$$

Эта характеристика температурного поля носит название *градиента температур в данной точке поля по направлению s* .

Величина градиента температур в направлении, совпадающем с касательной к изотерме, будет равна нулю, так как точки тела, расположенные на изотерме, имеют одинаковую температуру и $(T_2 - T_1) = 0$. Максимальное значение градиента температур наблюдается всегда в направлении, совпадающем с нормалью к изотермической поверхности в данной точке. Такой градиент температур называется *нормальным*. Градиент температур по заданному направлению s

$$\frac{\partial T}{\partial s} = \frac{\partial T}{\partial n} \cos \alpha, \text{ так как } \partial s = \frac{\partial n}{\cos \alpha}.$$

Таким образом, градиент температур — это векторная величина. Положительное значение он приобретает в том случае, если $T_1 < T_2$, т. е. в направлении возрастания температуры. При $T_1 > T_2$ градиент имеет отрицательное значение.

§ 19. СПОСОБЫ ПЕРЕДАЧИ ТЕПЛА В ТВЕРДОМ ТЕЛЕ И С ЕГО ПОВЕРХНОСТИ

В общем случае теплопередача может осуществляться: 1) через теплопроводность; 2) посредством конвекции; 3) путем радиации, или передачи лучистой энергии.

Закон теплопроводности Фурье. При неравномерном нагреве тела тепло от более нагретых участков передается менее нагретым. В твердых телах этот процесс происходит исключительно путем последовательной передачи тепла от одного слоя к непосредственно соприкасающемуся с ним второму слою и т. д. Такой механизм передачи тепла называется *теплопроводностью*.

Чем резче изменяется температура тела по заданному направлению, тем больше тепла протекает в этом направлении. Иными словами, количество тепла, протекающего в заданном направлении, пропорционально градиенту температур.

Так как градиент имеет положительное значение в направлении возрастания температуры, а тепло течет всегда от участков с высокой температурой к менее нагретым, т. е. в противоположную сторону, то в формулах для определения тепловых потоков нужно всегда брать градиент со знаком минус $\left(-\frac{dT}{ds}\right)$.

Если выделить в теле бесконечно малую площадку dF так, чтобы она сливалась с изотермической поверхностью, то направление максимального потока совпадет с нормалью к данной поверхности, так как в этом направлении градиент температур будет наибольшим. Количество тепла, проходящее через эту площадку, должно быть пропорционально ее величине, времени протекания тепла и нормальному градиенту температур, т. е.

$$dQ = \lambda \left(-\frac{\partial T}{\partial n}\right) dF dt. \quad (IV.4)$$

В этом выражении коэффициент пропорциональности λ является *коэффициентом теплопроводности*.

Преобразуем выражение (IV.4):

$$\frac{dQ}{dF dt} = -\lambda \frac{\partial T}{\partial n}. \quad (IV.5)$$

Левая часть равенства (IV.5) представляет собой количество тепла, протекающее через один квадратный сантиметр изотермической поверхности в одну секунду. Это выражение называют *удельным тепловым потоком* и обозначают q , кал/(см² · сек). Соответственно уравнение (IV.5) будет иметь такой вид:

$$q = -\lambda \frac{\partial T}{\partial n} \text{ кал/(см}^2 \cdot \text{сек)}. \quad (IV.6)$$

В наиболее простой форме закон теплопроводности Фурье формулируется следующим образом: *максимальный удельный тепловой поток пропорционален нормальному градиенту температур*. Коэффициентом λ характеризуется способность тела проводить тепло. Размерность λ , очевидно,

$$[\lambda] = -\frac{[q]}{\left[\frac{\partial T}{\partial n}\right]} = 1 \frac{\text{кал/(см}^2 \cdot \text{сек)}}{^\circ\text{C/см}} = 1 \text{ кал/(см} \cdot \text{сек} \cdot ^\circ\text{C)},$$

т. е. коэффициент теплопроводности представляет собой тепловой поток, который протекает через единицу изотермической поверхности в единицу времени, если изменение температуры по нормали составляет 1°C на 1 см .

Теплопроводность металлов существенно зависит от температуры. Так, с повышением температуры теплопроводность железа и меди падает, а алюминия — возрастает (рис. 52). Большинство легирующих элементов, вводимых в сталь, снижает ее теплопроводность (рис. 53).

Конвективная теплоотдача с поверхности нагретого тела. Механизм конвективного способа передачи тепла заключается в том, что жидкость или газ, соприкасающиеся с поверхностью горячего твердого тела, нагреваются, увеличивают свой объем, снижают плотность и поднимаются вверх. На их место поступают холодные слои, которые забирают от нагретого тела свою порцию тепла и, как и предыдущие, удаляются от поверхности источника. Таким образом, в жидкой или газообразной среде устанавливается непрерывный поток, переносящий тепло.

Количество тепла, передающееся через каждый квадратный сантиметр поверхности в 1 сек (удельный тепловой поток), при конвективном теплообмене в первом приближении пропорционально разности температур источника тепла и среды. Эта зависимость называется *правилом Ньютона* и выражается математически следующим образом:

$$q_k = \alpha_k (T - T_0) \text{ кал}/(\text{см}^2 \cdot \text{сек}), \quad (\text{IV.7})$$

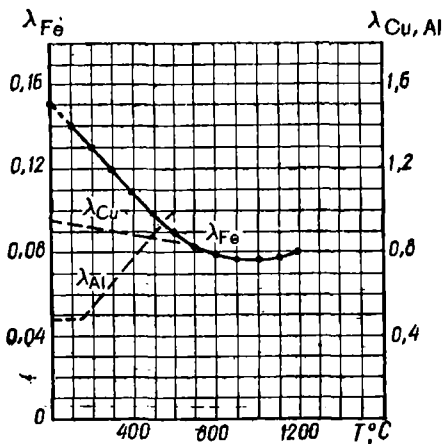


Рис. 52. Кривые зависимости теплопроводности железа λ_{Fe} , алюминия λ_{Al} и меди λ_{Cu} от температуры.

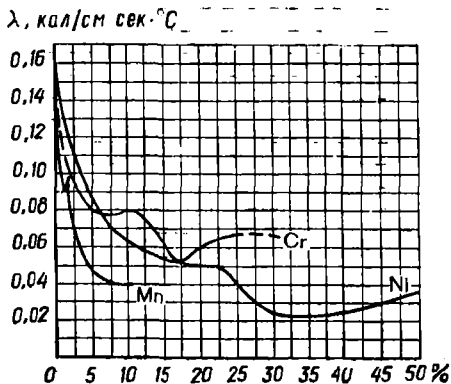


Рис. 53. Кривые зависимости теплопроводности стали от содержания в ней легирующих элементов.

где q_k — удельный тепловой поток;
 T — температура поверхности твердого тела, °C;
 T_0 — температура среды (жидкости или газа), °C;
 α_k — коэффициент конвективной теплоотдачи, $\text{кал}/(\text{см}^2 \cdot \text{сек} \cdot ^\circ\text{C})$.

На самом деле зависимости здесь весьма сложны и коэффициент приходится определять опытным путем.

Излучение тепла (радиация). Любое нагретое тело излучает тепло. Тепловое излучение очень зависит от температуры поверхности нагретого тела. Эта зависимость выражается законом Стефана — Больцмана:

$$q_r = C \left(\frac{T}{100} \right)^4 \text{ кал}/(\text{см}^2 \cdot \text{сек}), \quad (\text{IV.8})$$

где q_r — удельный тепловой поток излучения;
 T — температура поверхности тела, °K;
 C — коэффициент пропорциональности, в значительной мере зависящий от состояния поверхности тела и его температуры.

Абсолютно черное тело, т. е. тело, поглощающее все падающее на него излучение, обладает максимальной способностью радиации и имеет самый большой коэффициент $C_r = C_0 = 1,378 \cdot 10^{-4} \text{ кал}/(\text{см}^2 \times \text{сек} \cdot ^\circ\text{K}^4)$.

Реальные тела являются «серыми», для них $C = \xi C_0$, где ξ — «коэффициент черноты», величина которого колеблется в пределах 0—1. Для полированных металлов при нормальной температуре ξ может составлять 0,2—0,4, для шероховатых и окисленных — 0,6—0,95. С повышением тем-

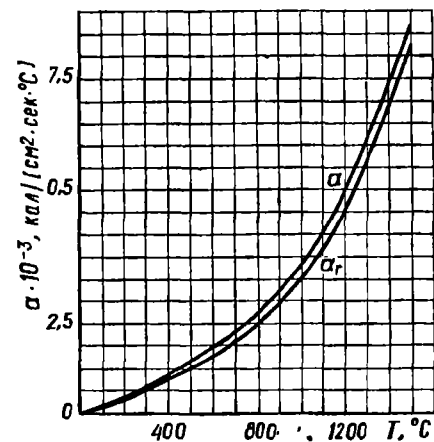


Рис. 54. Зависимость приведенного коэффициента радиации α_r от температуры.

пературы ξ возрастает и при температурах, близких к температуре плавления стали, достигает значений 0,90—0,95. В этих условиях все тела становятся «черными».

Иногда для удобства расчета величины теплового потока радиации пользуются выражением, аналогичным уравнению (IV.7). При этом исходят из предположения, что поток радиации пропорционален разности температур нагретого тела T и окружающей среды T_0 . Тогда

$$q_r = \alpha_r (T - T_0) \text{ кал}/(\text{см}^2 \cdot \text{сек}), \quad (\text{IV.9})$$

где α_r — приведенный коэффициент радиации, $\text{кал}/(\text{см}^2 \cdot \text{сек} \cdot ^\circ\text{C})$.

Применяя это выражение, нужно помнить, что α_r не постоянная величина и очень зависит от температуры (рис. 54). Надежные результаты можно получить только опытным путем.

Поскольку конвективная и лучистая теплоотдачи протекают независимо друг от друга, полный поток отдачи тепла с поверхности можно выразить приближенно, на основании опытных данных:

$$q = q_r + q_k = \alpha_r (T - T_0) + \alpha_k (T - T_0); \quad (\text{IV.10})$$

$$q = (\alpha_r + \alpha_k) (T - T_0),$$

или

$$q = \alpha (T - T_0) \text{ кал/(см}^2 \cdot \text{сек)}, \quad (\text{IV.11})$$

где α — коэффициент общей теплоотдачи с поверхности нагретого тела.

§ 20. УРАВНЕНИЕ ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ

Уравнение теплопроводности выводится на основе закона теплопроводности Фурье. Вблизи произвольной точки A тела (рис. 55) выделим бесконечно малый объем в виде параллелепипеда со сторонами dx , dy , dz . Через грани в этот объем поступает тепло от более нагретых участков тела и одновременно он сам отдает тепло менее нагретым участкам. Если объем отдает тепла меньше, чем получает, то избыток расходуется на его нагревание. Подвод тепла к выделенному объему и его отдача могут происходить через любые грани в направлениях X , Y , Z . Поэтому необходимо рассмотреть тепловые потоки и тепловой баланс по всем трем координатным направлениям.

Если по ребру AA_1 температура изменяется в зависимости от x , т. е. $T = T(x)$, то в общем случае градиенты температур в точках A и A_1 различны, а следовательно, и удельные потоки тепла, притекающего к грани x и оттекающего от грани $x + dx$, будут различны.

Приняв, что удельный тепловой поток на грани x равен q_x , а аналогичный поток на грани $x + dx$ равен q_{x+dx} , представим, что q_{x+dx} равен q_x плюс приращение потока или его уменьшение на пути dx . Тогда можно записать, что

$$q_{x+dx} = q_x + dq_x, \quad (\text{IV.12})$$

или

$$q_{x+dx} - q_x = dq_x = \frac{\partial q_x}{\partial x} dx.$$

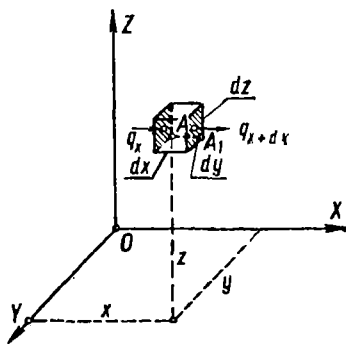


Рис. 55. К выводу уравнения теплопроводности.

Так как количества притекающего и отходящего тепла не равны между собой, то в выделенном элементе $dx dy dz$ будет, например, накапливаться тепло dQ_x , величина которого может быть найдена как разность всего подведенного и отведенного тепла в направлении оси X за время dt :

$$\begin{aligned} dQ_x &= q_x dy dz dt - q_{x+dx} dy dz dt = -dq_x dy dz dt = \\ &= -\frac{\partial q_x}{\partial x} dx dy dz dt. \end{aligned}$$

Аналогично рассуждая в отношении тепловых потоков по координатным направлениям Y и Z , выведем выражения для dQ_y и dQ_z :

$$\begin{aligned} dQ_y &= -\frac{\partial q_y}{\partial y} dy dx dz dt; \\ dQ_z &= -\frac{\partial q_z}{\partial z} dz dx dy dt. \end{aligned}$$

Поскольку общее накопление тепла в объеме $dx dy dz$ равно сумме накоплений по всем трем направлениям, то

$$dQ = -dx dy dz dt \left(\frac{\partial q_x}{\partial x} + \frac{\partial q_y}{\partial y} + \frac{\partial q_z}{\partial z} \right). \quad (\text{IV.13})$$

Подставляя в выражение (IV.13) значения q_x , q_y , q_z , полученные из уравнения (IV.6):

$$q_x = -\lambda_x \frac{\partial T}{\partial x}; \quad q_y = -\lambda_y \frac{\partial T}{\partial y}; \quad q_z = -\lambda_z \frac{\partial T}{\partial z},$$

будем иметь

$$\begin{aligned} dQ &= -dx dy dz dt \left[\frac{\partial}{\partial x} \left(-\lambda_x \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(-\lambda_y \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \right. \\ &\quad \left. + \frac{\partial}{\partial z} \left(-\lambda_z \frac{\partial T}{\partial z} \right) \right]. \end{aligned} \quad (\text{IV.14})$$

Если принять, что рассматриваемое тело изотропно, т. е. имеет одинаковую теплопроводность по всем направлениям, а также, что теплопроводность, теплоемкость и плотность не зависят от T , то можно считать $\lambda_x = \lambda_y = \lambda_z = \lambda$ и вывести λ за знак дифференциала. Тогда уравнение (IV.14) примет вид

$$dQ = \lambda \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) dx dy dz dt. \quad (\text{IV.15})$$

Это количество тепла повысит температуру элементарного объема $dx dy dz$ на величину $dT = \frac{\partial T}{\partial t} dt$, в связи с чем его можно выразить как произведение объема, теплоемкости и приращения температуры:

$$dQ = dx dy dz \rho c \frac{\partial T}{\partial t} dt. \quad (\text{IV.16})$$

Приравнявая правые части равенств (IV.15) и (IV.16), а также сокращая на $dx dy dz dt$, получим

$$\lambda \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) = \frac{\partial T}{\partial t} c\gamma. \quad (\text{IV.17})$$

Дифференциальное выражение

$$\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2}$$

называют *оператором Лапласа*. Оно представляет собой сумму вторых частных производных от функции температуры $T = T(x, y, z, t)$ по осям X, Y, Z . Для упрощения записывают это выражение в виде

$$\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} = \nabla^2 T.$$

Тогда

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\lambda}{c\gamma} \nabla^2 T, \text{ или } \frac{\partial T}{\partial t} = a \nabla^2 T. \quad (\text{IV.18})$$

Отношение теплопроводности λ к объемной теплоемкости $c\gamma$ называют *коэффициентом температуропроводности* a , $\text{см}^2/\text{сек}$. Он характеризует скорость выравнивания температуры.

В дальнейшем будем принимать коэффициент a не зависящим от температуры. В действительности он зависит от нее довольно сильно, но учет этого фактора усложняет соотношения (IV.16) — (IV.18), приводя к нелинейным дифференциальным уравнениям.

Частные случаи уравнения теплопроводности. Уравнение теплопроводности (IV.18) выведено для общего случая распространения тепла. Для некоторых способов сварки общее уравнение теплопроводности можно значительно упростить. Рассмотрим примеры такого упрощения:

1. В тонкой пластине температурное поле можно отнести к плоской системе координат, так как температура равномерно распределена по толщине пластины и не зависит от координаты z , т. е. $\frac{\partial T}{\partial z} = 0$. Тогда уравнение теплопроводности приобретает вид

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} \right). \quad (\text{IV.18a})$$

2. В длинном тонком стержне, трубе и других подобных деталях температура может быть распределена по поперечному сечению равномерно и не зависеть от y и z , т. е.

$$\frac{\partial T}{\partial y} = 0; \quad \frac{\partial T}{\partial z} = 0.$$

Поэтому

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a \frac{\partial^2 T}{\partial x^2}. \quad (\text{IV.18б})$$

3. В условиях теплового равновесия при длительном установившемся процессе каждый элемент получает тепла столько же, сколько отдает. В этом случае температура любого элемента тела постоянна: $T = \text{const}$, $\frac{\partial T}{\partial t} = 0$. Тогда уравнение теплопроводности приобретает вид уравнения Лапласа:

$$\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} = 0. \quad (\text{IV.18в})$$

4. Уравнение плоского стационарного процесса будет иметь вид

$$\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} = 0. \quad (\text{IV.18г})$$

5. Уравнение линейного стационарного процесса, зависящего лишь от координаты x ,

$$\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} = 0. \quad (\text{IV.18д})$$

В последнем случае температура не зависит ни от каких других переменных, кроме x , поэтому частную производную можно заменить полной:

$$\frac{d^2 T}{dx^2} = 0. \quad (\text{IV.18е})$$

Краевые условия. Для расчета процесса распространения тепла недостаточно одного уравнения теплопроводности. Должны быть заданы еще и краевые условия: начальное распределение температур по телу и условия обмена тепла на границах рассматриваемого тела.

Условия теплообмена на границах тела могут быть весьма разнообразны. Для практического использования особенно важны три из них:

1. *Изотермическое условие.* Полагаем, что поверхность тела обладает постоянной температурой в течение всего процесса распространения тепла. Такое состояние возможно, например, при сварке с интенсивным омыванием изделия водой.

2. *Адиабатическое условие.* Теплообмен на границах тела считаем равным нулю. Практическим примером этого условия может служить сварка при наличии тепловой изоляции поверхности детали асбестом, сухим песком и т. п.

3. *Условия теплообмена на границе со средой заданной температуры.* В этом случае тепловой поток на границе пропорционален разности температур изделия и среды:

$$q_s = (T_s - T_0) \alpha,$$

где T_0 — температура среды;

T_s — температура рассматриваемой точки поверхности тела.

В то же время к границе притекает тепло в соответствии с законом теплопроводности:

$$q = -\lambda \frac{\partial T}{\partial n}.$$

Если теплоотдача очень велика, а приток тепла мал ($\frac{\alpha}{\lambda} \rightarrow \infty$), температура поверхности тела приближается к температуре окружающей среды, т. е. условия теплообмена близки к изотермическим.

Если отдача тепла незначительна, а приток его интенсивен ($\frac{\alpha}{\lambda} \rightarrow 0$), то теплообмен на границе убывает и в конечном счете станет равным нулю, т. е. получим адиабатические условия обмена.

Нетрудно видеть, что третье условие является более общим, т. е. включает в себя как предельные изотермический и адиабатический случаи теплообмена на границе.

§ 21. УПРОЩЕННЫЕ РАСЧЕТНЫЕ СХЕМЫ НАГРЕВАЕМОГО ТЕЛА И ИСТОЧНИКОВ ТЕПЛА

Процессы распространения тепла при различных видах сварки чрезвычайно сложны и в основном без некоторых допущений и упрощений расчетным определениям не поддаются. В большинстве случаев, однако, учитывая конкретно поставленные задачи расчета и условия сварки, удастся перейти к более простым, идеальным теоретическим расчетным схемам, достаточно хорошо отражающим действительную картину распространения тепла при сварке. Анализ процессов распространения тепла удобно начать именно с этих простейших случаев (см. далее).

Характер распространения тепла в теле существенно зависит от формы и размеров последнего. Близость границ тела к источнику тепла резко искажает тепловое поле, поэтому для расчетов принимают следующие схемы тела:

1. *Бесконечное тело* — тело, имеющее значительную протяженность по всем координатным осям X , Y , Z , границы которого не влияют на характер теплового поля.

2. *Полубесконечное тело* — тело с одной ограничивающей плоскостью, которая влияет на распространение тепла, тогда как остальные граничные поверхности достаточно удалены от источника тепла и наличие их не сказывается на распространении тепла по изделю.

3. *Плоский слой* — тело, ограниченное двумя параллельными плоскостями, расположенными настолько близко от источника тепла, что их наличие приводит к искажению теплового поля. Другие ограничивающие поверхности тела достаточно удалены от источника и не влияют на распределение тепла. В данном случае температура точек тела по толщине не постоянна.

4. *Пластина* — плоский слой, в котором температура по оси, перпендикулярной к плоскостям, постоянна и поэтому прогрев по толщине можно считать равномерным. В этом случае распространение тепла происходит только в одной плоскости, т. е. по двум другим координатным направлениям.

5. *Стержень* — тело с прямолинейной осью, размеры которого по оси настолько значительны, что концевые поверхности не влияют на распространение тепла. Температура в любой точке произвольного поперечного сечения постоянна. Тепловой поток в стержне линейный и распространяется вдоль оси.

Разнообразие источников тепла, применяемых в сварке, обусловило необходимость их схематизации и упрощения для облегчения расчетов. Схематизацию источников тепла производят по следующим признакам:

1) по распределенности — источники точечный, линейный, плоский и объемный;

2) по времени действия — мгновенный и постоянно (непрерывно) действующий;

3) по расположению относительно рассматриваемой точки — неподвижный, подвижный и быстро движущийся.

Точечный источник тепла — источник, размеры которого во всех направлениях бесконечно малы. Практически любой реальный источник тепла занимает конечный объем, однако его можно считать точечным, если он очень мал по сравнению с нагреваемым телом.

Линейный источник тепла имеет бесконечно малое поперечное сечение. Можно представить себе, что в этом случае тепло сконцентрировано в тонкой длинной призме с сечением бесконечно малой величины.

Как и в предыдущем случае, реальные линейные источники имеют вполне определенную конечную площадь поперечного сечения. Если их поперечные размеры намного меньше размеров нагреваемого тела, можно считать, что тепло источника распределено по линии.

Плоский источник тепла — это источник, тепло которого выделяется равномерно и одновременно по некоторой плоскости.

Объемный источник тепла — источник, выделяющий тепло по всему объему тела (например, нагревание тела протекающим по нему током).

Классификация расчетных схем источников тепла по времени действия, а также по расположению источника относительно исследуемой точки не требует дополнительных пояснений.

§ 22. РАСПРОСТРАНЕНИЕ ТЕПЛА В БЕСКОНЕЧНОМ ТЕЛЕ

Мгновенный точечный источник. Предположим, что в очень малый объем массивного тела вблизи точки O (рис. 56) в течение короткого промежутка времени внесено некоторое количество тепла — Q , кал. Для упрощения расчетов будем считать тело

бесконечно большим, а источник тепла — неподвижным, точечным, мгновенным. В качестве граничных условий примем, что 1) теплообмена на границах тела нет, так как они удалены в бесконечность; 2) в начальный момент времени температура постоянна по всему объему и равна нулю ($T_0 = 0$). Тогда решение уравнения теплопроводности для данных условий будет таким:

$$T(R, t) = \frac{Q}{c\gamma (4\pi at)^{3/2}} e^{-\frac{R^2}{4at}}, \quad (\text{IV.19})$$

где T — температура исследуемой точки A тела с координатами x, y, z , °C;

t — время от момента внесения тепла, сек;

e — основание натуральных логарифмов;

R — расстояние исследуемой точки A тела от точки O внесения тепла, см. Если считать, что начало координат находится в точке внесения тепла, то $R = \sqrt{x^2 + y^2 + z^2}$.

Выражение (IV.19) является частным решением дифференциального уравнения теплопроводности (IV.18). В правильности этого выражения можно убедиться, вычислив из него частные производные температуры и подставив их в уравнение (IV.18). Последнее в этом случае обращается в тождество.

Выражение (IV.19) представляет собой произведение двух множителей, из которых первый $\frac{Q}{c\gamma (4\pi at)^{3/2}}$ выражает температуру в точке внесения тепла в разные моменты времени, а второй характеризует изменение температуры для различных точек тела в зависимости от R и t . В самом деле, для точки внесения тепла $R = 0$

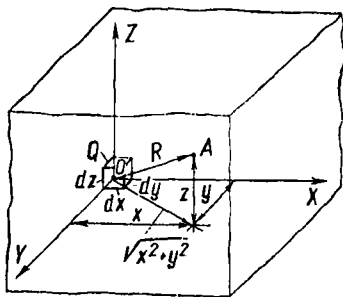


Рис. 56. К выводу уравнения распространения в бесконечном теле тепла от мгновенного точечного источника.

$$e^{-\frac{R^2}{4at}} = 1; \quad T(0, t) = \frac{Q}{c\gamma (4\pi at)^{3/2}}.$$

С увеличением R и t температура точек тела падает. В связи с тем что тепло равномерно распространяется от точки внесения во все стороны, изотермами для указанного случая будут правильные шаровые поверхности с центром в точке приложения тепла и радиусом R .

Мгновенный линейный источник. Предположим, что некоторое количество тепла Q внесено в неограниченное теплопроводящее тело и распределено по прямой, совпадающей с осью Z (рис. 57). Это означает, что мы принимаем такую расчетную схему: бесконечное тело, мгновенный линейный неподвижный источник. Граничные

условия выберем те же, что и в предыдущем случае. Интенсивность источника, т. е. количество тепла, приходящееся на единицу длины, примем равной Q_1 . Тогда $Q_1 = \frac{Q}{l}$ кал/см, где l — длина прямой, по которой распределено тепло.

В этом случае тепло распространяется равномерно во все стороны от источника тепла. Изотермическими поверхностями будут цилиндры с общей осью Z , т. е. температура не зависит от координаты z . Тогда решение дифференциального уравнения теплопроводности примет вид

$$T(R, t) = \frac{Q_1}{c\gamma 4\pi at} e^{-\frac{R^2}{4at}}, \quad (\text{IV.20})$$

где R — расстояние от исследуемой точки A до источника тепла; $R = \sqrt{x^2 + y^2}$; остальные обозначения — те же, что и в предыдущей формуле.

Мгновенный плоский источник.

Если в тело неограниченных размеров тепло внесено мгновенно и распределено по некоторой плоскости равномерно, то распространение его будет происходить только в обе стороны от этой плоскости перпендикулярно к ней и подчиняться единому закону.

Для этого случая справедливо дифференциальное уравнение

(IV.186). Учтя граничные условия и приняв интенсивность источника тепла $Q_2 = \frac{Q}{F}$ кал/см², где Q — общее количество тепла, введенного источником, а F — площадь, на которой это тепло распределилось, можно решить уравнение (IV.186), в результате чего получить выражение для $T(x, t)$:

$$T(x, t) = \frac{Q_2}{c\gamma \sqrt{4\pi at}} e^{-\frac{x^2}{4at}}. \quad (\text{IV.21})$$

В этом выражении x — расстояние от исследуемой точки до плоскости источника тепла. Так как температура точек тела не зависит от координат y и z , то для любых точек тела с координатой x в данный момент времени она есть величина постоянная.

Изотермические поверхности будут представлять собой в этом случае плоскости, параллельные плоскости источника тепла.

Принцип наложения. Мы рассмотрели идеализированные мгновенные источники тепла простейших форм: точечный, линейный

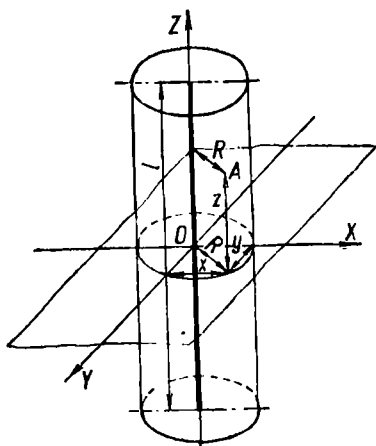


Рис. 57. К выводу уравнения распространения в бесконечном теле тепла от мгновенного линейного источника.

и плоский. На самом деле нам придется иметь дело с источниками, непрерывно действующими более или менее продолжительное время и распространенными в большем или меньшем объеме.

Для расчета процессов распространения тепла от реальных источников воспользуемся *принципом наложения элементарных решений*. Сущность его состоит в том, что температура от совместного действия совокупности распределенных в пространстве или времени источников принимается равной сумме температур от действия каждого отдельного источника. Допустимость принципа наложения, или принципа независимости действия источников, проверена опытом. Пользуясь этим принципом, можно представить реальный источник любой формы как совокупность сосредоточенных источников (точечных, линейных и плоских), а непрерывно действующий источник — как совокупность мгновенных источников, соответственно распределенных по времени действия источника. Просуммировав решения для каждого элементарного мгновенного источника, найдем решение для источника любой формы, действующего любое время. При пользовании принципом наложения коэффициенты теплофизических свойств материала λ , $c\gamma$, α принимают постоянными, не зависящими от температуры.

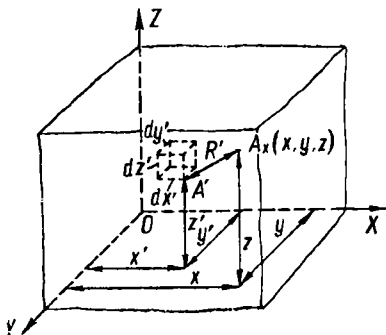


Рис. 58. К выводу уравнения распространения в бесконечном теле тепла от распределенного по объему источника.

Распределенный по объему источник (выравнивание начального распределения температур). Применим принцип наложения для отыскания закона выравнивания начального распределения температуры.

Пусть в некоторый момент времени $t = 0$, который мы примем за начало отсчета, в бесконечном теле распределение тепла описывается функцией $T_0(x, y, z)$. В произвольной точке A этого тела (рис. 58) выделим элементарный объем $dx' dy' dz'$. Температуру точки A' в начальный момент можно будет найти, если в выражение $T_0(x, y, z)$ для начальной температуры подставить координаты x', y', z' точки.

Поскольку выделенный бесконечно малый объем имеет некоторое количество тепла dQ , то можно считать его мгновенным точечным источником. Количество тепла, заключенное в таком объеме, определим умножением этого объема на теплоемкость и температуру:

$$dQ = dx' dy' dz' c\gamma T_0(x', y', z'). \quad (\text{IV.22})$$

Это тепло, независимо от наличия других тепловых источников, будет распространяться как от точечного мгновенного источника

в бесконечном теле. Поэтому приращение температуры любой произвольной точки $A_x(x, y, z)$ бесконечного тела при действии элементарного точечного источника в любой момент времени найдем по формуле (IV.19):

$$dT(x, y, z, t) = \frac{dQ}{c\gamma (4\pi at)^{3/2}} e^{-\frac{(R')^2}{4at}}.$$

Здесь R' — расстояние от источника тепла (элементарного объема с координатами x', y', z'), выделенного вблизи точки A' , до произвольной точки тела A_x с текущими координатами x, y, z . Как видно из рис. 58,

$$(R')^2 = (x - x')^2 + (y - y')^2 + (z - z')^2.$$

На точку A_x с координатами x, y, z действует не только выделенный элементарный источник, но, в соответствии с принципом наложения, и все другие элементарные объемы тела, рассматриваемые как отдельные источники тепла. Поэтому температура в точке A_x будет суммой всех температур, возникающих в ней в результате действия отдельных элементарных объемов:

$$T(x, y, z, t) = \int_V dT(x, y, z, t). \quad (\text{IV.22a})$$

Но поскольку

$$dT(x, y, z, t) = \frac{dQ}{c\gamma (4\pi at)^{3/2}} e^{-\frac{(x-x')^2 + (y-y')^2 + (z-z')^2}{4at}}, \quad (\text{IV.22б})$$

то, учтя выражение (IV.22), получим

$$T(x, y, z, t) = \frac{1}{(4\pi at)^{3/2}} \int_V T_0(x', y', z') dx' dy' dz' e^{-\frac{(R')^2}{4at}}, \quad (\text{IV.23})$$

где интегрирование производится по всему объему тела.

Аналогичные рассуждения можно провести и для линейных и плоских мгновенных источников.

Непрерывно действующие сосредоточенные источники. Чтобы вывести зависимости распространения тепла при действии непрерывных сосредоточенных источников, воспользуемся известными выражениями для мгновенных источников тепла. Используя принцип наложения, представим процесс непрерывного введения тепла в нагреваемое тело как сумму мгновенных внесений бесконечно малых порций тепла dQ через очень малые промежутки времени dt .

Пусть в течение времени t непрерывно действует тепловой источник мощностью $q(t)$ кал/сек (рис. 59). Разобьем все время действия источника t на бесконечно малые отрезки времени dt , через которые в тело вносится мгновенная порция тепла. Тогда в некоторый произ-

вольный момент времени t' элементарное количество тепла, введенное через интервал времени dt' ,

$$dQ = q(t') dt'.$$

Это количество тепла, сообщенное телу в момент времени t' , будем считать элементарным мгновенным источником тепла. Тепло от выбранного элементарного источника, который возник в момент времени t' , будет распространяться по телу не все время t , а лишь его часть $t - t'$.

Приращение температуры в любой точке тела с текущими координатами x, y, z можно найти по одной из формул для мгновенных источников тепла (IV.19) — (IV.21) в зависимости от того, какой источник действует — точечный, линейный или плоский. Так, для точечного источника по формуле (IV.19) имеем

$$\begin{aligned} dT[x, y, z, (t - t')] &= \\ &= \frac{dQ}{c\gamma [4\pi a (t - t')]^{3/2}} e^{-\frac{x^2 + y^2 + z^2}{4a(t - t')}}. \end{aligned}$$

Чтобы найти температуру, достигнутую в результате совместного действия всех элементарных источников за время t , нужно просуммировать все приращения температур по принципу наложения:

$$T(x, y, z, t) = \int_0^t dt' (x, y, z, t - t').$$

Подставив выражения $dT[x, y, z, (t - t')]$ и dQ в формулу (IV.19), получим

$$T(x, y, z, t) = \int_0^t \frac{q(t') dt'}{c\gamma [4\pi a (t - t')]^{3/2}} e^{-\frac{x^2 + y^2 + z^2}{4a(t - t')}}. \quad (\text{IV.24})$$

§ 23. РАСПРОСТРАНЕНИЕ ТЕПЛА В ОГРАНИЧЕННОМ ТЕЛЕ

Условия теплопередачи на поверхности ограниченного тела искажают распределение тепла по сравнению с теми законами, которые выведены для тела неограниченного. Учет граничных условий передачи тепла можно произвести с помощью искусственного приема — введения фиктивных источников.

Выведем уравнения для температуры любой точки полубесконечного тела, имеющего различные условия теплообмена на границе и начальную температуру, равную нулю.

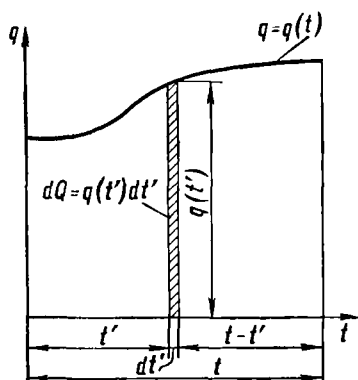


Рис. 59. К выводу уравнения распространения в бесконечном теле тепла от непрерывно действующего сосредоточенного источника.

Адиабатическая граница — такая граница, которая не пропускает тепло.

Пусть граничная плоскость XOY (рис. 60) полубесконечного тела непроницаема для тепла. На оси Z в точке P' $(0,0,-z')$ приложен мгновенный точечный источник тепла Q . Если бы вблизи источника не было границы, то тепло от него распространялось бы по уже известному закону (IV.19), изображенному кривой $T'(z)$.

Мысленно дополним имеющееся полубесконечное тело второй

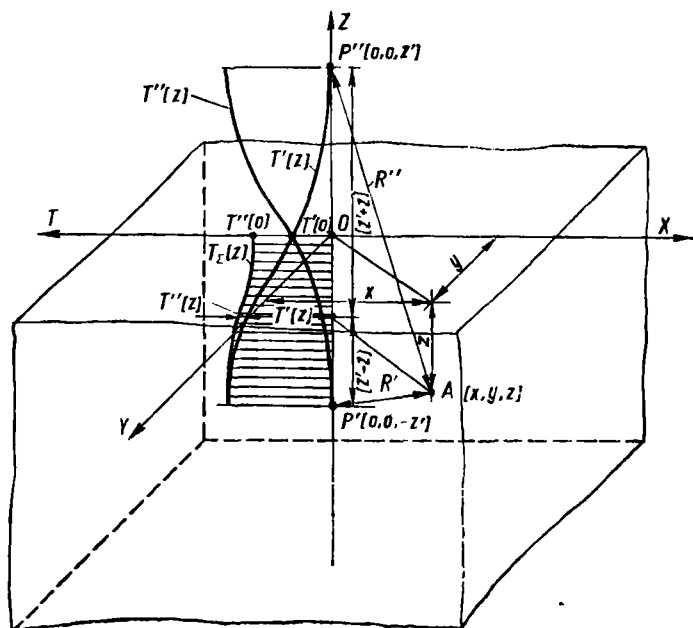


Рис. 60. Схема распространения тепла в теле при наличии адиабатической границы.

половиной и поместим в нее фиктивный тепловой источник таким образом, чтобы он создал во всех точках поверхности раздела те же температуры, что и основной. Тогда на границе не будет теплового обмена, так как здесь разность температур в любой точке основного и дополнительного тела равна нулю. Этот искусственный прием позволяет перейти от полубесконечного тела к бесконечному и в то же время выдержать заданное граничное условие.

Чтобы тепловые поля в основном и дополнительном теле были одинаковыми, фиктивный источник, очевидно, должен иметь одинаковую тепловую мощность с основным и находиться на таком же расстоянии от граничной плоскости — зеркально по отношению к основному. Тогда решение задачи сводится к определению температуры, возникающей в любой точке бесконечного тела в результате совместного действия двух источников равной мощности,

расположенных в точках P' $(0,0,-z')$ и P'' $(0,0,z')$. По принципу наложения их общее воздействие равно сумме воздействий каждого:

$$T_{\Sigma}(z) = T'(z) + T''(z).$$

Расстояние от основного источника тепла P' до исследуемой точки тела $A(x, y, z)$

$$R' = \sqrt{x^2 + y^2 + (z' - z)^2},$$

а от вспомогательного источника P'' до той же точки

$$R'' = \sqrt{x^2 + y^2 + (z' + z)^2}.$$

Температура исследуемой точки A от совместного действия обоих источников

$$T_{\Sigma}(x, y, z, t) = \frac{Q}{c\gamma(4\pi at)^{3/2}} e^{-\frac{(R')^2}{4at}} + \frac{Q}{c\gamma(4\pi at)^{3/2}} e^{-\frac{(R'')^2}{4at}}. \quad (\text{IV.25})$$

Физически этот случай можно представить следующим образом: тепловой поток, дойдя до не пропускающей тепло границы, отражается от нее и распространяется в обратном направлении по тому же закону, по которому он распространялся бы дальше в бесконечном теле, если бы не было адиабатической границы. Температуры точек тела вблизи адиабатической границы равны сумме температур, возникших в этих точках в результате действия основного и отраженного тепловых потоков.

Изотермическая граница — такая граница, которая имеет постоянную температуру независимо от теплового состояния тела.

Нужно исследовать распределение температур в полубесконечном теле, температура поверхности которого постоянна (рис. 61). С помощью рассуждений, аналогичных предыдущему, установим, что после дополнения полубесконечного тела второй половиной мы должны воспользоваться таким фиктивным источником тепла, который на границе даст температуры, равные по величине и обратные по знаку тем, которые получились бы в бесконечном теле. Такие фиктивные «отрицательные» источники тепла называют *стоками тепла*. Тогда сумма температур любой точки поверхности основного

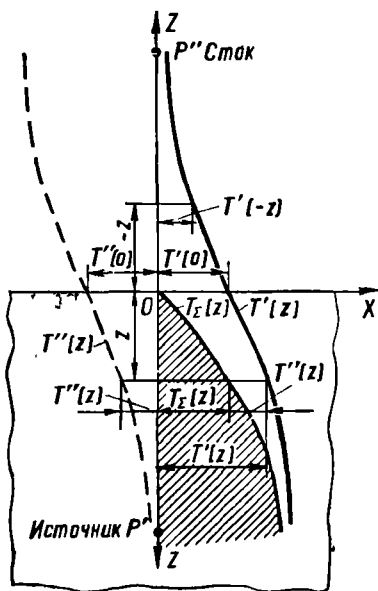


Рис. 61. Схема распространения тепла в теле при наличии изотермической границы.

и вспомогательного тел будет равна нулю, что и требовалось по условию.

Сток тепла, равный по мощности источнику, следует одновременно с источником приложить в точке P'' , являющейся зеркальным отображением точки P' относительно граничной плоскости XOY . Тогда по принципу наложения температура в любой точке тела с текущими координатами x, y, z будет равна разности температур двух процессов — нагрева тела и стока тепла:

$$T(x, y, z, t) = \frac{Q}{c\gamma (4\pi at)^{3/2}} e^{-\frac{(R')^2}{4at}} - \frac{Q}{c\gamma (4\pi at)^{3/2}} e^{-\frac{(R'')^2}{4at}}. \quad (\text{IV.26})$$

Мы познакомились с основными положениями теории тепловых процессов сварки. Покажем, как используются эти положения при решении конкретных вопросов (см. далее). Все примеры взяты для дуговой сварки как наиболее важного и изученного технологического процесса и относятся к простым типовым случаям. Здесь не приведены расчеты тепловых процессов при газовой сварке, контактной электросварке и пр., так как они содержатся в соответствующих курсах и специальных работах.

Расчеты нагрева металла сварочной дугой. Полную тепловую мощность дуги определяют умножением ее электрической мощности на коэффициент перехода от электрических единиц к тепловым, равный 0,239 или $\sim 0,24$.

Для постоянного тока тепловая мощность дуги

$$q = 0,24 \ W = 0,24 \ IU = 0,24 \ I^2 R \text{ кал/сек},$$

где W — электрическая мощность дуги, *вт*;

I — ток дуги, *а*;

U — напряжение дуги, *в*;

R — сопротивление дуги, *ом*.

Поскольку не все тепло, выделенное в дуге, расходуется на нагрев изделия, а часть его идет на нагревание атмосферы и окружающих предметов путем конвекции и радиации, то эффективная тепловая мощность дуги q_u всегда меньше полной тепловой мощности q . Отношение их характеризует степень использования тепла дуги на нагрев изделия.

Эффективный коэффициент процесса нагрева изделия дугой

$$\eta_u = \frac{q_u}{q}$$

зависит от технологии сварки, длины дуги, степени углубления ее в металл и пр. Опытные значения η_u для различных методов сварки приведены в табл. 11.

Эффективный к. п. д. снижается при увеличении длины дуги и растет по мере углубления дуги в металл.

Экспериментальные значения $\eta_{\text{д}}$ для различных методов дуговой сварки

Метод	$I_{\text{св}}, \text{ а}$	$U_{\text{д}}, \text{ в}$	$\eta_{\text{д}}, \%$
Угольная дуга открытая	160—250	26—30	50—60
Дуга в аргоне (вольфрамовый электрод)	150—200	24—32	50—60
Дуга открытая (стальной электрод)	180—250	26—32	65—85
Дуга под флюсом (стальной электрод)	600—800	28—34	80—96
Дуга в углекислом газе (стальной электрод)	350—400	24—28	80—84
Дуга открытая (порошковая проволока)	370—450	25—28	80—86

§ 24. РАСЧЕТНЫЕ СХЕМЫ НАГРЕВА МЕТАЛЛА ДУГОЙ

Точность тепловых расчетов в значительной мере зависит от правильности выбора идеализированной расчетной схемы.

Сварочная дуга представляет собой концентрированный в малом объеме источник тепла, поэтому во многих случаях расчета можно считать ее точечным или линейным источником.

Нагрев тел дугами поверхностного типа (рис. 62, а) ближе к схеме «точечный источник на поверхности полубесконечного тела». Погруженные дуги (рис. 62, б), применяемые при стыковой сварке листов с полным проплавлением за один проход, дают тепловые поля, хорошо совпадающие с тепловыми полями, рассчитанными по схеме линейного источника.

При исследовании распространения тепла и определении температур в непосредственной близости от дуги последняя не может считаться точечным источником, так как ее размеры одного порядка с расстоянием между исследуемой точкой и источником тепла.

Для расчета температур при наплавке на пластину могут быть использованы такие расчетные комбинации: «точечный источник — плоский слой» либо «линейный источник — пластина». Первая схема дает более точные результаты для областей, в которых температура заметно меняется по толщине, тогда как на значительном расстоянии от валика, где температуру можно принимать

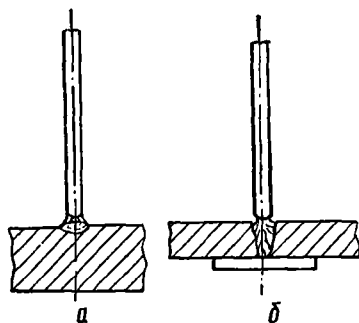


Рис. 62. Схемы нагрева тел дугами.

практически постоянной по толщине пластины, применима вторая расчетная комбинация.

Сварочная дуга, вообще говоря,— всегда непрерывно действующий источник. Однако если горение ее продолжалось недолго, как это бывает при прихватке или сварке электрозаклепками (а нас интересует температура тела через промежутки времени, во много раз превышающие период горения), то можно считать источник тепла мгновенным. Такое допущение мало отразится на точности расчета.

В зависимости от скорости перемещения сварочная дуга может быть неподвижным, подвижным и быстродвижущимся источником тепла. Схему подвижного источника часто применяют для расчета температур при ручной дуговой сварке, тогда как схема быстродвижущегося источника больше удовлетворяет условиям автоматической сварки. При этом чем выше скорость сварки и меньше расстояние от исследуемой точки до шва, тем точнее будет совпадать теоретическая схема с практическими результатами.

Вообще при выборе расчетных схем следует учитывать *принцип местного влияния*, который утверждает, что температурное поле существенно зависит от размеров и характера распределения источника тепла только на расстояниях одного порядка с его размерами, тогда как на больших расстояниях температурное поле практически не зависит от формы источника и занимаемого им объема.

§ 25. РАСЧЕТ ПРОЦЕССА РАСПРОСТРАНЕНИЯ ТЕПЛА ПРИ НАПЛАВКЕ ВАЛИКА НА МАССИВНОЕ ТЕЛО

Предположим, что нужно рассчитать процесс распространения тепла при ручной электродуговой наплавке валика на массивную плиту значительных размеров. Прежде чем приступить к рассмотрению этого случая, следует выбрать расчетные схемы тела и источника тепла.

Плиту будем считать полубесконечным телом, поскольку размеры ее таковы, что все имеющиеся граничные поверхности, кроме плоскости, на которую производится наплавка, не искажают теплового поля. Электрическую сварочную дугу примем за точечный подвижный постоянно действующий источник тепла. Тепловую мощность сварочной дуги в процессе наплавки валика примем постоянной. Тогда поставленную задачу в идеализированном и схематизированном виде можно сформулировать следующим образом: «Рассчитать процессы распространения тепла при нагреве поверхности полубесконечного тела точечным постоянно действующим подвижным источником тепла постоянной мощности».

В первый момент после зажигания дуги количество вносимого тепла превышает теплоотвод и область разогрева увеличивается. Такой процесс называется *теплонасыщением*. В этот период разогрев детали и проплавление основного металла могут быть недоста-

точными. В результате начало шва обычно бывает менее прочным, чем последующие участки.

Если дуга горит непрерывно и перемещается с постоянной скоростью, то наступает момент теплового равновесия: количество тепла, вводимого в тело дугой, становится равным количеству отведенного тепла. После достижения равновесия подвижное тепловое поле сохраняет свой характер. Такое тепловое состояние называется *предельным*, или *квазистационарным*.

Уравнение предельного состояния для процесса распределения тепла от точечного источника постоянной мощности, движущегося с постоянной скоростью по поверхности полубесконечного тела, отнесенное к подвижной системе координат, может быть выведено

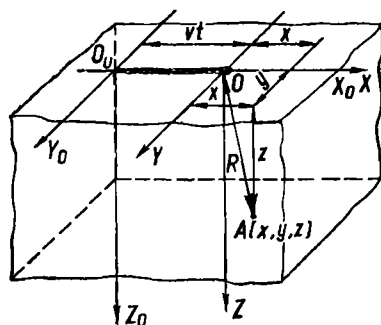


Рис. 63. Расчетная схема процесса распространения тепла при наплавке валика на массивное тело.

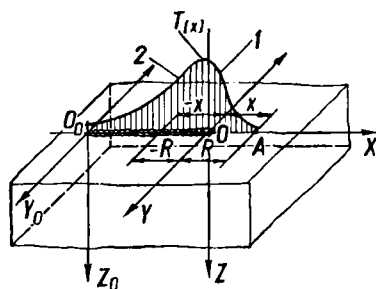


Рис. 64. Характер распределения температуры для точек, расположенных на оси валика.

из ранее приведенных соотношений и после всех преобразований и упрощений приобретет следующий вид:

$$T(R, x) = \frac{q_u}{2\pi\lambda R} e^{-\frac{vx}{2a} - \frac{vR}{2a}}, \quad (\text{IV.27})$$

где R — расстояние точки A , в которой определяется температура, от начала O координат подвижной системы (рис. 63);

x — абсцисса точки A в подвижной системе координат;

v — скорость сварки, см/сек .

Проанализируем полученное выражение. Предположим, что источник тепла неподвижен, т. е. $v = 0$. Тогда e в нулевой степени равно единице и выражение (IV.27) преобразуется в

$$T(R) = \frac{q_u}{2\pi\lambda R}.$$

Температура точек тела в этом случае обратно пропорциональна их расстоянию от источника тепла R , так как q_u и λ приняты постоянными. Точки, равноудаленные от источника тепла, имеют одинаковую температуру, т. е. изотермические поверхности представляют собой концентрические полусферы.

при увеличении скорости перемещения изменение температур по оси X происходит таким образом, что передняя ветвь 1 кривой (рис. 64) становится круче, тогда как ветвь 2 за источником тепла остается неизменной. В самом деле, для точек, лежащих на оси X , расстояние R от точки O равно $(+x)$, если точка расположена перед дугой, и $(-x)$, если она — за дугой. Положив для передней ветви температур $R = x$, получим

$$T(x) = \frac{q_u}{2\pi\lambda x} e^{-\frac{vx}{a}}.$$

Очевидно, увеличение v уменьшает значение $T(x)$, т. е. с увеличением скорости наплавки передняя ветвь будет более крутой.

Для задней ветви температур $T(x)$ подстановка $R = -x$ в выражение (IV.27) дает

$$T(x) = \frac{q_u}{2\pi\lambda x},$$

т. е. здесь $T(x)$ не зависит от скорости движения источника. Характер задней ветви кривой температур при изменении скорости наплавки остается постоянным, как это и предполагалось ранее.

В сечениях, перпендикулярных к шву, тепло от валика распространяется равномерно во все стороны, благодаря чему изотермы в таких сечениях представляют собой концентрические полуокружности.

Общая картина температурного поля предельного состояния при наплавке валика на массивное изделие показана на рис. 65, заимствованном из монографии Н. Н. Рыкалина [22]. Изотермы вычислены для $q = 1000$ кал/сек; $v = 0,1$ см/сек; $a = 0,1$ см²/сек; $\lambda = 0,1$ кал/(см · сек · °С). На рис. 65, а показана схема наплавки; на рис. 65, б — изотермы на поверхности тела и кривая точек с максимальными температурами (штриховая линия); на рис. 65, в — изотермы в поперечном к валику сечении; на рис. 65, г — распределение температур по прямым, параллельным оси Y в сечении YOZ и удаленным от нее соответственно на $R = \sqrt{x^2 + y^2} = 0, 1, 2, 3$ см; на рис. 65, д — распределение температур по прямым, параллельным оси X в сечении XOY и удаленным от нее соответственно на $R = \sqrt{z^2 + y^2} = 0, 1, 2, 3$ см. Максимум температур в точках, удаленных от оси перемещения дуги, достигается не в тот момент, когда дуга находится в плоскости, проведенной через данную точку перпендикулярно к оси X , а несколько позже (рис. 65, д). На рис. 65, б на плоскости через соответственно нанесенные точки максимумов штриховой линией проведена кривая — след поверхности максимальных температур, перемещающейся вместе с полем в направлении движения источника. Область, находящаяся впереди поверхности максимальных температур, нагревается, область позади нее охлаждается. Приведем примеры расчета.

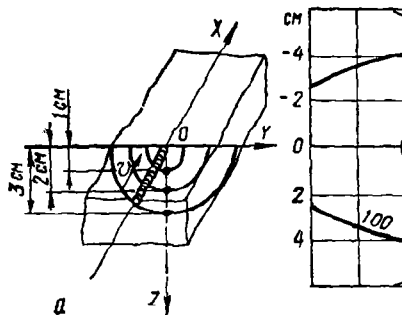
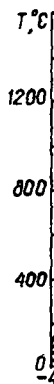
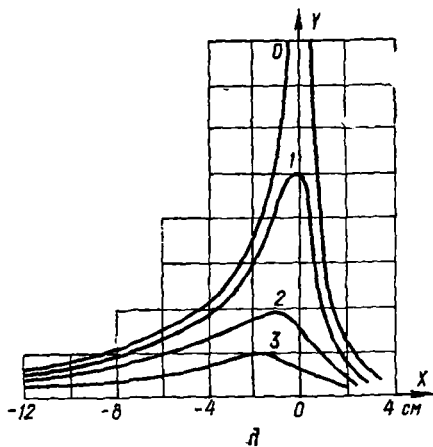
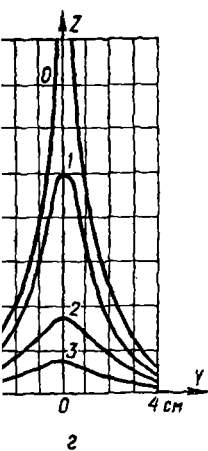
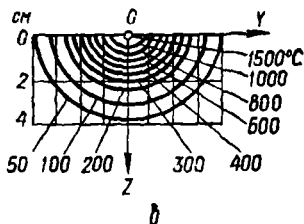
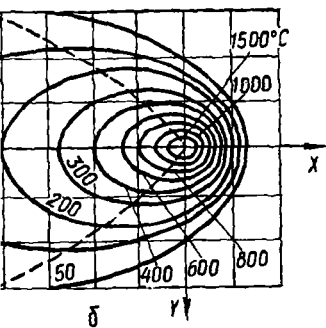


Рис. 65. Температурное поле предельного состояния при наплавке валика на массивное тело.





Пример 1. Рассчитать, как распределяются температуры по оси X валика и по оси Y , перпендикулярной к направлению сварки, при наплавке на массивную стальную деталь (рис. 66). Режим наплавки: $I = 300$ а; $U = 25$ в; $v = 10$ м/ч $= 0,278$ см/сек.

В качестве расчетной схемы изделия примем полубесконечное тело. Расчетная схема источника тепла — точечный непрерывно действующий подвижный источник.

Для расчета нагрева тела данным источником используем формулу (IV.27):

$$T(R, x) = \frac{q_u}{2\pi\lambda R} e^{-\frac{v(x+R)}{2a}}$$

Примем следующие средние значения теплофизических величины для стали:

$$\lambda = 0,1 \text{ кал/(см} \cdot \text{сек} \cdot ^\circ\text{C)}; \quad \gamma = 7,8 \text{ г/см}^3;$$

$$c = 0,128 \text{ кал/(г} \cdot ^\circ\text{C)}; \quad a = \frac{\lambda}{c\gamma} =$$

$$= \frac{0,1}{0,128 \cdot 7,8} = 0,1 \text{ см}^2/\text{сек}.$$

Примем для ручной электродуговой сварки $\eta_u = 0,75$; $q_u = 0,24 \cdot 25 \times 300 \cdot 0,75 = 1350$ кал/сек.

При расчете температур точек, лежащих на оси позади движущейся дуги, $R = -x$. Тогда

$$T(x) = \frac{q_u}{2\pi\lambda x} e^{-\frac{vx}{2a} + \frac{vx}{2a}} = \frac{q_u}{2\pi\lambda x}$$

Рис. 66. Схема наплавки к примерам 1 и 2.

Выбрав значения $x = 1,5$; $x = 2$ и т. д. в соответствии с табл. 12, определим:

$$T(1,5) = \frac{1350}{2 \cdot 3,14 \cdot 0,1 \cdot 1,5} = 1435 ^\circ\text{C и т. д.}$$

Таблица 12

Расчетные величины $T(x)$

$R = x, \text{ см}$	1,5	2	3	4	6	8	10
$T(x), ^\circ\text{C}$	1435	1075	717	537	358	269	215

При определении температур точек, лежащих на оси впереди движущейся дуги, будем иметь в виду, что для них $R = x$. Тогда

$$T(x) = \frac{q_u}{2\pi\lambda x} e^{-\frac{2vx}{2a}} = \frac{q_u}{2\pi\lambda x e^{vx/a}}$$

Задавая значения x из табл. 13, найдем температуру (табл. 13).

Распределение температур тела по оси Y найдем на основании следующих соображений. Воспользуемся для расчета формулой (IV.27), учитывая, что для точек оси Y в подвижной системе координат, начало которой совмещено с источником тепла, всегда $x = 0$. Значит

$$T(R) = \frac{q_u}{2\pi\lambda R} e^{-\frac{vR}{2a}}$$

Таблица 13

Расчетные величины $T(x)$

$x, \text{ см}$	0,5	1	1,5	2
$\frac{vx}{a}$	1,39	2,78	4,17	5,56
$e^{-vx/a}$	0,266	0,063	0,0155	0,003
$\frac{q_u}{2\pi\lambda x}$	4300	2150	1435	1075
$T(x), ^\circ\text{C}$	1145	135	22	3,2

Таблица 14

Расчетные величины $T(R)$

$R = y, \text{ см}$	0,5	1	1,5	2	3
$\frac{vR}{2a}$	0,695	1,39	2,08	2,78	4,16
$\frac{q_u}{2\pi\lambda R}$	4300	2150	1435	1075	717
$e^{-vR/2a}$	0,5	0,266	0,124	0,063	0,0155
$T(R), ^\circ\text{C}$	2150	571	178	68	11

Задавая различные значения R , которые для точек, лежащих на оси Y , равны y , определим температуры (табл. 14).

Результаты произведенных расчетов $T(x)$ представлены графически (рис. 67, а, б).

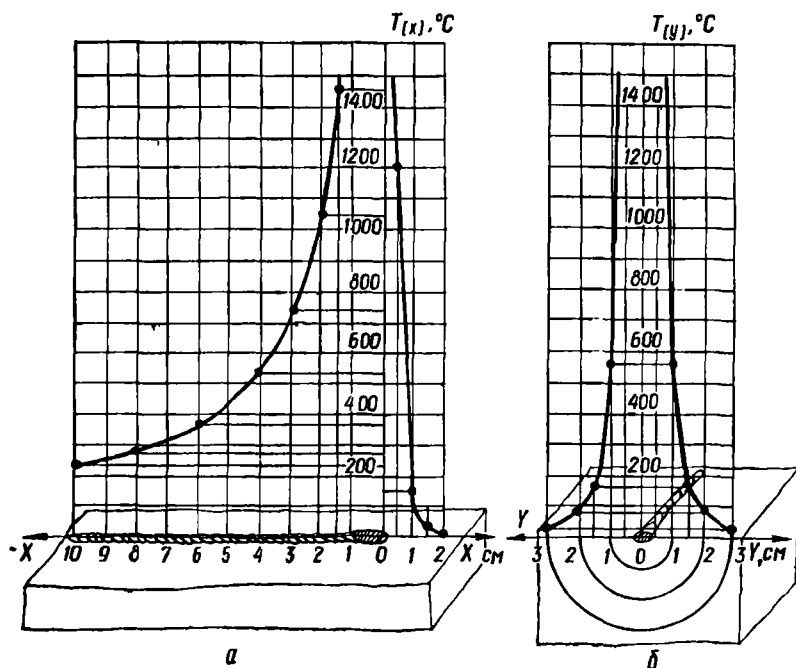


Рис. 67. Распределение температур.

Расчетные величины

$y, \text{ см}$	0	1	2	3	5
$R = \sqrt{5,56^2 + y^2}$	5,56	5,65	5,9	6,31	7,46
$\frac{vx}{2a} - \frac{vR}{2a}$	0	-0,012	-0,47	-1,04	-2,64
$\frac{v(x-R)}{e \cdot 2a}$	1	0,96	0,71	0,394	0,075
$\frac{q_u}{2\pi\lambda R}$	386	380	364	340	288
$T(5,56; y)$	386	365	258	134	22,6

Пример 2. Исходя из условий, заданных в предыдущем примере, рассчитать характер распределения температур в сечении $Y'Y'$ (рис. 66), перпендикулярном к шву, через 20 сек после прохождения этого сечения дугой.

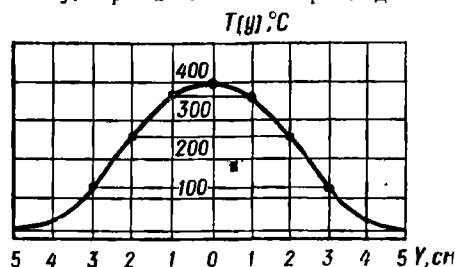


Рис. 68. Распределение температур по оси $Y'Y'$ через 20 сек после прохождения дугой этого сечения.

Для расчета воспользуемся той же формулой (IV.27). Поскольку она выведена для подвижной системы координат, перемещающейся вместе с источником тепла (дугой), то через $t = 20$ сек сечение $Y'Y'$ будет отстоять от начала координат на $x = vt = 0,278 \cdot 20 = 5,56$ см.

Задаваясь значениями y , определим $R = \sqrt{x^2 + y^2}$. Подставив значения R в формулу (IV.27) и проведя расчеты, найдем искомые температуры (табл. 15).

Результаты расчета представлены графически на рис. 68.

§ 26. РАСЧЕТ ПРОЦЕССА РАСПРОСТРАНЕНИЯ ТЕПЛА ПРИ ОДНОПРОХОДНОЙ СВАРКЕ ПЛАСТИН В СТЫК

В случае сварки пластин в стык за один проход с полным проплавлением можно считать, что температуры по толщине z пластин одинаковы. Можно считать, что дуга в этом случае — линейный распределенный по толщине источник тепла. Очевидно, что температура не будет зависеть от координаты z и определится значениями x, y , а также временем t . Для предельного установившегося теплового состояния температурное поле, перемещающееся вместе с дугой, постоянно. Оно не зависит от времени и выражается в по-

движной системе координат, начало которой совпадает с источником тепла, следующим уравнением:

$$T(R, x) = \frac{q_u}{2\pi\lambda\delta} e^{-\frac{vx}{2a}} K_0(u), \quad (\text{IV.28})$$

где R — расстояние от центра источника тепла (начала координат) до интересующей нас точки (рис. 69);

$K_0(u)$ — функция Бесселя 2-го рода нулевого порядка от аргумента

$$u = R \sqrt{\frac{v^2}{4a^2} + \frac{b}{a}};$$

$b = \frac{2a}{c\gamma\delta}$ — коэффициент темпера-

туроотдачи, $\frac{1}{\text{сек}}$;

α — коэффициент поверхностной теплоотдачи, $\text{кал}/(\text{см}^2 \cdot \text{сек} \cdot ^\circ\text{C})$;

δ — толщина пластины, см .

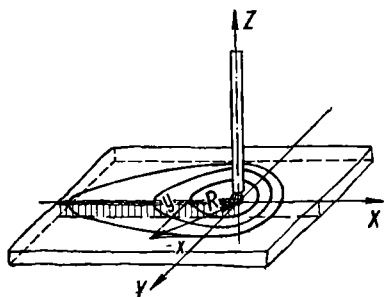


Рис. 69. К расчету распространения тепла при однопроходной сварке пластин в стык.

При некоторой кажущейся сложности выражения (IV.28) использование его для расчетов не представляет затруднений. Дело в том, что входящая в него функция Бесселя хорошо изучена. Чтобы

определить ее, достаточно вычислить аргумент $R \sqrt{\frac{v^2}{4a^2} + \frac{b}{a}}$ и по нему, пользуясь таблицей, найти значение функции.

Поле предельного состояния при нагреве неподвижным источником можно рассчитать по упрощенной формуле, положив в выражении (IV.28) $v = 0$. Тогда $e^{-\frac{vx}{2a}} = 1$ и

$$T(R) = \frac{q_u}{2\pi\lambda\delta} K_0\left(R \sqrt{\frac{b}{a}}\right). \quad (\text{IV.28a})$$

Пример 3. Рассчитать температурное поле нагрева и охлаждения для точек, расположенных в 1 см от оси шва, если за один проход свариваются в стык стальные пластины толщиной $\delta = 6$ мм при режиме $U = 20$ в; $I = 180$ а; $v = 0,1$ см/сек.

Примем следующие значения теплофизических коэффициентов:

$$\lambda = 0,1 \text{ кал}/(\text{см} \cdot \text{сек} \cdot ^\circ\text{C}); \quad c\gamma = 1 \text{ кал}/(\text{см}^3 \cdot ^\circ\text{C});$$

$$a = \frac{\lambda}{c\gamma} = 0,1 \text{ см}^2/\text{сек}; \quad \alpha = 8 \cdot 10^{-4} \text{ кал}/(\text{см}^2 \cdot \text{сек} \cdot ^\circ\text{C}).$$

Воспользуемся выражением (IV.28) и произведем некоторые подготовительные вычисления:

$$b = \frac{2a}{c\gamma\delta} = \frac{2 \cdot 8 \cdot 10^{-4}}{1 \cdot 0,6} = 2,67 \cdot 10^{-3} \frac{1}{\text{сек}};$$

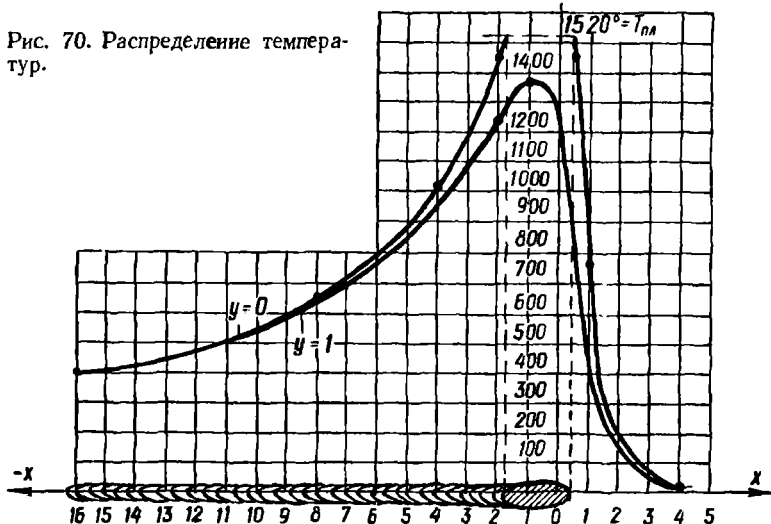
$$\frac{b}{a} = \frac{2,67 \cdot 10^{-3}}{0,1} = 0,0267;$$

$$\sqrt{\frac{v^2}{4a^2} + \frac{b}{a}} = \sqrt{\frac{0,1 \cdot 0,1}{4 \cdot 0,1 \cdot 0,1} + 0,0267} \approx 0,525.$$

Определяя значения множителя $e^{-\frac{vx}{2a}}$, нужно учитывать знак x . Например, при $x = -1$

$$e^{-\frac{vx}{2a}} = e^{-\frac{0,1(-1)}{2 \cdot 0,1}} = 2,718^{1/2} = 1,65.$$

Рис. 70. Распределение температур.



Примем для ручной дуговой сварки $\eta_u = 0,6$. Тогда $q_u = 0,24 IU\eta_u = 0,24 \cdot 180 \cdot 20 \cdot 0,6 \approx 520$ кал/сек и

$$\frac{q_u}{2\pi\lambda\delta} = \frac{520}{2 \cdot 3,14 \cdot 0,1 \cdot 0,6} = 1380.$$

Задаваясь произвольными значениями x (табл. 16), определим $R = \sqrt{1^2 + x^2}$,

$u = R \sqrt{\frac{v^2}{4a^2} + \frac{b}{a}}$ и выберем по таблице бесселевых функций $K_0(u)$.

Определим $T(R, x)$, например, для $x = -2$.

Расстояние $R = \sqrt{1^2 + (-2)^2} = 2,23$ см;

$$T(R, x) = T(2,23; -2) = 1380 \cdot 2,7 \cdot 0,331 \approx 1230^\circ\text{C}.$$

Аналогично найдем температуры других точек. Результаты расчетов представлены графически на рис. 70 кривой $y = 1$.

Для сопоставления характера кривых рассчитаем температуры точек, лежащих на оси шва (табл. 17).

Сопоставление температурных полей, которые проходят через точки, лежащие на осях $y = 0$ и $y = 1$, показывает, что точки на оси шва имеют более высокую температуру. Максимальное значение температуры в точке $y = 1$ см достигается в момент времени, когда она окажется на 1 см позади дуги. Приняв температуру плавления стали 1520°C , можно по графику оценить длину сварочной ванны, которая в данном случае равна 20 мм.

Расчетные величины

Таблица 16

$x, \text{ см}$	-16	-8	-4	-2	-1	0	1	2	4
R	16	8,06	4,1	2,23	1,41	1	1,41	2,23	4,1
u	8,4	4,23	2,16	1,17	0,75	0,525	0,75	1,17	2,16
$K_0(u)$	$9,6 \cdot 10^{-5}$	$8,6 \cdot 10^{-3}$	$9,6 \cdot 10^{-2}$	0,331	0,61	0,892	0,61	0,331	$9,6 \cdot 10^{-2}$
$e^{-\frac{vx}{2a}}$	3000	55	7,4	2,7	1,65	1	0,6	0,368	0,135
$T(R, x)$	398	653	980	1230	1390	1230	505	168	18

Таблица 17

Расчетные величины

$x, \text{ см}$	-16	-8	-4	-2	-1	0	1	2	4
R	16	8	4	2	1	0	1	2	4
u	8,4	4,2	2,1	1,05	0,525	—	0,525	1,05	2,1
$K_0(u)$	$9,6 \cdot 10^{-5}$	$8,9 \cdot 10^{-3}$	0,1	0,39	0,892	0	0,892	0,39	0,1
$e^{-\frac{vx}{2a}}$	3000	55	7,4	2,7	1,66	1	0,61	0,368	0,135
$T(x)$	398	675	1020	1450	2045	—	750	198	19

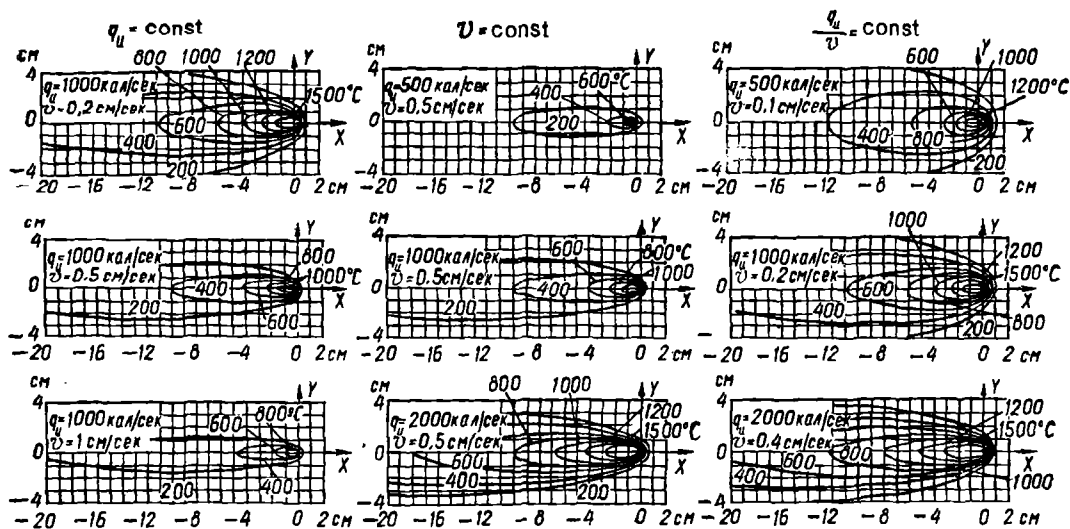


Рис. 71. Влияние режима сварки на температурное поле предельного состояния.

**§ 27. ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА СВАРКИ
И ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛА
НА ТЕМПЕРАТУРНОЕ ПОЛЕ ПРЕДЕЛЬНОГО СОСТОЯНИЯ¹**

Параметры режима сварки существенно сказываются на характере температурного поля предельного состояния. На рис. 71 показано влияние параметров режима на это поле при однопроходной стыковой сварке стальных образцов толщиной 1 см (температурное поле предельного состояния в бесконечной пластине от подвижного непрерывно действующего линейного источника тепла).

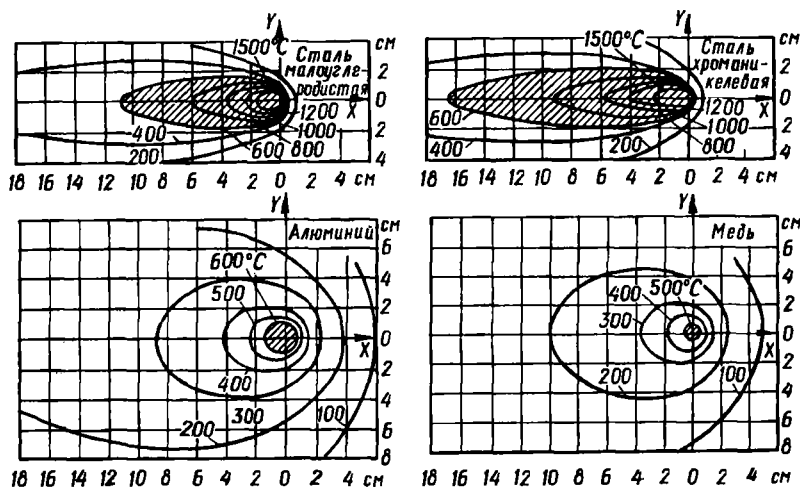


Рис. 72. Влияние теплофизических свойств металла на температурное поле предельного состояния в пластине толщиной 1 см.

Приведенные результаты экспериментов позволяют сделать следующие выводы:

1) при $q_u = \text{const}$ с увеличением скорости сварки области, нагретые выше определенных температур, уменьшаются главным образом по ширине. В направлении поперек шва изотермы сужаются, а впереди дуги — сгущаются;

2) при постоянной скорости сварки $v = \text{const}$ с возрастанием мощности дуги области, нагретые выше определенных температур, увеличиваются, причем размеры их растут быстрее увеличения мощности;

3) при постоянной погонной энергии $\frac{q_u}{v} = \text{const}$ увеличение мощности дуги ведет к расширению площадей, нагретых выше определенных температур, тогда как рост скорости сварки уменьшает

¹ Материал Н. Н. Рыкалина [22].

эти площади. При одновременном пропорциональном росте q_u и v мощность дуги q_u влияет сильнее, чем v , поэтому увеличение q_u и v при $\frac{q_u}{v} = \text{const}$ расширяет площади соответствующих изотерм, причем размеры этих площадей примерно пропорциональны мощности.

Если на одинаковом режиме сварить металлы с различными теплофизическими свойствами, то характер их тепловых полей будет неодинаков. На рис. 72 показаны температурные поля при сварке в стык пластин $\delta = 1$ см из некоторых металлов, существенно отличающихся друг от друга по своим теплофизическим свойствам. Параметры режима сварки: $q_u = 1000$ кал/сек, $v = 0,2$ см/сек. В табл. 18 приведены средние значения теплофизических величин для соответствующих средних температур $T_{\text{ср}}$.

Таблица 18

Средние теплофизические величины некоторых свариваемых материалов для $T_{\text{ср}}$

Материал	$\lambda, \frac{\text{кал}}{\text{см} \times \text{сек} \cdot ^\circ\text{C}}$	$c_p, \frac{\text{кал}}{\text{см}^3 \cdot ^\circ\text{C}}$	$a, \frac{\text{см}^2}{\text{сек}}$	$T_{\text{ср}}, ^\circ\text{C}$
Малоуглеродистая сталь	0,09	1,15	0,08	600
Хромоникелевая аустенитная сталь	0,06	1,13	0,053	600
Алюминий	0,65	0,65	1	300
Медь красная	0,9	0,95	0,95	400

Наиболее заметное влияние на тепловое поле оказывает теплопроводность. Если, например, сравнить площади, очерченные изотермой 600°C (т. е. площади, нагретые выше 600°C), для нержавеющей хромоникелевой стали, малоуглеродистой стали, алюминия и меди, то можно заметить, что с увеличением теплопроводности эти площади уменьшаются. Одновременно увеличиваются области, нагретые до сравнительно низких температур. Существенное влияние на характер распределения температуры оказывает теплоемкость.

§ 28. НАГРЕВ МОЩНЫМИ БЫСТРОДВИЖУЩИМИСЯ ИСТОЧНИКАМИ ТЕПЛА

По мере развития автоматической сварки мощность применяемых сварочных дуг и скорость их перемещения возрастают.

Пропорциональное увеличение мощности дуги и скорости сварки изменяет тепловое поле таким образом, что изотермы вытягиваются в длину, в то время как ширина их увеличивается мало. Удлинение зон, очерченных изотермами, пропорционально росту скорости.

На больших скоростях сварки изотермы все больше приближаются к прямым, параллельным оси X . Это означает, что распространение тепла идет в направлении, почти перпендикулярном к оси, градиент температур в направлении осей Z и Y намного больше, чем по оси X :

$$\frac{\partial T}{\partial y} \gg \frac{\partial T}{\partial x}; \quad \frac{\partial T}{\partial z} \gg \frac{\partial T}{\partial x}.$$

При значительных скоростях без большой погрешности можно считать, что тепло распространяется только в направлении, перпендикулярном к оси X . В этом случае процесс распространения тепла можно представить как сумму процессов, протекающих в отдельных бесконечно тонких слоях, перпендикулярных к оси X (рис. 73). Важно изучить предельное состояние, когда мощность и скорость сварки бесконечно растут пропорционально друг другу, т. е.

$$q_u \rightarrow \infty; \quad v \rightarrow \infty; \quad \frac{q_u}{v} = \text{const.}$$

Рассмотрим два случая нагрева изделия:

1) наплавку валика на массивное тело (нагрев полубесконечного тела мощным быстродвижущимся постоянно действующим точечным источником тепла);

2) сварку пластин за один проход (нагрев пластины мощным быстродвижущимся постоянно действующим линейным источником тепла).

Наплавка валика на массивное тело. Пусть при этом скорость сварки и тепловая мощность дуги достаточно велики, а с увеличением q_u и v отношение их остается постоянным: $\frac{q_u}{v} = \text{const.}$ Наплаваем валик по оси X .

Мысленно разобьем полубесконечное тело на слои, перпендикулярные к оси X (рис. 73), плоскостями, не пропускающими тепла. Тогда тепло, внесенное дугой в выделенный слой, будет распространяться только в нем как в пластине. Если толщина слоя dx , то время прохождения его дугой $dt = \frac{dx}{v}$. Тогда все тепло, сообщенное дугой выделенному слою,

$$dQ = q_u dt = q_u \frac{dx}{v}.$$

Поскольку dt очень мало, внесение тепла можно считать мгновенным.

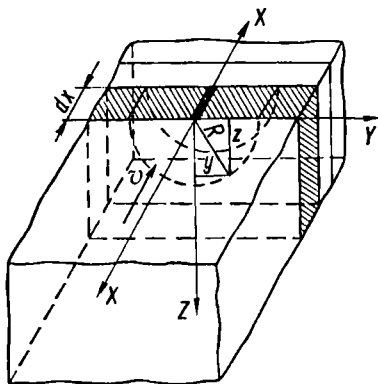


Рис. 73. К расчету распространения тепла при нагреве мощным точечным быстродвижущимся постоянно действующим источником.

Для описания процесса распространения тепла в пластине от мгновенного линейного источника, распределенного по оси X на длине dx , воспользуемся выражением (IV.20):

$$T(R, t) = \frac{Q_1}{c\gamma 4\pi a t} e^{-\frac{R^2}{4at}} = \frac{Q_1}{4\pi \lambda t} e^{-\frac{R^2}{4at}};$$

$$\left(a = \frac{\lambda}{c\gamma}; Q_1 = \frac{dQ}{dx} = \frac{q_u}{v}\right).$$

Следует иметь в виду, что это уравнение выведено для бесконечной пластины, где тепло распространяется равномерно во все стороны, тогда как в рассматриваемом примере все тепло распространяется только в показанной на рис. 73 половине бесконечной пластины. Поэтому при подстановке значения q_u в формулу величину его нужно удвоить:

$$T(R, t) = \frac{q_u}{2\pi \lambda t v} e^{-\frac{R^2}{4at}}, \quad (\text{IV.29})$$

где

$$R = \sqrt{y^2 + z^2}.$$

Уравнение (IV.29) дает более точные результаты для точек вблизи шва.

Пример 4. Определить, какую температуру будут иметь точки массивного стального тела, расположенные в плоскости, перпендикулярной к оси наплавляемого валика, на расстоянии $R = 3$ см от его оси, через 5, 10 и 20 сек после прохождения дугой исследуемой плоскости. Режим наплавки: $I = 800$ а, $U = 32$ в, $v = 36$ м/ч = 1 см/сек. Принятые средние значения теплофизических коэффициентов: $\lambda = 0,1$ кал/(см · сек · °C); $a = 0,1$ см²/сек; $c\gamma = 1$ кал/(см³ · °C).

Воспользуемся выражением (IV.29), для чего определим q_u , задавшись $\eta_u = 0,8$:

$$q_u = 0,24 IU\eta_u = 0,24 \cdot 800 \cdot 32 \cdot 0,8 \approx 4900 \text{ кал/сек.}$$

На основании этого

$$T(3,5) = \frac{4900 \cdot e^{-\frac{3 \cdot 3}{4 \cdot 0,1 \cdot 5}}}{2 \cdot 3,14 \cdot 0,1 \cdot 5 \cdot 1} = 1560 \cdot 2,718^{-4,5} = 1560 \cdot 0,0113 \approx 18^\circ \text{C};$$

$$T(3,10) = \frac{4900 \cdot e^{-\frac{3 \cdot 3}{4 \cdot 0,1 \cdot 10}}}{2 \cdot 3,14 \cdot 0,1 \cdot 10 \cdot 1} = 780 \left(\frac{1}{2,718}\right)^{2,25} = 780 \cdot 0,106 \approx 83^\circ \text{C};$$

$$T(3,20) = \frac{4900 \cdot e^{-\frac{3 \cdot 3}{4 \cdot 0,1 \cdot 20}}}{2 \cdot 3,14 \cdot 0,1 \cdot 20 \cdot 1} = 390 \left(\frac{1}{2,718}\right)^{1,125} = 390 \cdot 0,286 \approx 111^\circ \text{C}.$$

Автоматическая сварка пластин за один проход. Для вывода расчетной формулы, определяющей закон распространения тепла при автоматической сварке пластин за один проход, проведем рассуждения, аналогичные предыдущим.

Пусть по оси X движется дуга, проплавляющая пластину насквозь и прогревающая ее равномерно по толщине (рис. 74). Мощность дуги и скорость ее перемещения достаточно высоки.

Мысленно разрежем пластину на несколько очень тонких брусков плоскостями, перпендикулярными к оси шва. Поскольку при больших скоростях сварки тепло распространяется, главным образом, в плоскостях, перпендикулярных к шву, то можно считать, что теплообмена между брусками нет, а тепло, внесенное в них дугой при сварке, распространяется, как в обычном стержне сечением δdx . Количество тепла, которое внесено в сечение стержня дугой за время dt , необходимое для прохождения пути dx , будет $dQ = q_u dt$. Время dt бесконечно мало и поэтому можно считать, что тепло dQ внесено в сечение δdx мгновенно. Тогда интенсивность мгновенного плоского источника

$$Q_2 = \frac{dQ}{\delta dx} = \frac{q_u dt}{\delta dx} = \frac{q_u}{v\delta} \text{ кал/см}^2.$$

Распространение тепла в стержне от мгновенного плоского источника подчиняется закону, выражающемуся уравнением (IV.21). Подставив в него значения Q_2 , получим

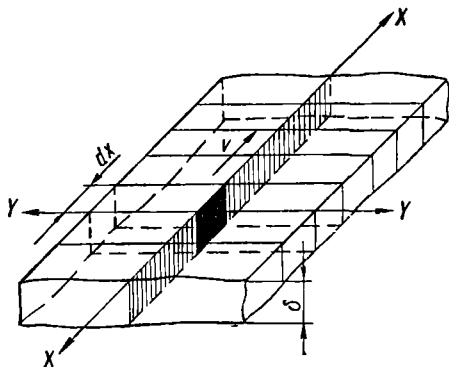


Рис. 74. К расчету распространения тепла при нагреве пластины мощным линейным быстро движущимся постоянно действующим источником

$$T(y, t) = \frac{q_u}{v\delta c\gamma \sqrt{4\pi at}} e^{-\frac{y^2}{4at}}. \quad (\text{IV.30})$$

Если учесть теплоотдачу с боковой поверхности пластин дополнительным множителем e^{-bt} , то окончательное расчетное выражение примет вид

$$T(y, t) = \frac{q_u}{v\delta c\gamma \sqrt{4at\pi}} e^{-\frac{y^2}{4at} - bt}, \quad (\text{IV.31})$$

где

$$a = \frac{\lambda}{c\gamma} \text{ см}^2/\text{сек}; \quad b = \frac{2\alpha}{c\gamma} \frac{1}{\text{сек}};$$

t — время, отсчитываемое от момента прохождения дугой плоскости, в которой находится исследуемая точка.

§ 29. ТЕРМИЧЕСКИЙ ЦИКЛ И МАКСИМАЛЬНЫЕ ТЕМПЕРАТУРЫ

Термическим циклом данной точки называется изменение температуры ее во времени. Рост или снижение температуры точки могут быть вызваны, например, временным действием

неподвижного источника или прохождением вблизи точки подвижного источника тепла. В том и другом случае наблюдается период нагревания точки тела, а затем — период охлаждения.

В некоторый момент времени t_m точка будет иметь максимальную температуру T_{\max} . Умение определить эту температуру в процессе сварки очень важно для практики. Известно, например, что при перегреве выше 400—800 °С некоторые аустенитные стали теряют свою коррозионную стойкость. Учитывая это, можно заранее рассчитать величину зоны перегрева и принять меры к ее умень-

шению. Определение максимальной температуры нагрева позволяет установить протяженность зоны возможной подкалки при сварке закаливающихся сталей (нагрев выше A_{c1} — 723 °С и т. д.).

Максимальная температура точек тела, достигаемая в процессе нагрева и охлаждения при сварке, зависит от параметров режима, теплофизических свойств металла, а также удаленности рассматриваемой точки от шва. На рис. 75 приведены термические циклы точек поверхности пластины, находящихся на разных расстояниях от шва. По мере удаления от шва рост и падение температур становятся более плавными и значения максимальных

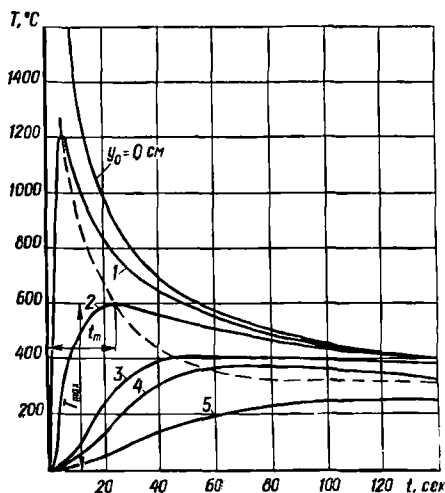


Рис. 75. Термические циклы для точек, различно удаленных от оси шва (штриховая линия — кривая максимальных температур).

температур снижаются, причем эти температуры достигаются позднее. Максимальные значения температур определяют обычными математическими приемами, например, приравниванием первой производной нулю. Если уравнение процесса распространения тепла выражено в неподвижной системе координат через время t , то $\frac{dT(y, z, t)}{dt}$

дает возможность определить момент времени t_m , которому соответствует максимальное значение температуры T_{\max} . Когда же уравнение дано в подвижной системе координат, а температурное поле предельного состояния не зависит от времени, координату x_m можно найти из условия, что в точке, имеющей T_{\max} , градиент температур равен нулю:

$$\frac{dT(x, y, z)}{dx} = 0,$$

откуда и определяют x_m . Подстановка t_m и x_m в соответствующие выражения для температур дает возможность вычислить T_{\max} .

Так, для определения максимальных температур в процессе распространения тепла при автоматической однопроходной сварке пластин в стык воспользуемся выражением (IV.31), выведенным для определения температур в рассматриваемом случае.

Логарифмируем выражение (IV.31) и берем производную по t :

$$\ln T(y, t) = \ln \frac{q_u}{\nu c \gamma \delta \sqrt{4\pi a}} - \frac{1}{2} \ln t - \frac{y^2}{4at} - bt;$$

$$\frac{d \ln T(y, t)}{dt} = -\frac{1}{2t} + \frac{y^2}{4at^2} - b = 0.$$

Последнему равенству и удовлетворяет t_m — время, при котором имеет место T_{\max} .

Умножим все члены равенства на t_m :

$$\frac{y^2}{4at_m} = \frac{1}{2} + bt_m. \quad (\text{IV.32})$$

Поскольку b очень мало по сравнению с членом $1/2$ суммы, то для небольших значений t_m членом bt_m можно пренебречь. Тогда выражение (IV.32) упростится до

$$t_m = \frac{y^2}{2a}.$$

Подставляя в уравнение (IV.31) значение $t = t_m$, получим

$$T_{\max}(y) = \frac{q_u}{\nu c \gamma \delta 2y \sqrt{\frac{\pi}{2}}} e^{-\frac{1}{2} - \frac{by^2}{2a}}.$$

Поскольку $\sqrt{\frac{2}{\pi e}} \approx 0,484$, будем иметь

$$T_{\max}(y_0) = \frac{0,484 q_u}{\nu c \gamma \delta 2y_0} \left(1 - \frac{by_0^2}{2a}\right). \quad (\text{IV.33})$$

Для максимальной температуры при наплавке валика на массивное тело, опуская промежуточные выкладки, с помощью аналогичных рассуждений получим

$$t_m = \frac{R_x^2}{4a}; \quad (\text{IV.34})$$

$$T_{\max}(R_x) = \frac{2 \cdot 0,368 q_u}{\pi \nu c \gamma R_x^2}. \quad (\text{IV.35})$$

Пример 5. На поверхность стального прокатного валика наплавляют валик электродуговой сваркой под флюсом при токе $I = 700$ а; $U = 30$ в, $v = 18$ м/ч = $= 0,5$ см/сек. Определить, на каком расстоянии от оси валика температура нагрева будет 200°C .

примем эффективный к. п. д. $\eta_{\text{eff}} = 0,8$. Тогда $q_{\text{н}} = 0,24 I U_{\text{н}} = 0,24 \cdot 700 \cdot 30 \cdot 0,8 = 4030$ кал/сек. Объемная теплоемкость стали при 200°C $c_v = 0,13 \cdot 7,8 = 1,00$ кал/(см³ · °C).

Для определения ширины зоны, прилегающей к валику и нагретой выше 200°C , используем последнее выражение (IV.35), связывающее R_x и T_{max} . Подставляя значение $T_{\text{max}} = 200^\circ\text{C}$, найдем R_x :

$$200 = \frac{0,736 \cdot 4030}{3,14 \cdot 0,5 \cdot 1 \cdot R_x^2};$$

$$R_x = \sqrt{\frac{0,736 \cdot 4030}{200 \cdot 3,14 \cdot 1 \cdot 0,5}} \approx 3,1 \text{ см.}$$

Время, по истечении которого точки, находящиеся на расстоянии 3 см от шва, достигнут своей максимальной температуры нагрева, определим из выражения (IV.34), приняв для стали при $T = 200^\circ\text{C}$ коэффициент теплопроводности $\lambda = 0,07$ кал/(см · сек · °C) и $c_v = 1,00$:

$$t_m = \frac{3,1 \cdot 3,1}{4 \cdot 0,07} \approx 34 \text{ сек.}$$

§ 30. НАГРЕВ И ПЛАВЛЕНИЕ ЭЛЕКТРОДА И ЭЛЕКТРОДНОЙ ПРОВОЛОКИ ПРИ ДУГОВОЙ СВАРКЕ

Нагрев электрода в процессе сварки обусловлен двумя основными факторами:

1) теплом электрической дуги, действующим на прилегающий к торцу участок длиной не более 5—10 мм;

2) теплом, возникающим во всем объеме электродного стержня в результате сопротивления электрода протекающему току.

Кроме того, возможны и другие, дополнительные источники тепла, например, контактное сопротивление между электродом и электрододержателем. Однако при исправном оборудовании и правильной технологии роль этих источников незначительна.

Поскольку нагрев электрода дугой распространяется лишь на небольшую длину, при рассмотрении процесса нагрева всего электрода влияние дуги можно не учитывать.

Приближенный метод расчета нагрева электрода током. В интервале температур $0-800^\circ\text{C}$ этот расчет можно производить на основании следующих зависимостей¹:

$$\frac{D_1 + T}{T_{\text{пр}} - T_{\text{т}}} = \frac{D_1 + T_0}{T_{\text{пр}} - T_0} e^{n t}; \quad (\text{IV.36})$$

$$T_{\text{пр}} = m d_1 f^2 + T_0; \quad (\text{IV.37})$$

$$n = \frac{A}{m d_1} \left(\frac{T_{\text{пр}}}{D_1} + 1 \right), \quad (\text{IV.38})$$

где опытные величины A , D_1 , m выбираются из табл. 19;

$T_{\text{т}}$ — температура нагрева электрода током, °C;

¹ Выражения (IV.36) — (IV.38) даются здесь без обоснования и выводов. Подробнее см. работу [22].

Опытные величины A , D_1 , m для некоторых режимов сварки

Электрод		Род тока	$A, \frac{\text{мм}^2 \cdot ^\circ\text{C}}{\text{а}^2 \text{сек}}$	$D_1, ^\circ\text{C}$	$m, \frac{\text{мм}^2 \cdot ^\circ\text{C}}{\text{а}^2}$
Проволока	Покрытие				
Малоуглеродистая Св-08	Меловое	Постоянный	0,031	240	2,65
		Переменный	0,037	300	2,65
	ОММ-5, УОНИ-13 и др.	Постоянный	0,024	200	2,5
		Переменный	0,027	240	2,5

$T_{\text{пр}}$ — предельная температура, наступающая при бесконечно длительном протекании данного тока по электроду, $^\circ\text{C}$;

T_0 — начальная температура электрода (обычно равна температуре окружающей среды), $^\circ\text{C}$;

t — время протекания тока, по истечении которого определяется температура, сек;

j — плотность тока, $\text{а}/\text{мм}^2$;

d_1 — диаметр электродного стержня, мм.

Расчет температур нагрева по выражениям (IV.36)—(IV.38) производят в следующем порядке:

1) выбирают из таблиц постоянные A , D_1 , m ;

2) определяют $j = \frac{4I}{\pi d_1^2} \text{ а}/\text{мм}^2$;

3) находят $T_{\text{пр}}$ из выражения (IV.37) (значением T_0 задаются в условиях поставленной задачи);

4) определяют n из уравнения (IV.38).

Вычислить $T_{\text{т}}$ можно также с помощью номограммы (рис. 76), предложенной Н. Н. Рыкалинным. В последнем случае находят безразмерные критерии процесса:

$$\frac{T_{\text{пр}}}{D_1} = K_1; \quad nt = K_2.$$

Затем по K_1 и K_2 , пользуясь номограммой, определяют $K_3 = \frac{T_{\text{т}}}{D_1}$, откуда $T_{\text{т}} = K_3 D_1$.

Нагрев электрода сварочной дугой. Расчетную схему этого процесса можно представить так: тело — полубесконечный стержень, источник тепла — плоский подвижный постоянно действующий.

Распределение температуры $T(x)$ вблизи торца электрода, нагреваемого дугой, удовлетворительно описывает уравнение предельного состояния процесса нагрева стержня подвижным плоским источником. Так как электрод постоянно подается в дугу, то нагрев его будет соответствовать ветви температурной кривой, расположенной впереди движущейся дуги, т. е. $x > 0$. Для этих условий справедливо выражение

$$T(x) - T_{\text{т}} = (T_{\text{к}} - T_{\text{т}}) e^{-\frac{\omega x}{a}}, \quad (\text{IV.39})$$

где x — расстояние от торца электрода до участка, нагреваемого дугой, см;
 w — скорость плавления электрода (скорость подачи его в дугу), см/сек;
 T_{τ} — температура подогрева электродного стержня током, °C;
 T_k — температура нагреваемого дугой торца электрода, °C.
 Условно считаем T_k равной средней температуре капель (для стали $T_k = 2300 \div 2500$ °C).

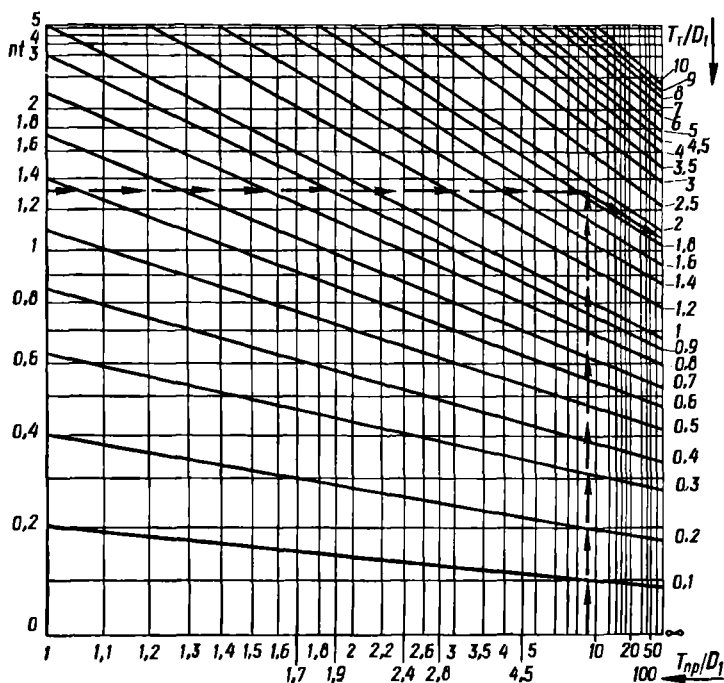


Рис. 76. Номограмма для расчета нагрева стальных электродов током.

Пример 6. Определить характер распределения температур у оплавленного торца электрода в начале горения дуги и к концу плавления, длящегося $t = 80$ сек, если $T_0 = 0$; $I = 310$ а; покрытие УОНИ-13; ток постоянный; $d_1 = 6$ мм. Длину огарка электрода к концу его плавления будем считать равной 50 мм. Длина расплавленной части $l = 450 - 50 = 400$ мм = 40 см. Средняя скорость расплавления электрода

$$w = \frac{40}{80} = 0,5 \text{ см/сек.}$$

Принимая $T_k = 2300$ °C; $a = 0,06$ см²/сек, найдем значения $T(x)$ в начале плавления из выражения (IV.39) для $x = 0,2$ см и $x = 0,5$ см. При этом будем иметь в виду, что в начальный момент $T_{\tau} = T_0 = 0$. Тогда

$$T(x) = 2300e^{-\frac{0,5x}{0,06}} = 2300e^{-8,3x};$$

$$T(0,2) = 2300e^{-8,3 \cdot 0,2} = 2300 \frac{1}{2,72^{1,66}} = 2300 \frac{1}{5,25} = 437^\circ \text{C};$$

$$T(0,5) = 0,5^\circ \text{C}.$$

К концу плавления начальная температура электрода T_0 повысится в результате нагревания его протекающим током. Значения T_T найдем из выражений (IV.36)–(IV.38).

Выбираем постоянные:

$$A = 2,4 \cdot 10^{-2} \text{ мм}^2 \cdot ^\circ \text{C}/(\text{а}^2 \cdot \text{сек});$$

$$D_1 = 200^\circ \text{C}; \quad m = 2,5 \text{ мм}^3 \cdot ^\circ \text{C}/\text{а}^2;$$

$$i = \frac{4I}{\pi d_1^2} = \frac{4 \cdot 310}{3,14 \cdot 6^2} \approx 11 \text{ а/мм}^2; \quad T_{\text{пр}} = 2,5 \cdot 6 \cdot 11^2 = 1815^\circ \text{C}.$$

Тогда

$$\frac{T_{\text{пр}}}{D_1} = \frac{1815}{200} \approx 9,1; \quad nt = \frac{2,4 \cdot 10^{-2}}{2,5 \cdot 6} (9,1 + 1) 80 \approx 1,3.$$

Из выражения (IV.36) находим, что $T_T = 370^\circ \text{C}$.

Можно, пользуясь номограммой рис. 76, для $\frac{T_{\text{пр}}}{D_1} = 9,1$ и $nt = 1,3$ найти

$$\frac{T_T}{D_1} \approx 1,85, \text{ откуда } T_T = 200 \cdot 1,85 = 370^\circ \text{C}.$$

Температуру стержня в конце плавления электрода с учетом подогрева определим по формуле (IV.39):

$$T(x) = (T_K - T_T) e^{-\frac{\omega x}{a}} + T_T = (2300 - 370) e^{-8,3x} + 370 = 1930e^{-8,3x} + 370;$$

$$T(0,2) = 1930 \cdot 2,718^{-8,3 \cdot 0,2} + 370 = 368 + 370 = 738^\circ \text{C};$$

$$T(0,5) = 1930 \cdot 2,718^{-4,15} + 370 = 371^\circ \text{C}.$$

Расплавление электрода. Тепло, вводимое дугой в электрод, составляет часть общего тепла дуги и расходуется на повышение теплосодержания металла электрода от начальной температуры до средней температуры капель.

Если обозначить количество тепла, вводимого дугой в металл электрода за единицу времени, q_3 , кал/сек, а полную тепловую мощность дуги $q = 0,24 UI$, то отношение $\frac{q_3}{q} = \eta_3$, где η_3 — коэффициент полезного действия нагрева электрода дугой. Тогда

$$q_3 = q\eta_3 = 0,24 IU\eta_3. \quad (\text{IV.40})$$

Это количество тепла расходуется на нагрев расплавленного за единицу времени электродного металла от температуры T_T до температуры капель T_K :

$$q_3 = \omega F \gamma (S_K - S_T) \text{ кал/сек}. \quad (\text{IV.41})$$

Здесь S_K — теплосодержание расплавленных капель электродного металла, кал/г;

S_T — теплосодержание электродного металла при начальной температуре T_T — температуре подогрева электродного стержня током, кал/г;

F — площадь поперечного сечения электродного стержня, см^2 ;

γ — плотность металла электрода, г/см^3 ;

ω — скорость плавления электрода, см/сек ;

$\omega F \gamma$ — вес металла электрода, расплавленного в 1 сек, г/сек .

Произведение $\omega F \gamma$ называют *мгновенной производительностью процесса расплавления* и обозначают g_p , г/сек .

Приравнивая правые части выражений (IV.40) и (IV.41), получим

$$g_p (S_k - S_T) = 0,24 IU \eta_a,$$

откуда

$$g_p = \frac{0,24 IU \eta_a}{S_k - S_T} \text{ г/сек.} \quad (\text{IV.42})$$

Для данного режима сварки мгновенная производительность процесса расплавления зависит от начального теплосодержания электродного металла S_T , т. е. от температуры подогрева. Чем выше температура подогрева T_T , тем больше S_T , меньше знаменатель выражения (IV.42) и выше производительность расплавления электрода. Поэтому в начале горения дуги, когда электродный стержень еще холодный, производительность расплавления и скорость его ω всегда ниже, чем к концу процесса, когда электрод нагревается протекающим по нему током. Среднюю производительность расплавления электрода легко определить опытным путем для участков определенной длины (50—100 мм).

Чтобы охарактеризовать свойства электродной проволоки и всего электрода, важно знать коэффициент расплавления α_p , $\text{г}/(\text{а} \cdot \text{ч})$. Коэффициентом расплавления называют количество расплавляемого электродного металла, приходящееся на 1 а в единицу времени:

$$\alpha_p = \frac{g_p}{I} \text{ г/сек} \cdot \text{а} = 3600 \frac{g_p}{I} \text{ г}/(\text{а} \cdot \text{ч}). \quad (\text{IV.43})$$

Подставим сюда значение g_p из выражения (IV.42):

$$\alpha_p = 3600 \frac{0,24 IU \eta_a}{I (S_k - S_T)};$$
$$\alpha_p = \frac{864 U \eta_a}{S_k - S_T}. \quad (\text{IV.44})$$

Для ручной электродуговой сварки в зависимости от марки применяемых электродов коэффициент расплавления $\alpha_p = 8 \div 12 \text{ г}/(\text{а} \cdot \text{ч})$. Для автоматической сварки $\alpha_p = 12 \div 24 \text{ г}/(\text{а} \cdot \text{ч})$.

Непостоянство α_p в процессе горения электрода при ручной сварке может привести к неравномерности размеров валика. Оно оценивается коэффициентом неравномерности ξ , который представляет собой отношение производительности расплавления g_{max} в конце горения электрода к начальной производительности g_0 . Если параметры

режима сварки и к. п. д. нагрева электрода дугой считать постоянными в течение всего периода горения, то

$$\xi = \frac{\frac{0,24 IU_{\eta_3}}{S_k - S_l}}{\frac{0,24 IU_{\eta_3}}{S_k - S_0}} = \frac{S_k - S_0}{S_k - S_l}. \quad (\text{IV.45})$$

Практически длину электрода и плотность тока выбирают такими, чтобы коэффициент неравномерности $\xi \leq 1,3$. При слишком высоких плотностях тока и большой длине электродов неравномерность их расплавления может стать значительной, что ухудшит качество сварки. Кроме того, при нагреве электрода выше 600°C разрушается электродное покрытие и возможно насыщение металла электрода кислородом и азотом воздуха еще до расплавления его дугой. В результате резко снижается качество металла шва. Таким образом, чрезмерный предварительный подогрев электродного стержня током ограничивает величину силы тока для данного диаметра электрода и препятствует дальнейшему повышению производительности сварки.

Нагрев электродной проволоки током и дугой при автоматической сварке. Особенностью автоматической сварки по сравнению с ручной является то, что при ней ток к электродной проволоке подводится с помощью скользящего контакта на небольшом от дуги расстоянии. Т. е. по всей длине стержня, как при ручной сварке электродами, ток не проходит, что дает возможность значительно повысить его плотность. При этом производительность расплавления электродной проволоки возрастает в несколько раз.

При автоматической сварке, как и при ручной, нагрев электродной проволоки осуществляется за счет протекающего по нему тока и теплового воздействия дуги. Каждый элемент проволоки, подающийся в дугу со скоростью w , см/сек, нагревается током на пути от токоподвода до дуги. В непосредственной близости к дуге проволока нагревается также ее теплом. Общее температурное поле нагрева по длине вылета электродной проволоки может быть построено как сумма температур, возникающих от действия двух источников тепла.

Если в некоторый произвольный момент времени рассмотреть тепловое состояние бесконечно малых участков 1, 2, 3 электродной проволоки (рис. 77), расположенных на расстояниях x_1, x_2, x_3 от начала координат, совмещенного с дугой, то станет очевидным, что элемент 1 нагревался током в течение времени $t_1 = \frac{l - x_1}{w}$, элемент 2 — в течение времени $t_2 = \frac{l - x_2}{w}$, элемент 3 — в течение $t_3 = \frac{l - x_3}{w}$ и т. д. Максимальное время нагрева $t_{\text{max}} = \frac{l}{w}$.

Если пренебречь теплоотдачей с поверхности электрода и теплопроводностью, то температуру участка электродной проволоки

$T_r(x)$ можно считать приблизительно пропорциональной времени нагрева. Поэтому характер распределения температуры по длине вылета электрода в результате нагрева током выражается линией, близкой к прямой.

Для определения температур нагрева электродной проволоки иногда используют приближенный метод расчета нагрева электродов при ручной сварке с учетом времени, в течение которого нагревается данный элемент. Это возможно потому, что в обоих случаях приняты одинаковые расчетные предпосылки:

1) выделенный бесконечно малый элементарный объем нагревается током по одному и тому же закону;

2) элементарный объем отдает тепло с боковой поверхности,

3) передача тепла вдоль стержня за счет теплопроводности принята равной нулю.

Температура нагрева электродной проволоки дугой. При автоматической сварке нагрев электродной проволоки дугой в области, прилегающей к оплавляемому торцу, описывается тем же уравнением, что и для ручной сварки. Разница лишь в том, что при ручной сварке температура подогрева T_r постоянна по всей длине электрода, а при автоматической сварке зависит от x . Таким образом,

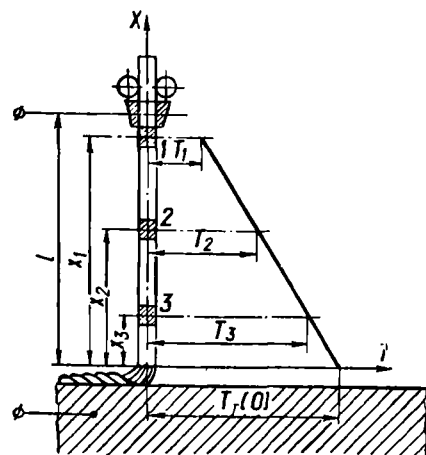


Рис. 77. К расчету нагрева электродной проволоки протекающим по ней током при автоматической сварке.

ручной сварки. Разница лишь в том, что при ручной сварке температура подогрева T_r постоянна по всей длине электрода, а при автоматической сварке зависит от x . Таким образом,

$$T_d(x) = [T_k - T_r(0)] e^{-\frac{\omega x}{a}}, \quad (\text{IV.46})$$

а полная температура вылета проволоки вблизи оплавляемого конца от нагрева током и дугой

$$T_z(x) = T_r(x) + T_d(x). \quad (\text{IV.47})$$

В выражениях (IV.46) и (IV.47) приняты такие обозначения:

$T_d(x)$ — температура нагрева проволоки дугой в зависимости от x ;
 $T_r(x)$ — температура нагрева проволоки током в зависимости от x ;
 $T_r(0)$ — температура нагрева проволоки током на оплавляемом торце, где расположено начало координат $x = 0$.

При автоматической и полуавтоматической сварке можно значительно повышать производительность расплавления электрода путем предварительного подогрева его на увеличенной длине вылета протекающим сварочным током либо электрическим током от-

дельного источника. Этим достигается повышение теплосодержания S_T электродного металла к моменту нагрева и расплавления его дугой, что, в свою очередь, повышает g_p согласно выражению (IV.42).

§ 31. НАГРЕВ И ПРОПЛАВЛЕНИЕ ОСНОВНОГО МЕТАЛЛА СВАРОЧНОЙ ДУГОЙ

Сварочная ванна. В процессе горения и перемещения дуги под ней образуется жидкая сварочная ванна. Основной металл расплавляется в передней части ванны и отбрасывается к задней ее части.

По форме сварочной ванны можно судить о форме изотермической поверхности, соответствующей температуре $T_{пл}$ плавления основного металла. Очертания ванны на поверхности изделия также представляют собой изотерму $T_{пл}$. Параметрами ванны являются её длина L , ширина B и глубина H (рис. 78). Величина и соотношение этих параметров зависят от многих причин: от режима сварки, состава атмосферы дуги, состава и свойств основного металла, от положения шва в пространстве и т. д. По форме ванны, образованной в нижнем положении, различают два вида сварочных дуг:

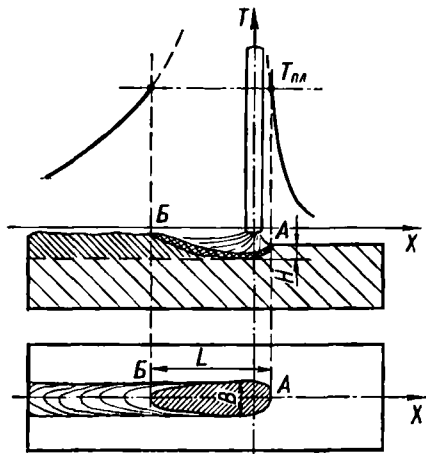


Рис. 78. Основные параметры сварочной ванны.

1) поверхностная дуга — кратер неглубокий, под пятном дуги значительный слой жидкого металла;

2) погруженная дуга — кратер глубокий, жидкий металл отеснен к заднему концу ванны, дуга погружена в основной металл, эффективно оплавляет переднюю кромку ванны и ее обнаженное дно.

В зависимости от требований технологии могут применяться оба вида сварочных дуг.

Длина ванны расплавленного металла проще всего определяется из уравнений, связывающих между собой температуру, время и координаты точек тела. Например, при наплавке валика на массивное тело мощной быстро движущейся дугой температурное поле описывается уравнением

$$T(R, t) = \frac{q_u}{2\pi\lambda u} e^{-\frac{R^2}{4at}}; \quad R^2 = y^2 + z^2.$$

Так как нас интересует только максимальная длина ванны на поверхности изделия, т. е. расстояние между точками A и B (рис. 78), лежащими на оси X , то положим $R = 0$. Тогда

$$T(0, t) = \frac{q_u}{2\pi\lambda t\nu}.$$

Определим время $t_{\text{ж}}$ пребывания в жидком состоянии каждого элемента, лежащего на оси X , т. е. $t_{\text{ж}}$ — время прохождения дуги от B до A . Поскольку в точках B и A температура $T = T_{\text{пл}}$, то, подставив $T_{\text{пл}}$ в предыдущее уравнение, получим

$$T_{\text{пл}} = \frac{q_u}{2\pi\lambda\nu t_{\text{ж}}} \text{ } ^\circ\text{C}, \quad (\text{IV.48})$$

откуда

$$t_{\text{ж}} = \frac{q_u}{2\pi\lambda\nu T_{\text{пл}}} \text{ сек},$$

или, заменяя $P_1 = \frac{1}{2\pi\lambda\nu T_{\text{пл}}}$, будем иметь

$$t_{\text{ж}} = P_1 \frac{q_u}{\nu}, \quad (\text{IV.49})$$

т. е. время пребывания в жидком состоянии каждого элемента, лежащего на оси шва, пропорционально погонной энергии.

Зная $t_{\text{ж}}$ и скорость ν сварки, найдем длину L ванны:

$$L = \nu t_{\text{ж}} = \frac{q_u \nu}{2\pi\lambda T_{\text{пл}} \nu} = \frac{0,24 IU \eta_u}{2\pi\lambda T_{\text{пл}}}. \quad (\text{IV.50})$$

Полагая

$$\frac{0,24 \eta_u}{2\pi\lambda T_{\text{пл}}} = P_2,$$

получим

$$L = P_2 IU,$$

т. е. длина сварочной ванны при наплавке валика на массивное тело пропорциональна мощности дуги. Такая зависимость сохраняется и для наплавки валиков на стальные листы.

Пример 7. Определить длины сварочных ванн при наплавке валика на массивное тело из меди, алюминия, малоуглеродистой и аустенитной сталей. Наплавка ведется на одинаковом режиме: $I = 700$ а, $U = 35$ в, $\eta_u = 0,7$.

Таблица 20

Средние значения $T_{\text{пл}}$ и λ для некоторых металлов

Материал	$T_{\text{пл}}, \text{ } ^\circ\text{C}$	$\lambda, \text{ кал/(см} \cdot \text{сек} \cdot \text{ } ^\circ\text{C)}$
Сталь малоуглеродистая	1500	0,09
» аустенитная	1500	0,06
Медь	1100	0,9
Алюминий	650	0,65

Средние значения теплопроводностей λ и температур плавления $T_{пл}$, принятые для расчета, приведены в табл. 20.

Используя формулу (IV.50) и данные табл. 20, получим

$$q_u = 0,24IU_{\eta_u} = 0,24 \cdot 700 \cdot 35 \cdot 0,7 \approx 4100 \text{ кал/сек};$$

$$L_{\text{меди}} = \frac{4100}{2 \cdot 3,14 \cdot 0,9 \cdot 1100} \approx 0,66 \text{ см};$$

$$L_{\text{алюм}} = \frac{4100}{2 \cdot 3,14 \cdot 0,65 \cdot 650} \approx 1,54 \text{ см},$$

$$L_{\text{малоугл}} = \frac{4100}{2 \cdot 3,14 \cdot 0,09 \cdot 1500} = 4,9 \text{ см};$$

$$L_{\text{ауст}} = \frac{4100}{2 \cdot 3,14 \cdot 0,06 \cdot 1500} \approx 7,25 \text{ см}.$$

Эти значения ориентировочные, так как здесь не учитывалось изменение η_u .

Тепловая эффективность процесса проплавления. Сварочный шов или наплавленный валик представляет собой сплав основного и электродного металлов. Соотношение этих металлов может характеризоваться площадями наплавки F_n и проплавления $F_{пр}$ (рис. 79).

Зона расплавления основного металла оценивается тремя показателями:

H/B — относительной глубиной проплавления;

$F_{пр}/HB$ — коэффициентом полноты;

$F_{пр}/F_n$ — коэффициентом площадей.

На проплавление основного металла расходуется только часть тепла дуги. Тепло, затраченное дугой на проплавление основного металла в единицу времени, или тепловую мощность, затрачиваемую дугой на проплавление, можно подсчитать, зная объем проплавленного за единицу времени металла $V = F_{пр}v$, его плотность γ и теплосодержание $S_{пл}$, кал/г, металла, соответствующее температуре плавления. Тогда

$$q_{пр} = F_{пр}vS_{пл}\gamma \text{ кал/сек.} \quad (\text{IV.51})$$

Отношение тепловой мощности, затрачиваемой на проплавление, к полной тепловой мощности дуги называют *полным тепловым коэффициентом полезного действия* $\eta_{пр}$:

$$\eta_{пр} = \frac{q_{пр}}{q} = \frac{F_{пр}v\gamma S_{пл}}{0,24UI}. \quad (\text{IV.52})$$

Процесс расплавления основного металла можно разделить на две стадии:

1) нагрев основного металла за счет тепла дуги; при этом в металл идет не все тепло дуги, а лишь та его часть, которую оценивают эффективным к. п. д. η_u ;

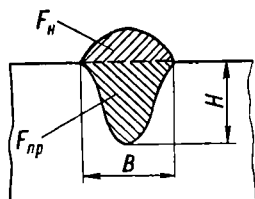


Рис. 79. Геометрические параметры сечения сварного шва

2) проплавление основного металла; при этом расходуется не все тепло, переданное дугой металлу, а лишь его часть, оцениваемая *термическим к. п. д.*

$$\eta_T = \frac{q_{пр}}{q_u}.$$

Очевидно, полный тепловой к. п. д. равен произведению эффективного и термического коэффициентов полезного действия:

$$\eta_{пр} = \frac{q_{пр}}{q_u} \cdot \frac{q_u}{q}; \quad \eta_{пр} = \eta_u \eta_T. \quad (IV.53)$$

Термический к. п. д. процесса проплавления зависит от целого ряда факторов: от мощности источника тепла, скорости сварки, углубленности дуги, размеров изделия. Величину термического к. п. д. определяют расчетным путем для отдельных случаев наплавки или сварки.

Так, при наплавке валика на массивное изделие мощной быстро движущейся дугой коэффициент η_T можно найти из выражения (IV.35) на основании следующих рассуждений. Выражение (IV.35) связывает максимальную температуру нагрева $T_{max}(R_x)$ с тепловой мощностью дуги q_u :

$$T_{max}(R_x) = \frac{0,368 q_u}{\frac{\pi R_x^2}{2} v \gamma}.$$

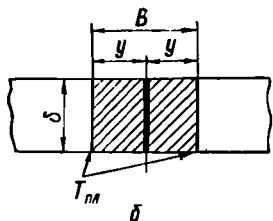
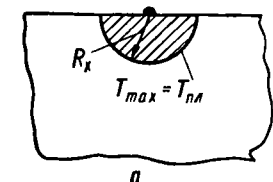


Рис. 80. К выводу термического к. п. д. процесса проплавления.

$\frac{\pi R_x^2}{2} v$ представляет собой полуцилиндрической формы объем металла, нагреваемый за 1 сек, ограниченный изотермической поверхностью T_{max} (рис. 80, а) и плоскостью, на которую наплавляется валик. Этот объем нагрет выше температуры $T_{max}(R_x)$. Объем проплавленного дугой металла также представляет собой полуцилиндр, ограниченный изотермической поверхностью, но только с температурой плавления $T_{пл}$.

Поскольку уравнение (IV.35) действительно для любого значения R_x , мы имеем право подставить вместо R_x глубину H проплавления. При этом $T_{max}(H)$ будет равна $T_{пл}$; тогда выражение (IV.35) преобразуется так:

$$\frac{\pi H^2}{2} v \gamma T_{пл} = 0,368 q_u.$$

В левой части равенства оказалось количество тепла, нужное для проплавления основного металла в единицу времени, — тепловая мощность проплавления $q_{пр}$. Значит,

$$q_{пр} = 0,368 q_u$$

$$\eta_T = \frac{q_{пр}}{q_u} = 0,368.$$

Аналогично можно произвести теоретический расчет к. п. д. проплавления для случая односторонней сварки пластин в стык мощной быстро движущейся дугой (рис. 80, б). Воспользовавшись уравнением (IV.33) и положив, что теплоотдача с поверхности отсутствует, т. е. $b = 0$, запишем

$$T_{\max}(y) = \sqrt{\frac{2}{\pi e}} \cdot \frac{q_u}{v c \gamma \delta 2y}.$$

Подставив в него $B = 2y$ (рис. 80, б); $T_{\max}(y) = T_{пл}$, будем иметь

$$q_{пр} = v \delta B c \gamma T_{пл} = q_u \sqrt{\frac{2}{\pi e}},$$

откуда

$$\eta_T = \frac{q_{пр}}{q_u} = \frac{v \delta B c \gamma T_{пл}}{q_u} = \sqrt{\frac{2}{\pi e}} \approx 0,484.$$

Оба значения η , соответствуют принятой нами расчетной схеме для быстро движущихся дуг, согласно которой тепло распространяется только перпендикулярно к оси шва. Так как не учитывались потери тепла в результате теплопроводности вдоль шва и теплоотдачи с поверхности, определенные значения максимальны. При меньших скоростях дуги значения η_T будут ниже.

Для определения η_T при сварке и наплавке дугами, движущимися с произвольной скоростью, пользуются номограммами рис. 81, 82 [22]. На рис. 81 η_T при наплавке валика на массивное тело представлен в зависимости от безразмерного критерия

$$\epsilon_3 = \frac{q_u v}{a^2 S'_{пл}},$$

где для малоуглеродистой стали обычно принимают

$$a = 0,08 \text{ см}^2/\text{сек}; S'_{пл} = 2500 \text{ кал}/\text{см}^3.$$

Термический к. п. д. для сварки тонких листов в стык представлен на рис. 82 в зависимости от безразмерного критерия

$$\epsilon_2 = \frac{q_u}{a \delta S'_{пл}}.$$

Номограммы учитывают уширение валика или углубление дуги, т. е. H/B — относительную глубину проплавления. На графике представлены кривые для различных отношений H/B в пределах 0,1—2,5, что в основном охватывает все случаи, встречающиеся на практике.

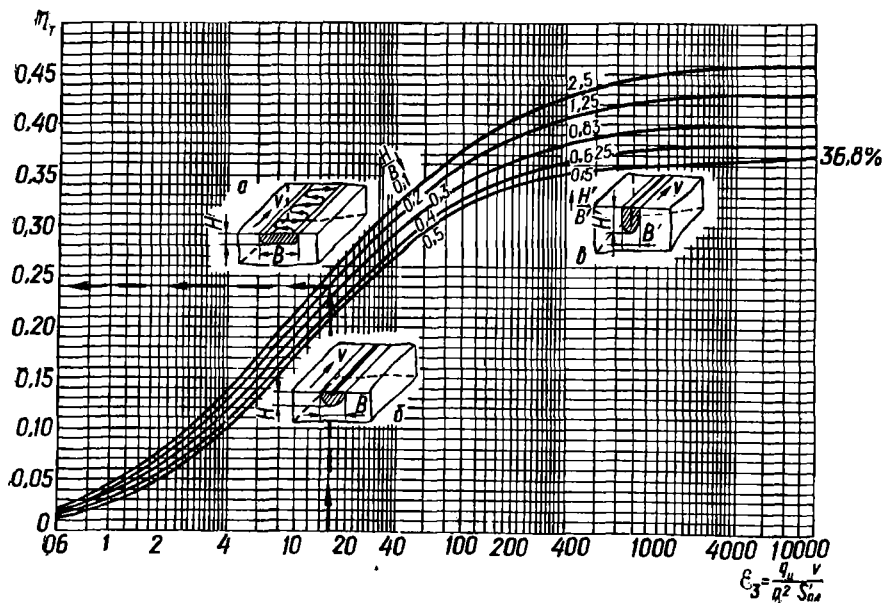


Рис. 81. Номограмма для определения термического к. п. д. при наплавке валика на массивное тело ($H/B=0,1 \div 2,5$) и уширенной (а) зоне проплавления ($H/B < 0,5$), полукруглой (б) зоне ($H/B = 0,5$) и углубленной (в) зоне ($H/B > 0,5$).

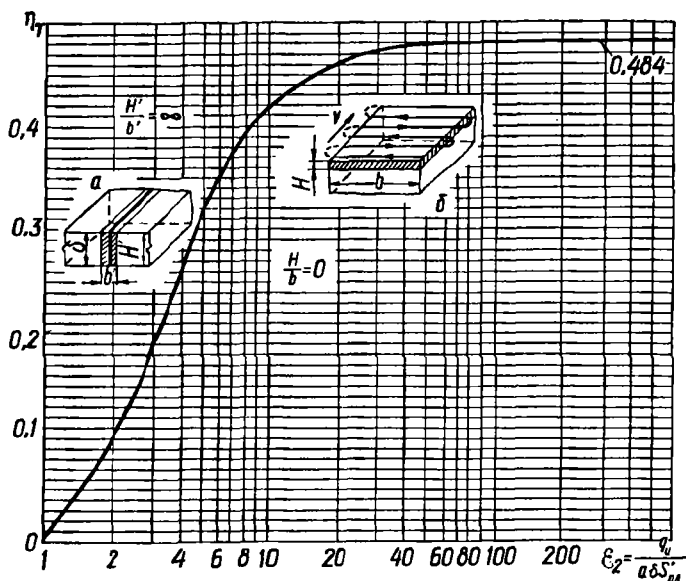


Рис. 82. Номограмма для определения термического к. п. д. при сварке тонких листов в стык ($H/B = 0,1 \div 2,5$).

Пример 8. Сопоставить значения η_T , рассчитанные по режиму сварки, с η_T , определенными из опыта по размерам зоны проплавления, если наплавка валика на толстый лист производилась постоянным током при следующих параметрах режима: $I = 370$ а; $U = 25$ в; электрод $d = 6$ мм; обмазка меловая; $v = 0,162$ см/сек. Непосредственными замерами на шлифе найдены площадь проплавления $F_{пр} = 0,97$ см²; ширина зоны проплавления $B = 1,95$ см; глубина зоны проплавления $H = 0,4$ см

Чтобы определить η_T по режиму, воспользуемся номограммой рис. 81. Для этого нужно вычислить безразмерный критерий ϵ_3 .

Как уже указывалось, для малоуглеродистой стали можно считать $a = 0,08$ см²/сек; $S'_{пл} = 2500$ кал/см³. Примем $\eta_{и} = 0,75$; найдем $q_{и} = 0,24 \times \times 370 \cdot 25 \cdot 0,75 \approx 1660$ кал/сек Тогда

$$\epsilon_3 = \frac{1660 \cdot 0,162}{0,08^2 \cdot 2500} \approx 16,8,$$

а

$$\frac{H}{B} = \frac{4}{19,5} \approx 0,2.$$

По номограмме рис. 81 находим η_T , соответствующий $\epsilon_3 = 16,8$ и $\frac{H}{B} = 0,2$:

$$\eta_T \approx 0,24.$$

Для определения η_T по размерам зоны проплавления используем выражение

$$q_{пр} = F_{пр} v \gamma T_{пл} = q_{и} \eta_T.$$

Отсюда

$$\eta_T = \frac{F_{пр} v \gamma T_{пл}}{q_{и}} = \frac{F_{пр} v S'_{пл}}{q_{и}};$$

$$\eta_T = \frac{0,97 \cdot 0,162 \cdot 2500}{1660} \approx 0,240.$$

Как видно из приведенного примера, можно пользоваться обоими методами определения η_T , так как они дают близкие результаты.

К. п. д. процесса проплавления $\eta_{пр}$ найдем с учетом выражения (IV.53):

$$\eta_{пр} = \eta_{и} \eta_T = 0,75 \cdot 0,240 = 0,180.$$

Производительность процессов наплавки и проплавления. При дуговой сварке или наплавке одновременно происходит проплавление основного металла и расплавление электрода. Вызываются эти процессы двумя различными источниками тепла — анодным и катодным пятнами дуги, первое из которых при прямой полярности лежит на изделии, а второе — на электроде.

Распределение тепла дуги между ее полюсами (электродом и изделием) неодинаково и зависит от ряда факторов: материала полюсов, химического состава и свойств электродных покрытий и флюсов, рода тока, его полярности и т. д. С точки зрения требований технологии было бы очень выгодно регулировать это распределение: при наплавке, например, целесообразно увеличить долю тепла, расходуемого на расплавление электрода. Однако в условиях электродуговой сварки возможности перераспределения тепла между электродом и изделием весьма ограничены. Производительность

сварки или наплавки определяется характеристиками обоих процессов и может быть повышена за счет увеличения их производительности.

Производительность процесса дуговой сварки оценивается суммой весов наплавленного и проплавленного металла в единицу времени:

$$G = g_n + g_{пр} \text{ г/сек.}$$

Очевидно, что

$$g_n = \gamma v F_n; \quad g_{пр} = \gamma v F_{пр}. \quad (IV.54)$$

Производительность наплавки g_n зависит от производительности расплавления g_p и коэффициента потерь ψ :

$$g_n = g_p (1 - \psi). \quad (IV.55)$$

Экспериментально установленные значения ψ таковы:

для автоматической сварки $\psi = 0,01 \div 0,02$;
 » ручной » $\psi = 0,05 \div 0,2$.

Удельная производительность наплавки и расплавления оценивается коэффициентами $\alpha_p \text{ г/(а} \cdot \text{ч)}$; $\alpha_n \text{ г/(а} \cdot \text{ч)}$:

$$\alpha_p = 3600 \frac{g_p}{I}; \quad \alpha_n = 3600 \frac{g_n}{I}. \quad (IV.56)$$

Эти коэффициенты характеризуют эффективность использования тока при расплавлении металла и наплавке.

Из уравнений (IV.54), (IV.55) легко найти выражения для площадей наплавки и проплавления в зависимости от режима сварки:

$$F_n = \frac{g_n}{\gamma v} = \frac{g_p (1 - \psi)}{\gamma v}.$$

Поскольку

$$g_p = \frac{\alpha_p I}{3600},$$

то

$$F_n = \frac{\alpha_p I}{3600} \cdot \frac{1 - \psi}{\gamma v}. \quad (IV.57)$$

С учетом того, что $I = \frac{q_u}{0,24 U_{\gamma u}}$, получим

$$F_n = \frac{(1 - \psi) \alpha_p q_u}{3600 \gamma \cdot 0,24 U v \gamma_u}.$$

Если считать постоянным

$$\frac{(1 - \psi) \alpha_p}{3600 \gamma \cdot 0,24 U \gamma_u} = m_1,$$

то

$$F_n = m_1 \frac{q_u}{v}, \quad (IV.58)$$

т. е. площадь поперечного сечения наплавки прямо пропорциональна эффективной погонной энергии.

Площадь зоны проплавления рассчитываем аналогично:

$$\eta_{\text{пр}} = \frac{q_{\text{пр}}}{q} = \frac{v f_{\text{пр}} \gamma S_{\text{пл}}}{0,24 I U},$$

откуда

$$F_{\text{пр}} = \frac{0,24 I U \gamma_{\text{пр}}}{v \gamma S_{\text{пл}}} = \frac{q_u \eta_T}{v \gamma S_{\text{пл}}}.$$

Здесь использовано соотношение $\eta_{\text{пр}} = \eta_u \eta_T$.

Обозначив $\frac{1}{\gamma S_{\text{пл}}} = m_2$, получим

$$F_{\text{пр}} = m_2 \eta_T \frac{q_u}{v}, \quad (\text{IV.59})$$

т. е. площадь поперечного сечения проплавленной зоны пропорциональна эффективной погонной энергии и термическому к. п. д.

На основании анализа уравнения (IV.59) можно сделать некоторые практические рекомендации:

1. При постоянной эффективной погонной энергии $\frac{q_u}{v} = \text{const}$ термический к. п. д. η_T возрастает с ростом q_u и v . Это означает, что площадь проплавления $F_{\text{пр}}$ увеличивается при высоких токах и скоростях сварки.

2. Для увеличения площади проплавления основного металла нужно увеличить эффективную погонную энергию.

В условиях производства основной показатель производительности — скорость сварки v , тогда как площади проплавления и наплавки чаще всего — конструктивно заданные постоянные величины. Проектом обычно задаются расчетные сечения катетов швов, глубина проплавления и т. п., поэтому повышение производительности сварки во многих случаях достигается только за счет увеличения скорости.

Для изучения возможности повышения скорости сварки рассмотрим два типа швов:

1) швы типа А (рис. 83, а), образуемые преимущественно наплавленным металлом, для которых $\frac{F_{\text{пр}}}{F_{\text{н}}} \rightarrow 0$. К ним относятся швы с разделкой кромок, угловые швы с малым проплавлением основного металла и др.;

2) швы типа Б (рис. 83, б), образованные главным образом за счет проплавления основного металла. Для этих швов $\frac{F_{\text{пр}}}{F_{\text{н}}} \rightarrow \infty$.

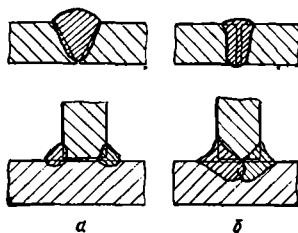


Рис. 83. Типы сварочных швов.

Сюда относятся стыковые швы без разделки кромок, угловые с проплавлением и др.

Важно установить, от каких параметров зависит скорость сварки в швах А и Б.

Для швов типа А производительность наплавки $q_n = F_n \gamma v$, но так как из уравнения (IV.56)

$$q_n = \alpha_n \frac{l}{3600}, \text{ то } F_n \gamma v = \frac{\alpha_n l}{3600},$$

откуда

$$v = \frac{\alpha_n l}{F_n \gamma 3600} \text{ см/сек.} \quad (\text{IV.60})$$

При заданном сечении шва $F_n = \text{const}$ скорость сварки v растет с увеличением коэффициента наплавки α_n и значения l . Следовательно, для данных швов возможны два пути повышения скорости сварки:

1) увеличение коэффициента наплавки α_n за счет лучшего использования тепла дуги или введения дополнительного металла, например, железного порошка, в покрытие электродов;

2) рост максимально допустимой плотности тока, а значит и величины общего допустимого тока, для данного диаметра электрода.

Совершенствование ручной и автоматической дуговой сварки идет по этим двум направлениям. Достигнутые на практике параметры режимов сварки приведены в табл. 21.

Для швов типа Б основным технологическим требованием является обеспечение заданной глубины проплавления H (см. рис. 79):

$$F_{\text{пр}} = HB\mu,$$

где μ — коэффициент полноты;

Таблица 21

Достигнутые на практике параметры режимов сварки

Вид сварки	Марка электрода	Род тока, полярность	Диаметр электрода, мм	$I_{\text{max}}, \text{а}$	$I_{\text{max}}, \text{а/мм}^2$	$\alpha_p, \text{г/(а} \cdot \text{ч)}$	$\alpha_n, \text{г/(а} \cdot \text{ч)}$	$\alpha_n', \text{кг/ч}$
Ручная	Меловой	Переменный	5	192	9,6	9	6	1,15
		Постоянный обратной полярности	5	177	8,8	7	6	1,06
	ОММ-5 УОНИ-13	Переменный	5	224	11,2	9	7,5	1,68
		Постоянный обратной полярности	5	230	11,5	9,5	9	2,06
	ЦМ-7С	Переменный	5	280	14	12,5	11	3,08
Автоматическая	Проволока Св-08	Переменный	5	1000	50	13—23	13—21	15—18

или

$$F_{\text{пр}} = \frac{\mu H^2}{H/B}.$$

С другой стороны по уравнению (IV.59)

$$F_{\text{пр}} = \frac{0,24IU\eta_{\text{пр}}}{v\gamma S_{\text{пл}}}.$$

Приравниваем правые части обоих выражений:

$$\frac{\mu H^2}{H/B} = \frac{0,24IU\eta_{\text{пр}}}{v\gamma S_{\text{пл}}},$$

откуда

$$v = \frac{0,24IU}{\mu H^2 \gamma S_{\text{пл}}} \cdot \frac{H}{B} \eta_{\text{пр}}. \quad (\text{IV.61})$$

При заданной глубине провара H , например при односторонней сварке листов в стык с полным проплавлением, можно записать

$$\frac{1}{\mu H^2 \gamma S_{\text{пл}}} = m_3.$$

Тогда

$$v = m_3 \frac{H}{B} \eta_{\text{пр}}. \quad (\text{IV.62})$$

Поскольку $\eta_{\text{пр}} = \eta_{\text{и}} \eta_{\text{т}}$, то

$$v = m_3 \frac{H}{B} \eta_{\text{т}} q_{\text{и}}. \quad (\text{IV.62 a})$$

Итак, для повышения скорости сварки швов типа Б нужно:

- 1) применять методы сварки, допускающие большие токи и напряжения, и выбирать электроды, отвечающие этим условиям;
- 2) использовать методы или технику сварки, обеспечивающие максимальные значения относительной глубины проплавления.

Перечисленные требования хорошо выполняются при автоматической электродуговой сварке под флюсом.

Термический цикл основного металла при сварке. В результате теплового воздействия дуги металл изделия в точках на самом шве или вблизи него претерпевает нагрев и охлаждение. Характер нагрева и охлаждения разных точек различен и зависит от их расположения. Каждый участок металла подвергается особой термической обработке, в результате которой меняется его структура. Совокупность участков основного металла, в которых в результате воздействия источника тепла изменилась структура или свойства, называют *зоной термического влияния*. Иногда термическое воздействие сварки мало отражается на свойствах сварного изделия, но чаще ухудшает свойства околошовной зоны.

Для оценки характера влияния сварки на свойства сварного соединения важно установить характер термических циклов точек и влияние этих циклов на структуру и свойства металла.

В условиях обычной термообработки такие задачи решаются сравнительно легко. Режимы нагрева и охлаждения здесь можно выбирать на основе теоретических и практических данных. При сварке задача гораздо сложнее, так как регулирование термических циклов возможно только в ограниченных пределах, путем изменения режимов при условии обеспечения хорошего формирования швов, необходимой производительности и других требований.

К структуре зоны термического влияния, а следовательно и к термическим циклам нагрева и охлаждения при сварке, предъявляются различные требования, которые зависят и от материала и от условий эксплуатации изделия. В результате несоблюдения необходимых режимов структура шва и зоны влияния может значительно ухудшиться, что приведет к снижению качества сварных соединений. Так, в малоуглеродистой стали существенного изменения свойств у зоны термического влияния обычно не происходит. Низколегированные и углеродистые конструкционные стали в результате слишком быстрого охлаждения и подкалки иногда значительно снижают пластичность. В закаленных сталях (перлитного и мартенситного класса) при излишне замедленном охлаждении может произойти отпуск зоны термического влияния. Длительный нагрев высоколегированных хромистых сталей ферритного класса приводит к укрупнению их зерна, снижению пластических свойств и коррозионной стойкости. Хромоникелевые стали аустенитного класса нельзя длительное время перегревать выше температуры распада аустенита, так как при этом нарушается однородность аустенитной структуры и теряется коррозионная стойкость.

Структурные изменения в зоне термического влияния углеродистых и низколегированных сталей. При нагреве стали выше температуры $A_{с3}$ и последующем охлаждении характер образующихся структур определяется степенью переохлаждения аустенита. При небольшом переохлаждении (когда распад аустенита наблюдается вблизи температуры $A_{с1}$) продуктом распада будет достаточно равновесная структура — перлит. С увеличением степени переохлаждения может образовываться сорбит, далее — троостит, и, наконец, в результате бездиффузионного превращения образуется мартенсит. Таким образом, структура зоны влияния для данной стали зависит от:

- 1) максимальной температуры нагрева для данного участка;
- 2) скорости охлаждения в интервале температур наименьшей устойчивости аустенита;
- 3) длительности нагрева выше температуры интенсивного роста зерен аустенита ($A_{с3} + 100^\circ\text{C}$).

Теория распространения тепла позволяет рассчитывать и скорость охлаждения и длительность нагрева в зависимости от режима сварки.

Мгновенная скорость охлаждения при данной температуре. Так как скорость охлаждения есть производная от температуры по времени: $\omega = \frac{dT}{dt}$, то, чтобы решить поставленную задачу, достаточно

продифференцировать выражение для температуры. Например, для автоматической дуговой наплавки валика на массивную деталь с учетом начальной температуры T_0 скорость охлаждения находим, дифференцируя уравнение (IV.29):

$$T(R, t) - T_0 = \frac{q_u}{2\pi\lambda vt} e^{-\frac{R^2}{4at}}. \quad (\text{IV.63})$$

Поскольку скорости охлаждения для точек вблизи шва почти такие же, как и на его оси, где $R = 0$, расчет будем вести при $R = 0$. Дифференцируя выражение

$$T(0, t) - T_0 = \frac{q_u}{2\pi\lambda vt}, \quad (\text{IV.63a})$$

получим

$$\frac{dT(0, t)}{dt} = -\frac{q_u}{2\pi\lambda vt^2} = w. \quad (\text{IV.64})$$

Уравнение (IV.64) можно решать двумя способами — алгебраическим или графическим. Чтобы алгебраически определить скорость охлаждения через температуру, нужно совместно решить уравнения (IV.63a) и (IV.64). Для этого выразим $\frac{1}{t}$ через величины, входящие в уравнение (IV.63a), и подставим полученное значение в выражение (IV.64):

$$\begin{aligned} \frac{1}{t} &= \frac{2\pi\lambda v [T(0, t) - T_0]}{q_u}; \\ \frac{dT(0, t)}{dt} &= -\frac{q_u}{2\pi\lambda v} \cdot \frac{(2\pi\lambda v)^2 [T(0, t) - T_0]^2}{q_u^2}; \\ w &= \frac{dT(0, t)}{dt} = -\frac{2\pi\lambda v [T(0, t) - T_0]^2}{q_u}. \end{aligned} \quad (\text{IV.65})$$

Графически мгновенную скорость охлаждения при данной температуре определяют в таком порядке:

- 1) строят температурную кривую $T(0, t)$ при $T_0 = 0$, задаваясь произвольными значениями t (рис. 84);
- 2) производную

$$w = \frac{dT(0, t)}{dt}$$

можно строить путем проведения касательных к различным точкам и замера углов $\alpha_1; \alpha_2; \dots$;

- 3) для заданной температуры T определяют w , как показано на рис. 84.

На основе аналогичных рассуждений выведем выражение для мгновенной скорости охлаждения при автоматической сварке

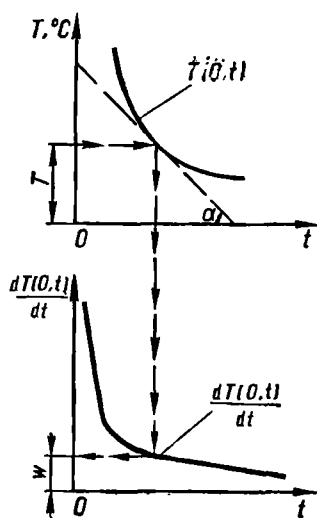


Рис. 84. К графическому определению мгновенной скорости охлаждения.

листов толщиной δ с полным проплавлением. Воспользовавшись видеоизмененным уравнением (IV.30)

$$T(y, t) - T_0 = \frac{q_u}{v\delta \sqrt{4\pi\lambda c\gamma t}} e^{-\frac{y^2}{4at}},$$

при $y = 0$ получим

$$T(0, t) - T_0 = \frac{q_u}{v\delta \sqrt{4\pi\lambda c\gamma t}}, \quad (\text{IV.66})$$

откуда

$$\frac{dT(0, t)}{dt} = -\frac{q_u}{2v\delta \sqrt{4\pi\lambda c\gamma t^3}}. \quad (\text{IV.66a})$$

Из уравнения (IV.66)

$$\frac{1}{\sqrt{t}} = \frac{v\delta \sqrt{4\pi\lambda c\gamma} [T(0, t) - T_0]}{q_u}.$$

Подставим это значение в выражение (IV.66a):

$$\frac{dT(0, t)}{dt} = -\frac{q_u}{2v\delta \sqrt{4\pi\lambda c\gamma}} \cdot \frac{v^3\delta^3 (4\pi\lambda c\gamma)^{3/2} [T(0, t) - T_0]^3}{q_u^3},$$

или

$$w = \frac{dT(0, t)}{dt} = \frac{2\pi\lambda c\gamma [T(0, t) - T_0]^3}{(q_u/v\delta)^2}. \quad (\text{IV.67})$$

Из формул (IV.65) и (IV.67) очевидно, что для снижения скорости охлаждения шва и околосшовной зоны нужно увеличить T_0 (за счет предварительного или сопутствующего подогрева изделия) и одновременно повысить погонную мощность дуги.

Пример 9. Рассчитать минимальную температуру предварительного подогрева при наплавке прокатных валков из стали 55X, которая позволяет избежать появления закалочных структур, если режим наплавки следующий: $l = 650$ а; $U = 30$ в; $v = 16$ м/ч $= 0,445$ см/сек. Примем $\lambda = 0,1$ кал/(см · сек · °C); $\eta_u = 0,7$. Для стали валка при $T = 700$ °C критическая скорость охлаждения, дающая закалочные структуры, $w_{кр} = 20$ °C/сек.

Определим эффективную мощность:

$$q_u = 0,24/U\eta_u = 0,24 \cdot 650 \cdot 30 \cdot 0,7 \approx 3280 \text{ кал/сек.}$$

Воспользуемся выражением (IV.65):

$$w = \frac{-2\pi\lambda v [T(0, t) - T_0]^2}{q_u}$$

Отсюда

$$T(0, t) - T_0 = \sqrt{\frac{q_u w}{2\pi\lambda v}} = \sqrt{\frac{3280 \cdot 20}{2 \cdot 3,14 \cdot 0,1 \cdot 0,445}} \approx 480 \text{ °C}$$

и

$$T_0 = 700 - 480 = 220 \text{ °C}$$

Таким образом, закаленный слой не будет возникать при подогреве наплавляемого валка до температур выше 220 °C.

Пример 10. Определить мгновенную скорость охлаждения шва при наплавке массивного стального валика для $T_{кр} = 700$ °C, если наплавка ведется на таком

режиме: $l = 600$ а; $U = 32$ в; $v = 20$ м/ч = 0,556 см/сек. Примем $\lambda = 0,1$ кал/(см · сек · °С); $\eta_u = 0,7$.

В данном случае нас интересует скорость охлаждения при температуре $T = T_{кр}$. Примем температуру окружающей среды $T_0 = 20$ °С; $q_u = 0,24/U \eta_u = 0,24 \cdot 600 \cdot 32 \cdot 0,7 \approx 3220$ кал/сек.

Подставив эти значения в уравнение (IV.65), получим

$$\omega = \frac{2 \cdot 3,14 \cdot 0,1 \cdot 0,556 (700 - 20)^3}{3220} = 50 \text{ °С/сек}$$

Пример 11. Установить, при какой минимальной погонной энергии в металле шва и околошовной зоны детали, свариваемой в стык за один проход, не возникают закалочные структуры, если критическая скорость охлаждения для данной марки стали $\omega_{кр} = 20$ °С/сек при $T_{кр} = 680$ °С; $\lambda = 0,1$ кал/(см · сек · °С); $c\gamma = 0,06 \cdot 7,8 \approx 0,47$ кал/см³.

Из уравнения (IV.67)

$$\frac{q_u}{v\delta} = \sqrt{\frac{2\pi\lambda c\gamma (T_{кр} - T_0)^3}{\omega}},$$

или

$$\frac{q_u}{v\delta} = \left(\frac{2\pi\lambda c\gamma}{\omega} \right)^{1/2} (T_{кр} - T_0)^{3/2}.$$

Приняв $T_0 = 0$, получим

$$\frac{q_u}{v\delta} = \left(\frac{2 \cdot 3,14 \cdot 0,1 \cdot 0,47}{20} \right)^{1/2} \cdot 680^{3/2} \approx 2120 \text{ кал/см}.$$

Зная величину погонной энергии, можно задаться током или скоростью сварки и определить остальные параметры режима.

Расчет длительности нагрева выше данной температуры проведем для следующих наиболее важных случаев:

- 1) наплавка валика на массивное тело;
- 2) односторонняя сварка листов в стык.

Если интересующая нас точка имеет термический цикл, изображенный на рис. 85, то t_n — длительность нагрева точки выше некоторой температуры T — представляет собой разность времени t_2 и t_1 :

$$t_n = t_2 - t_1.$$

На рис. 85 принято, что

T_{max} — максимальная температура цикла, °С;

T_0 — начальная температура, °С.

Расчет нужно вести по следующим формулам¹:

- 1) для наплавки валика

$$t_n = f_3 \frac{q_u/v}{\lambda (T_{max} - T_0)}; \quad (IV.68)$$

¹ Схема расчета и расчетные выражения приведены без обоснования. Подробнее см. работу [22].

2) для сварки пластин в стык

$$t_n = f_2 \frac{q_u / v \delta}{\lambda C \gamma (T_{\max} - T_0)}, \quad (\text{IV.69})$$

где f_2 и f_3 — величины, зависящие от $\Theta = \frac{T - T_0}{T_{\max} - T_0}$; их выбирают по номограмме (рис. 86).

Пример 12. Рассчитать длительность нагрева выше $T = 900^\circ\text{C}$ точек околошовной зоны, лежащих на границе проплавления ($T_{\max} = 1500^\circ\text{C}$), для случая наплавки валика на массивную стальную деталь. Режим наплавки: $I = 380 \text{ а}$; $U = 30 \text{ в}$; $v = 7 \text{ м/ч} \approx 0,195 \text{ см/сек}$. Принятые для расчета исходные данные: $\lambda = 0,1 \text{ кал/(см} \cdot \text{сек} \cdot ^\circ\text{C)}$; $T_0 = 0^\circ\text{C}$; $\gamma_u = 0,7$.

Определим

$$\frac{q_u}{v} = \frac{0,24 \cdot 380 \cdot 30 \cdot 0,7}{0,195} = 7750 \text{ кал/см}$$

и

$$\Theta = \frac{T - T_0}{T_{\max} - T_0} = \frac{900 - 0}{1500 - 0} = 0,6.$$

По номограмме рис. 86 значение f_3 соответствующее $\Theta = 0,6$, $f_3 = 0,174$. Тогда, подставляя в уравнение (IV.68) найденные величины, получим

$$t_n = 0,174 \frac{7750}{0,1 (1500 - 0)} \approx 9 \text{ сек.}$$

При столь длительном перегреве возможно укрупнение зерен околошовной зоны и снижение показателей механических свойств металла.

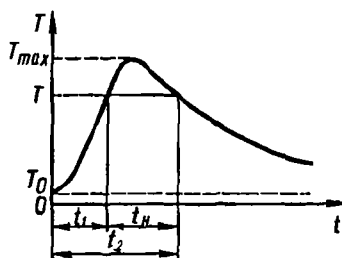


Рис. 85. К расчету длительности нагрева металла выше заданной температуры.

Контрольные вопросы и задания

Дайте определение понятий теплоемкости и теплосодержания. В каких единицах они измеряются?

Что такое температурное поле, изотермическая поверхность, изотермы, градиент температур?

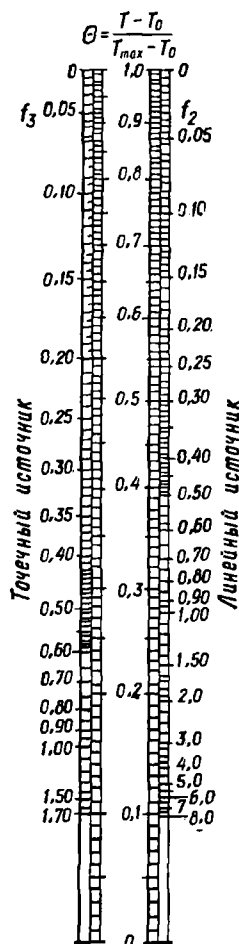


Рис. 86. Номограмма для определения коэффициентов f_2 , f_3 при расчете длительности нагрева выше заданной температуры.

✓ Сформулируйте и поясните физический смысл закона теплопроводности Фурье.

Что такое коэффициент теплопроводности λ ? В каких единицах его измеряют?

Поясните механизм и закономерности теплопередачи путем конвекции и радиации.

Что такое коэффициент температуропроводности? Какова размерность этой величины?

Рассмотрите частные случаи уравнения теплопроводности. Приведите практические примеры их применения.

✓ В чем заключаются адиабатическое и изотермическое краевые условия, а также условия теплообмена на границе со средой заданной температуры?

Какие упрощенные схемы нагреваемого тела и источников тепла применяются при тепловых расчетах?

Напишите уравнение теплового поля для случая распространения тепла от мгновенного неподвижного точечного источника тепла в бесконечном теле. Поясните значения величин и их размерности.

Напишите уравнение распространения тепла в бесконечном теле от неподвижного мгновенного линейного источника.

Напишите уравнение распространения тепла в бесконечном теле от неподвижного мгновенного плоского источника.

В чем сущность и смысл принципа независимости действия источников тепла (наложения температур)? Является ли он строгим? В каких случаях допустимо его применение?

Составьте выражения, описывающие процесс выравнивания тепла в неравномерно нагретом теле.

Составьте уравнение распространения тепла в бесконечном теле от линейного непрерывно действующего источника тепла постоянной мощности.

В чем заключается прием внесения фиктивных источников при составлении уравнений тепла в ограниченном теле?

Составьте уравнение распространения тепла в теле с адиабатической границей.

Составьте уравнение распространения тепла в теле с изотермической границей.

Какие типовые схемы применяются при расчетах тепловых процессов при сварке?

В чем заключается принцип местного влияния при выборе схем расчета процессов распространения тепла?

Напишите уравнение предельного состояния процесса распространения тепла от точечного источника тепла постоянной мощности, движущегося с постоянной скоростью по поверхности полубесконечного тела, отнесенное к подвижной системе координат. Проанализируйте, как меняется характер передней и задней ветвей температурной кривой при изменении скорости движения источника.

Напишите уравнение процесса распространения тепла при односторонней сварке пластин в стык. Сделайте анализ этого уравнения.

В чем выражается влияние параметров режима сварки и теплофизических свойств металла на температурное поле предельного состояния?

Выведите уравнение распространения тепла при наплавке валика на массивное тело motion быстро движущейся дугой.

Выведите уравнение распространения тепла при автоматической односторонней сварке пластин в стык.

Что такое термический цикл данной точки тела при сварке?

Как изменяются термические циклы точек тела в зависимости от их расстояния от шва?

Каким образом можно найти максимальную температуру нагрева точки тела от подвижного источника тепла?

Какими основными источниками тепла нагревается электрод при ручной и автоматической дуговой сварке?

Какое значение для повышения производительности процесса имеет наличие подвижного токоподвода при автоматической электродуговой сварке по сравнению с ручной?

Дайте определение понятий производительности расплавления и наплавки, коэффициентов расплавления, наплавки, неравномерности плавления электрода и потерь.

Что такое эффективный, термический и полный тепловой коэффициенты полезного действия дуги? Как практически определяют эти величины?

Какими показателями можно оценивать производительность процессов сварки и наплавки?

Выведите уравнение для определения мгновенной скорости охлаждения в заданной точке свариваемого изделия при наплавке валика на массивное тело.

✓ При решении каких вопросов сварочной науки и техники необходимо использовать и применять закономерности распространения тепла при сварке?

ГЛАВА V

ОСНОВНЫЕ ЭЛЕМЕНТЫ ФИЗИЧЕСКОЙ ХИМИИ

При сварке плавлением между расплавленным металлом, шлаком и окружающей газовой средой протекают сложные физико-химические процессы. Условия взаимодействия между реагентами в зоне реакции весьма своеобразны и имеют следующие особенности:

- 1) высокую и быстро изменяющуюся температуру в зоне сварки;
- 2) кратковременность взаимодействия реагентов;
- 3) сильно развитую поверхность взаимодействия.

Чтобы получить металл шва заданного химического состава, нужно уметь управлять ходом металлургических процессов, для чего совершенно необходимо знать основные законы физической химии.

М. В. Ломоносов дал определение физической химии как науки об исследовании химических процессов с помощью физических методов. В настоящее время физическая химия превратилась в обширную отрасль знаний о наиболее общих законах химических превращений. Одним из важнейших разделов физической химии является химическая термодинамика. Ниже приведены ее основные положения.

§ 32. ЭЛЕМЕНТЫ ХИМИЧЕСКОЙ ТЕРМОДИНАМИКИ

Первое начало термодинамики. В термодинамике рассматриваются процессы, связанные с тепловыми явлениями. Процессы, протекающие в тепловых машинах, изучает техническая термодинамика, тепловые явления, сопровождающие химические реакции,— химическая термодинамика.

Химическая термодинамика построена главным образом на двух началах, или законах, вытекающих из обобщения многовекового человеческого опыта, причем ни одно из следствий этих законов

не противоречит опыту. Дополнением к ним является тепловой закон Нернста, позволяющий производить расчеты по химическим равновесиям.

Начала термодинамики справедливы для любого тела или группы тел. При этом будем иметь в виду, что тело или группа тел, находящихся во взаимодействии и мысленно обособленных от окружающей среды, называются *системой*.

В основу первого начала термодинамики положен закон сохранения энергии, впервые сформулированный М. В. Ломоносовым (1748 г.). Согласно этому закону *взамен энергии одного вида, исчезающей в каком-либо процессе, появляется энергия другого вида в количестве, строго эквивалентном первому*.

Среди различных форм энергии, встречающихся в химических процессах, особое значение имеет внутренняя энергия U , которая находится в скрытом виде в каждом веществе и складывается из энергии поступательного, колебательного и вращательного движений элементарных частиц и энергии взаимодействия этих частиц. Количество внутренней энергии системы зависит не только от природы составляющих ее веществ и их массы, но и от состояния системы, т. е. от внешних условий, в которых она находится. Из внешних условий, влияющих на величину внутренней энергии системы, следует учитывать объем V , давление p и температуру T . Эти три переменных фактора определяют термодинамическое состояние системы и могут изменяться в любом физико-химическом процессе. Следовательно, $U = f(V, p, T)$.

Поскольку внутренняя энергия зависит от количества вещества, ее относят к молю этого вещества. Единицей же ее измерения обычно является тепловая единица — калория.

Изменение внутренней энергии не зависит от пути перехода системы из одного состояния в другое, а определяется лишь параметрами начального и конечного состояний этой системы. Формами превращения внутренней энергии при изменении состояния системы являются теплота и механическая работа. Изменение внутренней энергии может происходить за счет подвода к системе или отвода от нее тепла. Оно может явиться и результатом работы, совершенной самой системой или над ней. Если, преодолевая действие внешних сил, работу производит система (работа расширения), то запас внутренней энергии ее уменьшается. Наоборот, если работа совершается внешними силами над системой (работа сжатия), то запас внутренней энергии увеличивается.

Сформулируем в общем виде первое начало термодинамики: *приращение внутренней энергии ΔU какой-нибудь системы равно количеству сообщенной системе теплоты Q за вычетом совершенной системой работы A :*

$$\Delta U = Q - A, \quad (V. 1)$$

или для бесконечно малого изменения состояния системы:

$$dU = \delta Q - \delta A.$$

Здесь dU — полный дифференциал внутренней энергии;
 δQ и δA — соответственно бесконечно малое изменение теплоты и работы, зависящее от пути изменения состояния системы и от характеристики процесса.

Приведенная форма математической записи (V.1) первого начала справедлива лишь при принятых условных обозначениях — когда приращение внутренней энергии системы и поглощенная ею теплота считаются положительными величинами. В термохимии (разделе физической химии, посвященном экспериментальному изучению тепловых эффектов реакций) принята иная система знаков: положительными считаются убыль внутренней энергии и выделенная теплота. Так как в дальнейшем будем пользоваться и такой системой знаков, запишем те же буквенные обозначения, что и в уравнении (V.1), но с черточками сверху. В этом случае, разумеется, знак перед ними должен быть изменен на обратный, т. е.

$$\Delta U = -\Delta \bar{U} \text{ и } Q = -\bar{Q}.$$

Тогда

$$-\Delta \bar{U} = -Q - A, \text{ или } \Delta \bar{U} = \bar{Q} + A, \quad (\text{V.2})$$

т. е. *убыль внутренней энергии системы является следствием выделения ею теплоты и совершения работы*. При этом следует знать, что в термохимии тепло, которое выделяется или поглощается в результате химической реакции, называется *тепловым эффектом*, реакции, протекающие с выделением тепла, называются *экзотермическими*, а с поглощением — *эндотермическими*.

Различают тепловой эффект Q_v реакции, протекающей при постоянном объеме (*изохорический процесс*), и эффект Q_p при постоянном давлении (*изобарический процесс*).

Если химическая реакция идет без изменения объема, то на преодоление сил внешнего давления работа не затрачивается ($A = 0$) и, следовательно,

$$\Delta \bar{U} = \bar{Q}_v = -Q_v. \quad (\text{V.3})$$

Такой процесс наблюдается при взаимодействии твердых или жидких веществ без образования газовой фазы; изменение объема этих веществ настолько мало, что им можно пренебречь.

Если химическая реакция протекает при постоянном давлении, часть энергии системы может расходоваться на совершение работы расширения. В этом случае наблюдается изменение объема на ΔV и совершается работа

$$A = p \Delta V. \quad (\text{V.4})$$

Тогда изменение внутренней энергии ΔU можно выразить так:

$$\Delta U = Q_p + A, \quad (\text{V.5})$$

или

$$\Delta U = Q_p + p \Delta V.$$

При переходе же системы из состояния 1 в состояние 2

$$-(U_2 - U_1) = \bar{Q}_p + p(V_2 - V_1),$$

или

$$-\bar{Q}_p = Q_p = (U_2 + pV_2) - (U_1 + pV_1), \quad (V.6)$$

т. е. теплота процесса при постоянном давлении равна разности значений функции, имеющей вид

$$U + pV = H. \quad (V.7)$$

Эта новая термодинамическая функция называется *энтальпией*, или *теплосодержанием*. Она представляет собой сумму внутренней энергии U и работы расширения, или объемной энергии pV , переданной в окружающую среду. Поэтому энтальпию иногда называют *энергосодержанием*. Подобно внутренней энергии, энтальпия есть функция состояния. Следовательно, уравнение (V.6) можно представить так:

$$Q_p = H_2 - H_1 = \Delta H.$$

Иначе говоря, *поглощенная теплота в процессах, протекающих при постоянном давлении, расходуется на приращение энтальпии*.

Таким образом, тепловой эффект реакции при постоянном давлении отличается от теплового эффекта реакции при постоянном объеме на величину совершенной работы:

$$Q_p = Q_v + p\Delta V. \quad (V.8)$$

Наблюдаемое в таких процессах изменение объема ΔV обусловлено изменением числа молей газообразных веществ, участвующих в реакции: $\Delta n = n_2 - n_1$. Тогда по уравнению Менделеева—Клапейрона для идеальных газов

$$p\Delta V = \Delta nRT,$$

т. е.

$$Q_p = Q_v + \Delta nRT. \quad (V.9)$$

Здесь R — газовая постоянная (работа расширения 1 моля идеального газа при нагреве его на 1°C); $R = 1,987 \text{ кал}/(^\circ\text{C} \cdot \text{моль})$;
 T — абсолютная температура, $^\circ\text{K}$.

Учитывая, что для обозначения тепловых эффектов пользуются и термодинамическими обозначениями ΔH и ΔU , имеем

$$\Delta H = \Delta U + \Delta nRT.$$

В реакциях, протекающих без изменения числа молей, т. е. при $\Delta n = 0$ и $A = 0$,

$$Q_p = Q_v.$$

Для реакций же, в которых газовой фазы нет и изменения объема очень незначительны,

$$Q_p \approx Q_v.$$

Наиболее часто наблюдаются изобарические процессы, т. е. процессы, протекающие при постоянном давлении. К ним в общем случае может быть отнесена и сварка плавлением.

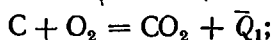
Закон Гесса и вычисление теплового эффекта реакций. При изучении химических процессов важно знать их тепловые эффекты. Эти эффекты определяют с помощью калориметра, но в нем можно осуществить далеко не все реакции. В таких случаях тепловой эффект реакций можно установить, пользуясь законом Г. И. Гесса (1840 г.), согласно которому *тепловой эффект реакции не зависит от пути ее (промежуточных стадий), а лишь от начального и конечного состояний*. Такое утверждение справедливо при условии, что реакции протекают при постоянном объеме или постоянном давлении.

Тогда из уравнений $Q_V = -\Delta U$ и $Q_p = -\Delta H$ следует, что тепловые эффекты превращений действительно не зависят от пути перехода из одного состояния в другое, так же, как и изменение функций состояния U и H .

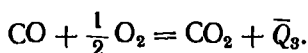
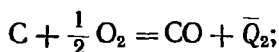
На примере реакции сгорания углерода рассмотрим применение закона Гесса для вычисления теплового эффекта реакции.

Сгорание углерода до углекислоты можно провести двумя путями:

1) непосредственным, прямым сгоранием по реакции



2) последовательно, в две стадии, по реакциям



В соответствии с законом Гесса суммарный тепловой эффект двух последних реакций равен тепловому эффекту полного сгорания, так как оба пути имеют одинаковое начальное (C и O_2) и конечное (CO_2) состояния. Тогда

$$\bar{Q}_1 = \bar{Q}_2 + \bar{Q}_3.$$

Если калориметрически было найдено, что $\bar{Q}_1 = 94\,050$ кал/моль, а $\bar{Q}_3 = 67\,630$ кал/моль, то нетрудно определить и \bar{Q}_2 :

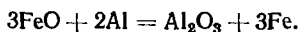
$$\bar{Q}_2 = \bar{Q}_1 - \bar{Q}_3 = 94\,050 - 67\,630 = 26\,420 \text{ кал/моль.}$$

Пользуясь термохимическими таблицами, с помощью закона Гесса можно вычислить тепловые эффекты любых реакций, если известны энтальпии всех веществ, участвующих в реакциях. Тогда тепловой эффект реакции равен алгебраической сумме энтальпий веществ реакции с учетом коэффициентов химического уравнения. Обычно в таблицах термодинамических свойств веществ даны стандартные энтальпии (тепловые эффекты при постоянном давлении),

отнесенные к 25 °С (298 °К) и внешнему давлению $p = 1 \text{ ат}$. Это отмечается нижним индексом, указывающим температуру, и верхним индексом (°). В таком случае

$$\Delta H_{298}^{\circ} = \sum \Delta H_{298}^{\circ} \underset{\substack{\text{продуктов} \\ \text{реакции}}}{\text{}} - \sum \Delta H_{298}^{\circ} \underset{\substack{\text{исходных} \\ \text{веществ}}}{\text{}}. \quad (\text{V.10})$$

Пример 13. Найти тепловой эффект реакции восстановления железа из закиси железа алюминием:



По табличным данным находим значения энтальпий для веществ, участвующих в реакции:

$$\Delta H_{\text{FeO}}^{\circ} = -64,3 \frac{\text{ккал}}{\text{моль}}; \quad \Delta H_{\text{Al}}^{\circ} = 0; \quad \Delta H_{\text{Al}_2\text{O}_3}^{\circ} = -400,4 \frac{\text{ккал}}{\text{моль}}; \quad \Delta H_{\text{Fe}}^{\circ} = 0.$$

Следует учесть, что знак «минус» перед энтальпиями оксидов указывает, что при их образовании теплота выделяется.

Таким образом,

$$\Delta H_{298}^{\circ} = -400,4 - (-3 \cdot 64,3) = -217,5 \text{ ккал/моль}$$

или

$$Q = 217,5 \text{ ккал/моль}.$$

Для вычисления тепловых эффектов реакций при температурах, отличающихся от стандартных, нужно знать теплоемкости реагирующих веществ и зависимость их от температуры.

Вычисление теплоемкостей веществ. В физической химии обычно пользуются понятием *истинной теплоемкости*, определяемой как бесконечно малое количество тепла, которое нужно подвести к веществу для повышения его температуры на бесконечно малую величину:

$$c = \frac{dQ}{dT}.$$

В зависимости от того, к какому количеству вещества относится истинная теплоемкость, она может быть атомной — $\text{кал}/(\text{г-атом} \cdot ^{\circ}\text{C})$ — или молекулярной — $\text{кал}/(\text{моль} \cdot ^{\circ}\text{C})$.

Различают теплоемкость при постоянном объеме c_v и теплоемкость при постоянном давлении c_p . Последняя всегда больше, так как при постоянном давлении теплота расходуется не только на нагревание, но и на совершение работы. Более конкретную зависимость между c_p и c_v можно получить, отнеся в обоих процессах подведенное тепло к одному молю вещества и к 1 °С, т. е. разделив обе части уравнения (V.9) на ΔT . Тогда получим

$$c_p - c_v = R. \quad (\text{V.11})$$

Для реальных газов разность $c_p - c_v$ несколько превышает величину R , но в расчетах, не требующих слишком высокой точности, этим можно пренебречь.

Теплоемкость вещества зависит от температуры, увеличиваясь с повышением последней. Эту зависимость можно выразить с помощью эмпирических уравнений вида степенных рядов:

$$c_p = a + bT + cT^{-2} + dT^3 + \dots \quad (V.12)$$

В термодинамических расчетах обычно ограничиваются первыми двумя-тремя членами ряда и используют уравнение вида

$$c_p = a + bT + cT^{-2}. \quad (V.13)$$

Здесь a , b и c — коэффициенты, определяемые опытным путем; T — абсолютная температура, °К.

В табл. 22 приведены уравнения для определения теплоемкости c_p в зависимости от температуры некоторых веществ, участвующих в сварочных процессах.

Таблица 22

Уравнения для определения теплоемкости c_p в зависимости от температуры

Вещество	Уравнение	Рекомендуемый температурный интервал, °К
O ₂	$7,16 + 10^{-3}T - 0,4 \cdot 10^5 T^{-2}$	298—3000
H ₂	$6,52 + 0,78 \cdot 10^{-3}T + 0,12 \cdot 10^5 T^{-2}$	298—3000
N ₂	$6,66 + 1,02 \cdot 10^{-3}T$	298—2500
NO	$7,03 + 0,92 \cdot 10^{-3}T - 0,14 \cdot 10^5 T^{-2}$	298—2500
CO	$6,79 + 0,98 \cdot 10^{-3}T - 0,11 \cdot 10^5 T^{-2}$	298—2500
CaO	$4,0 + 1,02 \cdot 10^{-3}T - 2,0 \cdot 10^5 T^{-2}$	298—1177
C (графит)	$4,01 + 1,02 \cdot 10^{-3}T - 2,0 \cdot 10^5 T^{-2}$	298—2300
CO ₂	$10,55 + 2,16 \cdot 10^{-3}T - 2,04 \cdot 10^5 T^{-2}$	298—2500
CaF ₂ ·β	$25,81 + 2,50 \cdot 10^{-3}T$	1424—1691
CaCO ₃	$24,98 + 5,24 \cdot 10^{-3}T - 6,20 \cdot 10^5 T^{-2}$	298—1200
Al _γ	$4,94 + 2,96 \cdot 10^{-3}T$	298—933
Al _ж	7,00	933—2700
Al ₂ O ₃	$27,38 + 3,08 \cdot 10^{-3}T - 8,20 \cdot 10^5 T^{-2}$	298—1800
SiO ₂ ·β	$14,4 + 2,04 \cdot 10^{-3}T$	523—2000
Mn-α	$5,16 + 3,89 \cdot 10^{-3}T$	298—1000
MnO	$11,11 + 1,94 \cdot 10^{-3}T - 0,88 \cdot 10^5 T^{-2}$	298—1800
Fe-α	$4,18 + 5,92 \cdot 10^{-3}T$	273—1033
Fe _ж	10,00	1803—1873
FeO	$12,38 + 1,62 \cdot 10^{-3}T - 0,38 \cdot 10^5 T^{-2}$	298—1200
2FeO · SiO ₂	$36,51 + 9,36 \cdot 10^{-3}T - 6,70 \cdot 10^5 T^{-2}$	298—1490
FeO · TiO ₂	$27,87 + 4,36 \cdot 10^{-3}T - 4,79 \cdot 10^5 T^{-2}$	298—1640
Fe-γ	$1,84 + 4,66 \cdot 10^{-3}T$	1181—1674
MnS	$11,40 + 1,8 \cdot 10^{-3}T$	298—1803
P ₂ O ₅	$8,37 + 54,0 \cdot 10^{-3}T$	298—631
NiS	$9,25 + 12,80 \cdot 10^{-3}T$	298—600

В ходе химических реакций могут изменяться свойства реагирующих веществ и в связи с этим — теплоемкость системы в целом. В таких случаях, чтобы рассчитать изменение теплоемкости системы Δc_p , нужно знать теплоемкость веществ, участвующих в процессе при данной температуре. Тогда Δc_p системы можно найти так:

$$\Delta c_p = \sum c_p \text{ продуктов реакции} - \sum c_p \text{ исходных веществ.}$$

Зависимость теплового эффекта химической реакции от температуры подчиняется закону Кирхгофа, который можно вывести на основании следующих рассуждений.

Пусть дана реакция $A \rightarrow B$, протекающая при постоянном объеме. Ее тепловой эффект Q_V равен ΔU . Если же реакция протекает при постоянном давлении, то ее тепловой эффект Q_P равен ΔH . Беря производные по температуре, получим

$$\left[\frac{d(\Delta U)}{dT} \right]_V = \frac{dU_B}{dT} - \frac{dU_A}{dT} = c_V^{(B)} - c_V^{(A)};$$

$$\left[\frac{d(\Delta H)}{dT} \right]_P = \frac{dH_B}{dT} - \frac{dH_A}{dT} = c_P^{(B)} - c_P^{(A)};$$

$$\frac{dQ_V}{dT} = \Delta c_V; \quad (V.14)$$

$$\frac{dQ_P}{dT} = \Delta c_P. \quad (V.15)$$

Следовательно, температурный коэффициент теплового эффекта реакции равен алгебраической сумме молярных теплоемкостей веществ, участвующих в реакции. В этом случае теплоемкости продуктов реакции следует брать с положительным знаком, а исходных веществ — с отрицательным.

После интегрирования уравнений (V.14) и (V.15) в пределах от T_1 до T_2 получим

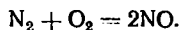
$$Q_{V, T_2} = Q_{V, T_1} + \int_{T_1}^{T_2} \Delta c_V dT; \quad (V.16)$$

$$Q_{P, T_2} = Q_{P, T_1} + \int_{T_1}^{T_2} \Delta c_P dT. \quad (V.17)$$

Если за T_1 принять стандартную температуру, тогда

$$Q_{V, T_2} = Q_{V, 298}^\circ + \int_{298}^{T_2} \Delta c_V dT; \quad Q_{P, T_2} = Q_{P, 298}^\circ + \int_{298}^{T_2} \Delta c_P dT.$$

Пример 14. При сварке в зоне дуги образуется окись азота по реакции



Найти тепловой эффект этой реакции при температуре дуги $5000^\circ K$ и $p = 1 \text{ ат}$, если в стандартных условиях требуется затратить тепло и $Q_{P, 298} = -43\,200 \text{ кал}$. Теплоемкости веществ, участвующих в реакции (табл. 22),

$$c_{P, N_2} = 6,66 + 1,02 \cdot 10^{-3}T;$$

$$c_{P, O_2} = 7,16 + 10^{-3}T - 0,4 \cdot 10^5 T^{-2};$$

$$c_{P, NO} = 7,03 + 0,92 \cdot 10^{-3}T - 0,14 \cdot 10^5 T^{-2}.$$

Находим изменение теплоемкости веществ реакции:

$$\Delta c_P = \sum n c_{P, \text{кон}} - \sum n c_{P, \text{нач}} = 2c_{P, NO} - c_{P, N_2} - c_{P, O_2} =$$

$$= 2(7,03 + 0,92 \cdot 10^{-3}T - 0,14 \cdot 10^5 T^{-2}) - 6,66 - 1,02 \cdot 10^{-3}T -$$

$$- 7,16 - 10^{-3}T + 0,4 \cdot 10^5 T^{-2} = 0,24 - 0,18 \cdot 10^{-3}T + 0,12 \cdot 10^5 T^{-2}.$$

Зная $Q_{p, 298}$ и Δc_p реакции, определяем согласно уравнению (V.17) тепловой эффект реакции при температуре 5000 °K:

$$Q_{p, 5000} = Q_{p, 298} + \int_{298}^{5000} \Delta c_p dT = -43\,200 + \int_{298}^{5000} (0,24 - 0,18 \cdot 10^{-3}T + 0,12 \cdot 10^5 T^{-2}) dT = -43\,200 + 0,24(5000 - 298) - \frac{0,18 \cdot 10^{-3}}{2}(5000^2 - 298^2) - \frac{0,12 \cdot 10^5(298 - 5000)}{5000 \cdot 298} = -43\,200 + 1128 - 2242 + 37 = -44\,277 \text{ кал.}$$

Тот же результат можно получить, если алгебраическую сумму теплоемкостей $\sum n c_{\text{кон}} - \sum n c_{\text{нач}}$ выразить в общем виде как $a + bT + cT^{-2}$ и, подставив в уравнение (V.14) или (V.15), проинтегрировать $\int dQ = \int (a + bT + cT^{-2}) dT$, найдя

$$Q = aT + \frac{b}{2}T^2 - cT^{-1} + Q_0. \quad (\text{V.17a})$$

Здесь Q_0 — константа интегрирования или условный тепловой эффект, для определения которого следует знать значение при какой-либо температуре, например для $T = 298$ °K.

Второе начало термодинамики. Первое начало термодинамики, связывающее между собой энергетические эффекты химических процессов, еще не дает полной характеристики этих процессов, так как ничего не говорит об их направлении и возможности реализации. Второе начало термодинамики решает вопрос о направлении естественных, самопроизвольно протекающих процессов и утверждает, что они приводят систему в более равновесное состояние.

Существует несколько различных формулировок второго начала, которые на первый взгляд не связаны со сказанным. М. В. Ломоносов в 1747 г. впервые сформулировал основное положение второго начала термодинамики: *«Холодное тело В, погруженное в тело А, не может воспринять большую степень теплоты, чем какую имеет А»*. Известны и иные формулировки второго начала. Например Садик Карно (1824 г.) писал: *«Невозможен процесс, единственным результатом которого было бы превращение теплоты в работу»*. Отсюда следует, что полностью превратить теплоту в полезную работу нельзя и что должны существовать границы и условия, при которых это превращение будет наиболее полным.

Если с первым началом термодинамики связано появление функции состояния системы — внутренней энергии, то второе начало вводит новую функцию состояния — энтропию.

Энтропия. Характер изменения энтропии системы приводит к делению процессов, протекающих в ней, на два вида — необратимые и обратимые. Для *необратимых* процессов характерно самопроизвольное одностороннее течение в направлении достижения равновесия. Примерами таких процессов могут быть переход тепла от нагретого тела к холодному, химические реакции типа взрывных,

взаимная диффузия газов или жидкостей, испарение перегретой жидкости и др. Общим для этих процессов является превращение различных видов энергии в тепло с последующим равномерным распределением его между составляющими системы.

В термодинамическом смысле *обратимым* называется процесс, который можно провести не только в прямом, но и в обратном направлении так, что сама система и окружающая ее среда возвратятся в первоначальное состояние. В природе вполне обратимых термодинамических процессов нет, так как всегда есть источники необратимости в виде трения, превращения электрической, световой и других видов энергии в теплоту. Поэтому вполне обратимые термодинамические процессы — это абстракция, идеальные предельные случаи реальных процессов.

Что же представляет собой энтропия и как она изменяется в зависимости от вида рассмотренных процессов?

Возьмем какой-либо процесс, в котором система переходит из состояния 1 в состояние 2 один раз по пути I, второй — по пути II. При этом на каждом элементе пути перехода, на котором температуру можно принять постоянной, поглощается δQ теплоты. В общем случае интегралы $\int \delta Q_I$ и $\int \delta Q_{II}$ не равны друг другу, так как Q не является функцией состояния. Но если процесс перехода системы обратим, то, просуммировав теплоты, деленные на соответствующие температуры, для любого пути из состояния 1 в состояние 2 получим одну и ту же величину, а взяв интеграл по всему контуру, т. е. вернув систему в исходное положение, увидим, что этот интеграл равен нулю:

$$\oint \frac{\delta Q}{T} = 0.$$

Известно, что в таком случае подынтегральную величину можно заменить полным дифференциалом другой функции от тех же переменных. Эта функция, однозначно зависящая от параметров состояния p , V , T , названа Клаузиусом (1854 г.) *энтропией* и обозначена S .

Таким образом,

$$\frac{\delta Q}{T} = dS \text{ и } \oint dS = 0,$$

т. е. изменение энтропии в обратимых процессах равно нулю.

Для необратимых самопроизвольно протекающих процессов изменение энтропии больше нуля:

$$\oint_{\text{необр}} \frac{\delta Q}{T} > 0 \text{ и } \frac{\delta Q}{T} < dS.$$

Последнее означает, что по мере самопроизвольного развития необратимого процесса его энтропия возрастает и достигает максимального значения в состоянии равновесия. Следовательно, *энтропия является количественной мерой необратимости процесса, мерой бесполезного тепла или деградации (рассеяния) энергии.*

Энтропия имеет размерность такую же, как и теплоемкость — *кал/(моль · град)*, но в отличие от последней характеризует количество рассеянной энергии, отнесенной к 1° температуры.

Для каждого вещества в определенном состоянии и при заданной температуре существует одно определенное значение энтропии. В термодинамических таблицах значение энтропии приведено для стандартных условий. В этом случае вычисляют энтропию по уравнению

$$S_{298}^{\circ} = \int_0^{298} \frac{\Delta c_p}{T} dT. \quad (V.18)$$

Если в интервале 0—298 °К вещество имеет агрегатные или полиморфные превращения, то учитываются и приращения энтропии в процессе этих превращений. Для вычислений принимают, что при абсолютном нуле в соответствии с третьим началом термодинамики величина энтропии любого вещества равна нулю.

Значение энтропии для температур выше 298 °К может быть получено с помощью уравнения

$$S_T = S_{298}^{\circ} + \int_{298}^T \frac{\Delta c_p}{T} dT. \quad (V.19)$$

Абсолютные значения энтропий S° и энтальпий ΔH° для некоторых элементов и химических соединений при стандартных условиях приведены в табл. 23.

Таблица 23

Абсолютные значения энтропий S° и энтальпий ΔH° для некоторых элементов и химических соединений при стандартных условиях

Элемент или химическое соединение	$-\Delta H^{\circ}$, ккал/моль	S° , кал/(моль·град)	Элемент или химическое соединение	$-\Delta H^{\circ}$, ккал/моль	S° , кал/(моль·град)
Al	—	6,77	Mg	—	7,77
Al ₂ O ₃	400,4	12,2	MgO	143,7	6,44
C	—	1,36	MgCO ₃	262,0	15,70
CO	26,4	47,3	Mn	—	7,6
CO ₂	94,0	51,1	MnO	92,0	14,3
Ca	—	9,95	MnS	49,0	18,7
CaO	151,5	9,5	CaF ₂	290,3	16,45
Ca(OH) ₂	235,8	17,4	O ₂	—	49,06
CaCO ₃	288,4	22,22	P ₂ O ₅	370,0	32,5
CaS	110,0	13,5	Si	—	4,5
Cr	—	5,68	SiO ₂ -α	210,2	10,1
Cr ₂ O ₃	270,0	19,4	Ti	—	7,3
Cu	—	7,97	TiO ₂	225,5	12,0
Cu ₂ O	40,0	22,45	V	—	7,0
Fe	—	6,49	V ₂ O ₃	294,0	23,5
FeO	64,3	13,4	Zr	—	9,3
FeS	22,8	16,1	ZrO ₂	259,5	12,1
H ₂	—	31,21	NiS	22,2	16,1
H ₂ O	57,80	45,13	CaC ₂	14,1	16,8
			C ₂ H ₂	54,1	48,0

Пример 15. Найти абсолютное значение энтропии кварца (SiO_2) при температуре 1100°C , если энтропия его при 298°K составляет $10,1 \text{ кал}/(\text{моль} \cdot ^\circ\text{K})$.

Кварц имеет две модификации: SiO_2 - α устойчив до 848°K , а SiO_2 - β устойчив при температуре выше 848°K . При превращении $\alpha \rightarrow \beta$ поглощается $201 \text{ кал}/\text{моль}$ тепла.

Зависимость молярной теплоемкости от температуры для SiO_2 - α при 298 — 848°K выражается уравнением

$$c_p = 11,22 + 8,20 \cdot 10^{-3}T - 2,70 \cdot 10^5 T^{-2},$$

а для SiO_2 - β при 848 — 2000°K — уравнением

$$c_p = 14,41 + 1,94 \cdot 10^{-3}T.$$

Расчет энтропии SiO_2 следует вести с учетом фазовых превращений $\alpha \rightarrow \beta$, т. е.

$$\begin{aligned} S_{1373} &= S_{298}^\circ + \int_{298}^{848} \frac{c_{p\alpha\text{-кварц}}}{T} dT + \frac{\Delta H_{\text{ф. п}}}{T_{\text{ф. п}}} + \int_{848}^{1373} \frac{c_{p\beta\text{-кварц}}}{T} dT; \\ S_{1373} &= 10,1 + \int_{298}^{848} \frac{11,22 + 8,20 \cdot 10^{-3}T - 2,70 \cdot 10^5 T^{-2}}{T} dT + \frac{201}{848} + \\ &+ \int_{848}^{1373} \frac{14,41 + 1,94 \cdot 10^{-3}T}{T} dT = 10,1 + 11,22 \ln \frac{848}{298} + \\ &+ 8,20 \cdot 10^{-3} \cdot (848 - 298) + \frac{2,70 \cdot 10^5 (298^2 - 848^2)}{2(848^2 \cdot 298^2)} + \frac{201}{848} + \\ &+ 14,41 \ln \frac{1373}{848} + 1,94 \cdot 10^{-3} (1373 - 848) = 10,1 + 11,67 + \\ &+ 4,51 - 1,25 + 0,24 + 6,77 + 1,02 = 33,06 \text{ кал}/(^{\circ}\text{K} \cdot \text{моль}). \end{aligned}$$

Все сказанное об энтропии справедливо для процессов, протекающих в изолированной системе, т. е. в системе, лишенной возможности обмена энергией с окружающей средой ($U = \text{const}$, $V = \text{const}$).

Понятие об изотермных потенциалах. Изменением энтропии процесса можно характеризовать направление его развития и условия термодинамического равновесия. Однако при исследовании химически реагирующих систем вместо энтропии удобнее пользоваться другими характеристическими функциями. Они избавляют от необходимости при определении направления протекания процесса и условий равновесия рассматривать окружающую среду.

Возможность протекания процесса можно было бы связать с работой, которую он в состоянии выполнить, но работа зависит от пути процесса, поэтому критерием равновесия быть не может. Но вместе с тем, если процесс протекает при постоянной температуре, то максимальная работа, получаемая при обратимом протекании его, является изменением функции состояния.

Рассмотрим какой-либо изотермический ($T = \text{const}$) и обратимый процесс, протекающий в условиях постоянства объема.

Согласно первому началу термодинамики

$$\delta Q = dU + \delta A,$$

или'

$$\delta A = \delta Q - dU.$$

С учетом второго начала ($\delta Q = TdS$) получим

$$\delta A = TdS - dU.$$

Проинтегрируем это уравнение, имея в виду, что $T = \text{const}$. Тогда

$$A_2 - A_1 = T(S_2 - S_1) - (U_2 - U_1).$$

Но так как работа изотермического обратимого процесса максимальна, т. е. $A_2 - A_1 = A_{\max}$, то после группировки имеем

$$A_{\max} = -[(U_2 - TS_2) - (U_1 - TS_1)].$$

Введем обозначение

$$U - TS = F \quad (\text{V.20})$$

и получим

$$A_{\max} = -(F_2 - F_1) = -\Delta F. \quad (\text{V.21})$$

Функция F , предложенная Гельмгольцем, называется *свободной энергией при постоянном объеме* или *изохорно-изотермным потенциалом* (сокращенно — *изохорным потенциалом*).

Как видно из выражения (V.20), свободная энергия — та часть внутренней энергии процесса, которая может быть полностью превращена в работу. Эту работу A_{\max} (далее — просто A_V) называют *полезной работой*. Например, электрическая работа, совершаемая гальваническим элементом, может рассматриваться как такая полезная работа. Ту же часть внутренней энергии, которая не превращается в работу (TS), называют *связанной энергией*. С ростом энтропии системы ее связанная энергия возрастает.

Из уравнения (V.21) следует, что максимальная работа при изохорно-изотермическом обратимом процессе равна уменьшению функции F , но, когда процесс закончился и работа A_V стала равной нулю, ΔF тоже стало равным нулю, т. е. в состоянии равновесия $\Delta F = 0$.

В необратимых процессах работа, производимая системой, меньше, чем в обратимых, вследствие наблюдаемого приращения энтропии. Поэтому убыль свободной энергии будет уже не равна, а больше фактически полученной работы A'_V . Когда же и эта работа обратится в нуль, то убыль свободной энергии F станет больше нуля, т. е. $-\Delta F > A'_V$, а при $A'_V = 0$

$$-\Delta F > 0, \text{ или } \Delta F < 0.$$

Следовательно, необратимый самопроизвольный процесс идет в сторону уменьшения свободной энергии и условием равновесия системы будет минимум этой энергии.

В изобарических процессах ($p = \text{const}$), протекающих в условиях сохранения постоянства температуры, максимальная работа может быть представлена в виде разности двух значений некоторой функции G :

$$A_{\text{max } p} = -(G_2 - G_1) = -\Delta G. \quad (\text{V.22})$$

Пользуясь выражением (V.7), запишем

$$G = (U + pV) - TS = H - TS. \quad (\text{V.23})$$

В таких процессах функцию G , предложенную Гиббсом, именуют *изобарно-изотермным потенциалом* или просто *изобарным потенциалом*. Очевидно, что как энтальпия отличается от внутренней энергии, так и изобарный потенциал G отличается от изохорного потенциала F на величину pV . Отсюда

$$A_{\text{max } p} = A_{\text{max } V} + pV.$$

Здесь $A_{\text{max } p}$ — полная максимальная работа системы; она состоит из полезной максимальной работы $A_{\text{max } V}$ и работы расширения (или сжатия).

Величина G , как и F , в обратимых процессах не изменяется, а в необратимых может только убывать. При этом условием равновесия, т. е. когда $A_p = 0$ и $\Delta G < 0$, будет минимум G . Таким образом, *изотермные потенциалы характеризуют направление самопроизвольных процессов и предел протекания для изотермических условий. В противоположность энтропии изотермные потенциалы при самопроизвольных процессах уменьшаются.*

Для стандартных условий изотермные потенциалы вычисляют, пользуясь известными табличными значениями величин теплового эффекта и энтропии веществ, участвующих в реакции, по следующим уравнениям:

$$\Delta F_{298}^{\circ} = \Delta U_{298}^{\circ} - T \Delta S_{298}^{\circ} = Q_V^{\circ}, 298 - T \Delta S_{298}^{\circ}; \quad (\text{V.24})$$

$$\Delta G_{298}^{\circ} = \Delta U_{298}^{\circ} + p \Delta V - T \Delta S_{298}^{\circ} = \Delta H_{298}^{\circ} - T \Delta S_{298}^{\circ}. \quad (\text{V.25})$$

Величины ΔF_{298}° и ΔG_{298}° соединений — это изменения изохорного и изобарного потенциалов, сопровождающие образование этих соединений из свободных элементов в стандартных условиях (при $V = \text{const}$ для ΔF_{298}° и $p = \text{const}$ для ΔG_{298}°). Для свободных элементов ΔF_{298}° и ΔG_{298}° принимаются равными нулю. Для химических реакций величины ΔF_{298}° и ΔG_{298}° определяют простым суммированием найденных значений этих потенциалов для соединений, участвующих в реакции. При этом соответствующие величины для веществ, стоящих в правой части уравнения, берут с плюсом, а для веществ в левой части — с минусом.

Например, для реакции $\text{C} + \text{CO}_2 = 2\text{CO}$ в общем виде получим

$$\Delta G_{298}^{\circ} \text{ реакции} = 2\Delta G_{298}^{\circ} \text{ CO} - \Delta G_{298}^{\circ} \text{ CO}_2 - \Delta G_{298}^{\circ} \text{ C}$$

Но, так как $\Delta G_{298}^{\circ} \text{C} = 0$, то

$$\Delta G_{298}^{\circ} \text{ реакции} = 2\Delta G_{298}^{\circ} \text{CO} - \Delta G_{298}^{\circ} \text{CO}_2.$$

Для стандартных условий $\Delta G_{298}^{\circ} \text{CO} = -32\,778 \text{ кал/моль}$, а $\Delta G_{298}^{\circ} \text{CO}_2 = -94\,242 \text{ кал/моль}$. Тогда

$$\Delta G_{298}^{\circ} \text{ реакции} = 2(-32\,778) - (-94\,242) = 28\,686 \text{ кал/моль}.$$

Положительное значение ΔG_{298}° реакции образования CO из исходных веществ C и CO₂ свидетельствует о том, что в стандартных условиях этот процесс развиваться не будет.

Для иных условий, зная изотермные потенциалы реакций, протекающих в стандартных условиях, изотермные потенциалы можно определить по таким уравнениям:

$$\Delta F_T = \Delta F^{\circ} + \int_{298}^T \Delta c_V dT - T \int_{298}^T \frac{\Delta c_V}{T} dT \quad (\text{V.26})$$

и, соответственно,

$$\Delta G_T = \Delta G^{\circ} + \int_{298}^T \Delta c_p dT - T \int_{298}^T \frac{\Delta c_p}{T} dT. \quad (\text{V.27})$$

В связи с тем, что большинство сварочных процессов происходит при постоянном давлении, для анализа их особенно важно знать величину изобарно-изотермного потенциала.

Уравнение Гиббса — Гельмгольца. Свойства изотермных потенциалов F и G позволяют установить связь между тепловым эффектом процесса и той максимальной работой, которую можно от процесса получить, если он протекает обратимо.

Для изохорического процесса свободная энергия F является характеристической функцией от независимых переменных V и T , т. е. $F = f(V, T)$. Следовательно,

$$dF = \left(\frac{\partial F}{\partial V}\right)_T dV + \left(\frac{\partial F}{\partial T}\right)_V dT. \quad (\text{V.28})$$

Вместе с тем, дифференцируя уравнение (V.20) и имея в виду, что $dU = T dS - p dV$, получим

$$dF = -p dV - S dT. \quad (\text{V.29})$$

Сравнивая уравнения (V.29) и (V.28), можем записать

$$\left(\frac{\partial F}{\partial V}\right)_T = -p; \quad (\text{V.30})$$

$$\left(\frac{\partial F}{\partial T}\right)_V = -S. \quad (\text{V.31})$$

Теперь подставим значение энтропии (V.31) в уравнение (V.20):

$$F = U + T \left(\frac{\partial F}{\partial T} \right)_V.$$

Если система перейдет из 1-го состояния во 2-е, то по убыли функции F можно найти максимальную работу, совершаемую системой, т. е.

$$\Delta F = F_2 - F_1 = U_2 - U_1 + T \left[\frac{\partial}{\partial T} (F_2 - F_1) \right]_V$$

и

$$A_{\max V} = -\Delta U + T \left(\frac{\partial A_{\max V}}{\partial T} \right)_V.$$

Изменение внутренней энергии в изохорных процессах равно тепловому эффекту, следовательно,

$$A_{\max V} = \bar{Q}_V + T \left(\frac{\partial A_{\max V}}{\partial T} \right)_V. \quad (V.32)$$

Для изобарических процессов

$$A_{\max p} = \bar{Q}_p + T \left(\frac{\partial A_{\max p}}{\partial T} \right)_p. \quad (V.33)$$

Уравнения (V.32) и (V.33) называются *уравнениями Гиббса — Гельмгольца*. Из них следует, что в изотермических процессах максимальная работа равна тепловому эффекту при условии, что $\frac{\partial A_{\max}}{\partial T} = 0$, т. е. когда работа процесса не зависит от температуры.

Химические потенциалы. Для химических реакций, в которых может наблюдаться исчезновение одних веществ и появление других, естественно изменение состава или массы, которое должно сказаться на общем запасе энергии системы.

Если, допустим, масса химически реагирующей системы, выражаемая количеством молей взаимодействующих веществ, изменилась на dn , то изменилась и внутренняя ее энергия на величину μdn , считая при этом, что единица массы вызывает изменение внутренней энергии на μ . Следовательно,

$$dU = T dS - p dV + \mu dn.$$

Для процесса, в котором $V = \text{const}$ и $T = \text{const}$,

$$dU - T dS = \mu dn, \text{ или } dF = \mu dn.$$

Тогда

$$\left(\frac{\partial F}{\partial n} \right)_{V, T} = \mu.$$

Можно показать, что для процесса, в котором $p = \text{const}$ и $T = \text{const}$,

$$\left(\frac{\partial G}{\partial n} \right)_{p, T} = \mu.$$

Таким образом, при постоянных V и T или p и T величина μ представляет собой изменение изотермных потенциалов F и G , соответствующее изменению массы системы на единицу.

Величину μ называют *химическим потенциалом* или *парциальной молярной свободной энергией*. Химический потенциал не зависит от условий, при которых осуществляется равновесие, и определяется для данного компонента с числом молей n_1 при постоянных количествах всех остальных компонентов системы:

$$\mu = \left(\frac{\partial F}{\partial n_1} \right)_{V, T; n_2, n_3, \dots} = \left(\frac{\partial G}{\partial n_1} \right)_{p, T; n_2, n_3, \dots}$$

Очевидно, что равенство химических потенциалов всех компонентов в различных частях системы выражает условие химического равновесия и отклонения от него приведут к самопроизвольному выравниванию химических потенциалов. Если, например, система состоит из двух частей — раствора и пара над ним, причем μ вещества в растворе оказалось более, чем в паре, то произойдет испарение вещества из раствора до выравнивания значений $\mu_{\text{раствор}}$ и $\mu_{\text{пар}}$.

Метод химических потенциалов позволяет в общем виде судить о свойствах различных равновесных систем.

Газовые системы. Если газовая система обладает свойствами идеального газа, т. е. в ней нет взаимодействия между молекулами, то химический потенциал компонента такой системы выражается наиболее просто (дается без вывода):

$$\mu = \mu^\circ + RT \ln p. \quad (\text{V.34})$$

Здесь μ° — химический потенциал данного компонента при парциальном давлении $p = 1 \text{ ат}$.

Однако поведение реальных газов подчиняется законам для идеальных газов лишь при низких давлениях и при температурах, значительно отличающихся от критических. Для реальных же газов уравнение (V.34) требует поправки. Это осуществляют введением новой величины — *летучести* f . Подставляя ее вместо действительного давления газа в уравнение (V.34), делаем последнее справедливым для реального газа:

$$\mu = \mu^\circ + RT \ln f.$$

Летучесть f при этом определяется из отношения

$$f = \frac{p}{p_{\text{ид}}}, \quad (\text{V.35})$$

где p — действительное давление газа в данных условиях;

$p_{\text{ид}}$ — давление, которым обладал бы идеальный газ при данных T и V .

Жидкие растворы по своей природе весьма разнообразны. К их числу относятся и жидкие чугуны, сталь (растворы различных элементов в железе), и жидкий шлак (растворы оксидов), и др. Важнейшей характеристикой раствора является его состав. Концентрация

раствора обычно выражается в молярных долях¹ или в процентах по массе.

В термодинамике сначала рассматривают идеализированные растворы — бесконечно разбавленные и совершенные.

К *бесконечно разбавленным* растворам относятся те, в которых молярная доля растворителя стремится к единице, а молярные доли растворенных веществ — к нулю. Поэтому в разбавленных растворах молекулы растворенного вещества не взаимодействуют между собой, так как отделены друг от друга молекулами растворителя, т. е. оказываются подобными идеальным газам.

Химический потенциал растворителя в разбавленном растворе определяется на основе закона Рауля, согласно которому давление пара растворителя над раствором меньше, чем давление пара чистого растворителя и пропорционально молярной доле растворителя:

$$p = p^{\circ} N,$$

где p — давление пара растворителя над раствором;

p° — давление пара чистого растворителя;

N — молярная доля растворителя в растворе.

Следовательно,

$$\mu = \mu^{\circ} + RT \ln N, \quad (\text{V.36})$$

где μ — химический потенциал чистого растворителя.

Для выражения химического потенциала растворенного в разбавленном растворе вещества также справедлива зависимость (V.36), но тогда N — молярная доля растворенного в растворе вещества, связанная с давлением пара растворенного вещества уравнением $p = \varepsilon N$, где ε — коэффициент Генри, зависящий от температуры, природы компонентов раствора и способа выражения его состава (о законе Генри см. § 34).

В *совершенных* растворах, которые образуются без изменения объема и теплосодержания ($\Delta H = 0$), все компоненты при любых концентрациях подчиняются закону Рауля. Следовательно, химический потенциал выражается зависимостью (V.36). К таким растворам близки, например, расплавы Fe—Ni, FeO—MnO.

Реальные растворы значительно отличаются от идеальных в силу особенностей взаимодействия частиц ($\Delta H \neq 0$; $V \neq \text{const}$). Поэтому уравнение для идеального раствора, выражающее химический потенциал вещества в функции концентрации, для реального раствора не будет точным. Но форму этого уравнения можно сохранить и для реального раствора, введя вместо концентрации некоторую величину a , называемую *активностью*. Она учитывает отклонение реального раствора от идеального. При этом активность данного вещества в реальном растворе определяется как отношение давления его пара над раствором к давлению пара над

¹ *Молярной долей* называется отношение числа молей данного вещества к числу молей всех веществ в растворе.

чистым веществом при той же температуре. Активность вещества в растворе является его эффективной концентрацией. Она определяется так:

$$a = \gamma N, \quad (\text{V.37})$$

где γ — коэффициент активности.

Тогда

$$\mu = \mu^\circ + RT \ln a. \quad (\text{V.38})$$

Естественно, что в идеальном растворе $a = N$.

Активности определяют экспериментальными методами, в основе которых лежит изучение различных равновесий с участием растворов. При этом, зная активность вещества в одной из частей системы, подчиняющейся идеальным законам, находят его активность в равновесном с нею реальном растворе.

§ 33. О ХИМИЧЕСКОМ РАВНОВЕСИИ

Равновесием называется термодинамическое состояние химической системы, не изменяющееся во времени при данных внешних условиях ее существования и характеризующееся минимальным значением изотермных потенциалов.

Равновесие химических реакций динамическое, подвижное, так как в такой системе одновременно протекают взаимно противоположные процессы: образование из исходных веществ продуктов реакции и из продуктов реакции — исходных веществ. О совершающихся в химической системе превращениях можно судить по уравнениям реакций. Они дают наглядное представление о ходе химического процесса, позволяют установить количественные соотношения между участвующими в них веществами и выполнять разнообразные расчеты, связанные с количественной стороной процесса. Однако из химического уравнения не ясно, какому соотношению между исходными веществами и продуктами реакции отвечает состояние равновесия и в каком положении относительно равновесия будет находиться данная реакция.

Закон действующих масс и константа равновесия. Химическое равновесие в гомогенной среде. *Гомогенной* называется такая система, внутри которой нет поверхностей раздела, отделяющих одну часть системы от другой. Это может быть, например, газовая смесь, различные жидкие растворы и др.

Рассмотрим химическую реакцию между газообразными веществами:



где a, b, c, d — стехиометрические коэффициенты, или число молей, веществ A, B, C, D соответственно.

В таком виде химическое уравнение говорит о том, что реакция одновременно идет в обоих направлениях. Примем, что в направле-

нии слева направо реакция идет с положительным тепловым эффектом.

Если в начальный период скорости протекания реакции в прямом и обратном направлениях не одинаковы, то по мере приближения к состоянию равновесия они становятся близкими друг к другу, а при равновесии достигают равных значений. В таком состоянии системы суммы химических потенциалов исходных веществ и продуктов реакции должны быть равны друг другу.

При заданных внешних условиях наибольшее влияние на скорость протекания реакции оказывает концентрация реагирующих веществ. Зависимость между этими величинами четко определена законом действующих масс, согласно которому при постоянной температуре скорость реакции прямо пропорциональна произведению концентраций реагирующих веществ, причем каждое из них влияет на скорость в степени, равной стехиометрическому коэффициенту в уравнении реакции.

Следовательно, для состояния равновесия реакции (V.39) должно быть

$$v_1 = v_2 = k_1 C_A^a C_B^b = k_2 C_C^c C_D^d,$$

где k_1 и k_2 — константы скоростей реакции;
 C_A, C_B, C_C, C_D — концентрации веществ, выраженные в молях на литр.

Тогда

$$\frac{C_C^c C_D^d}{C_A^a C_B^b} = \frac{k_1}{k_2} = K_c, \quad (\text{V.40})$$

где K_c — константа равновесия реакции.

Таким образом, в состоянии равновесия отношение концентраций веществ, стоящих в правой части уравнения, к концентрациям веществ, стоящих в его левой части, есть величина постоянная.

Константа равновесия реакции может быть выражена и иными путями. Если вещества, участвующие в реакции, газообразные и подчиняются уравнению идеальных газов (при малых и умеренных давлениях), то

$$\frac{p_C^c p_D^d}{p_A^a p_B^b} = K_p. \quad (\text{V.41})$$

Здесь p_C, p_D, p_A, p_B — парциальные давления соответствующих газообразных веществ, ат.

K_c и K_p связаны между собой зависимостью

$$K_p = K_c (RT)^{\Delta n}, \quad (\text{V.42})$$

где $\Delta n = (c + d - a - b)$ — изменение числа молей веществ в результате реакции.

Естественно, что при $\Delta n = 0$

$$K_p = K_c. \quad (\text{V.43})$$

Следует отметить, что для разбавленных растворов закон действующих масс применим в таком же виде, как и для идеальных газов, и справедлив при любом способе выражения концентрации. В совершенных же растворах концентрации реагирующих веществ должны быть выражены в молярных долях. Например, если в таком растворе протекает реакция

$$A_{\text{раствор}} = 2B_{\text{раствор}},$$

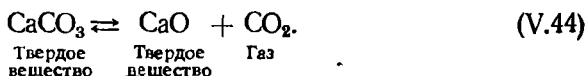
то при равновесии $\mu_A = 2\mu_B$, или $\mu_A^\circ + RT \ln N_A = 2\mu_B^\circ + 2RT \ln N_B$. Тогда константа равновесия реакции выразится как

$$K_N = \frac{N_B^2}{N_A}.$$

Для реальных газов и растворов закон действующих масс применим, если вместо давлений и концентраций используются соответственно летучести и активности. Тогда константа равновесия выражается как K_f или K_a .

Химическое равновесие в гетерогенной среде. Гетерогенной называется такая система, в которой есть поверхности раздела между частями или фазами ее. Такие системы наряду с газовой могут содержать конденсированные фазы — жидкие или твердые. Рассмотрим возможность применения закона действующих масс к подобным системам.

Для примера возьмем реакцию диссоциации углекислого кальция. Ее гетерогенный характер подтверждается тем, что в ней одновременно присутствуют два твердых и одно газообразное вещество:



Наличие в этой реакции веществ в конденсированном, в частности в твердом, состоянии определяет особенности рассматриваемого процесса. Известно, что нет абсолютно не испаряющихся твердых веществ. Над поверхностью любого из них образуется насыщенный пар, давление или упругость которого в условиях неизменности состава твердых фаз определяется только температурой процесса. Так как упругость паров p_{CaCO_3} и p_{CaO} для данной температуры постоянна и весьма мала, их величина не входит в уравнение равновесия и тогда

$$K_p = p_{\text{CO}_2}. \quad (\text{V.45})$$

Как видно из равенства (V.45), для таких реакций применение закона действующих масс достаточно просто: в этом случае константа равновесия реакции определяется парциальным давлением газа. В подобных процессах при известных условиях реакция может практически дойти до конца, если, например, образующуюся газообразную углекислоту CO_2 непрерывно удалять из зоны реакции.

При расчете констант равновесия, например гетерогенных жидких систем или крепких растворов, часто возникают серьезные трудности. Кроме состояния равновесия, иногда требуется найти скорость протекания реакции на различных стадиях процесса. Эта величина зависит от таких физических параметров, как вязкость, скорость диффузии, дисперсность и пр. Скорость большинства реакций, с которыми мы сталкиваемся при сварке, современными методами расчета определить нельзя и потому на этом вопросе останавливаться не будем.

Максимальная работа реакции и ее связь с константой равновесия. Возможность протекания той или иной химической реакции, степень ее развития в данных физических условиях и полнота завершенности при достижении ею химического равновесия зависят от способности веществ взаимодействовать друг с другом.

Способность различных веществ взаимодействовать между собой с образованием новых соединений называется *химическим средством*. Причинами, вызывающими химическое средство, являются межатомные взаимодействия различного вида. Поскольку непосредственно измерить величину этих сил нельзя, о них судят по совершаемой ими работе.

Наиболее полно требованиям, предъявленным к критерию химического средства, удовлетворяет *максимальная работа*, т. е. изменение изотермных потенциалов — уравнения (V.21) и (V.22). По смыслу максимальную работу реакции можно представить себе как величину той энергии, которую следует приложить к системе, чтобы остановить реакцию, т. е. чтобы преодолеть силы химического средства.

Поскольку величина максимальной работы выражается изменением соответствующих изотермных потенциалов, она не зависит от пути, по которому протекает реакция, а лишь от свойств реагирующих веществ и их начального и конечного состояний. Естественно, что в состоянии равновесия реакция не совершает полезной работы, так как для данных условий достигнут предел самопроизвольного протекания процесса и соответствующий изотермный потенциал (F или G) приобрел минимальное значение. Чем больше концентрации реагирующих веществ отличаются от равновесных и чем дальше от состояния равновесия находится данная реакция, тем большую работу она может совершить.

Величина максимальной работы реакции зависит от соотношения концентраций реагирующих веществ и определяет величину константы равновесия реакции.

Допустим, что реакция между газообразными веществами A, B, C, D протекает по уравнению $aA + bB \rightleftharpoons cC + dD + Q$. В зависимости от начальной концентрации реагирующих веществ, температуры и давления эта реакция может протекать как в прямом, так и в обратном направлении.

Если все реагирующие вещества подчиняются закону идеального газа ($pV = RT$), то уменьшение изобарно-изотермного

потенциала G , которое наблюдается при протекании реакции до состояния химического равновесия (при постоянных температуре и давлении), может быть выражено таким уравнением (примем его без доказательства):

$$\Delta G = -RT \left(\ln K_p - \ln \frac{p_C^c p_D^d}{p_A^a p_B^b} \right), \quad (V.46)$$

где $K_p = \frac{p_C^c p_D^d}{p_A^a p_B^b}$ — константа равновесия, выраженная через равновесные парциальные давления;

$\frac{p_C^c p_D^d}{p_A^a p_B^b}$ — соотношение парциальных давлений, при которых газы вступили в реакцию.

Но так как согласно уравнению (V.22) $A_{\max p} = -\Delta G$, т. е. максимальная работа реакции равна изменению изобарно-изотермического потенциала реагирующих веществ, то

$$A_{\max p} = RT \left(\ln K_p - \ln \frac{p_C^c p_D^d}{p_A^a p_B^b} \right). \quad (V.47)$$

Когда начальные парциальные давления газов совпадают с равновесными, реакция не совершает работы, так как $A_{\max p} = 0$. В зависимости от соотношений между K_p и $\frac{p_C^c p_D^d}{p_A^a p_B^b}$ реакция может развиваться в прямом или в обратном направлении.

Выражение (V.47), связывающее максимальную работу реакции с константой равновесия и начальными парциальными давлениями реагирующих веществ, называется *уравнением изотермы реакции* или *уравнением изотермы Вант-Гоффа*. Согласно этому уравнению максимальная работа может достигать различных значений в зависимости от величины начальных и конечных парциальных давлений реагирующих веществ. Поэтому для оценки химического сродства максимальные работы разных реакций нужно сравнивать при одинаковых начальных и конечных парциальных давлениях реагирующих веществ. Отсюда вытекает понятие *нормального сродства*.

Уравнение нормального сродства реагирующих веществ можно записать, если положить парциальные давления всех веществ равными единице: $p_A = p_B = p_C = p_D = 1 \text{ ат}$. Тогда

$$A_{\max p}^0 = RT \ln K_p. \quad (V.48)$$

Или при исходных концентрациях веществ $C_A = C_B = C_C = C_D = 1 \text{ моль/л}$:

$$A_{\max v} = RT \ln K_c. \quad (V.49)$$

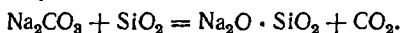
Следует иметь в виду, что расчеты по уравнениям изотермы реакции достаточно точны лишь для идеальных газов или идеальных растворов.

Уравнение изотермы реакции широко применяется в физической химии, так как оно позволяет дать количественную оценку химического сродства веществ, а также судить о возможности протекания той или иной реакции. При этом, если результат положительный, вещества могут взаимодействовать друг с другом, если отрицательный, — не взаимодействуют. Если для заданных условий известны величины ΔG° или ΔF° , из уравнения изотермы реакции можно определить также численные значения константы равновесия.

Пример 16. Будет ли протекать реакция соды с кремнеземом при $p = 1 \text{ ат}$ и температуре 298°К ?

Чтобы ответить на этот вопрос, следует определить знак максимальной работы реакции A_{max} .

Запишем уравнение реакции:



Так как $A_{\text{max}, p} = -\Delta G$, а согласно выражению (V.25) $\Delta G = \Delta H - T \Delta S$, то определяем составляющие ΔG реакции по уравнениям

$$\Delta H = (\Delta H_{\text{Na}_2\text{O} \cdot \text{SiO}_2}^\circ + \Delta H_{\text{CO}_2}^\circ) - (\Delta H_{\text{Na}_2\text{CO}_3}^\circ + \Delta H_{\text{SiO}_2}^\circ);$$

$$\Delta S = (S_{\text{Na}_2\text{O} \cdot \text{SiO}_2}^\circ + S_{\text{CO}_2}^\circ) - (S_{\text{Na}_2\text{CO}_3}^\circ + S_{\text{SiO}_2}^\circ).$$

Из термодинамических таблиц для теплот образования и энтропии выбраны следующие значения ΔH° и S° :

Na_2CO_3	$\Delta H^\circ = -271,6 \text{ ккал/моль};$	$S^\circ = 32,5 \text{ кал/г} \cdot \text{моль};$
SiO_2	$\Delta H^\circ = -209,5$	$S^\circ = 10,4$
$\text{Na}_2\text{O} \cdot \text{SiO}_2$	$\Delta H^\circ = -364,6$	$S^\circ = 27,2$
CO_2	$\Delta H^\circ = -94,05$	$S^\circ = 51,1$

Тогда

$$\Delta H = -364,6 - 94,05 + 271,6 + 209,5 = 22,45 \text{ ккал/моль};$$

$$\Delta S = 27,2 + 51,1 - 32,5 - 10,4 = 35,4 \text{ кал/г} \cdot \text{моль}.$$

Так как $A_{\text{max}} = -\Delta G = -\Delta H + T \Delta S$, то

$$A_{\text{max}} = -22\,450 + 35,4 \cdot 298 = -11\,901 \text{ кал/моль}.$$

Таким образом, реакция соды с кремнеземом при $p = 1 \text{ ат}$ и температуре 298°К протекать не будет, поскольку A_{max} имеет отрицательное значение.

Влияние давления и температуры на положение химического равновесия. Константа равновесия любой химической реакции имеет постоянное числовое значение при неизменных внешних условиях — давлении и температуре.

Если реакция протекает без изменения числа газовых молекул, то изменение объема или давления не влияет на смещение константы равновесия. Если же реакция сопровождается изменением числа газовых молекул, то с возрастанием давления положение равновесия смещается в сторону уменьшения числа образующихся газовых молекул, а с уменьшением давления — в сторону их увеличения. На примере реакции диссоциации углекислого газа $2\text{CO}_2 \rightleftharpoons 2\text{CO} + \text{O}_2$ можно заметить, что при заданной температуре увеличение давле-

ния приводит к развитию процесса образования молекул углекислого газа, в то время как снижение давления вызывает смещение равновесия в направлении большего выхода окиси углерода.

Изменение константы равновесия с изменением температуры можно установить, рассматривая совместно уравнения изотермы реакции и Гиббса — Гельмгольца.

Исключим из уравнений (V.49) и (V.32) значение $A_{\max V}$. Для этого уравнение (V.49) изотермы реакции

$$A_{\max V} = RT \ln K_C$$

продифференцируем по температуре как по независимой переменной, считая объем постоянным:

$$\frac{dA_{\max V}}{dT} = R \ln K_C + RT \frac{d \ln K_C}{dT}.$$

Подставим найденное выражение для $\frac{dA_{\max V}}{dT}$ в уравнение Гиббса — Гельмгольца:

$$A_{\max V} - \bar{Q}_V = T \left(R \ln K_C + RT \frac{d \ln K_C}{dT} \right).$$

Преобразуем полученное выражение:

$$A_{\max V} - \bar{Q}_V = RT \ln K_C + RT^2 \frac{d \ln K_C}{dT},$$

откуда с учетом выражения (V.49) получим

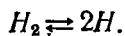
$$\frac{d \ln K_C}{dT} = -\frac{\bar{Q}_V}{RT^2}, \text{ или } \frac{d \ln K_C}{dT} = \frac{\Delta U}{RT^2}. \quad (\text{V.50})$$

Зависимость (V.50) носит название *уравнения изохоры реакции Вант-Гоффа*.

Аналогично рассуждая, для реакций, протекающих при постоянном давлении, можно установить влияние изменения температуры на положение константы равновесия с помощью *уравнения изобары реакции Вант-Гоффа*:

$$\frac{d \ln K_P}{dT} = -\frac{\bar{Q}_P}{RT^2}, \text{ или } \frac{d \ln K_P}{dT} = \frac{\Delta H}{RT^2}. \quad (\text{V.51})$$

Таким образом, *повышение температуры смещает равновесие в направлении эндотермического процесса (идущего с поглощением тепла)*. Это видно из примера обратимой химической реакции ($p = \text{const}$)



Процесс диссоциации молекулярного водорода сопровождается поглощением тепла, т. е. $\Delta H > 0$. Следовательно,

$$\frac{d \ln K_P}{dT} = \frac{\Delta H}{RT^2} > 0.$$

В этом случае повышение температуры вызовет рост константы равновесия, а так как $K_p = \frac{p_{\text{H}_2}}{p_{\text{H}_2}}$, то равновесие сместится в сторону увеличения концентрации продуктов реакции, т. е. атомарного водорода.

Чем значительнее тепловой эффект процесса, тем больше меняется константа равновесия и тем сильнее смещается равновесие с изменением температуры.

Выводы, вытекающие из анализа зависимости константы равновесия от температуры, имеют большое значение для изучения металлургических процессов при сварке, поскольку такие процессы протекают в условиях высоких температур.

Рассмотренное влияние давления и температуры на положение химического равновесия по сути есть проявлением принципа подвижного равновесия, установленного Ле-Шателье в 1884 г. Этот принцип заключается в следующем: *«Если на систему, находящуюся в равновесии, воздействовать извне, изменяя какое-нибудь из условий, определяющих положение равновесия, то последнее смещается, причем в системе протекают процессы, ослабляющие эффект внешнего воздействия»*. Например, повышение температуры, как мы установили, смещает положение равновесия в сторону большего выхода тех веществ, которые образуются с поглощением тепла. Тем самым ослабляется эффект внешнего воздействия — подвода тепла и повышения температуры системы. Понижение температуры системы действует в обратном направлении. Поэтому реакция $\text{Fe} + \text{CO} \rightleftharpoons \text{FeO} + \text{C} + Q$ при высоких температурах будет развиваться преимущественно влево, так как это процесс эндотермический, реакция же $2\text{FeO} + \text{Si} \rightleftharpoons \text{SiO}_2 + 2\text{Fe} + Q$ при пониженных температурах должна энергичнее развиваться вправо, так как этот процесс экзотермический, и т. п.

Таким образом, можно сказать, что переход системы из устойчивого состояния при низкой температуре в относительно устойчивое при высокой температуре всегда сопровождается поглощением тепла (плавление, испарение, парообразование, превращение $\alpha\text{-Fe} \rightarrow \gamma\text{-Fe}$ и др.). Обратный же переход будет сопровождаться выделением тепла (затвердевание жидкого металла, конденсация пара и пр.).

Поскольку процессы сварки обычно протекают в условиях постоянства давления, то наибольшее влияние на смещение равновесия при них оказывает температура.

Вычисление констант равновесия химических реакций можно проводить экспериментальным или расчетным путем. Расчетное определение их основано на использовании термодинамических данных.

Интегрирование уравнения (V. 51) приводит к выражению

$$\ln K_p = \int \frac{\Delta H}{RT^2} dT + j. \quad (\text{V.52})$$

Дальнейшее решение уравнения (V.52) усложняется зависимостью ΔH от температуры и особенно нахождением константы интегрирования i , для чего нужно знать хотя бы одно экспериментальное значение константы равновесия в рассматриваемом интервале температур. Эти расчеты отличаются громоздкостью и длительностью.

Чтобы найти константы равновесия реакций, протекающих в зоне сварки, можно применить и упрощенные методы расчета, например приводимый здесь метод.

Так как

$$\Delta G = -RT \ln K_p,$$

то

$$\ln K_p = -\frac{\Delta G}{RT}.$$

или с учетом уравнения (V.23)

$$\ln K_p = -\frac{\Delta H}{RT} + \frac{T \Delta S}{RT}. \quad (\text{V.53})$$

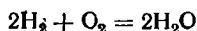
В таблицах термодинамических величин приводятся энтальпии и энтропии различных веществ для стандартного состояния ($T = 298^\circ \text{C}$, $p = 1 \text{ ат}$). Для температур, отличных от стандартной, нужно учитывать изменения теплоемкостей веществ, участвующих в реакции [согласно уравнениям (V.14) и (V.15)]. Однако рассматриваемый метод допускает $\Delta C_p = 0$. Тогда, заменив в уравнении (V.53) натуральный логарифм десятичным и подставив вместо R его значение $— 1,987 \text{ кал/(моль} \cdot ^\circ \text{C)}$, получим

$$\lg K_p = -\frac{\Delta H_{298}^\circ}{4,575T} + \frac{\Delta S_{298}^\circ}{4,575}. \quad (\text{V.54})$$

Точность расчета K_p по уравнению (V.54) тем бóльшая, чем ближе к стандартным условиям находится реакция и чем значительнее изменение изобарного потенциала системы, т. е. когда в реакции исходные вещества почти полностью исчезают (большая константа K_p) или, наоборот, мало изменяются (малая константа K_p). В остальных случаях результат расчета позволяет установить порядок в значении константы равновесия и знак, определяющий термодинамическую возможность и направление процесса.

Константу равновесия реакции можно определить и по другим приближенным уравнениям (Нернста, Д. Чипмена, А. М. Самарина и др.). Однако упрощение расчетов в этих случаях достигается за счет уменьшения точности.

Пример 17. Вычислить константу равновесия реакции



с применением формул (V.52) и (V.54)¹.

¹ Пример расчета взят из книги [18].

Для выражения зависимости теплового эффекта от температуры используем теплоемкости веществ, участвующих в реакции, уравнения для которых вида $c_p = a + bT + cT^2$ следующие¹:

$$c_{p \text{ H}_2\text{O}} = 8,81 - 19 \cdot 10^{-4}T + 2,22 \cdot 10^{-6}T^2;$$

$$c_{p \text{ H}_2} = 6,5 + 9 \cdot 10^{-4}T;$$

$$c_{p \text{ O}_2} = 6,5 + 10 \cdot 10^{-4}T,$$

откуда

$$\Delta a = 2a_{\text{H}_2\text{O}} - 2a_{\text{H}_2} - a_{\text{O}_2} = 2 \cdot 8,81 - 2 \cdot 6,5 - 6,5 = -1,88;$$

$$\Delta b = (-2 \cdot 19 - 2 \cdot 9 - 10) 10^{-4} = -6,6 \cdot 10^{-3};$$

$$\Delta c = 2 \cdot 2,22 \cdot 10^{-6} = 4,44 \cdot 10^{-6}.$$

Из уравнения $\Delta H_{298}^\circ = \Delta H^\circ + \int_0^{298} c_p dT$ определяем тепловой эффект при

$T = 0$:

$$\Delta H^\circ = \Delta H_{298}^\circ - \int_0^{298} c_p dT = \Delta H_{298}^\circ - \left(\Delta a + \frac{\Delta b}{2} T + \frac{\Delta c}{3} T^2 \right) T =$$

$$= -115\,600 + 1,88 \cdot 298 + \frac{6,6}{2} 10^{-3} \cdot 298^2 - \frac{4,44 \cdot 10^{-6}}{3} \cdot 298^3 \approx -114\,780 \text{ кал.}$$

Таким же образом составляем уравнение для вычисления теплового эффекта при любой температуре:

$$\Delta H_T^\circ = \Delta H^\circ + \int_0^T c_p dT = -114\,780 - 1,88T - 3,3 \cdot 10^{-3}T^2 + 1,48 \cdot 10^{-6}T^3.$$

С учетом этой зависимости выражение для константы равновесия приобретает вид

$$\ln K_p = \frac{1}{R} \int \frac{\Delta H_T^\circ}{T^2} dT = \frac{1}{R} \int (-114\,780 - 1,88T - 3,3 \cdot 10^{-3}T^2 + 1,48 \cdot 10^{-6}T^3) \frac{dT}{T^2} = \frac{114\,780}{RT} - \frac{1,88 \ln T}{R} - \frac{3,3 \cdot 10^{-3}T}{R} + \frac{0,74 \cdot 10^{-6}T^2}{R} + \frac{j}{R}.$$

Приняв по опытным данным $j = -7,92$ и переходя к десятичным логарифмам, получаем уравнение для вычисления константы равновесия:

$$\lg K_p = \frac{25\,100}{T} - 0,41 \lg T - 7,2 \cdot 10^{-4}T + 1,62 \cdot 10^{-7}T^2 - 1,73. \quad (\text{V.55})$$

Для определения константы равновесия по уравнению (V.54) нужно помимо энтальпии знать стандартные значения энтропии веществ, участвующих в реакции:

$$\Delta H_{298}^\circ = -115\,600 \text{ кал};$$

$$S_{298}^\circ \text{ H}_2\text{O} = 45,13 \text{ кал}/(\text{моль} \cdot ^\circ\text{K});$$

$$S_{298}^\circ \text{ H}_2 = 31,21 \text{ кал}/(\text{моль} \cdot ^\circ\text{K});$$

$$S_{298}^\circ \text{ O}_2 = 49,06 \text{ кал}/(\text{моль} \cdot ^\circ\text{K}).$$

¹ Справочные данные по значениям теплоемкостей имеют известный разброс, который несущественно влияет на результаты последующих вычислений.

Величины $\lg K_p$ для
различных температур

Т, °К	По уравнению (V.52)	По уравнению (V.54)	Опытные данные
1000	20,10	20,55	20,11
1500	11,52	12,15	11,52
2000	7,04	7,5	7,05
2500	4,41	5,43	4,41
3000	2,63	3,75	2,65

$$\begin{aligned} S_{298}^{\circ} &= 2S_{298}^{\circ} \text{H}_2\text{O} - 2S_{298}^{\circ} \text{H}_2 - S_{298}^{\circ} \text{O}_2 = \\ &= 2 \cdot 45,13 - 2 \cdot 31,21 - 49,06 = \\ &= -21,22 \text{ кал/(моль} \cdot ^{\circ}\text{K)} \end{aligned}$$

и тогда

$$\lg K_p = \frac{115\,600}{4,575T} - \frac{21,22}{4,575} = \frac{25\,300}{T} - 4,65. \quad (\text{V.56})$$

В табл. 24 приведены величины десятичных логарифмов констант равновесия для различных температур, полученные расчетом по формулам (V.52), (V.54) и экспериментально. Как видим,

расчетные величины хорошо совпадают с опытными данными, особенно при расчете по уравнению (V.52).

§ 34. ЯВЛЕНИЯ В ЖИДКИХ СРЕДАХ И НА ПОВЕРХНОСТЯХ РАЗДЕЛА ФАЗ

В зоне сварки плавлением весьма важное значение имеют процессы, протекающие в жидких фазах и на границе раздела фаз. *Фазой* в физической химии называется однородная часть системы, отделенная от других ее частей видимыми поверхностями раздела. Фазами в зоне сварки являются газовая среда, жидкий шлак, жидкий и твердый металлы.

К числу важнейших процессов в зоне сварки следует отнести взаимодействие жидких фаз с газами и оксидами.

Растворение газов. Допустим, что есть двухфазная система, состоящая из газовой и жидкой фаз, и один из компонентов газовой фазы может растворяться в жидкой фазе.

При заданной температуре скорость растворения газа в жидкой фазе можно считать пропорциональной его парциальному давлению p в газовой фазе, а скорость его удаления из жидкости v_2 — пропорциональной его концентрации C в жидкой фазе. Для равновесных условий, когда $v_1 = v_2$, получим

$$\begin{aligned} k_1 p &= k_2 C, \text{ или } \frac{C}{p} = \frac{k_1}{k_2}, \text{ т. е.} \\ C &= k p, \end{aligned} \quad (\text{V.57})$$

где k — константа Генри, определяющая растворимость газа в жидкости при данной температуре; $k = \frac{k_1}{k_2}$;

p — парциальное давление газа в газовой фазе, ат.

Эта зависимость была установлена Генри и названа *законом Генри*. Закон Генри справедлив лишь при малой растворимости и в том случае, если растворенный газ не вступает с жидкостью в химические реакции. Этот закон применим к идеальным и разбавлен-

ным растворам и допускает любой способ выражения концентрации (моль/л, мольные доли и др.).

В жидком металле растворяются газы, находящиеся в атомарном состоянии, и те из них, которые имеют незаполненные валентные оболочки (H, N) и не образуют с металлом ионных связей (подобно кислороду). Обычным состоянием таких газов является молекулярное, поэтому перед растворением должна пройти их диссоциация, т. е. $G_2 \rightleftharpoons 2G$, с константой равновесия

$$K_p = \frac{p_G^2}{p_{G_2}}, \text{ т. е. } p_G = \sqrt{K_p p_{G_2}}.$$

Подставляя значение парциального давления газа p_G в уравнение (V.57), получим зависимость, известную как закон Сивертса:

$$C = k \sqrt{K_p p_{G_2}} = k' \sqrt{p_{G_2}}. \quad (\text{V.58})$$

Здесь k' — константа растворимости, она зависит от температуры и природы растворителя; зависимость от температуры та же, что и константы равновесия химической реакции:

$$\frac{d \ln k'}{dT} = \frac{\Delta H}{RT^2}, \quad (\text{V.59})$$

где ΔH — изменение энтальпии при растворении.

При растворении газов в жидком металле в большинстве случаев $\Delta H > 0$, поэтому с повышением температуры их растворимость возрастает.

Закон распределения вещества в несмешивающихся растворителях. Рассмотрим систему, состоящую из двух жидких фаз A и B , не растворяющихся одна в другой, и третьей — газовой фазы, один из компонентов которой может растворяться как в фазе A , так и в фазе B .

В соответствии с законом Генри можно записать, что концентрация газа в каждой из фаз при одной и той же температуре

$$C_A = k_1 p; \quad C_B = k_2 p,$$

откуда следует, что

$$\frac{C_A}{C_B} = \frac{k_1}{k_2} = L = \text{const}. \quad (\text{V.60})$$

Постоянная L называется *коэффициентом* или *константой распределения*, а соотношение (V.60) является математическим выражением *закона распределения Нернста*. Этот закон применим к веществу, находящемуся в любом агрегатном состоянии, если оно растворимо в двух соприкасающихся жидких растворителях. Формулировка закона распределения такова: «*Каждое вещество распределяется между двумя растворителями так, что отношение концентраций его в обоих растворителях остается постоянным*». Следует при этом иметь в виду, что если в двух несмешивающихся

растворителях одновременно может растворяться несколько веществ, между собой не взаимодействующих, то каждое из них будет растворяться независимо от другого, имея свою константу распределения.

В зоне сварки плавлением два несмешивающихся растворителя — это жидкие металл и шлак. Способность некоторых соединений растворяться в этих двух фазах используется для очистки металла от таких соединений. Так, при сварке сталей в жидком металле достаточно энергично может образовываться закись железа, ухудшающая свойства стали. Закись железа хорошо растворима не только в жидком металле, но и в жидком шлаке, и распределение ее между этими двумя различными по свойствам жидкостями подчиняется закону распределения. Условившись в дальнейшем заключать концентрации веществ, находящихся в шлаке, в круглые скобки, а веществ, находящихся в жидком металле, — в квадратные, запишем

$$\frac{(\text{FeO})}{[\text{FeO}]} = L. \quad (\text{V.61})$$

Уменьшение концентрации свободной закиси железа в шлаке может вызвать снижение содержания ее и в жидком металле: из металла она будет переходить в шлак, так как для данной температуры значение константы распределения постоянно.

На этом и основано диффузионное раскисление металла (см. гл. VI). Таким же образом можно снизить и концентрацию серы в металле. На действии закона распределения основано также получение методом электрошлакового переплава весьма рафинированных металлов и сплавов.

Понятие о поверхностной энергии. Различные химические процессы, протекающие в гетерогенных системах, обычно начинают развиваться с поверхностей раздела фаз, перемещаясь затем далее, в глубь системы.

Условия существования молекул поверхностного слоя отличаются от тех, в которых находятся молекулы внутренних слоев. Поэтому свойства поверхности отличаются от свойств внутренних слоев вещества. Особенности свойств поверхностных слоев вещества проявляются на любой поверхности раздела фаз, но особенно сильно — в системе «жидкость — газ», слабее — на границе двух несмешивающихся жидкостей, а также в системе «твердое тело — жидкость», еще слабее — на границе раздела твердых тел. Проявление этих свойств есть результат наличия на поверхности раздела фаз определенной энергии — *поверхностной энергии, или энергии поверхностного натяжения*. Под действием этой энергии капля жидкости, предоставленная самой себе, принимает форму шара, при которой ее поверхность для данного объема будет наименьшей. В этом случае жидкость можно представить как бы заключенной в упругую растянутую резиновую пленку, стремящуюся ее сжать, хотя в действительности такой пленки нет.

Причиной поверхностного натяжения является наличие взаим-

ного притяжения молекул жидкости. Рассмотрим две молекулы жидкости — одну *А*, находящуюся на поверхности, и вторую *В* — во внутренних слоях жидкости (рис.87). Описав вокруг них сферы радиусом *r*, равным расстоянию, на котором действуют силы межмолекулярного притяжения, убедимся, что силовое состояние молекул *А* и *В* различно. На молекулу *В* силы притяжения действуют симметрично во всех направлениях и она находится в равновесном состоянии. Действие же сил на молекулу *А* несимметрично, а именно: сила притяжения соседних молекул жидкости нижних слоев не будет уравновешиваться силой притяжения молекул верхних слоев, поэтому равнодействующая *Р* в данном случае направлена вниз и стремится втянуть молекулу внутрь жидкости.

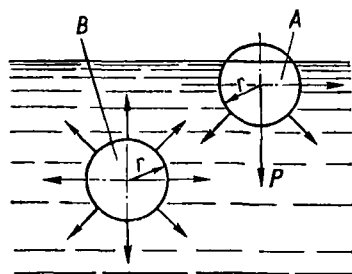


Рис. 87. Схема взаимодействия частиц, находящихся внутри жидкости — *В* и на ее поверхности — *А*.

Увеличению поверхности жидкости соответствует переход части молекул из более удаленных от поверхности слоев на поверхность жидкости, связанный с затратой некоторой работы. Работа, необходимая для создания 1 см^2 поверхности при наличии определенной пограничной среды, является мерой поверхностного натяжения, обозначается σ и измеряется в эргах на 1 см^2 . Можно определить величину поверхностного натяжения и как силу, действующую на 1 см длины поверхностного слоя. Тогда величина поверхностного натяжения измеряется в динах на 1 см . В обоих случаях эти определения по сути совпадают, так как

$$1 \frac{\text{дин} \cdot \text{см}}{\text{см}^2} = 1 \frac{\text{дин}}{\text{см}} = 1 \frac{\text{эрг}}{\text{см}^2}.$$

Величина поверхностного натяжения зависит не только от жидкости, но и от среды, которая находится рядом с ней, так как эта среда может влиять на поверхностные молекулы жидкости. Ниже приведены величины поверхностного натяжения некоторых жидкостей при 20°C , когда пограничная среда — воздух:

Вещество	σ , эрг/см ²
AlCl ₃	39,5
H ₂ O	72,58
Hg	471,6

Меняя пограничную среду, можно весьма сильно влиять на величину поверхностного натяжения жидкости. Применяв, например, для воды в качестве пограничной среды вместо воздуха бензол, получим снижение σ у воды до $36,6 \text{ эрг/см}^2$, а при контакте ее с эфиром величина поверхностного натяжения составит всего $9,7 \text{ эрг/см}^2$.

Вещества, способствующие уменьшению величины поверхностного натяжения, называются *поверхностно-активными*, а вещества, слабо влияющие на поверхностное натяжение, — *поверхностно-неактивными*. Например, группа щелочных и щелочноземельных металлов и большинство солей, ими образуемых, относятся к поверхностно-активным веществам. Этим пользуются при пайке и сварке, стремясь добиться лучшей смачиваемости поверхности твердого металла жидким металлом и более легкого растворения капель электродного металла в сварочной ванне.

Величина поверхностного натяжения влияет на численные значения упругости паров и растворимость данного вещества. Если жидкость имеет форму капли, то с уменьшением размера капель упругость паров над ними увеличивается. Например, упругость паров капли радиусом 10^{-4} см на 0,1% больше упругости паров над плоской поверхностью, а для капли радиусом 10^{-6} см прирост

упругости паров будет около 10%. Это объясняется влиянием степени кривизны испаряющей поверхности. Из рис. 88 видно, что отрывающаяся от жидкости молекула легче покидает выпуклую поверхность, чем вогнутую, так как в этом случае равнодействующая P сил сцепления меньше. Отсюда следует, что малые капли всегда имеют большее

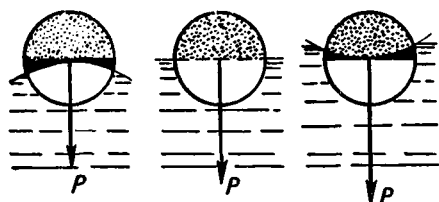


Рис. 88. Влияние степени кривизны испаряющей поверхности на величину силы отрыва от нее частиц.

давление пара, чем большие, и поэтому менее устойчивы. Что касается влияния поверхностного натяжения на растворимость, то известно, что капли малого размера растворяются лучше, чем крупные. То же происходит и с зернами в твердом металле: при высоких температурах крупные зерна растут за счет мелких как менее устойчивых.

Существенное влияние на величину поверхностного натяжения оказывает изменение температуры. Повышение последней приводит к равномерному снижению поверхностного натяжения, так как вследствие расширения вещества ослабевают силы притяжения между молекулами как внутри вещества, так и в его поверхностном слое. При некоторой температуре поверхностное натяжение жидкости становится равным нулю и исчезает раздел между жидкой и газовой фазой. Эта температура названа *температурой абсолютного кипения*, или *критической температурой*, выше которой вещество не может находиться в жидком состоянии.

Адсорбция. Природу явления адсорбции можно объяснить следующим образом. Молекулы или атомы вещества, расположенные на поверхности, обладают, в отличие от молекул и атомов, находящихся внутри вещества, свободными, не занятыми силами связи. Если у такой поверхности окажутся, допустим, атомы газа, то они

могут удерживаться молекулами или атомами вещества, имеющими свободные силы связи, т. е. адсорбироваться.

Если силы связи достаточно велики, адсорбированный атом останется у поверхности, если слабы — он может покинуть поверхность вещества. В последнем случае увеличение температуры, при которой протекает адсорбция, вследствие увеличения энергии тепловых колебаний адсорбированных частиц приводит к тому, что часть их возвращается в газовую среду и адсорбция уменьшается. Аналогично на развитие адсорбции влияет и уменьшение давления. Понижение температуры, наоборот, вызывает возрастание адсорбции, пока на поверхности не образуется тонкий слой газа в несколько молекулярных слоев. Так же влияет и увеличение давления.

Помимо температуры и давления, на развитие процесса адсорбции значительно влияет природа адсорбируемого вещества и раствора. Из газов сильнее адсорбируются те, которые легче конденсируются в жидкость и имеют более высокую температуру кипения. Развитию адсорбции способствует наличие в растворе поверхностно-активных веществ, снижающих величину поверхностного натяжения раствора.

Процесс адсорбции занимает очень короткий промежуток времени (доли секунды), дальнейшее же перемещение поглощенного поверхностного продукта в глубь вещества происходит гораздо медленнее — за счет диффузии или путем механического перемешивания.

Понятие о вязкости жидкостей. Вязкостью, или внутренним трением, называется сопротивление, оказываемое средой при перемещении одних ее частей относительно других.

Известно, что при перемещении жидкости по каналу (рис. 89, б) скорость v различных слоев жидкости будет неодинакова: слои у стенок канала будут перемещаться медленнее, чем внутренние. Изменение скорости перемещения слоев жидкости описывается параболической кривой (рис. 89, а).

Выделим из этого потока жидкости два кольцевых слоя с поверхностью соприкосновения $F = 2\pi (r - s) l \text{ см}^2$ (рис. 89, б), находящихся на расстоянии ds друг от друга. Тогда величина силы

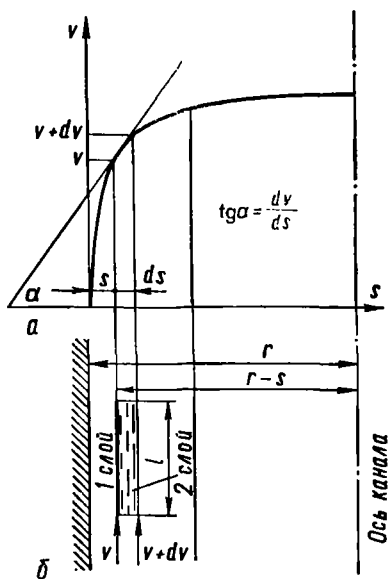


Рис. 89. Изменение скорости перемещения различных слоев жидкости в зависимости от их расстояния от стенки канала.

внутреннего трения между ними определится следующей зависимостью:

$$P = \eta F \frac{dv}{ds}, \quad (V.62)$$

где P — сила внутреннего трения между слоями жидкости, перемещающимися с различной скоростью, *дин*;

$\frac{dv}{ds}$ — градиент скорости, характеризующий изменение скорости перемещения слоев жидкости в направлении, перпендикулярном к их движению, *сек⁻¹*;

η — коэффициент пропорциональности, зависящий от природы, состава и температуры жидкости; он же является *коэффициентом абсолютной вязкости*, или *коэффициентом внутреннего трения*.

Из уравнения (V.62) следует, что

$$\eta = \frac{P}{F} \cdot \frac{ds}{dv} \text{ дин} \cdot \text{сек/см}^2. \quad (V.63)$$

За единицу абсолютной вязкости жидкостей — пуаз (*пз*) — принята вязкость такой жидкости, в которой сила 1 *дин* перемещает слой жидкости 1 *см²* по отношению к другому такому же слою, находящемуся от первого на расстоянии 1 *см*, со скоростью 1 *см/сек*. В табл. 25 приведены значения коэффициентов абсолютной вязкости для различных жидкостей.

Таблица 25

Коэффициенты абсолютной вязкости η , *пз*, для различных жидкостей, находящихся при определенных температурах

Жидкость	$T, ^\circ\text{C}$	η
Вода	0	0,0178
»	20	0,0100
»	50	0,0055
Нефть (уд. вес 0,90)	15	1,30
Глицерин	20	7,8
Асфальтовый пек	150	20,0
Расплавленные соли (NaNO_3)	—	2—5
Ртуть	0	0,017
Шлаки жидкие, легкотекучие	1595	0,2 и меньше
Шлаки густые, густотекучие	1595	5—20 и больше
Сталь	1595	0,025
Чугун	1425	0,015

Наряду с коэффициентом абсолютной вязкости иногда пользуются коэффициентом относительной вязкости, представляющим собой отношение коэффициента абсолютной вязкости жидкости к коэффициенту абсолютной вязкости воды при 20 $^\circ\text{C}$.

В сварочных процессах, естественно, наибольший интерес представляет вязкость шлаков, образующихся на поверхности жидкого

металла, так как от величины этого показателя и характера его изменения в процессе сварки зависят технологические свойства применяемых покрытий и флюсов, степень завершенности металлургических процессов и т. п.

Вязкость жидкостей, и сварочных шлаков в частности, очень зависит от температуры и в общем случае с повышением последней уменьшается. С увеличением температуры шлаки, снижая свою вязкость, проходят через три характерных состояния (рис. 90):

- 1 — хрупкое, отвечающее вязкости $\eta > 10^{13}$ пз;
- 2 — вязкое — при $\eta = 10^{13} \div 10$ пз;
- 3 — жидкотекучее — при $\eta \leq 10$ пз.

Для определения вязкости жидких шлаков применяют прибор, называемый *вискозиметром*. Существует несколько методов измерения вязкости шлаков, причем все они основаны на измерении сопротивления, которое встречает тело, движущееся в шлаке. Рассмотрим два из них:

1. *Метод падения шарика* основан на измерении скорости падения платинового шарика в исследуемой жидкости. В этом случае коэффициент вязкости η определяется по формуле Стокса:

$$\eta = \frac{2r^2(\gamma - \gamma_0)g}{9v}, \quad (V.64)$$

где η — коэффициент абсолютной вязкости, пз;

v — скорость падения шарика, см/сек;

r — радиус шарика, см;

γ и γ_0 — соответственно плотность шарика и исследуемой жидкости, г/см³;

g — ускорение силы тяжести (981 см/сек²).

2. *Метод вращения цилиндра* имеет несколько разновидностей, одной из которых является измерение скорости вращения цилиндра в исследуемой жидкости под действием определенного вращающего момента.

Вискозиметр градуируется по жидкостям, вязкость которой известна (растворы сахара, глицерина).

Процессы испарения. Упругость паров всякого вещества с повышением температуры возрастает. Процесс образования паров при температурах ниже точки плавления вещества называется *возгонкой* (*сублимацией*), выше точки плавления — *испарением*. При испарении наряду с выходом частиц из жидкости, пропорциональным их количеству на поверхности жидкой фазы, наблюдается и обратный процесс — возврат их из газовой фазы в жидкость. Поэтому определенной упругости пара над жидкостью будет отвечать равновесие этих двух встречных процессов.

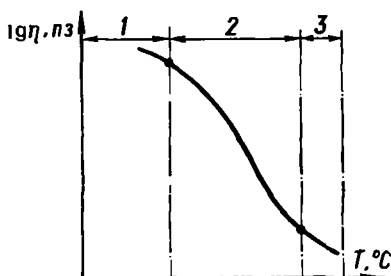


Рис. 90. Кривая зависимости вязкости шлака от температуры.

Температура, при которой упругость паров равна давлению окружающей атмосферы, называется *точкой кипения*. Парообразование при этой температуре идет уже не только на свободной поверхности, но и по всему объему жидкости. В табл. 26 приведены точки кипения и удельная скрытая теплота парообразования для некоторых элементов.

Таблица 26

Точки кипения, °С, и удельная скрытая теплота парообразования λ , кал/г, для некоторых элементов

Элемент	Точка кипения	λ
Ag	2180	554
Al	1800	1930
Cr	2330	1200
C	4800	10800
Cu	2590	1760
Fe	2880	1320
Mg	1100	2550
Mn	2030	1160
Mo	4730	1690
Na	883	1013
Ni	3800	1250
Pb	1760	217
Sn	2270	621
Si	2630	1400
W	6000	1160
Zn	906	463

Таблица 27

Константы A и B для жидких элементов

Элемент	A	B	Температурный интервал применимости, °С
Al	11 430	8,40	
Ag	13 060	8,762	1650—1930
Ca	19 300	16,240	960—1100
C	28 200	9,596	3880—4430
Cr	13 640	8,39	
Cu	24 400	12,344	2100—2310
Fe	16 100	7,482	2220—2450
Mg	13 600	12,993	900—1070
Mn	14 000	9,300	1510—1900
Mo	35 500	10,81	
Na	5 395	7,555	180—883
Ni	16 100	7,600	
Pb	9 840	7,827	525—1325
Si	8 660	5,89	
Sn	17 200	9,643	1950—2270
Ti	1 525	3,35	
W	46 700	9,88	
Zn	6 163	8,108	600—985

Удельная скрытая теплота парообразования λ зависит от температуры. Эту зависимость можно определить на основании законов термодинамики. Но ввиду сложности вычислений и недостатка точных значений констант, определяя упругость паров, часто ограничиваются грубо приближенными уравнениями, построенными на основании обработки экспериментальных данных для нескольких температур. Из этих упрощенных формул наиболее известна такая:

$$\lg p = -\frac{A}{T} + B, \quad (\text{V.65})$$

где p — упругость паров, мм рт. ст.

T — температура, °К;

A и B — константы, определяемые экспериментально; в табл. 27 приведены значения A и B для некоторых элементов.

Если пренебречь зависимостью теплоты парообразования λ от температуры, то приближенно можно принять, что

$$\frac{\lambda'}{T_k} = C = \text{const.} \quad (\text{V.66})$$

Здесь T_k — температура кипения, °С.

Согласно правилу Трутона постоянная C при атмосферном давлении имеет величину от 21 (для низкокипящих веществ) до 23 (для высококипящих) $\text{ккал}/(^{\circ}\text{C} \cdot \text{моль})$. Это правило позволяет быстро, но весьма приближенно, оценить величину λ по $T_{\text{к}}$.

Теплота испарения из твердого состояния, т. е. возгонки или сублимации, равна сумме теплот плавления и парообразования:

$$\lambda_{\text{возг}} = \lambda_{\text{пл}} + \lambda_{\text{пар}}.$$

Все изложенное относилось к чистым веществам. Для смеси различных веществ явление значительно усложняется. Если компоненты смеси или сплава взаимно нерастворимы, то упругость пара каждого компонента остается неизменной и общая упругость пара равна сумме упругостей паров составляющих компонентов при не очень низком содержании их в смеси. В условиях взаимной растворимости веществ давление пара растворителя уменьшается с повышением содержания в нем растворенного вещества и при небольших количествах последнего пропорционально его мольной доле (закон Рауля).

Газовую атмосферу при сварке металлов образуют, кроме составляющих воздуха, пары металла и химических соединений, входящих в состав электродных покрытий или флюсов, и продукты их разложения.

В условиях высокой температуры дугового разряда все металлы, имея высокую упругость пара, казалось бы, должны находиться в газообразном состоянии. Но скорость испарения конечна, перенос металла в виде капель через дуговой промежуток происходит очень быстро и поэтому в процессе полета капли кипят и лишь частично испаряются. Отвод образующихся паров из зоны сварки, а также их возможное окисление усиливают процесс испарения.

Элементы с высокой температурой кипения и малой упругостью паров испаряются не столь интенсивно (например, W, Ni). Наоборот, элементы, имеющие невысокую температуру кипения и высокую упругость паров, испаряются весьма энергично (Zn, K, Na, Ca, Mg, Mn и др.). Так, для кальция повышение температуры на 100—200 $^{\circ}\text{C}$ вызывает увеличение упругости пара в сотни раз, в то же время для железа увеличение температуры на 300 $^{\circ}\text{C}$ приводит к увеличению упругости пара только в 10 раз.

§ 35. О ХИМИЧЕСКОМ СРОДСТВЕ ЭЛЕМЕНТОВ К КИСЛОРОДУ

Реакции восстановления и окисления металлов являются составной частью металлургических процессов. Поэтому для изучения таких реакций нужно знать характеристики, оценивающие прочность связи металла с кислородом.

Оценка степени сродства элементов к кислороду по изменению изобарно-изотермного потенциала образования оксидов. При

наличии в системе газовой фазы — кислорода — направление протекания процессов определяется изменением изобарно-изотермного потенциала ΔG . Если в данной реакции изобарный потенциал уменьшается, процесс самопроизвольно развивается в направлении окисления; если этот потенциал растет, — самопроизвольное окисление невозможно; наконец, значение изобарного потенциала, равное нулю, отвечает равновесному состоянию реакции.

Нетрудно видеть, что чем больше по своему значению убыль ΔG при образовании данного оксида, тем выше сродство элемента к кислороду в этом оксиде.

Изменение изобарно-изотермных потенциалов в процессе образования различных оксидов рассчитывают по константе равновесия реакции, пользуясь уравнением нормального сродства (V.49), где вместо A_{max} подставляют ΔG_T° , т. е. $\Delta G_T^\circ = -RT \ln K_p$, а также по уравнениям типа (V.25), (V.27).

На рис. 91 приведены кривые, построенные по результатам определения изобарно-изотермного потенциала образования некоторых оксидов в зависимости от температуры. Из графиков вытекает следующее:

1. В интервале 1000—3500 °K изобарно-изотермный потенциал образования оксидов

Рис. 91. Кривые зависимости изобарно-изотермного потенциала образования некоторых оксидов от температуры.

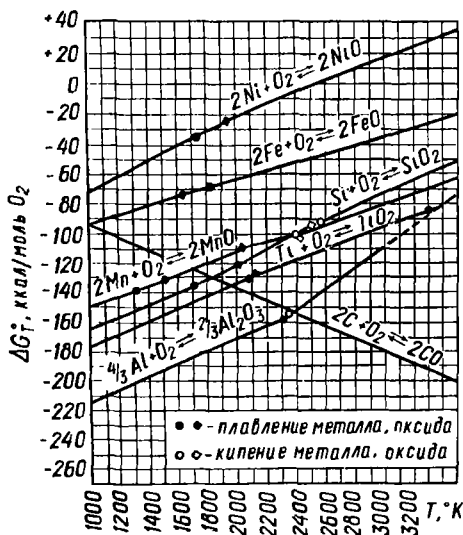
с повышением температуры увеличивается, что говорит об уменьшении степени сродства элементов к кислороду с ростом температуры. Исключение составляет реакция образования окиси углерода.

2. По убывающей силе сродства к кислороду при температуре 3500 °K рассмотренные элементы можно расположить в такой ряд:

C; Ti; Al; Mn; Si; Fe; Ni.

Интересна зависимость от температуры сродства углерода к кислороду: при относительно низких температурах, близких к началу затвердевания сталей, углерод как раскислитель становится с первого на пятое место в указанном ряду, уступая в сродстве к кислороду алюминию, титану, кремнию и марганцу.

Оценка степени сродства элементов к кислороду по упругости диссоциации оксидов. Реакции окисления металлов обратимы и поэтому оксиды способны диссоциировать,



Напишем в общем виде такую реакцию:



Если MeO и Me — чистые конденсированные вещества, то единственным газообразным продуктом является кислород. В таких гетерогенных системах константа равновесия определяется одним парциальным давлением кислорода:

$$K_p = p_{\text{O}_2}. \quad (\text{V.68})$$

Величину p_{O_2} — давление свободного кислорода, отвечающее состоянию равновесия реакции, — называют *упругостью диссоциации данного оксида* MeO . Иначе говоря, упругость диссоциации химического соединения есть концентрация единственного газообразного компонента в равновесной системе, выраженная в атмосферах. Чем меньше значение упругости диссоциации химического соединения (оксида), тем прочнее этот оксид. В самом деле, чем меньше, при прочих равных условиях, давление (или концентрация) свободного кислорода, отвечающее состоянию равновесия реакции, тем большее его количество связано в оксид и тем легче образуется последний. Наоборот, чем большее давление (или концентрация) свободного кислорода отвечает состоянию равновесия реакции, тем меньшее его количество связано в оксид, т. е. тем меньше сродство элемента к кислороду.

Так как упругость диссоциации совпадает с константой равновесия, то для ее определения могут быть использованы термодинамические методы, применяемые для вычисления констант.

Упругость диссоциации оксидов рассчитывают на основании уравнения нормального сродства, в которое вместо A_{max} подставляют ΔG_T° :

$$\Delta G_T^\circ = -RT \ln K_p.$$

Но для реакции (V.67) $K_p = p_{\text{O}_2}$ и тогда

$$\Delta G_T^\circ = -RT \ln p_{\text{O}_2} = -4,575 T \lg p_{\text{O}_2}.$$

Отсюда

$$\lg p_{\text{O}_2} = -\frac{\Delta G_T^\circ}{4,575 T}. \quad (\text{V.69})$$

Все реакции протекают в направлении достижения состояния равновесия. Поэтому в зависимости от соотношения между упругостью диссоциации оксида p_{O_2} и действительным парциальным давлением кислорода в газовой фазе $p_{\text{O}_2 \text{ факт}}$ оксид или диссоциирует или образуется. Возможны три соотношения этих величин:

1) $\lg p_{\text{O}_2} = \lg p_{\text{O}_2 \text{ факт}}$ — реакция находится в состоянии равновесия;

2) $\lg p_{\text{O}_2} > \lg p_{\text{O}_2 \text{ факт}}$ — имеет место восстановление данного элемента из оксида, которое протекает тем энергичнее и полнее, чем больше разность $\lg p_{\text{O}_2} - \lg p_{\text{O}_2 \text{ факт}}$;

3) $\lg p_{O_2} < \lg p_{O_2, \text{факт}}$ — наблюдается окисление элемента кислородом, протекающее тем энергичнее и полнее, чем больше разность $\lg p_{O_2, \text{факт}} - \lg p_{O_2}$.

Парциальное давление кислорода воздуха в обычных условиях равно $\sim 0,21 \text{ ат}$.

Упругость диссоциации большинства оксидов очень мала — значительно меньше парциального давления кислорода воздуха. Поэтому естественное состояние подавляющего большинства металлов — окисленное. Исключение составляет лишь группа благородных металлов, которые отличаются высокой упругостью диссоциации оксидов. Поэтому они трудно окисляются на воздухе (золото, платина, серебро).

На рис. 92 показаны кривые зависимости логарифмов упругости диссоциации для различных оксидов от температуры. Пунктирная прямая отвечает парциальному давлению кислорода воздуха, что позволяет сопоставить сродство рассматриваемых элементов к кислороду. Анализ приведенных на рис. 92 данных дает возможность сделать следующие основные выводы:

1. С увеличением температуры значение упругости диссоциации для всех оксидов увеличивается, что говорит об уменьшении стойкости оксидов.

2. Все кривые упругости диссоциации оксидов лежат выше прямой, отвечающей парциальному давлению кислорода воздуха. Это означает, что в рассматриваемом интервале температур будут существовать оксиды. Исключение составляет закись никеля NiO , у которой при температуре выше $2400^\circ K$ значение упругости диссоциации становится выше парциального давления кислорода воздуха. Таким образом, никель будет самопроизвольно восстанавливаться из оксида.

3. Чем выше расположена соответствующая кривая упругости диссоциации оксида, тем прочнее он и тем более сильным раскислителем будет элемент, образовавший с кислородом данный оксид.

4. По убывающей силе сродства рассмотренных элементов к кислороду их можно расположить в следующих два ряда:

1) при температуре $3500^\circ K$

C; Ti; Al; Mn; Si; Fe; Ni;

2) при температуре $1700^\circ K$

Al; Ti; Si; C; Mn; Fe; Ni.

Сопоставление этих рядов показывает, что с понижением температуры раскисляющая способность углерода падает, а при температуре, отвечающей затвердеванию стали или близкой к ней, более энергичными раскислителями становятся алюминий, титан и кремний.

Приведенные данные позволяют оценить сродство к кислороду различных элементов и дать сравнение прочности их оксидов. В действительности на порядок и скорость окисления элементов влияет

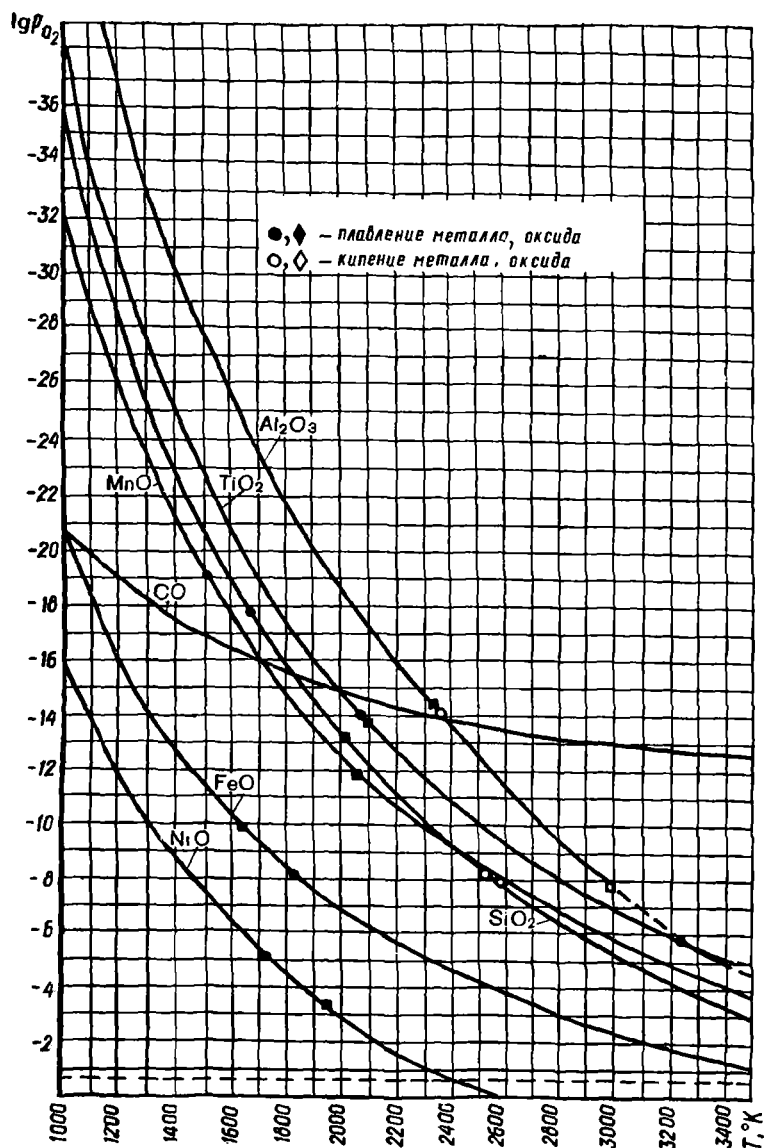
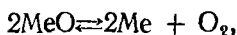


Рис. 92. Кривые зависимости логарифмов упругости диссоциации свободных оксидов от температуры.

не только температура, но и их концентрация, причем совместное наличие нескольких элементов в растворе лишает их возможности свободно и независимо друг от друга реагировать с кислородом.

Рассмотрим реакцию образования-диссоциации оксида MeO , протекающую в растворе:



следствием которой может быть изменение концентраций как оксида, так и элемента Me . Константа равновесия такой реакции выражается как

$$K_p = \frac{a_{\text{Me}}^2 p_{\text{O}_2}}{a_{\text{MeO}}^2}, \quad (\text{V.70})$$

где a_{Me} и a_{MeO} — активность элемента Me и его оксида соответственно.

Отсюда упругость диссоциации оксида MeO в растворе

$$p_{\text{O}_2p} = K_p \frac{a_{\text{MeO}}^2}{a_{\text{Me}}^2}. \quad (\text{V.71})$$

Так как константа равновесия реакции равна упругости диссоциации того же оксида в чистом виде, то, подставив в уравнение (V.71) p_{O_2} вместо K_p , получим

$$p_{\text{O}_2p} = p_{\text{O}_2} \frac{a_{\text{MeO}}^2}{a_{\text{Me}}^2}.$$

При этом, если раствор насыщен MeO , то, полагая $a_{\text{MeO}} = 1$, запишем

$$p_{\text{O}_2p} = \frac{p_{\text{O}_2}}{a_{\text{Me}}^2}. \quad (\text{V.72})$$

Таким образом, упругость диссоциации оксида элемента, находящегося в растворе, — p_{O_2p} зависит не только от природы оксида и температуры, но и от величины активности или концентрации элемента в растворе. С увеличением величины активности элемента упругость диссоциации его оксида уменьшается и прочность оксида возрастает. Поэтому, вводя в жидкий металл большее количество раскислителя, мы способствуем более полному связыванию кислорода в оксиды. Вследствие малого удельного веса и нерастворимости оксидов в жидком металле они всплывают на его поверхность, образуя шлаки.

На рис. 93 показаны кривые зависимости логарифмов упругости диссоциации для различных оксидов от концентрации элементов, образующих эти оксиды в растворе стали. Первые два графика составлены соответственно для температуры 1400 °К и 2000 °К (по данным М. М. Карнаухова), третий график — для температуры 2773 °К (по данным В. И. Дятлова). На всех графиках упругость диссоциации FeO показана в виде пря-

мой линии, так как концентрация железа в расплаве принята постоянной и равной единице.

Как видно из графиков, для температуры 1400 °К характерно весьма энергичное окисление Si, затем — Mn, С и Р при концентрациях 0,1—3%. При температуре 2000 °К для тех же значений концентраций вводимого в жидкий металл элемента возрастает раскисляющая способность углерода, которому в этом отношении уступают все приведенные элементы. В то же время заметно ослабляется сродство к кислороду марганца и особенно — фосфора. Из вводимых в жидкий металл при температуре 2773°К элементов (в количестве 0,0001—1%) наибольшее сродство к кислороду сохраняет

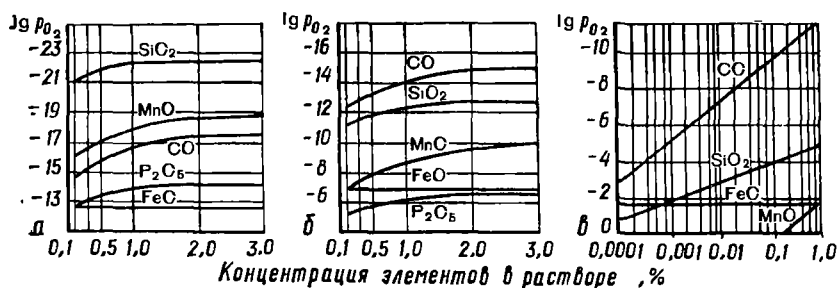


Рис. 93. Кривые зависимости логарифмов упругости диссоциации оксидов от концентрации элементов в растворе.

углерод. Как видно, у кремния сродство к кислороду становится большим, чем у железа, при концентрациях, превышающих 0,001%. Марганец как раскислитель может проявлять себя только при концентрации выше 1%; при меньшей его концентрации интенсивнее выгорает железо.

Таким образом, в интервале температур 1400—2773 °К при наличии в жидком металле добавок С, Si, Mn и Р наиболее сильным раскислителем выступает углерод. С уменьшением его содержания увеличивается раскисляющая способность кремния. Марганец во всех случаях действует как слабый раскислитель, проявляя свою раскисляющую способность при содержании выше 1% в том случае, когда нет более сильных раскислителей.

Метод оценки сродства элементов к кислороду по упругости диссоциации оксидов не лишен недостатков, главный из которых — малость получаемых величин, в связи с чем в ряде случаев понятие упругости диссоциации как давления теряет физический смысл. Более широко применяется оценка сродства к кислороду по изменению изобарно-изотермного потенциала образования оксидов. Однако изобарный потенциал характеризует это сродство при концентрации элементов, равной единице, в то время как упругость диссоциации оксидов рассчитывается при любых концентрациях элементов.

Диффузией называется процесс самопроизвольного распространения вещества в какой-либо газообразной, жидкой или твердой среде. Явления такого типа, связанные с переносом масс, обуславливаются, главным образом, тепловым движением молекул и атомов.

В газообразном и жидком веществах перемена мест атомов и молекул происходит сравнительно легко, вследствие того что связи между этими частицами ослаблены или полностью нарушены. В твердых кристаллических телах положения атомов фиксированы в узлах кристаллической решетки, однако и в этом случае блуждание отдельных атомов вещества (миграция) вполне возможно, хотя и происходит менее интенсивно, чем в жидкости или газе. Напри-

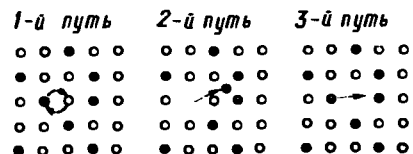


Рис. 94. Возможные пути обмена атомов местами в процессе диффузии

мер, отдельные атомы, случайно получившие дополнительный запас энергии, могут вырываться из своих нормальных положений и блуждать в пространстве между узлами кристаллической решетки. Такие атомы называются *дислоцированными*. В том узле, откуда ушел дислоцированный атом, образуется вакан-

сия, которая может быть занята соседним или каким-либо другим блуждающим атомом. Вследствие этого возникает процесс перераспределения атомов и распространения вещества в твердом теле, т. е. появляется возможность диффузии.

Для развития процессов диффузии в металле нужно, чтобы диффундирующее вещество образовывало с ним твердый раствор. Атомы самого металла также перемещаются и меняются местами при тепловом движении. Этот процесс, в отличие от обычной диффузии, называется *самодиффузией*.

В твердом металле возможны три пути диффузии атомов в решетке растворителя (рис. 94):

- 1-й — за счет простого обмена местами соседних атомов;
- 2-й — вследствие проникновения атомов в пространство между узлами кристаллической решетки;
- 3-й — путем перемещения вакансий, в результате которого происходит и перемещение атомов.

Однако, как следует из энергетических соображений, вероятность этих путей весьма различна. Расчеты, произведенные для процесса самодиффузии меди, показали, что при первом пути диффузии нужно затратить 400 ккал/г-атом, а при втором и третьем — соответственно 230 и 64 ккал/г-атом. Отсюда следует, что процессы диффузии в основном будут идти по третьему пути, тогда как обмен соседних атомов местами маловероятен.

Чаще всего диффузия протекает в направлении снижения кон-

центрации вещества, но в некоторых условиях может идти и в сторону повышения ее. В первом случае диффузия носит название *нисходящей*, во втором — *восходящей*. Результатом нисходящей диффузии является равномерное распределение вещества по объему растворителя, тогда как восходящая диффузия приводит к разделению компонентов.

Основные законы диффузии в металлах. Диффузия подчиняется законам, известным под названием *законов Фика*.

Первый закон диффузии, или первый закон Фика, формулируется так:

$$dM = -D \frac{dC}{dx} dS dt, \quad (V.73)$$

или количество вещества dM , продиффундировавшее за время dt через элемент поверхности dS , пропорционально градиенту концентрации $\frac{dC}{dx}$.

Коэффициент пропорциональности D , $\text{см}^2/\text{сек}$, в выражении (V.73) называется *коэффициентом диффузии*. Он численно равен количеству вещества в граммах (или молях), диффундирующего в единицу времени через единицу площади при градиенте концентрации, равном единице. Градиент $\frac{dC}{dx}$ выражается в этом случае в $\text{г}/\text{см}^4$ (или $\text{моль}/\text{см}^4$).

Знак «минус» в выражении (V.73) показывает, что происходит нисходящая диффузия, у которой направление градиента концентрации («плюс» — в направлении возрастания) не совпадает с направлением диффузии (процесс идет в направлении убывания концентрации).

Закон Фика справедлив для малых концентраций диффундирующего вещества, далеких от концентрации насыщения.

Процесс диффузии аналогичен распространению тепла посредством теплопроводности. Количество вещества соответствует количеству тепла, а концентрация — температуре. Поэтому *второй закон диффузии* может быть выведен аналогично уравнению теплопроводности (см. гл. IV):

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D_x \frac{\partial C}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(D_y \frac{\partial C}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(D_z \frac{\partial C}{\partial z} \right). \quad (V.74)$$

Уравнение (V.74) выражает второй закон Фика в самом общем виде в предположении, что коэффициент диффузии сильно зависит от концентрации элемента и различен (анизотропен) в различных направлениях. Если считать коэффициент диффузии не зависящим от концентрации, а тело изотропным, т. е. полагать, что $D_x = D_y = D_z = D$, то выражение (V.74) существенно упростится:

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \left(\frac{\partial^2 C}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 C}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 C}{\partial z^2} \right), \quad (V.75)$$

или

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \nabla^2 C, \quad (\text{V.76})$$

где

$$\nabla^2 C = \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 C}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 C}{\partial z^2}.$$

В простейшем случае линейной диффузии по оси X , когда концентрация по осям Y и Z постоянна, $\frac{\partial^2 C}{\partial y^2} = 0$ и $\frac{\partial^2 C}{\partial z^2} = 0$. Для этого случая получим

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} D. \quad (\text{V.77})$$

Интегрирование уравнения (V.77) даст зависимость концентрации диффундирующего вещества от координаты x и времени t :

$$C(x, t) = C_0 \left[1 + \Phi \left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right) \right], \quad (\text{V.78})$$

где $\Phi \left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right)$ — функция Крампа от аргумента $\frac{x}{2\sqrt{Dt}}$; ее можно найти по таблицам для заданных значений x ; D ; t .

Влияние на диффузионные процессы некоторых факторов. Коэффициент диффузии D значительно меняется в зависимости от температуры процесса, концентрации диффундирующего вещества, свойств среды, наличия в сплаве третьего компонента, а также от многих других причин. В качестве примера в табл. 28 приведены значения коэффициентов диффузии в железе некоторых наиболее важных элементов при определенных температурах.

Влияние температуры. Температурная зависимость коэффициента диффузии выражается уравнением

$$D = Ae^{-\frac{Q}{RT}}, \quad (\text{V.79})$$

или после логарифмирования:

$$\ln D = \ln A - \frac{Q}{RT}, \quad (\text{V.80})$$

где D — коэффициент диффузии при температуре T , $\text{см}^2/\text{сек}$;

R — газовая постоянная; $R = 1,987 \text{ кал/моль} \cdot ^\circ\text{C}$;

T — температура, $^\circ\text{K}$;

e — основание натуральных логарифмов;

A — коэффициент, зависящий главным образом от типа кристаллической решетки, $\text{см}^2/\text{сек}$;

$$A = \frac{Qa^2}{N_A h}. \quad (\text{V.81})$$

Коэффициенты D , $\text{см}^2/\text{сек}$, диффузии в железе некоторых элементов при определенных температурах

Растворитель	Диффундирующий элемент	T , $^{\circ}\text{C}$	D
α -железо	N	21,5	$1,1 \cdot 10^{-18}$
»	»	600	$1,4 \cdot 10^{-7}$
»	»	950	$3,1 \cdot 10^{-8}$
Электролитное железо	C	925	$1,2 \cdot 10^{-7}$
α -железо	Si	1095	$1,5 \cdot 10^{-8}$
»	»	1350	$1,3 \cdot 10^{-7}$
γ -железо	N	950	$6,5 \cdot 10^{-8}$
»	Si	1960	$7,5 \cdot 10^{-9}$
»	»	1150	$1,44 \cdot 10^{-8}$
»	Mn	1400	$9,6 \cdot 10^{-8}$
»	Al	900	$8,8 \cdot 10^{-9}$
»	»	1150	$1,95 \cdot 10^{-8}$
»	P	960	$7,1 \cdot 10^{-10}$
»	»	1040	$2,5 \cdot 10^{-9}$
»	O	1000	$7,5 \cdot 10^{-10}$
»	S	950	$2,7 \cdot 10^{-10}$
»	»	1050	$6,9 \cdot 10^{-10}$
»	Cr	1150	$6,8 \cdot 10^{-10}$
»	»	1300	$2,2 \cdot 10^{-8}$

Здесь a — межатомное расстояние, см ;

N_A — число Авогадро, $1/2$ -атом;

h — постоянная Планка;

Q — теплота активации при диффузии, или теплота разрыхления кристаллической решетки, отнесенная к одному молю металла растворителя, кал/моль ; при самодиффузии она составляет 65—80% теплоты испарения.

Чем больше Q , тем устойчивее, стабильнее структура, меньше D и, следовательно, меньше скорость диффузии. В табл. 29 приведены некоторые значения коэффициентов A и Q , входящих в уравнения (V. 79) — (V. 81), для железа.

Влияние природы взаимодействующих веществ. Установлено, что значения коэффициента диффузии D тем выше, чем больше природа диффундирующего элемента отличается от природы растворителя. Работа разрыхления Q для пар элементов, расположенных далеко друг от друга в таблице Менделеева, снижается. Очевидно по той же причине самодиффузия в большинстве случаев характеризуется большей работой разрыхления и меньшей скоростью, чем диффузия посторонних элементов.

Активность диффузии зависит от того, какой тип раствора (внедрения или замещения) образуют данные элементы. Если атомы диффундирующего вещества располагаются между узлами основной решетки, затраты энергии значительно меньше, так как процесс происходит без вырывания атомов из узлов и их замещения.

Коэффициенты A и Q для железа

Растворитель	Диффундирующий элемент	A , см ² /сек	Q , кал/г атом
α -железо	Самодиффузия	5,8	59 700
»	C	0,02	20 000
»	N	$4,6 \cdot 10^{-4}$	17 950
γ -железо	Самодиффузия	0,7	68 000
»	C	$0,04 + 0,08\%C$	$31\,400 \pm 400$
»	N	$3,3 \cdot 10^{-4}$	34 600
»	P	—	46 100
»	S	—	26 700
»	Mn	$0,486 + 0,011\%Mn$	66 000
»	Cr	—	80 000
»	Ni	$0,344 + 0,012\%Ni$	67 500
»	Mo	$6,8 \cdot 10^{-2}$	59 000
»	W	—	62 500

Диффузия в этом случае протекает быстрее. Например, для азота и углерода, растворяющихся в γ -Fe по типу растворов внедрения, значения Q соответственно равны 34 600 и 31 000 кал/г-атом (табл. 29), тогда как для элементов, образующих твердый раствор замещения, Q значительно выше. Растворы внедрения в железе могут образовывать элементы с атомами малых размеров: H; N; B; C.

Влияние концентрации диффундирующего вещества. Зависимость коэффициента диффузии от концентрации диффундирующего элемента может быть выражена уравнением

$$D = D_0 \frac{C_T}{C_T - C_x}, \quad (V.82)$$

где C_T — предельная концентрация, соответствующая насыщению твердого раствора;

C_x — концентрация диффундирующего элемента;

D_0 — предельное значение коэффициента диффузии при уменьшении концентрации растворенного компонента до нуля.

Уравнение (V.82) показывает, что с увеличением C_x возрастает D , и, следовательно, на различных расстояниях от поверхности раздела значения этого коэффициента будут различны.

Влияние третьего компонента. Наличие в твердом растворе кроме основного и диффундирующего вещества третьего компонента существенно сказывается на скорости процесса. Влияние это может быть различным. С одной стороны растворение третьего компонента, занимающего вакантные места, может затруднить диффузию; с другой — наличие инородных атомов в кристаллической решетке искажает ее и тем самым облегчает диффузию.

М. Е. Блантер установил, что при диффузии углерода в γ -железе те легирующие (третьи) элементы, которые не образуют стойких карбидов, а только искажают кристаллическую решетку растворителя, уменьшают работу разрыхления Q и ускоряют процесс диффузии. К числу этих элементов относятся, например, Ni и Co. Если легирующие элементы образуют карбиды более стойкие, чем карбид железа, то наличие их в твердом растворе в качестве третьего компонента увеличивает работу разрыхления и затрудняет диффузию. Такими элементами являются, например, Mn, Cr, Mo.

Исследование влияния легирующих элементов на коэффициент диффузии D углерода в α -железе при 700°C показало, что некоторые из них (Ni; Co) повышают D , тогда как другие (Mn; Cr; V; Mo) — снижают (рис. 95).

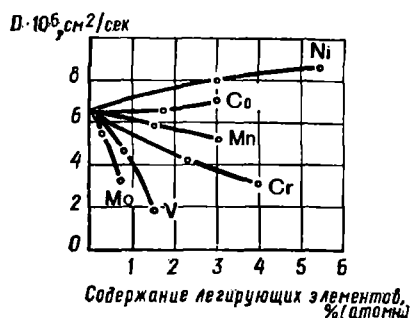


Рис. 95. Влияние легирующих (третьих) компонентов на коэффициент диффузии D углерода в α -железе при $T = 700^\circ\text{C}$.

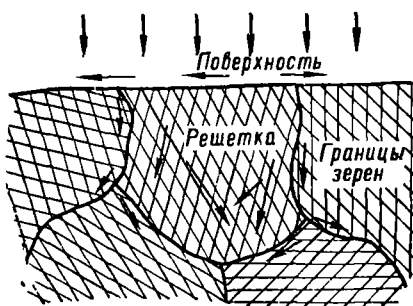


Рис. 96. Схема диффузии по поверхности, вдоль границ зерен и в кристаллической решетке.

Значительно ускоряется диффузия по границам зерен металла, где структура, как правило, чрезвычайно сильно искажена. Например, в поликристаллической латуни цинк диффундирует быстрее, чем в монокристалле, причем скорость диффузии возрастает с измельчением зерна. Значения D для поликристаллической латуни со средним размером зерна $0,13 \text{ мкм}$ при 700°C оказались в 40 раз больше, чем для монокристалла.

Атомные слои, расположенные у поверхности металла, имеют искаженную кристаллическую решетку и повышенный запас энергии, вследствие чего диффузия с поверхности всегда протекает быстрее, чем во внутренних объемах (рис. 96). Поверхностную диффузию, кроме того, ускоряет большая подвижность поверхностных слоев атомов. В качестве примера на рис. 97 показаны кривые температурной зависимости коэффициентов диффузии тория в вольфрам: 1 — поверхностной, 2 — по границам зерен и 3 — объемной. Максимальные значения во всех областях температур имеют коэффициенты поверхностной диффузии, несколько меньшие — коэффициенты диффузии по границам зерен; наиболее медленно протекают объемные диффузионные процессы.

Особенности процессов диффузии в условиях сварки плавлением. Диффузионные явления играют важную роль во многих процессах, протекающих при сварке. К числу таких процессов относится газонасыщение расплавленного металла каплей и сварочной ванны; от диффузии в значительной мере зависит обмен между металлом и шлаком, т. е. раскисление, легирование металла и очищение его от вредных примесей. Диффузия вызывает перераспределение элементов в зоне сварного соединения, с диффузионными процессами связывают возникновение микронеоднородности сварных швов, наконец

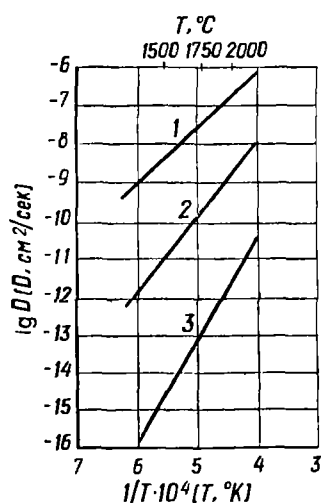


Рис. 97. Кривые температурной зависимости коэффициентов диффузии D тория в вольфраме.

без учета диффузии нельзя объяснить такие важнейшие процессы, как рост зерен, перераспределение напряжений по объему тела, рекристаллизацию, ползучесть сварных соединений и т. д.

При сварке плавлением взаимодействуют между собой газообразная, жидкая и твердая фазы, вследствие чего протекание диффузионных процессов возможно по следующим схемам:

- 1) между газовой и жидкой фазами;
- 2) в жидкой фазе;
- 3) на границе между несмешивающимися жидкостями;
- 4) на границе между жидкостью и твердой фазой;
- 5) в твердой фазе.

Во всех перечисленных случаях условия протекания диффузии, а следовательно и активность диффузионных процессов, различны. Рассмотрим каждую из этих схем в отдельности:

1. Составляющие атмосферу дуги газы, адсорбированные поверхностью жидкого металла, диффундируют в него как в каплях, так и в сварочной ванне. В каплях наиболее благоприятны условия для диффузии газов.

Выше отмечалось влияние температуры на процессы диффузии. Так, повышение температуры с 21 до 950 °C увеличивает коэффициент диффузии азота в α -железе на 10 порядков (с $1,1 \cdot 10^{-16}$ до $3,1 \cdot 10^{-8}$ см²/сек). Очевидно при температуре каплей, составляющей для железа 2300 °C, величина этого коэффициента возрастает во много раз.

В рассматриваемом случае имеем дело с поверхностной диффузией, активность которой значительно выше активности аналогичных процессов, протекающих внутри жидкого или твердого тела.

Ускорению диффузии газов в капли электродного металла способствует также интенсивный отвод диффундирующего элемента в глубь металла, обусловленный активным перемещением внутренних и наружных объемов капли. Вследствие этого вблизи фазовой

границы создаются высокие градиенты концентраций, в свою очередь способствующие активизации диффузии.

Диффузионные процессы между газовой средой и металлом сварочной ванны идут менее активно, чем в каплях, что связано с более низкой температурой металла ванны и меньшей относительной поверхностью реакции.

Таким образом, максимальное газонасыщение металла при сварке плавлением обычно наблюдается в каплях, тогда как в сварочной ванне избыточная часть газов стремится выделиться из металла.

В некоторых случаях имеет значение диффузия газов в твердый металл. Так, при сварке титана водород и азот окружающей среды могут активно диффундировать в глубь твердого металла на участках, нагретых до высокой температуры, и резко снижать качество сварных соединений. Чтобы избежать этого, приходится защищать не только расплавленный металл, но и всю зону нагрева от контакта с окружающей атмосферой.

2. Процессы диффузии элементов в расплавленных металлах изучены пока еще очень мало.

Коэффициенты диффузии элементов в жидкий металл близки между собой, тогда как по отношению к твердым металлам они отличаются друг от друга на несколько порядков. Для диффузии углерода в жидкую сталь при температуре 1550 °C ориентировочно можно принимать $D = 5 \cdot 10^{-5} \text{ см}^2/\text{сек}$. Близкие значения получены и для диффузии Mn, Ni и S.

3. Примером двух несмешивающихся жидкостей в условиях сварки могут служить расплавленные металл и шлак. На границе между ними постоянно осуществляется диффузионный обмен элементами, т. е. переход элементов из металла в шлак или наоборот. Если такой обмен протекает достаточно длительное время, элемент распределяется между жидкостями по закону Нернста.

Следует иметь в виду, что константа распределения элемента в зависимости от температуры жидкостей принимает различные значения, поскольку растворимость элемента в этих различных жидкостях при повышении или понижении температуры может изменяться неодинаково.

Диффузия между жидким металлом и шлаком протекает активнее в каплях и несколько менее активно в сварочной ванне, особенно в низкотемпературной ее части. Причиной этого является высокая температура и большая относительная поверхность реакции у капель.

4. Диффузионные процессы на границе между твердым и жидким телом обладают той особенностью, что скорость их определяется интенсивностью диффузии в твердом теле, так как она обычно во много раз меньше скорости диффузии в жидкости.

Скорость диффузии на границе раздела жидкой и твердой фаз зависит от разности концентрации диффундирующего элемента в них, но определяется не только этим фактором. Даже если контактируют твердая и жидкая фазы одного химического состава,

диффузия вполне возможна, если растворимость какого-либо элемента в твердой и жидкой фазах различна. Предположим, что мы имеем образец, изготовленный из сплава с концентрацией C_0 исследуемого элемента. Допустим, что этот элемент обладает большей растворимостью в жидком расплаве,

чем в твердом растворе, как обычно и бывает на практике. Расплавим часть исследуемого образца и рассмотрим процессы на границе раздела твердого и жидкого тела.

Поскольку исследуемый элемент лучше растворим в жидкой фазе, он начнет переходить из поверхностных слоев твердой фазы в жидкую, причем твердая фаза будет обедняться им, а жидкая обогащаться до тех пор,

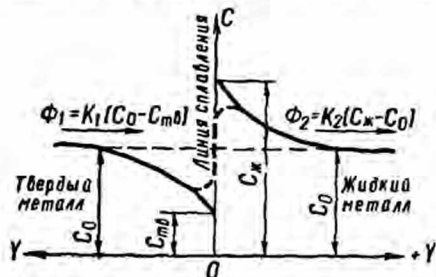


Рис. 98. Схема диффузионных процессов вблизи границы твердого и жидкого металла, имеющего одинаковый средний химический состав.

пока на границе не установятся равновесные соотношения концентраций. В связи с тем, что вблизи линии сплавления твердая фаза обеднена элементом, в глубинных слоях металла возникнет направленный к поверхности раздела диффузионный поток элемента Φ_1 (рис. 98). Одновременно от жидкого слоя, имеющего повышенную концентрацию элемента, в глубь жидкой фазы будет идти противоположный диффузионный поток Φ_2 . При достаточно быстром охлаждении образца неравномерное распределение элемента, показанное на рис. 98, может быть зафиксировано и установлено спектральным локальным анализом.

Приведенные соображения указывают на возможность большой химической неоднородности металла вблизи границы сплавления. Однако последующая диффузия в уже затвердевшем охлаждающемся металле значительно выравнивает концентрацию элемента, что изображено на рис. 98 штриховой линией.

Таким образом, в результате описанных процессов вблизи границы раздела твердого и жидкого металла образуются тонкие слои металла, обогащенного и обедненного диффундирующими элементами. На рис. 99 показана неоднородность распределения серы вблизи линии сплавления: белая полоса соответствует зоне основ-



Рис. 99. Неоднородность распределения серы вблизи линии сплавления.

ного металла, обедненного серой, темная полоса со стороны шва — зоне с повышенным содержанием серы.

В условиях сварки, когда время контакта твердой и жидкой фаз сравнительно мало, результаты диффузии наблюдаются в малых объемах, прилегающих к поверхности раздела фаз.

5. В твердом металле диффузия протекает довольно медленно. Тем не менее при сварке она может существенно влиять на его структуру и свойства. В этом случае основные причины диффузии такие:

1) значительное изменение растворимости элемента в процессе фазовых превращений основного металла-растворителя;

2) неравномерный нагрев и связанная с температурой различная растворимость элемента в разных объемах металла;

3) выпадение из твердого раствора химических соединений, приводящее к обеднению его и появлению диффузионных процессов выравнивания;

4) наличие неоднородности концентрации металла к моменту его затвердевания.

Если считать, что фазовые превращения из B в A в твердом металле протекают при некоторой определенной температуре T_{ϕ} , то изотермическая поверхность, соответствующая этой температуре, будет служить поверхностью раздела фаз (например, γ -Fe и α -Fe). В связи с тем что растворимость элемента в фазах A и B в общем случае может быть различной, возникает диффузионный поток (левая стрелка) элемента от фазы A с меньшей растворимостью к фазе B с большей растворимостью (рис. 100). Изотермическая поверхность T_{ϕ} , а следовательно и поверхность раздела фаз, перемещается при сварке (правая стрелка) вместе с источником тепла, поэтому результат диффузионных процессов заметен только тогда, когда скорость диффузии соизмерима со скоростью сварки. Расчеты и эксперименты показывают, что отмеченный эффект может наблюдаться только для водорода, диффузионная способность которого в 10—100 раз больше, чем способность других элементов.

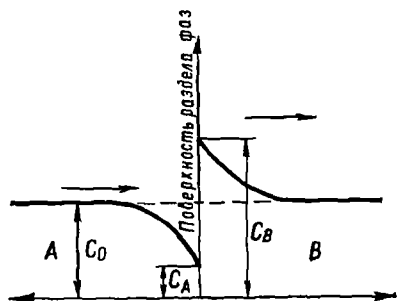


Рис. 100. Схема диффузионных процессов вблизи поверхности раздела фаз в твердом металле.

Растворимость элементов в металле сильно зависит от его температуры. В условиях неравномерного нагрева при сварке градиенты температур очень высоки, вследствие чего в непосредственной близости друг от друга оказываются объемы металла с различной растворимостью диффундирующих элементов. Возникновение диффузионных потоков атомов между этими объемами вообще возможно. Однако в результате перемещения температурного поля со скоростью сварки и кратковременности термодиффузионных процессов они успевают проявиться лишь в очень малых объемах.

Причиной неоднородности концентрации и возникновения диффузионных потоков выравнивания может служить и выпадение из раствора химических соединений. В этом случае концентрация выпавших элементов в металле-растворителе резко снижается и возникают диффузионные потоки выравнивания. Диффундирующие элементы могут и далее образовывать химические соединения, вследствие чего будет наблюдаться обеднение этими элементами начальной структуры на границе раздела зон. Если, например, в наплавленном металле шва много сильных карбидообразователей, а в основном металле их мало, то выпадение карбидов в наплавленном металле вызовет диффузию углерода в шов из основного металла. Конечным результатом этих процессов будет образование обезуглероженной прослойки в основном металле и цепочки («гряды») карбидов в шве вблизи поверхности сплавления.



Рис. 101. Распределение углерода вблизи линии сплавления при наплавке стали X22H15 на СтЗ.

На рис. 101, а показано распределение углерода вблизи линии сплавления при наплавке одиночного валика. Основной металл — малоуглеродистая сталь СтЗ. Наплавленный металл — сталь типа X22H15, содержащая свыше 20% сильного кар-

бидообразователя — хрома. Белая полоса по линии сплавления представляет собой обезуглероженный слой. Важно отметить, что повторный нагрев при наложении последующих валиков или при термической обработке способствует развитию процессов диффузии, увеличению ширины обезуглероженной прослойки и дальнейшему выпадению карбидов (рис. 101, б, в). Рис. 101, б иллюстрирует влияние термических циклов нагрева зоны сплавления в результате наложения нескольких валиков; рис. 101, в — влияние нагрева до 650° С с выдержкой 2 ч.

Возможны и другие причины неравномерного распределения элементов в металле шва. Например, избирательность кристаллизации вызывает неоднородность состава внутренних слоев дендритов, периодичность процесса кристаллизации — химическую неоднородность слоев и т. д.

Есть основания полагать, что к моменту окончания кристаллизации металл шва неоднороден по своему химическому составу как в микро-, так и в макрообъемах. Вместе с тем исследования металла сварных соединений показывают, что в подавляющем большинстве случаев эта неоднородность совсем не так велика, как можно было ожидать. Основной причиной значительного выравнивания концентраций элементов в сварных соединениях является диффузия этих элементов в процессе охлаждения металла после сварки. Отмечено, что полнее выравниваются концентрации тех элементов, у которых более высокий коэффициент диффузии. Например, в сварных соединениях из малоуглеродистой стали углерод обычно распределяется равномерно по сечению шва, тогда как сера, имеющая при $T = 950^\circ\text{C}$ коэффициент диффузии, в 500 раз меньший, чем у углерода, распределяется в металле шва неравномерно.

Некоторые примеры диффузионных процессов при сварке. Одним из важнейших результатов диффузионных процессов при сварке является рост зерна металла в шве и в зоне термического влияния при длительном нагреве выше температуры $A_{\text{сз}}$. Процесс этот объясняется самодиффузией атомов металла и происходит следующим образом.

Мелкие кристаллы обладают большей величиной поверхностной энергии на единицу массы металла, чем крупные. Вследствие этого согласно законам термодинамики всегда есть тенденция к росту кристаллов, так как при этом свободная энергия системы уменьшается. Однако при низких температурах указанная тенденция не может проявляться заметным образом, поскольку количество блуждающих, дислоцированных атомов очень мало. С повышением температуры количество таких атомов растет, причем в мелких кристаллах их будет больше, чем в крупных, так как мелкие зерна обладают большим запасом энергии. При этом создаются диффузионные потоки атомов от меньших кристаллов к более крупным. Разница в размерах кристаллов увеличивается, что в свою очередь ускоряет процесс до тех пор, пока мелкие кристаллы не будут полностью поглощены крупными.

Процессы роста зерен ускоряются за счет большей разницы исходных величин отдельных зерен, при повышении температуры нагрева, наличии в металле предварительной холодной деформации, а также вследствие некоторых других причин.

В практике изготовления сварных конструкций широко применяют отпуск для снятия собственных напряжений. Эта технологическая операция также основана на процессах самодиффузии. Известно, что собственные напряжения всегда связаны с искажением кристаллической решетки металла. Устраняется оно при наличии

подвижных дислоцированных атомов, занимающих дефектные места в решетке и восстанавливающих идеальную кристаллографическую структуру. Постепенное снятие собственных напряжений (релаксация) происходит и при нормальной температуре, однако идет оно очень медленно и тянется годами. Нагрев конструкции до 500—550 °С при высоком отпуске активизирует процессы диффузии и позволяет снимать напряжения за несколько часов.

В некоторых случаях диффузионные процессы при сварке приводят к нежелательным последствиям. Так, при сварке двухслойной стали (СтЗ + IX18H9T), несмотря на все меры предосторожности, некоторая часть углерода диффундирует из сравнительно высокоуглеродистого основного металла (СтЗ) в низкоуглеродистый нержавеющий слой и антикоррозионные свойства нержавеющей стали снижаются.

Подобное явление наблюдается и при наплавке чугуна на сталь или стали на чугун. Небольшой объем чугуна вблизи поверхности сплавления обедняется углеродом, кремнием и другими элементами за счет диффузии их из чугуна в сталь. В то же время некоторый объем стали насыщается этими элементами и образует очень твердую прослойку высокоуглеродистой стали, плохо поддающейся механической обработке.

В металлах всегда растворено некоторое количество газов, в том числе и водорода. Последний может диффундировать из более холодных объемов в более нагретые, насыщать сварочную ванну и способствовать возникновению пор.

Диффузионные процессы имеют большое значение для выравнивания химического состава сварного шва по объему. В большинстве случаев сварки плавлением химический состав основного металла существенно отличается от состава электродной или присадочной проволоки. Даже отдельные капли, переходящие в сварочную ванну, могут сильно отличаться друг от друга в этом отношении. В таких условиях химическая однородность металла шва может быть достигнута только в результате совместного влияния перемешивания основного и электродного металлов в сварочной ванне и процессов диффузии элементов. Диффузия имеет большее значение при сварке разнородных металлов, например Си с Al, Fe с Си и т. п.

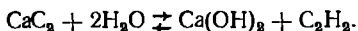
Приведенных выше примеров, очевидно, достаточно для того, чтобы подчеркнуть значение диффузионных процессов в условиях сварки плавлением и обратить внимание на необходимость дальнейшего глубокого их исследования.

Контрольные вопросы и задания

В чем сущность первого начала термодинамики? Дайте его математическое выражение.

Поясните смысл закона Гесса. Каким образом, пользуясь им, можно определить тепловой эффект химической реакции?

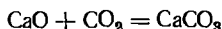
Найдите тепловой эффект реакции образования ацетилена:



Энтальпии веществ, участвующих в реакции, приведены в табл. 23.

Ответ: $\bar{Q} = 30,91$ ккал/моль.

Найдите тепловой эффект реакции



при температуре 600 °К и 1000 °К. Энтальпии веществ, участвующих в реакции, и уравнения истинных молярных теплоемкостей CaO, CO₂, CaCO₃ приведены соответственно в табл. 23 и 22.

Ответ: $\bar{Q}_{600^\circ\text{K}} = 41,8$ ккал/моль; $\bar{Q}_{1000^\circ\text{K}} = 40,3$ ккал/моль.

В чем смысл второго начала термодинамики? Дайте математическое выражение второго начала термодинамики.

Какой физический смысл энтропии в отличие от теплоемкости вещества, имеющей ту же размерность? Определите изменение энтропии NiS при нагревании от 298 до 490 °К. Уравнение для c_p NiS приведено в табл. 22.

Ответ: $\Delta S = 7,27$ кал/(моль · °К).

Что следует понимать под изотермными потенциалами? Выведите на основании первого и второго начал термодинамики математические выражения для изохорно-изотермного и изобарно-изотермного потенциалов.

Как можно по изменению величин изотермного потенциала реакции судить о направлении ее развития?

Что выражает собой химический потенциал системы?

Как выражается химический потенциал компонента идеального газа? реального газа? Что такое летучесть?

Что следует понимать под разбавленным и совершенным растворами? Выразите химический потенциал для растворителя и растворенного вещества в этих растворах.

Каким образом можно определить химический потенциал вещества, находящегося в реальном растворе? Что такое активность?

Что называется равновесием химической реакции и какой характеристикой оно определяется?

Проанализируйте уравнение изотермы реакции. Что оно позволяет определить?

Как влияет давление и температура на полсжение константы равновесия реакций? Выведите зависимость константы равновесия от температуры.

Как вычисляется константа равновесия реакций? Пользуясь приближенными методами расчета, определите K_p реакции $\text{CO} + \text{H}_2\text{O} = \text{CO}_2 + \text{H}_2$ при 1000 и 2000 °К. Необходимые данные по ΔH_{298}° и S_{298}° возьмите из табл. 23.

Какие условия необходимы для растворения газов в жидкой фазе?

В чем сущность закона распределения Нернста?

Какие особенности свойственны поверхности контактирующих фаз?

Что такое испарение? От чего зависит испарение чистого вещества, а также находящегося в смеси с другими в растворе?

Пользуясь данными табл. 23, определите прочность оксидов, образуемых Fe; Si; Al при температурах 1000, 1500 и 2500 °К: 1) по величине изобарного потенциала образования оксидов (по формуле $\Delta G = \Delta H_{298}^\circ - T \Delta S_{298}^\circ$); 2) по изменению упругости диссоциации тех же оксидов при тех же температурах (по формуле $\lg p_{\text{O}_2} = -\frac{\Delta G}{4,575T}$). Проанализируйте результаты.

Что называется диффузией? Сформулируйте и выразите в математической форме первый и второй законы Фика.

Что такое коэффициент диффузии и какие факторы влияют на его величину?

В чем заключаются особенности процессов диффузии, протекающих при сварке плавлением?

ГЛАВА VI

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ СВАРКИ ПЛАВЛЕНИЕМ

В процессе сварки при местном воздействии источника тепла на основном металле образуется расплавленный участок, называемый *сварочной ванной*. Различают сварочные ванны двух типов:

1) образующиеся при естественном охлаждении и формировании шва;

2) образующиеся при использовании искусственного охлаждения и принудительного формирования шва.

Рассмотрим детально оба типа.

§ 37. УСЛОВИЯ ПЛАВЛЕНИЯ МЕТАЛЛА И СУЩЕСТВОВАНИЯ ЕГО В ЖИДКОМ СОСТОЯНИИ

На рис. 102 показана ванна первого типа для ручной (а) и автоматической дуговой сварки под флюсом (б). При ручной дуговой сварке шов 1 формируется из расплавленного металла 2. И шов,

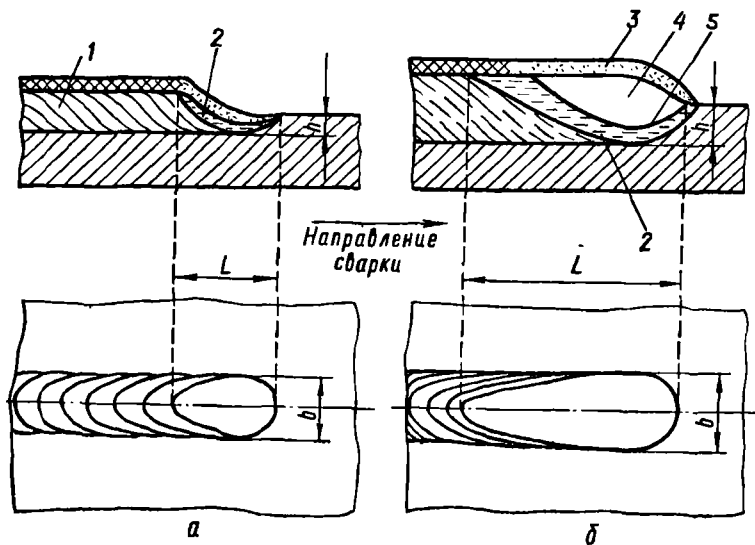


Рис. 102. Сварочная ванна первого типа.

и металл находятся под слоем шлака. При автоматической сварке дуга и ванна закрыты слоем флюса. Расплавленный слой флюса 3 образует своеобразную полость-пузырь, охватывающую зону 4 сварки. Для сварочной ванны этого типа характерны эллипсовидные очертания с различной степенью вытянутости вдоль

продольной оси. Стенки ванны образует твердый оплавленный основной металл. Расплавленный металл 2, находящийся в ванне в начальный период ее существования, частично оттеснен от передней ее стенки к задней, вследствие чего образуется углубление, называемое кратером 5. По мере удаления источника тепла кратер заполняется жидким металлом.

Сварочная ванна перемещается в направлении сварки.

Таблица 30

Характеристики сварочной ванны

Вид дуговой электросварки	Геометрические характеристики					Масса металла, г	Среднее время существования ванны, сек	Отношение массы ванны к ее поверхности, г/см ²	Скорость образования поверхности ванны, см ² /сек
	L , см	b , см	h , см	Поверхность, см ²	Объем, см ³				
Ручная Автоматическая	3,0	1,0	0,2	2,35	0,3	2,1	15	0,9	0,15
	10,0	2,0	1,0	15,7	9,7	70,6	7	4,5	2,25

Основными размерами сварочной ванны можно считать ее длину L , ширину b и величину заглабления h в основной металл. В табл. 30 приведены некоторые характеристики ванны при ручной и автоматической дуговой электросварке.

Для различных участков ванны время пребывания металла в жидком состоянии различно. Наиболее долго в расплавленном виде находятся объемы металла, расположенные на продольной оси ванны, тогда как у ее краев металл кристаллизуется сразу же после расплавления.

Распределение температуры по объему сварочной ванны также неравномерно, особенно при дуговой сварке. Калориметрическими замерами установлено, что средняя температура ванны при автоматической дуговой сварке малоуглеродистой стали составляет $\approx 1800^\circ \text{C}$.

На рис. 103 показано распределение температуры вдоль оси сварочной ванны. Передний участок ванны, который находится под непосредственным воздействием дуги (кривая 1), нагрет значительно выше температуры плавления металла, в то время как периферийные участки и задняя часть ее имеют температуру, близкую к точке плавления. Если считать, что для стальных электродов средняя температура капель, падающих в сварочную ванну, составляет

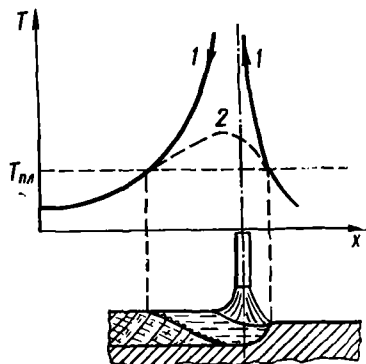


Рис. 103. Распределение температуры вдоль оси сварочной ванны.

2200—2300° С, то максимальная температура металла переднего участка ванны, очевидно, будет примерно такой же. Температура ванны при газовой ацетилено-кислородной сварке (кривая 2) более выравнена и в поверхностных слоях ванны достигает максимального значения $\sim 1600^{\circ}\text{C}$.

Сварочная ванна 1 второго типа (рис. 104) образуется при дуговой электросварке под флюсом 4 (а) и при электрошлаковой сварке (б) с принудительным формированием шва (стрелка показывает на-

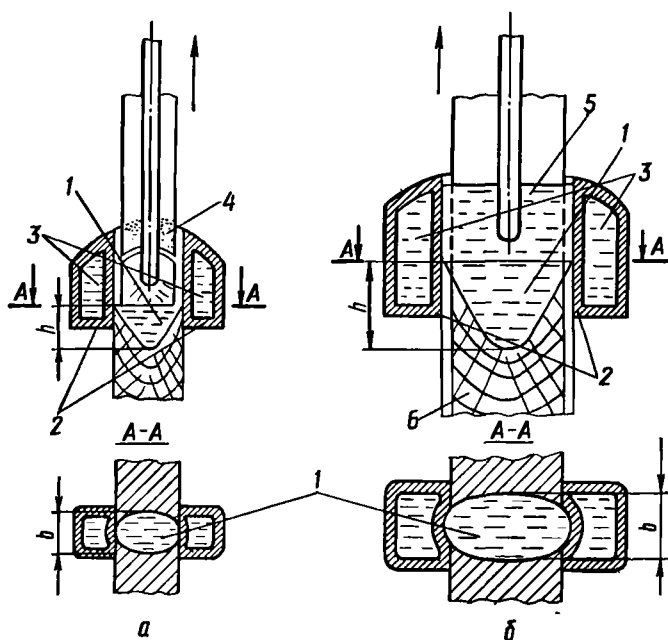


Рис. 104. Сварочная ванна второго типа.

правление сварки). Такая ванна заключена между свариваемыми кромками основного металла и охлаждающими стенками медных ползунов 2, формирующих внешние поверхности шва 6. Искусственное водяное охлаждение 3 ванны придает ей чашеобразную симметричную форму и весьма существенно влияет на процессы первичной кристаллизации жидкого металла. В отличие от ванны первого типа, здесь верхняя часть ванны в процессе ее перемещения все время находится в жидком состоянии, что создает благоприятные условия для наиболее полного удаления из металла шлаковых включений и газов.

Основные размеры такой ванны — ее глубина h и ширина b . В зависимости от примененного режима эти параметры существенно изменяются.

Кроме отмеченных общих черт, ванны второго типа при шлаковом и дуговом процессах имеют и отличительные особенности. Так, в условиях шлакового процесса:

1) ванна имеет значительно больший объем и, следовательно, металл ванны дольше находится в расплавленном состоянии;

2) температура ванны в различных ее участках почти одинакова и близка к температуре плавления металла;

3) поверхность ванны полностью изолирована от непосредственного контакта с газовой фазой, так как над ванной расположен значительный слой жидкого шлака 5.

Перенос электродного металла в сварочную ванну. Характер переноса электродного металла в сварочную ванну существенно влияет на степень развития физико-химических процессов при взаимодействии металлической, шлаковой и газовой фаз, а также на устойчивость самого процесса сварки. В зависимости от типа сварочной ванны наблюдается перенос электродного металла через газовую или шлаковую среду. Механизм переноса в обоих случаях имеет свои особенности.

Через газовую среду электродный металл переносится в виде капель разного размера — диаметром от 6—7 мм до тысячных долей миллиметра, а также в виде паров. Установлено, что независимо от способа сварки и положения шва в пространстве металл всегда переходит с электрода на изделие.

В процессе сварки одновременно образуются капли различных размеров, но в зависимости от условий преобладает тот или иной размер. Можно отметить такие главные формы переноса: крупно- и мелкокапельный с короткими замыканиями дугового промежутка, капельный без коротких замыканий, струйный, а также перенос металла в виде паров.

Динамичность процесса, наличие комплекса действующих сил весьма затрудняют изучение различных форм переноса металла. Исследуется последний при помощи скоростной киносъемки дуги.

Схематизируя процесс крупнокапельного переноса электродного металла, можно считать, что его механизм в общем случае включает следующие моменты (рис. 105):

a, *б* — образование капли на торце электрода;

в — появление шейки на стыке жидкого металла с твердым металлом электрода;

г — замыкание капель дугового промежутка;

д — разрыв образованного мостика и возникновение дуги.

В период формирования капли на нее действует несколько сил, способствующих или препятствующих ее отрыву от торца электрода: сила тяжести P , электродинамические силы $N_{эд}$, сила поверхностного натяжения $N_{п.н.}$.

Сила тяжести P способствует отрыву капель при сварке в нижнем положении и противодействует отрыву при потолочной сварке.

Электродинамические силы $N_{эд}$ являются результатом наличия вокруг электрода при протекании по нему тока магнитного силового поля, оказывающего сжимающее действие на электрод (пинч-эффект). Возникают силы $N_{эд}$ в результате одновременного действия таких сил:

1) усилий сжатия $N_{сж}$, величина которых зависит от тока:

$$N_{сж} = 5,1 \cdot 10^{-6} I^2,$$

где I — сварочный ток, а.

Силы $N_{сж}$ направлены перпендикулярно к оси электрода, но по закону Паскаля одновременно действуют такие же силы, направленные вдоль оси;

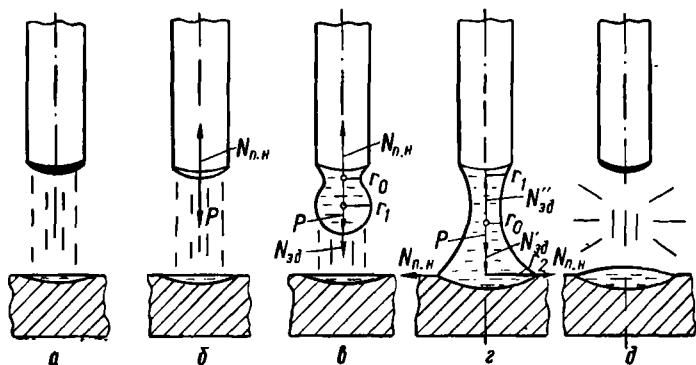


Рис. 105. Схема образования капли и переноса ее в сварочную ванну.

2) дополнительной продольной силы $N_{доп}$, возникающей одновременно с образованием шейки и направленной от меньшего сечения капли, имеющего радиус r_0 , к большему с радиусом r_1 .

Результирующая электродинамическая сила $N_{эд}$, направленная вдоль оси электрода в сторону ванны,

$$N_{эд} = 1,02 \cdot 10^{-5} I^2 \ln \frac{r_1}{r_0} \text{ дин.}$$

При замыкании капель дугового промежутка, когда напряжение падает, а ток резко возрастает, сила $N_{эд}$ также интенсивно увеличивается, но оказывается направленной от центра мостика вверх и вниз. Действующая вниз сила $N'_{эд}$ будет больше силы $N''_{эд}$, направленной вверх, так как поверхность ванны значительно больше, чем сечение электрода, а значит,

$$\frac{r_2}{r_0} \gg \frac{r_1}{r_0}.$$

Поэтому электродинамическая сила $N_{эд}$ действует в направлении отрыва капли. Она деформирует каплю, вытягивает ее и застав-

ляет перемещаться вперед, вдоль оси дуги, — в сварочную ванну. Особенно значительна роль этой силы при повышенных токах.

Сила поверхностного натяжения $N_{п.н}$ в процессе формирования капли удерживает ее на торце электрода. При замыкании капель дугового промежутка поверхностное натяжение металла ванны втягивает каплю и тем способствует отрыву ее от торца.

В условиях сварки толстопокрытыми электродами (рис. 106, а) к главным силам, действующим на каплю, добавляются *сила $N_{г.п}$ давления газового потока и сила $N_{р.г}$ реак-*

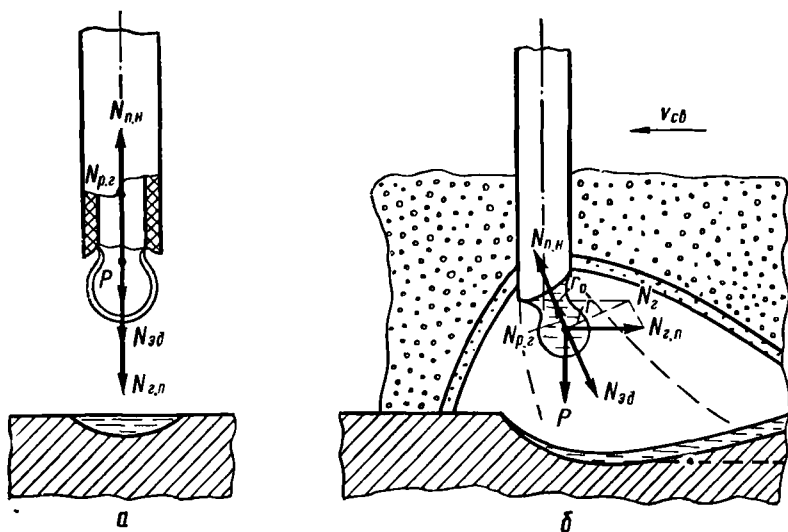


Рис 106. Схема действия сил на формирующуюся каплю.

ции газов, выделяющихся из капли. При этом плавление обмазки несколько отстает от плавления стержня и на торце электрода появляется своеобразная «трубка» или «козырек». Выделяющиеся газы (CO_2 , H_2 , CO , O_2 и др.) нагреваются, расширяются и устремляются в виде прямолинейного потока к сварочной ванне. Сила $N_{г.п}$ давления газового потока, стремящаяся оторвать каплю от электрода, является вместе с тем одной из причин образования кратера в сварочной ванне. Так как газовый поток в рассматриваемом случае симметричен относительно оси столба дуги, капля формируется в центре торцевой поверхности электрода. Сила $N_{р.г}$ реакции газов, выделяющихся из капли, связана с развитием процессов газообразования в самой капле. Установлено, что при плавлении электрода выделяется в среднем около 10 см^3 газа на 1 см^3 жидкого металла.

При автоматической сварке под флюсом на каплю действуют те же силы, но несколько меняются направление и величина некоторых из них (рис. 106, б). Вследствие того, что столб дуги обычно

наклонен, результирующая электродинамическая сила $N_{эд}$ направлена по продольной оси дуги в сторону ванны. Под действием этой силы капля сильно деформируется и вытягивается. Газовый поток здесь направлен не симметрично относительно оси дуги, а от передней части сварочной ванны назад. Сила $N_{г.п}$ давления газового потока, суммируясь с силой $N_{г.г}$ реакции газов, выделяющихся из капли, создает результирующую силу N_r воздействия газовых потоков, под давлением которой происходит отклонение капли в сторону давления газовых потоков. Большая часть капель поэтому после отрыва от электрода летит в потоке жидкого флюса, ограничивающего зону сварки, к задней части ванны.

Таблица 31

Удельное поверхностное натяжение для некоторых металлов

Металл	Температура жидкого металла, °C	Удельное поверхностное натяжение, эрг/см ²
Сталь малоуглеродистая (C = 0,3%)	1520	1500
Чугун (C = 3,9%)	1300	1150
Медь	1131	1103
Алюминий	702	520

После установления схемы действия на формирующуюся каплю различных сил можно выяснить факторы, влияющие на ее размер. Размер капли определяется соотношением сил, удерживающих ее на торце электрода, и сил, стремящихся ее оторвать.

Главной силой, удерживающей каплю на электроде, является сила поверхностного натяжения. На величину этой силы капли влияет:

- 1) удельное поверхностное натяжение электродного металла при температуре плавления;
- 2) наличие поверхностно-активных веществ, находящихся в прикосновении с жидким металлом;
- 3) температура поверхности капли.

По данным Ю. А. Нехендзи, удельное поверхностное натяжение для различных жидкостей, в том числе и для металлов, различно и зависит от их природы (табл. 31).

Некоторые вещества, такие как углекислые соли щелочных и щелочноземельных металлов, свободный кислород и др., обладают способностью заполнять свободные связи на поверхности жидкости и тем самым ослаблять связь поверхностных атомов и молекул жидкости между собой. При этом силы поверхностного натяжения резко уменьшаются. С увеличением температуры расплавленного металла поверхностное натяжение также несколько снижается. Таким образом, наличие поверхностно-активных веществ и увеличение сварочного тока понижают поверхностное натяжение капель.

Увеличение сварочного тока значительно влияет и на силы отрыва:

- 1) растут электродинамические силы $N_{эд}$;
- 2) увеличиваются сила $N_{г.п}$ давления газовых потоков, а также результирующая сила N_r ;

3) нарастают процессы газообразования в капле и испарения. Следовательно, увеличение сварочного тока приводит к росту всех сил отрыва, а значит, к измельчению капель.

Для сварки голым электродом на малых токах характерен преимущественно крупнокапельный перенос металла с периодическими замыканиями капель дугового промежутка. В этом случае поверхностное натяжение металла капли повышенное, так как токи малы и поверхностно-активных веществ нет. Силы отрыва (P и $N_{эд}$) нарастают медленно, и поэтому капля успевает сильно увеличиться.

При сварке толстопокрытым электродом на больших токах наблюдается преимущественно мелкокапельный перенос металла с редкими замыканиями дугового промежутка. В этом случае величина поверхностного натяжения металла капля снижается как за счет наличия поверхностно-активных веществ в шлаке, так и вследствие более высокой температуры капля. Силы отрыва нарастают интенсивнее и появляется дополнительная сила $N_{г.п}$ давления газового потока. Активно развивающиеся процессы газообразования могут преждевременно «дробить» каплю.

При сварке под флюсом применяются еще более высокие сварочные токи. Силы отрыва, особенно электродинамические силы, резко возрастают. Увеличивается воздействие газового потока $N_{г.п}$, усиливаются процессы газообразования в капле, а также испарения. В результате этого при сварке под флюсом наблюдается более мелкокапельный перенос металла, а также перенос в виде паров.

Установлено значительное влияние на размер переносимых капель не только величины, но и плотности тока. При некотором критическом его значении капельная форма переноса переходит в струйную. Подобная форма переноса наблюдается при сварке в аргоне. В.И.Дятлов объясняет переход от капельного переноса к струйному увеличением размера d_c столба (рис. 107, а, б), когда активное пятно охватывает боковую поверхность капли и увеличиваются сжимающие силы. Тогда конец электрода заостряется, капля вытягивается в конус и возникает струйный перенос (рис. 107, в).

Размер переносимых капель оказывает существенное влияние на ход металлургических процессов. Чем мельче капли, тем больше суммарная поверхность соприкосновения их с окружающей средой, а значит, полнее взаимодействие с этой средой (растворение газов, процессы легирования, окисления и др.). Однако нельзя забывать, что в таком случае время существования капель уменьшается, а потому снижается и полнота протекания реакций.

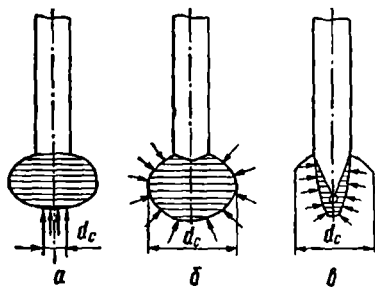


Рис. 107. Схема перехода крупнокапельного переноса металла в струйный.

В этом отношении интересны данные исследований А. А. Ерохина, который изучал влияние режима сварки на частоту перехода капель и время их существования на торце электрода при ручной электросварке. Результаты опытного и расчетного определений этого влияния на время существования и удельную поверхность капель приведены в табл. 32.

Как видно из табл. 32, при увеличении тока в интервале 110—300 а удельная поверхность капель изменяется незначительно, но время существования капли на торце электрода уменьшается в 1,6 раза. Между тем увеличение напряжения дуги в интервале 14—27 в уменьшает удельную поверхность капель в 2,2 раза, увеличивая время их существования в 8,3

Таблица 32

Влияние режима сварки на время существования капель на торце электрода и удельную поверхность

Режим сварки		Время существования капель т, мксек	Вес капель Р, мг	Удельная по- верх- ность, см ² /г
I, а	U, в			
110	19	71	26	4,5
300	18	45	35	4,1
200	14	27	15	5,4
200	27	225	150	2,5

раза. Таким образом, на развитии реакций в каплях особенно сильно сказывается увеличение напряжения на дуге. Этот вывод подтверждают исследования химического состава неплавленного металла.

Во время перехода через газовую среду капли частично или полностью покрываются оболочкой расплавленного шлака, в результате чего значительно активизируются реакции между ним и жидким металлом. Воз-

можно также перемешивание металла со шлаком — в результате бурного выделения газов. Ниже приведены данные о температуре капель при сварке электродами из малоуглеродистой стали:

Ток дуги, а	Температура капель, °С
185—195	2245 ± 45
200—240	2310 ± 30
235—240	2340 ± 50

Рассмотрим перенос электродного металла через шлаковую фазу (электрошлаковый процесс). В этом случае применяют большие плотности тока, чем при дуговой сварке (100—120 а/мм²), поэтому нагрев электрода оказывается более интенсивным. Погруженный в шлаковую ванну, он плавится не только с торца, но и по боковой поверхности, поэтому конец его по мере плавления приобретает своеобразную заостренную форму.

Как показали рентгенографические исследования, при устойчивом процессе сварки металл электродной проволоки переносится в сварочную ванну в виде капель. Формируясь, капля увеличивается за счет расплавления конца электрода и стекания металла по боковой поверхности электрода. На каплю действуют те же основные силы: сила тяжести, электродинамическая сила и сила поверх-

ностного натяжения, зависящая от свойств окружающей каплю среды — жидкого шлака.

С увеличением размера капли на конце электрода возрастают силы тяжести и поверхностного натяжения. Вблизи границы капли с твердым металлом электрода появляется шейка. Плотность тока в ее сечении возрастает, что приводит к увеличению электродинамической силы. Под действием этой силы при отрыве от торца электрода капля приобретает некоторое ускорение. Жидкий шлак тормозит движение капли и приобретает часть ее импульса. В связи с торможением среднее количество капель на единицу длины пути возрастает. В этом случае возможно слияние капель между собой, сопровождающееся изменением проводимости шлаковой ванны.

На размер переносимых через шлак капель влияет величина тока, напряжение дуги, диаметр электродной проволоки, химический состав электродной проволоки и шлака. Уменьшение сварочного тока снижает температуру торца электрода и величину электродинамической силы, что приводит к укрупнению капель. Повышение напряжения вызывает уменьшение размера капель.

§ 38. ГАЗОВАЯ ФАЗА В ЗОНЕ СВАРКИ ПЛАВЛЕНИЕМ

При сварке плавлением жидкий металл активно взаимодействует с расплавленным шлаком и окружающей газовой средой. Физико-химические процессы, протекающие в газовой среде, оказывают большое влияние на качество сварки. К числу важнейших процессов относятся: диссоциация газов, их растворение в жидком металле, различные химические реакции в самой газовой среде и при ее взаимодействии с металлом.

Диссоциация газов. Высокая температура в зоне сварки создает условия для диссоциации многоатомных газов. Эти процессы сопровождаются поглощением тепла, т. е. являются эндотермическими.

Диссоциацию простых двухатомных газов — водорода, кислорода и азота — можно выразить следующими уравнениями:



Отсюда видно, что энергия, затрачиваемая на диссоциацию молекулы азота, наиболее высока и потому молекула его — самая прочная. В одинаковых условиях азот должен диссоциировать меньше, чем кислород и водород.

Константа равновесия процесса диссоциации, например водорода, при постоянном давлении p

$$K_p = \frac{p_{\text{H}}^*}{p_{\text{H}_2}}. \quad (\text{VI.4})$$

При степени диссоциации¹ α один объем газа превращается в

$$2\alpha + 1 - \alpha = 1 + \alpha.$$

Парциальное давление для

$$p_H = \frac{2\alpha}{1 + \alpha} p;$$

для

$$p_{N_2} = \frac{1 - \alpha}{1 + \alpha} p.$$

Отсюда можно записать

$$K_p = \frac{4\alpha^2}{1 - \alpha^2} p \quad (VI.5)$$

и

$$\alpha = \sqrt{\frac{K_p}{K_p + 4p}}. \quad (VI.6)$$

Для определения K_p часто используют эмпирические формулы, например, в реакции диссоциации молекулярного водорода — приближенное уравнение Нернста:

$$\lg K_{pH_2} = \frac{22\,570}{T} - 1,504 \lg T - 0,767. \quad (VI.7)$$

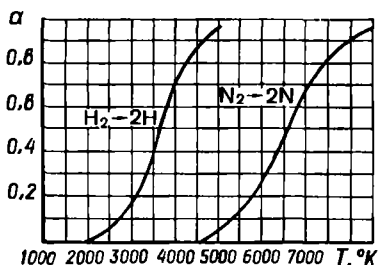


Рис. 108. Кривая зависимости степени диссоциации водорода и азота от температуры.

Следовательно, задаваясь значениями температуры при постоянном давлении p , можно для соответствующего газа установить величину K_p , а затем, пользуясь выражением (VI.6), — и степень диссоциации этого газа при выбранной температуре. Если принять,

что температура столба дуги составляет в среднем 5000 °K, то для молекул водорода расчеты дадут $\alpha = 0,96$, а для молекул азота $\alpha = 0,038$ (рис. 108).

Диссоциация двухатомных газов в зоне сварки имеет большое значение, поскольку:

1) в атомарном состоянии газы приобретают высокую химическую активность и легко взаимодействуют с расплавленным металлом капель и сварочной ванны;

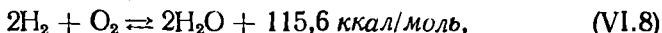
2) параллельно с диссоциацией газов, протекающей в зоне высоких температур с поглощением тепла, вблизи сварочной ванны,

¹ Степень диссоциации α — отношение числа диссоциировавших молекул к их первоначальному числу. Например, если из 100 молекул диссоциировало 10, то $\alpha = \frac{10}{100} = 0,1$. Если диссоциируют все молекулы, $\alpha = 1$.

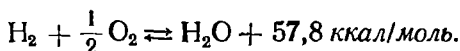
где температура значительно ниже, идет обратный процесс образования молекул из атомов, сопровождающийся выделением тепла.

Благодаря этим двум процессам осуществляется своеобразное регулирование теплового состояния в зоне сварки — перенос тепла от участка высоких температур дуги к жидкому металлу ванны.

Аналогично протекает диссоциация трехатомных газов, из которых в сварочных процессах обычно участвуют пары воды и углекислый газ. Водяной пар диссоциирует по уравнению



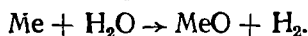
или



Константа равновесия этой реакции по приближенному уравнению Д. Чипмена и А. М. Самарина

$$\lg K_p = \lg \frac{p_{\text{H}_2} p_{\text{O}_2}^{1/2}}{p_{\text{H}_2\text{O}}} = -\frac{13\,154}{T} + 3,045. \quad (\text{VI.9})$$

Диссоциация водяных паров в зависимости от условий протекания реакции может создать для жидкого металла окислительную или восстановительную атмосферу. Если упругость диссоциации водяного пара превышает упругость диссоциации оксида металла ($p_{\text{O}_2(\text{MeO})} < p_{\text{O}_2(\text{H}_2\text{O})}$), металл может окисляться за счет кислорода диссоциированного водяного пара:

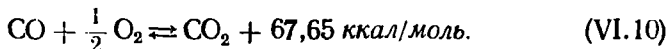


Если же упругость диссоциации водяного пара меньше упругости диссоциации оксида металла ($p_{\text{O}_2(\text{MeO})} > p_{\text{O}_2(\text{H}_2\text{O})}$), металл будет восстанавливаться из оксида водородом диссоциированного водяного пара:



С увеличением температуры степень диссоциации водяных паров увеличивается и при 5000 °К приближается к единице.

Углекислый газ при высоких температурах также активно диссоциирует по реакции



Константа равновесия этой реакции зависит от температуры и определяется из приближенного уравнения Д. Чипмена и А. М. Самарина

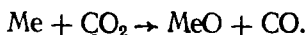
$$\lg K_p = \lg \frac{p_{\text{CO}} p_{\text{O}_2}^{1/2}}{p_{\text{CO}_2}} = -\frac{14\,545}{T} + 4,405, \quad (\text{VI.11})$$

где p_{CO} , p_{O_2} , p_{CO_2} — парциальные давления соответственно газов CO , O_2 и CO_2 ;

T — абсолютная температура, °К.

Задаваясь температурами, с помощью уравнения (VI.11) можно определить соответствующий им состав газов. На рис. 109, а приведен результат таких расчетов для интервала 1800—4000 °К. Как видим, в области температур более 4000 °К углекислый газ почти полностью диссоциирован, а вблизи поверхности сварочной ванны (при температуре 1800—2000 °К) диссоциация его незначительна.

В зависимости от парциального давления кислорода направление реакции (VI.10) может определять окислительный или восстановительный характер среды. Если $p_{O_2}(MeO) < p_{O_2}(CO)$, то будут развиваться окислительные процессы, т. е.



При $p_{O_2}(MeO) > p_{O_2}(CO)$ среда проявляет восстановительные свойства:

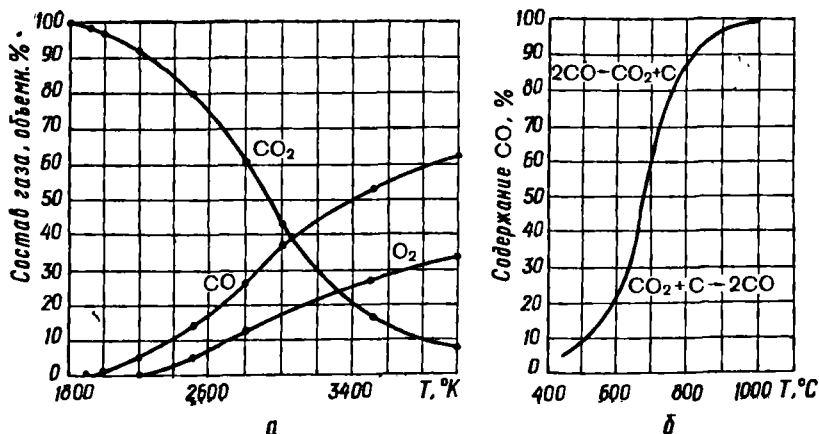
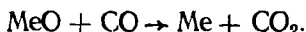


Рис. 109. Кривые зависимости состава газов CO₂, CO, O₂ и содержания СО от температуры.

Парциальное давление кислорода в реакции (VI.10) зависит от температуры, давления и соотношения концентраций CO₂ и СО:

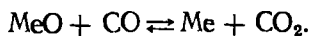
$$p_{O_2}(CO_2) = f\left(T, p, \frac{p_{CO_2}}{p_{CO}}\right). \quad (VI.12)$$

Это значит, что с увеличением температуры T и отношения $\frac{p_{CO_2}}{p_{CO}}$, а также с уменьшением давления p в системе, растет окислительная способность среды. Однако наличие твердого углерода (например, в виде угольного электрода) весьма существенно снижает эту способность, так как энергично развивается реакция



На рис. 109, б дана кривая зависимости содержания СО от температуры в присутствии твердого углерода. Уже при 1100 °К со-

держание СО в газовой смеси приближается к 100%. Следовательно, создается восстановительная для металла среда и становится возможной реакция типа



Образование эндотермических соединений. Наряду с диссоциацией простых и сложных молекулярных газов, для высоких температур характерно окисление азота воздуха, которое сопровождается поглощением тепла:



Образующаяся окись азота может существовать в нераспавшемся виде и в области низких температур. Она играет существенную роль как окислитель и, по мнению некоторых исследователей, служит передатчиком азота расплавленному металлу.

Насыщение расплавленного металла газами происходит как в каплях, так и в сварочной ванне. В ванне эти процессы протекают менее интенсивно, чем в каплях, по двум причинам:

- 1) температура ванны ниже температуры капель;
- 2) для ванны отношение поверхности реакции к объему значительно меньше, чем для капель.

При этом если газ находится в атомарном состоянии, то его растворимость в металле непосредственно следует закону Генри (пропорциональна давлению газа), а растворимость двухатомных газов, находящихся в молекулярном состоянии, подчиняется закону Сивертса (пропорциональна корню квадратному из давления газа). Для большинства металлов количество $[\text{C}]_r$ растворяющегося газа зависит от температуры:

$$[\text{C}]_r = a e^{-\frac{E}{kT}}, \quad (\text{VI.15})$$

где a и k — константы;

E — теплота растворения;

T — абсолютная температура.

Из уравнения (VI.15) следует, что с увеличением температуры металла повышается и растворимость газа в нем, причем в каплях эта растворимость может достигать значительной величины. Однако нельзя забывать, что при температурах, близких к температуре кипения металла, растворимость газа заметно падает и в момент кипения становится равной нулю.

Механизм растворения газов в жидком металле складывается из отдельных, протекающих последовательно стадий:

- 1) адсорбции атомов газа поверхностью металла;
- 2) взаимодействия адсорбированного газа в поверхностном слое с металлом — образования растворов и химических соединений (обычно эти процессы называются *хемосорбцией*);
- 3) отвода продуктов хемосорбции в глубь жидкого металла.

Процессы адсорбции и хемосорбции протекают с очень большими скоростями, практически мгновенно. Скорости отвода продуктов хемосорбции в глубь металла меньшие. В отводе продуктов хемосорбции в глубь металла большую роль играет механическое перемешивание жидкого металла, протекающее часто с бурным выделением газов.

Рассмотренная схема растворения газов в металле, в основе которой лежит закон Генри, получила название *химического поглощения газов металлом*.

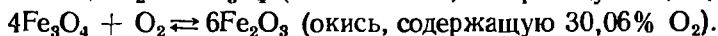
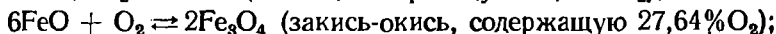
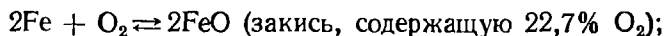
При наличии электрического поля возможно и электрическое поглощение газов металлом. Оно наблюдается только у поверхности катода, в области активного пятна, куда внедряются положительные ионы газов, поступающие из столба дуги. Наличие у поверхности катода слоя положительных ионов повышенной концентрации приводит к их перемещению в объем металла диффузионным путем вследствие разности концентраций.

Степень развития электрического поглощения газов металлом зависит от величины катодного падения напряжения, состава газовой среды, тока и др. (табл. 33).

Влияние кислорода на свойства стали. Кислород растворяется во многих металлах, в том числе и в железе.

Изучение особенностей растворения кислорода в железе позволяет сделать выводы относительно взаимодействия кислорода со сталью, основой которой является железо.

Железо с кислородом образует три оксида:



Из этих трех оксидов только закись железа FeO растворима в железе и поэтому наиболее сильно влияет на его свойства. Остальные оксиды в железе не растворяются, могут в нем присутствовать только в виде отдельных включений и легко разлагаются при высоких температурах.

Установлено, что при температуре плавления железа предельная растворимость кислорода в железе составляет 0,16%, а при комнатной температуре — тысячные доли процента.

На рис. 110 приведен левый угол диаграммы состояния железо — кислород. При температуре 572 °C находящаяся в железе вне твердого раствора FeO разлагается с образованием закиси-окиси:



Таблица 33

Растворение азота в каплях

Исследуемая область и газы	<i>I, а</i>	N в каплях, весовые %
На катоде		
Ar + 10% N	300—310	0,018
He + 10% N	300—320	0,074
На аноде		
Ar + 10% N	300—310	0,016
He + 10% N	300—310	0,016

Таким образом, при комнатной температуре кислород находится в железе как в твердом растворе α -Fe (в оксоферрите), так и в виде включений типа Fe_3O_4 .

При сварке наблюдаются существенные отклонения от равновесной диаграммы состояния железо — кислород:

1) значительный перегрев жидкого металла увеличивает растворимость кислорода более чем до 0,16% (ветвь $B-B'$). В этом случае максимальная растворимость в железе определяется по уравнению

$$\lg O_2 = -\frac{6320}{T} + 2,734; \quad (\text{VI.17})$$

2) при быстром охлаждении железа может наблюдаться образование пересыщенного твердого раствора α -Fe, а вне твердого раствора останется не успевшая разложиться закись железа FeO .

Наличие легирующих элементов в стали также влияет на растворимость кислорода. Наиболее сильно снижают растворимость кислорода в железе углерод и кремний.

Присутствие кислорода в сталях, наряду с окислением железа, вызывает непосредственное окисление ряда легирующих элементов, например:

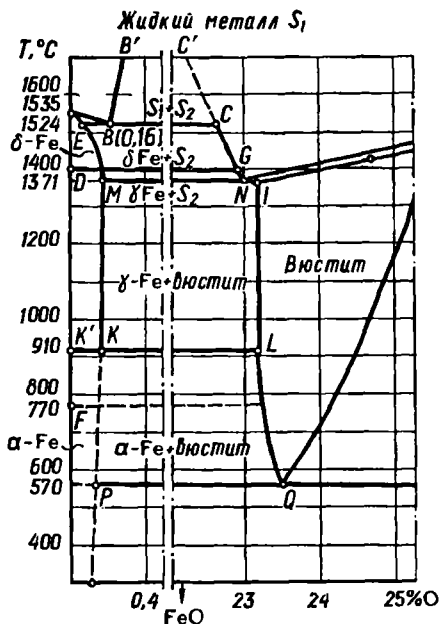
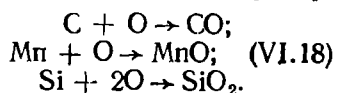
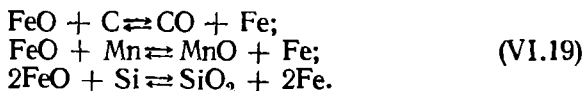


Рис. 110. Левый угол диаграммы состояния железо — кислород.

Кроме того, параллельно могут идти реакции взаимодействия легирующих элементов с закисью железа, например:



Наличие кислорода в стали ухудшает все свойства металла (рис. 111): пределы прочности и текучести, относительное удлинение и ударная вязкость с увеличением содержания кислорода резко падают, причем особенно значительно снижается ударная вязкость. Наряду с этим, при увеличении содержания кислорода в стали:

- 1) уменьшается стойкость против коррозии;
- 2) обнаруживается склонность к старению;

- 3) при содержании кислорода более 0,08% появляется склонность к хладно- и красноломкости;
- 4) усиливается рост зерен при нагреве;
- 5) ухудшается обрабатываемость резанием и ковка;
- 6) понижается магнитная проницаемость и увеличивается электрическое сопротивление.

Влияние азота на свойства стали. Атомарный азот растворяется преимущественно в тех металлах, с которыми он может образовывать химические соединения — нитриды. В сталях азот образует нитриды как с железом, так и с большинством примесей. С железом

азот дает два типа нитридов: Fe_4N и Fe_2N по уравнениям

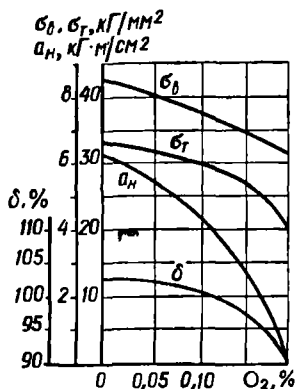
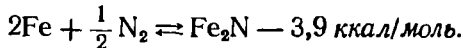
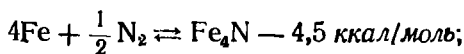


Рис. 111. Влияние содержания кислорода на механические свойства малоуглеродистой стали.

При содержании азота в стали 0,001–0,01% азот образует нитриды железа. При дальнейшем увеличении содержания азота в стали нитриды железа образуются в виде отдельных включений нитридов, главным образом Fe_4N . Процесс сварки и здесь вносит отклонения от равновесной диаграммы состояния $\text{Fe}-\text{N}_2$. Поэтому общее количество растворенного в металле азота из-за перегрева металла может быть увеличенным. Кроме того, при повышенной скорости охлаждения металла нитриды железа могут не успеть выпасть из твердого раствора $\alpha\text{-Fe}$ и последний окажется пересыщенным азотом.

Нитриды железа образуются в области пониженных температур (в интервале 700–550 °C), при более высоких температурах они диссоциируют.

Таким образом, в железе азот может находиться в твердом растворе $\alpha\text{-Fe}$ и в виде отдельных включений нитридов, главным образом Fe_4N . Процесс сварки и здесь вносит отклонения от равновесной диаграммы состояния $\text{Fe}-\text{N}_2$. Поэтому общее количество растворенного в металле азота из-за перегрева металла может быть увеличенным. Кроме того, при повышенной скорости охлаждения металла нитриды железа могут не успеть выпасть из твердого раствора $\alpha\text{-Fe}$ и последний окажется пересыщенным азотом.

С легирующими элементами стали азот также образует нитриды, часто значительно более стойкие, чем нитриды железа. Особенно

стройкими в области высоких температур являются нитриды кремния и титана.

Растворимость азота в железе значительно зависит от температуры (рис. 113). По мере роста ее растворимость азота увеличивается, претерпевая скачкообразные изменения в моменты полиморфных превращений железа и при переходе его из твердого состояния в жидкое.

Исследования процесса насыщения металла азотом показали, что возможны такие пути его протекания:

1) диссоциированный азот непосредственно растворяется в жидком металле каплей. При последующем

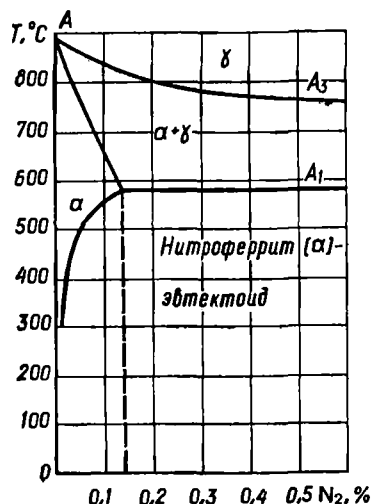


Рис. 112 Диаграмма состояния железо — азот.

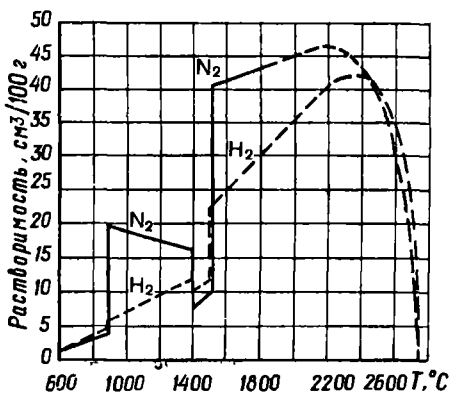


Рис. 113. Кривые зависимости растворимости азота и водорода в железе от температуры.

охлаждении металла в условиях соответствующих температур образуются нитриды железа;

2) диссоциированный азот образует в области высоких температур стойкие нитриды, которые, растворяясь в каплях жидкого металла, насыщают его азотом. В этом случае по мере охлаждения металла сварочной ванны из раствора может выделиться атомарный азот, который, вступая во взаимодействие с железом, образует при соответствующих температурах нитриды железа;

3) диссоциированный азот образует в высокотемпературной области окись азота NO, которая растворяется в каплях. При температурах металла ниже 1000 °C окись азота выпадает из твердого раствора и диссоциирует; при этом атомарный азот образует нитриды железа, а кислород — оксиды.

Находясь в металле в том или ином состоянии, азот весьма сильно влияет на его свойства. Из рис. 114 видно, что с увеличением содержания азота увеличиваются пределы прочности и текучести металла. Вместе с тем снижаются пластические свойства и особенно резко — ударная вязкость стали. Наряду с этим появляется склонность

металла к старению, повышается склонность к хладноломкости и синеломкости, увеличивается способность к закалке, понижается магнитная проницаемость, увеличивается электрическое сопротивление металла.

Таким образом, в общем случае азот — нежелательная примесь в металле шва, особенно при действии на такой металл динамической нагрузки. Однако в условиях сварки высоколегированных сталей аустенитного класса азот повышает устойчивость аустенита и выступает как легирующая добавка, способная заменить некоторое количество никеля. В таких сталях азот устраняет явление

транскристаллизации и улучшает механические свойства; может вызвать и эффект упрочнения чугуна.

Влияние водорода на свойства стали Водород может оказывать на металл двойное влияние: с одной стороны, он защищает его от насыщения кислородом и азотом, предупреждает окисление, связывая кислород, восстанавливает при известных условиях металл из оксидов, препятствует образованию нитридов железа; с другой — растворяется в металле и становится причиной появления существенных дефектов в шве — пористости и трещин.

Металлы, растворяющие водород, делятся на две группы:

1) не образующие химических соединений с водородом — Fe, Ni, Al, Co, Cu, Mo, Pt и др.;

2) образующие твердые растворы и химические соединения с водородом (гидриды) — Zr, Ti, V, Ta, Th и др.

Атомарный водород растворяется как в твердом, так и в жидком железе. Как видно из рис. 113, растворимость водорода в железе с повышением температуры растет и изменяется скачкообразно в моменты полиморфных превращений. При переходе железа из твердого состояния в жидкое наблюдается резкое возрастание растворимости водорода, достигающее максимальной величины при температуре $\sim 2400^\circ\text{C}$. Таким образом, наиболее значительное насыщение металла водородом происходит в процессе переноса капель.

Степень насыщения жидкого металла водородом зависит от наличия в газовой среде элементов, способных связывать водород в химические соединения, нерастворимые в жидком металле и тем самым снижающие парциальное давление его в газовой среде. Так, образование в газовой среде соединений OH и HF , нерастворимых в жидком металле, снижает насыщенность металла водородом. На рис. 115

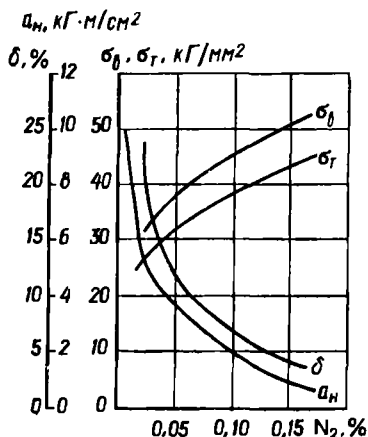


Рис. 114. Влияние содержания азота на механические свойства малоуглеродистой стали.

представлены зависимости между растворимостью водорода в металле, температурой среды и парциальным давлением p_{H_2} его в газовой среде. Кривая 1 приведена для $p_{H_2} = 760 \text{ мм рт. ст. (1 ага)}$; кривая 2 — для $p_{H_2} = 380 \text{ мм рт. ст. (0,5 ага)}$; 3 — для $p_{H_2} = 190 \text{ мм рт. ст. (0,25 ага)}$; 4 — для $p_{H_2} = 76 \text{ мм рт. ст. (0,1 ага)}$.

Находясь в окисленном жидком металле, водород взаимодействует с кислородом по уравнениям



и

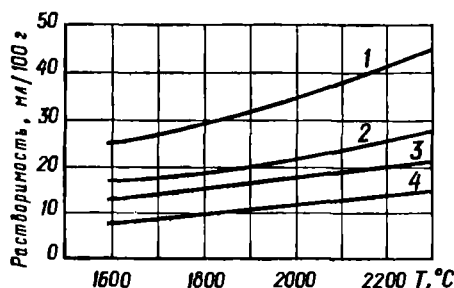


Рис. 115. Влияние температуры и парциального давления водорода в газовой фазе на его растворимость в жидком железе.

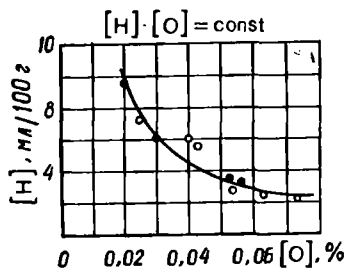


Рис. 116. Кривая, характеризующая совместную растворимость водорода и кислорода в жидком железе при $p = 22 \text{ мм рт. ст.}$:

○ — данные Морозова и Чучмарева;
● — данные Морозова и Борисова.

(в скобки взяты газы, растворенные в металле). Поэтому наличие в металле кислорода ограничивает концентрацию в нем водорода. На рис. 116 приведены данные о совместном растворении водорода и кислорода в жидком железе. Как видим, даже незначительная окисленность жидкого металла резко снижает содержание в нем водорода.

Насыщение водородом жидкого металла отрицательно сказывается на его свойствах. При достаточно быстром охлаждении металла ванны не весь растворенный в ней водород успевает выделиться. Оставшийся в металле атомарный водород задерживается в ветвях зарождающихся и растущих дендритов, у поверхности кристаллов, у мест расположения посторонних включений, а также дефектов кристаллической структуры. Здесь атомы водорода воссоединяются в молекулы, а парциальное давление атомарного водорода резко снижается, вследствие чего он продолжает сюда диффундировать. Непрерывно образующийся молекулярный водород создает значительные давления, так как сам он не в состоянии диффундировать через металл и практически нерастворим в нем. Кроме того, водород может окисляться в водяной пар, который в металле не растворяется. В связи с тем что давление направлено во все стороны, в металле возникает объемное напряженное состояние, приводящее

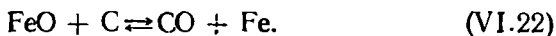
к снижению пластических свойств его, а иногда — и к хрупкому разрушению.

Следовательно, хотя водород и не образует с металлом шва соединений, отрицательно влияющих на прочность этого металла, он усиливает вредное влияние макро- и микронесплошностей, способствует резкому снижению пластических свойств металла и его хрупкому разрушению.

Особенно опасно наличие водорода в сталях, легированных элементами, расширяющими область γ -Fe (например, C, Ni, Mn и др.). Причина заключается в том, что количество растворенного в этих сталях водорода увеличивается и вследствие одновременности полиморфных превращений, протекающих в шве и в основном металле, в переходной зоне скапливается водород и возникают трещины.

Влияние окиси углерода на свойства стали. Окись углерода в тех или иных количествах всегда есть в газовой среде, но, будучи нерастворимой в жидком металле, непосредственной опасности для него не представляет. Наоборот, она может создавать защитную атмосферу у поверхности жидкого металла.

Иную роль играет окись углерода, образующаяся в самом металле при взаимодействии углерода с оксидами. В этом отношении наиболее характерна реакция между углеродом и закисью железа:



Наблюдающееся «кипение» металла (выделение пузырей образующейся окиси углерода) способствует удалению всех посторонних включений. Однако если в металле в момент его кристаллизации нет нужных раскислителей (например, Si, Mn), способных подавить реакцию дальнейшего образования окиси углерода, то «кипение» сварочной ванны может продолжаться и привести к нежелательному снижению содержания углерода, а также к образованию пор в металле шва.

Особенности и состав газовой среды при сварке плавлением рассмотрены нами в общем виде, без учета взаимодействия составляющих такой среды. Однако и при таком упрощении можно сделать общий вывод о необходимости защиты жидкого металла от контакта с воздухом и тщательной металлургической обработки его для получения качественного сварного соединения.

§ 39. ШЛАКОВАЯ ФАЗА

Шлаки и их назначение. Шлаки представляют собой сплав различных оксидов и солей, который имеет пониженный по сравнению с жидким металлом удельный вес и поэтому располагается в основном на поверхности металлической ванны.

В настоящее время есть две теории строения жидких шлаков:

1) молекулярная теория, разработанная В.Е. Грум-Гржимайло, М. М. Карнауховым и Г. Шенком, которые считают шлаки идеальным молекулярным раствором свободных и связанных оксидов;

2) ионная теория, созданная советскими металлургами М. И. Темкиным, О. А. Есиным, А. М. Самариным, В. А. Кожануровым. Эта теория рассматривает шлаки как ионные растворы-электролиты, состоящие из катионов металлов (K^+ , Na^+ , Ca^{2+} , Mg^{2+} , Mn^{2+} , Fe^{2+} и др.) и различных анионов (F^- , O^{2-} , PO_4^{3-} , AlO_4^{3-} , SiO_4^{4-} , SiO_4^{2-} и пр.).

Согласно молекулярной теории шлаков между молекулами свободных и связанных оксидов существует некоторое подвижное химическое равновесие, однако непосредственно с металлом реагируют лишь свободные оксиды. Молекулярная теория шлаков не отрицает наличие в них ионов, которым, однако, отводит второстепенную роль.

В соответствии с ионной теорией, имеющей более широкую экспериментальную основу, шлаки обладают структурой ионного типа, т. е. каждый катион окружен анионами, а анион — катионами. Ионное строение шлаков подтверждается их заметной электропроводностью (того же порядка, что и расплавов типичных электролитов) и возрастанием электропроводности с температурой, также характерным для электролитов.

Современная ионная теория шлаков позволяет объяснить ряд важных явлений, наблюдающихся в них и не понятных с точки зрения молекулярной теории. Однако эта теория в отношении сварочных шлаков еще недостаточно разработана и поэтому с ее помощью пока еще нельзя дать полное истолкование всех процессов, протекающих в сварочных шлаках и при их взаимодействии с металлом. Молекулярная теория шлаков, существующая уже давно, разработана достаточно детально и более удобна для практических расчетов равновесных состояний. Поэтому в дальнейшем сварочные шлаки мы будем рассматривать как молекулярные растворы.

Сварочные шлаки осуществляют такие функции:

1) защита жидкого металла от непосредственного контакта с воздухом;

2) проведение в той или иной степени процессов раскисления, легирования и рафинирования металла;

3) улучшение теплового режима сварки путем снижения скорости охлаждения металла;

4) поддержание устойчивости процесса сварки;

5) обеспечение правильного формирования металла шва.

Выполнение всех этих функций возможно только при определенных свойствах сварочных шлаков.

Свойства шлаков. *Химические свойства* шлака в значительной мере определяются степенью кислотности или обратной ей величиной — степенью основности шлака.

Степенью кислотности n называют отношение сумм молекулярных процентов кислотных и основных оксидов данного шлака:

$$n = \frac{\sum M\%_{\text{кислотных оксидов}}}{\sum M\%_{\text{основных оксидов}}} \quad (\text{VI.23})$$

Кислотные оксиды сварочных шлаков — SiO_2 , TiO_2 , P_2O_5 , V_2O_5 и др.; основные — FeO , MnO , NiO , CaO , BaO , MgO , Na_2O , Cu_2O , K_2O и др. Кроме этих двух групп оксидов, в шлаках могут присутствовать и амфотерные оксиды, ведущие себя с сильными кислотами как основные оксиды, а с сильными основаниями — как кислотные. К таким оксидам относятся Al_2O_3 , Fe_2O_3 , Cr_2O_3 , V_2O_5 и др.

Если степень кислотности больше единицы, шлак считается кислым, если меньше — основным. Однако такое деление весьма условно, так как при определении величины n не учитывается активность каждого из оксидов. Возможны случаи, когда по значению n формально следует отнести шлак к кислым ($n > 1$), однако из-за наличия в нем слабых кислотных и сильных основных оксидов он по характеру металлургического воздействия является основным. Тем не менее, с помощью показателя степени кислотности можно ориентировочно оценить свойства шлака и его поведение при сварке. Весьма важно при этом знать, в какой форме находятся в данном шлаке различные оксиды, — в виде комплексных соединений или в свободном, диссоциированном состоянии.

Для жидкого шлака можно написать реакцию общего вида



с константой равновесия

$$K_C = \frac{(\text{MeO})_{\text{осн}} \cdot (\text{MeO})_{\text{кисл}}}{(\text{MeO})_{\text{осн}} \cdot (\text{MeO})_{\text{кисл}}}$$

С уменьшением температуры константа K_C равновесия реакции (VI.24) растет, процесс образования комплексных соединений усиливается и концентрация свободных оксидов в шлаке уменьшается.

О силе сродства отдельных оксидов друг к другу можно судить по величине константы равновесия реакции, а также (ориентировочно) — по величине теплового эффекта реакции комплексообразования:

Формула комплекса	Теплота комплексообразования, кал/моль
$\text{Na}_2\text{O} \cdot \text{SiO}_2$	68 200
$2\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$	28 300
$\text{BaO} \cdot \text{SiO}_2$	14 700
$\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$	10 800
$2\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$	8 100
$\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$	7 700
$\text{ZnO} \cdot \text{SiO}_2$	2 490
$\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$	45 950

В кислых шлаках наиболее сильными основными выступают оксиды щелочных и щелочноземельных металлов, слабее — амфотерные оксиды. Из кислотных оксидов после SiO_2 наиболее сильные TiO_2 и P_2O_5 .

Вообще процессы комплексобразования идут в шлаке одновременно для всех оксидов, но наиболее полно и активно они протекают при взаимодействии между сильными основными и кислотными оксидами. Нельзя забывать, конечно, и о влиянии концентрации свободного оксида в шлаке на развитие процессов комплексобразования. При большой концентрации в шлаке слабого оксида степень его активности может заметно возрасти.

К началу затвердевания шлака отдельные его составляющие имеют форму двойных и более сложных комплексных соединений, а также находятся во взаимных растворах.

Химические свойства сварочных шлаков нельзя рассматривать в отрыве от их физических свойств.

Физические свойства шлаков характеризуются:

1) тепловыми константами — температурой плавления и размягчения, теплоемкостью, скрытой теплотой плавления и теплосохранением шлака;

2) вязкостью в жидком состоянии и ее изменением с температурой;

3) газопроницаемостью;

4) плотностью в жидком состоянии;

5) свойствами, определяющими отделяемость шлака от металла шва в твердом состоянии.

Для подавляющего большинства сварочных шлаков характерна большая склонность к переохлаждению, что объясняется их повышенной вязкостью в жидком состоянии.

Точно определить температуру плавления шлаков трудно, так как соответствующие критические точки превращения выражены не всегда отчетливо, а иногда и вовсе отсутствуют. Для шлаков характерно наличие некоторого интервала плавления, лежащего между температурами начала размягчения шлака и его перехода в жидкое состояние, отвечающее полному плавлению. Интервал плавления у кислых шлаков обычно больше, чем у основных.

От температуры размягчения и плавления шлаков следует отличать температуру образования шлаков при плавлении электродных покрытий или керамических флюсов, представляющих собой механическую смесь измельченных компонентов, связанных обычно раствором жидкого стекла. Для такого шлака характерна температура плавления смеси оксидов, составляющих его (например, электродного покрытия). Обычно она несколько выше, чем для сплавленного шлака того же состава, но также, как и для сплавленного шлака, должна быть ниже температуры плавления металла.

Активность жидких шлаков при взаимодействии с металлом сильно зависит от их вязкости (см. гл. V) и характера ее изменения с ростом температуры.

На рис. 117 приведены кривые зависимости вязкости сварочных шлаков от температуры. По этим кривым можно судить об особенностях поведения шлаков при переходе из жидкого состояния в твердое. Кривая 1, соответствующая «коротким» шлакам, показывает,

что их вязкость почти постоянна в пределах 1200—1400 °С и составляет доли пуаза. При температуре около 1100 °С вязкость коротких шлаков резко повышается и они затвердевают. Таким образом, короткий шлак быстро затвердевает с поверхности, оставаясь жидким в зоне соприкосновения с кристаллизующимся металлом и обеспечивая как свободный выход газам из металла, так и соответствующее формирование шва. Короткие шлаки — основные.

Кривая 2 отвечает «длинным», более густым шлакам, вязкость которых медленно снижается в интервале 1000—1400 °С. Такие шлаки постепенно переходят сначала из жидкого состояния в густое, потом — в тестообразное, а затем — в твердое (рис. 117) и поэтому трудно установить температуру начала их затвердевания. Переход из тестообразного состояния в твердое у длинных шлаков сопровождается нарастанием вязкости, при котором перегруппировка частиц, необходимая для получения кристаллической решетки, затрудняется. Поэтому длинные шлаки не кристаллизуются, а переходят в стекловидную аморфную массу.



Рис. 117. Кривые зависимости вязкости шлаков от температуры; схемы затвердевания.

растанию их вязкости можно расположить в такой ряд: $\text{FeO} \times \text{SiO}_2 \rightarrow \text{MnO} \cdot \text{SiO}_2 \rightarrow \text{Fe}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2 \rightarrow \text{MgO} \cdot \text{SiO}_2 \rightarrow \text{CaO} \cdot \text{SiO}_2 \rightarrow \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$. Длинные, густые, медленно затвердевающие шлаки менее активны по отношению к металлу и отличаются худшими формирующими свойствами.

От вязкости шлака зависит его газопроницаемость, т. е. способность пропускать выделяющиеся из металла газы. Известно, что скорость выделения газов из металла зависит от их давления над поверхностью металла. Если у шлаков плохая газопроницаемость, то на поверхности металла создается повышенное давление газов, препятствующее их дальнейшему выделению. В этом случае в шве может образоваться пористость, а на поверхности шва — мелкие вмятины, штриховатость, побитость.

Густые шлаки обладают плохой, а маловязкие подвижные шлаки — высокой газопроницаемостью. В жидкотекучих шлаках

быстрое выделение газов из металла сопровождается попутным «захватом» частиц шлаковых включений и более полным очищением металла шва. Поэтому важно умело подбирать соответствующие добавки к шлаку, чтобы повлиять на его вязкость в нужном направлении.

Отличным разжижителем шлаков, особенно основных, является фтористый кальций CaF_2 (плавиковый шпат). Уменьшают вязкость и такие оксиды, как TiO_2 , K_2O , Na_2O , MnO , хлориды. Особенно благоприятно влияние оксида TiO_2 , который способствует получению короткого шлака. Таким образом, для сварки более желательны маловязкие, легкоподвижные, быстро затвердевающие шлаки. Этому условию больше всего удовлетворяют короткие, основные шлаки.

После затвердевания шлаки должны легко удаляться с поверхности шва. Эта легкость зависит от ряда причин, в том числе и от окислительной способности шлака.

Повышенная окислительная способность может резко ухудшить отделяемость шлаковой корки от поверхности шва. Действительно, если концентрация оксидов железа в шлаке повышена, окисление поверхностных слоев металла может происходить вплоть до его затвердевания. На поверхности металла образуется окисная пленка, состоящая главным образом из FeO , кристаллизующейся в кубической системе. Кристаллическая решетка FeO строится на базе кубической решетки $\alpha\text{-Fe}$, поэтому окисная пленка прочно удерживается на поверхности металла шва.

Наличие в шлаковом покрове соединений, кристаллизующихся в той же кубической системе, что и FeO , приводит, в свою очередь, к достраиванию этими соединениями решетки FeO , а значит, к достаточно прочному сцеплению шлака с металлом. По кубической системе кристаллизуются соединения типа шпинелей, представляющие собой сложные оксиды двух- и трехвалентных металлов Al , Mg , Fe и др.

Характеристика важнейших простых оксидов, входящих в состав шлаковой фазы. 1. Двуокись кремния SiO_2 ($T_{\text{пл}} = 1710^\circ\text{C}$; $\gamma = 2,3 \div 2,6 \text{ г/см}^3$) — сильный кислотный оксид, который легко вступает в реакцию с основными оксидами, образуя комплексные соединения — силикаты. SiO_2 повышает вязкость шлака и способствует получению длинных, густых шлаков. Из расплавленного состояния SiO_2 затвердевает в модификацию — кристобаллит, которая при дальнейшем охлаждении переходит в новую модификацию — тридимит — и затем в кварц. Эти превращения сопровождаются выделением тепла. Двуокись кремния нерастворима в металле.

2. Закись марганца MnO ($T_{\text{пл}} = 1600^\circ\text{C}$; $\gamma = 4,7 \div 5,5 \text{ г/см}^3$) — основной оксид, образующий комплексные соединения с кислотными оксидами. Связывает серу в сульфид марганца и повышает ее растворимость в шлаке. Способствует некоторому понижению вязкости шлака, однако не влияет на скорость кристаллизации его. Нерастворима в металле.

3. Закись железа FeO ($T_{\text{пл}} = 1370^\circ\text{C}$; $\gamma = 5,9 \text{ г/см}^3$) — относительно слабый основной оксид, образующий комплексные соединения с кислотными оксидами (силикаты, титанаты, бораты и др.). Вступает в обменные реакции с элементами, у которых большое сродство к кислороду. Растворима в шлаке и в металле.

4. Двуокись титана TiO_2 ($T_{\text{пл}} = 1850^\circ\text{C}$; $\gamma = 4,2 \text{ г/см}^3$) — кислотный оксид, образующий с основными оксидами легкоплавкие подвижные комплексы — титанаты. Способствует получению короткого шлака, обладающего высокой газопроницаемостью. Нерастворима в металле.

5. Окись кальция CaO ($T_{\text{пл}} = 2570^\circ\text{C}$; $\gamma = 3,4 \text{ г/см}^3$) — сильный основной оксид, образующий комплексные соединения. Очень прочна, диссоциирует весьма слабо. Связывает серу и особенно фосфор, облегчая их переход в шлак. Повышает вязкость шлаков. Нерастворима в металле.

6. Окись алюминия Al_2O_3 ($T_{\text{пл}} = 2050^\circ\text{C}$; $\gamma = 3,6 \div 4,0 \text{ г/см}^3$) — амфотерный оксид, реагирующий с кислотными и основными оксидами. Повышает вязкость шлаков, склонна к образованию шпинелей. Нерастворима в металле.

7. Фосфорный ангидрид P_2O_5 — кислотный оксид, образующий комплексные соединения. Особенно активен с CaO .

Главные системы сварочных шлаков. В зависимости от состава сварочные шлаки можно разбить на три группы:

1) шлаки оксидного типа, представляющие собой оксиды различных металлов;

2) шлаки солевого типа — фтористые и хлористые соли щелочных и щелочноземельных металлов;

3) шлаки оксидно-солевого типа, состоящие из солей и оксидов.

Независимо от принадлежности к той или иной группе большинство шлаков состоит из основы, или «скелета», и добавок, или примесей. Основа шлаков представляется шлаковой системой. Изучают такие системы обычно с помощью соответствующих диаграмм состояния, которые строят для двойных и тройных систем. Так как шлаковые системы часто имеют сложный состав, выбирают основную тройную систему и затем устанавливают влияние на нее остальных составляющих шлака.

§ 40. ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ МЕЖДУ РАСПЛАВЛЕННЫМ МЕТАЛЛОМ, ГАЗОВОЙ СРЕДОЙ И ШЛАКОМ

Одна из важнейших функций флюсов или электродных покрытий, применяемых при электродуговой сварке, — металлургическая обработка металла шва: его раскисление, легирование, модифицирование и рафинирование.

В связи с активным развитием окислительных процессов при дуговой сварке практически всегда есть потребность раскисления металла. Однако, чтобы получить наплавленный металл требуемого

состава и свойств, одной операции раскисления недостаточно, так как металл теряет некоторые полезные примеси в результате не только окисления, но и прямого испарения под действием высоких температур. Для компенсации этих потерь, а также для введения в наплавленный металл специальных добавок различных элементов с целью повышения качества металла, параллельно с раскислением осуществляют и легирование металла. Наконец, наряду с раскислением и легированием, обязательно нужно рафинировать металл, т. е. очищать его от вредных примесей (серы и фосфора), попадающих в металл из шлака.

Таким образом, взаимодействие газовой и шлаковой фаз с жидким металлом представляет собой сложный комплекс физико-химических процессов, из которых важнейшие — реакции окисления, раскисления, легирования и рафинирования металла.

Для улучшения структуры первичной кристаллизации, ее измельчения и упорядочения в металл шва вводят небольшие количества специальных добавок — модификаторов. Наиболее сильные из них — Nb, Ti, Zr, V.

При электродуговой сварке между расплавленным металлом, шлаком и газовой средой непрерывно происходят процессы интенсивного массообмена. Естественно, что результаты этих процессов прежде всего, и самым существенным образом, зависят от соотношения взаимодействующих масс. В общем случае влияние взаимодействующих масс металла и флюса на концентрацию элемента в металле шва может быть найдено из уравнения материального баланса элемента Э до и после сварки:

$$m_{э. м} [Э]_{э. м} + m_{о. м} [Э]_{о. м} + m_{ф} (Э)_{ф} = m_{шв} [Э]_{шв} + m_{шл} (Э)_{шл},$$

где $m_{э. м}$, $m_{о. м}$, $m_{ф}$, $m_{шв}$, $m_{шл}$ — масса электродного металла, основного металла, флюса, металла шва и шлака соответственно.

$[Э]_{э. м}$, $[Э]_{о. м}$, $(Э)_{ф}$, $[Э]_{шв}$, $(Э)_{шл}$ — концентрация элемента в электродном металле, в основном металле, во флюсе, в металле шва и в шлаке соответственно.

Учтя, что $\frac{(Э)_{шл}}{[Э]_{шв}} = L$ — константа распределения элемента между шлаком и металлом шва, а $\frac{m_{шл}}{m_{шв}} = \beta$; допуская, что $m_{ф} \approx m_{шл}$,

$\frac{m_{э. м}}{m_{шв}} = \gamma$, $\frac{m_{о. м}}{m_{шв}} = 1 - \gamma$, окончательно получим

$$[Э]_{шв} = \frac{\gamma [Э]_{э. м} + (1 - \gamma) [Э]_{о. м} + \beta (Э)_{ф}}{1 + \beta L}. \quad (VI.25)$$

Таким образом, для расчетного определения химического состава металла шва нужно знать концентрации элемента в исходных материалах, доли участия основного $(1 - \gamma)$ и электродного (γ)

металлов в формировании шва, относительную массу β взаимодействующего с металлом шлака и константу L распределения.

Наибольшие затруднения при расчетах по выражению (VI.25) вызывает недостаток надежных данных о значении L . В ряде случаев L можно найти через константу равновесия реакции или определить экспериментально.

Представляет интерес более подробно рассмотреть смысл и физическую сущность величины β .

β — коэффициент эффективности массообмена оценивается отношением массы флюса, реально участвовавшего в массообмене, к массе расплавленного металла:

$$\beta = \frac{m_{\text{ф}}}{m_{\text{м}}}.$$

$m_{\text{ф}}$ значительно меньше массы расплавленного при сварке флюса. Дело в том, что только часть (иногда не более 10—15%) всего расплавившегося флюса или электродного покрытия участвует в массообмене с расплавленным металлом, тогда как большая его часть в контакт с металлом капель или сварочной ванны не вступает и, естественно, ни в каких металлургических процессах между металлом и шлаком не участвует.

Коэффициент β находят экспериментально — с помощью метода элемента-свидетеля. Во флюс добавляют небольшое количество (1—2%) элемента-свидетеля. В качестве свидетелей можно брать неокисляющиеся элементы, не взаимодействующие с флюсом, свободно и неограниченно растворяющиеся в металле шва, — благородные металлы, никель, в некоторых случаях медь. Желательно также, чтобы элемент-свидетель не входил в состав основного и электродного металлов. Тонко измельченный и равномерно распределенный по всему объему электродного покрытия или флюса, элемент-свидетель участвует вместе с ними во всех видах конвективных перемещений и при вступлении в контакт с расплавленным металлом полностью переходит в него из флюса. По концентрации элемента-свидетеля, перешедшего в металл шва из флюса, легко определить β из выражения (VI.25).

В самом деле. Так как элемента-свидетеля нет ни в основном ни в электродном металле, то

$$[\text{Э}]_{\text{з.м}} = 0; [\text{Э}]_{\text{о.м}} = 0.$$

Элемент-свидетель нерастворим в шлаке и неограниченно растворим в металле, следовательно, $L = 0$; $\beta L = 0$ и знаменатель уравнения $1 + \beta L = 1$, откуда

$$\beta = \frac{[\text{Э}]_{\text{шв}}}{[\text{Э}]_{\text{ф}}}.$$

Коэффициент эффективности массообмена β зависит от многих факторов: от физических свойств шлаковой основы флюса или по-

крытия — ее жидкотекучести, вязкости, плотности и т. п.; от гидродинамической обстановки в реакционной сварочной зоне. Обстановка в свою очередь определяется величиной сварочного тока, на-

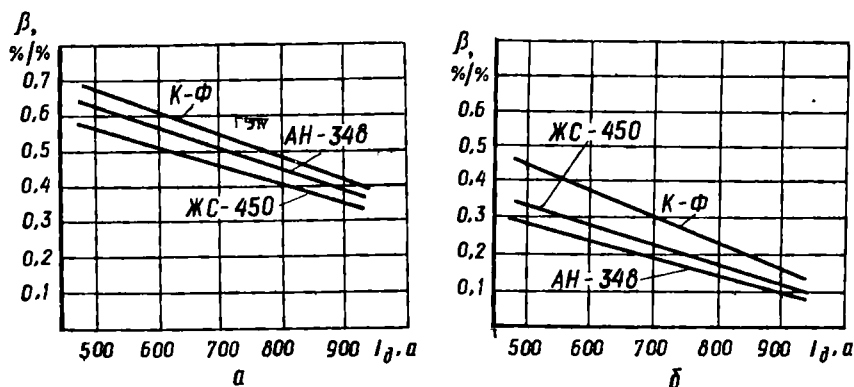


Рис. 118. Кривые зависимости относительной массы шлака от силы тока дуги ($U_d = 32$ в; $v_{св} = 20$ м/час; $d_s = 5$ мм) для капле (а) и для ванны (б).

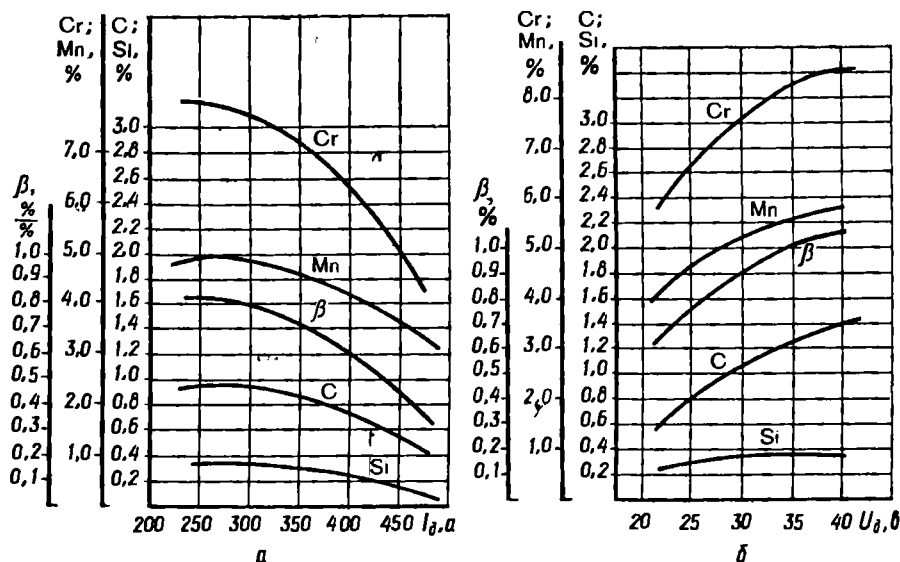


Рис. 119. Кривые зависимости коэффициента эффективности массообмена и химического состава металла шва от величины тока дуги (а) и напряжения дуги (б).

пряжением дуги, величиной и направлением электромагнитных сил, газовых потоков и т. д.

На рис. 118—120 приводятся некоторые данные о влиянии состава флюсов и параметров сварочной дуги на величину β и химический состав металла шва. Обращает на себя внимание хорошее

качественное совпадение изменений интенсивности легирования металла шва из флюса с характером изменений β при разных параметрах режима, что указывает на глубокую и надежную связь химического состава металла шва с коэффициентом эффективности массообмена.

Весьма важно отметить, что расчетные выражения для определения концентрации элементов в металле шва составлены в предположении, что взаимодействие между массами металла и шлака протекает до состояния термодинамического равновесия. Это обстоятельство позволяет с большим основанием, чем это делалось до на-

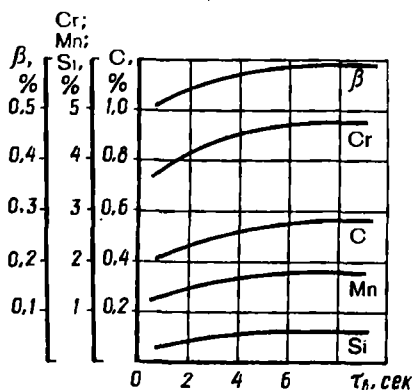


Рис. 120. Влияние среднего времени существования ванны на величину β и химический состав металла шва ($d_s = 5$ мм).

стоящего времени, использовать для расчета протекающих при сварке процессов термодинамические равновесные константы.

Окислительные процессы. Оксиды металла могут быть растворимы или нерастворимы в жидком металле. В первом случае они образуют растворы с повышенным содержанием кислорода, что резко ухудшает качество металла. Например, в железе растворяется закись железа FeO , в меди — Cu_2O , в никеле — NiO , в титане — TiO_2 . Удаление остатков кислорода из металла связано с большими трудностями.

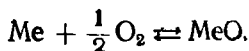
Оксиды, нерастворимые в металлах, образуют отдельную фазу и сравнительно легко удаляются в шлак, позволяя свести до минимума содержание кислорода в металле. В железе растворяется только его собственный оксид FeO , другие же оксиды, например MnO ; SiO_2 ; Al_2O_3 ; TiO_2 , в нем практически не растворяются.

Углерод и водород, находящиеся в металле, дают газообразные оксиды, нерастворимые в жидком металле и большей частью успевающие покинуть его до затвердевания (CO , H_2O). Однако в известных условиях часть их может остаться в металле и вызвать пористость.

Возможны следующие три основных вида окисления составляющих металла и шлака:

- 1) прямое окисление;
- 2) окисление низших оксидов до высших;
- 3) окисление на основе обменных реакций.

Прямое окисление в общем виде может быть представлено реакцией



Здесь происходит непосредственное окисление элемента свободным кислородом с образованием соответствующего оксида. Такие процессы за редким исключением сопровождаются выделением тепла, т. е. они экзотермичны (табл. 34).

Таблица 34

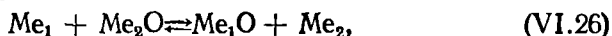
Тепловой эффект реакций прямого окисления для некоторых элементов

Реакция	Тепловой эффект, ккал	
	на 1 г-моль оксида	на 1 г-моль кислорода
$\text{Ca} + \frac{1}{2} \text{O}_2 \rightleftharpoons \text{CaO}$	+151,7	+303,4
$\text{Mg} + \frac{1}{2} \text{O}_2 \rightleftharpoons \text{MgO}$	+146,1	+292,2
$2\text{Al} + \frac{3}{2} \text{O}_2 \rightleftharpoons \text{Al}_2\text{O}_3$	+393,3	+262,2
$\text{Ti} + \text{O}_2 \rightleftharpoons \text{TiO}_2$	+219,0	+219,0
$\text{Si} + \text{O}_2 \rightleftharpoons \text{SiO}_2$	+206,0	+206,0
$2\text{Na} + \frac{1}{2} \text{O}_2 \rightleftharpoons \text{Na}_2\text{O}$	+100,7	+201,4
$\text{Mn} + \frac{1}{2} \text{O}_2 \rightleftharpoons \text{MnO}$	+93,1	+186,2
$2\text{Cr} + \frac{3}{2} \text{O}_2 \rightleftharpoons \text{Cr}_2\text{O}_3$	+270,6	+180,4
$2\text{P} + \frac{5}{2} \text{O}_2 \rightleftharpoons \text{P}_2\text{O}_5$	+369,1	+147,9
$3\text{Fe} + 2\text{O}_2 \rightleftharpoons \text{Fe}_3\text{O}_4$	+266,5	+133,2
$\text{Fe} + \frac{1}{2} \text{O}_2 \rightleftharpoons \text{FeO}$	+64,5	+129,0
$\text{Ni} + \frac{1}{2} \text{O}_2 \rightleftharpoons \text{NiO}$	+59,0	+118,0
$\text{H}_2 + \frac{1}{2} \text{O}_2 \rightleftharpoons \text{H}_2\text{O (пар)}$	+57,8	+115,6
$\text{C} + \text{O}_2 \rightleftharpoons \text{CO}_2$	+94,2	+94,2
$2\text{Cu} + \frac{1}{2} \text{O}_2 \rightleftharpoons \text{Cu}_2\text{O}$	+41,0	+82,0
$\text{C} + \frac{1}{2} \text{O}_2 \rightleftharpoons \text{CO}$	+26,4	+52,8
$\text{S} + \text{O}_2 \rightleftharpoons \text{SO}_2$	+69,3	+59,3
$\frac{1}{2} \text{N}_2 + \frac{1}{2} \text{O}_2 \rightleftharpoons \text{NO}$	+21,6	-43,2

Поставщиками свободного кислорода в зону сварки, помимо воздушной атмосферы, могут быть двуокись углерода CO_2 , пары воды, карбонаты и высшие оксиды, диссоциирующие при нагреве и выделяющие свободный кислород.

Однако следует помнить, что все реакции, идущие с выделением тепла, в том числе и окислительные, при высоких температурах протекают вяло. На поверхности же открытой сварочной ванны интенсивность прямых окислительных реакций значительно выше, чему способствует их экзотермический характер.

Окисление на основе обменных реакций представляется в общем виде следующим уравнением:



где Me_1 и Me_2 — различные металлы.

На направление реакции (VI.26) помимо внешних условий существенно будут влиять концентрация реагирующих веществ и сродство элементов к кислороду.

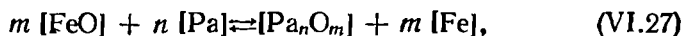
Виды раскислительных процессов. Рассмотрев обменные реакции типа (VI.26), заключаем, что по отношению к металлу такие реакции могут иметь не только окислительный, но и восстановительный характер (если равновесие реакции сдвигается влево).

Для этого следует применять элементы, которые обладают повышенным сродством к кислороду и в определенных условиях способны энергично связывать кислород, освобождая металл из оксида. Такие элементы называются *раскислителями*, а сам процесс восстановления металла из оксида — *раскислением*. Помимо раскисления действием раскислителей существует особый процесс — *диффузионное раскисление*, на котором мы в дальнейшем остановимся дополнительно.

Рассмотрим процессы раскисления на примере сталей, где результатом окислительных процессов является образование растворимого в металле оксида FeO .

Раскисление с получением конденсированных продуктов реакции сопровождается образованием конденсированных оксидов, нерастворимых в металле и всплывающих в шлак. К числу раскислителей, образующих такие оксиды, относятся Ti , Si , Mn , Al и др.

В общем виде реакция раскисления железа представляется таким уравнением:



где Pa — раскислитель.

Константа равновесия реакции

$$K_C = \frac{[\text{Pa}_n\text{O}_m] \cdot [\text{Fe}]^m}{[\text{FeO}]^m \cdot [\text{Pa}]^n}.$$

Но в сталях $[\text{Fe}] \approx 1$, поэтому равновесная концентрация свободной закиси железа в металле

$$[\text{FeO}]^m = \frac{[\text{Pa}_n\text{O}_m]}{[\text{Pa}]^n} K'_C.$$

Следовательно, концентрация свободной закиси железа уменьшается с повышением содержания раскислителя и уменьшением концентрации оксидов данного раскислителя в металле. Если же учесть,

что раскислителями, как правило, служат элементы, образующие нерастворимые в металле оксиды, удаляемые в шлак, то концентрацию $[Pa_nO_m]$ можно считать величиной постоянной. Тогда, включая величину $[Pa_nO_m]$ в константу равновесия реакции, получим

$$[FeO]^m = \frac{K_C''}{[Pa]^n} \quad (VI.28)$$

Таким образом, для определенных температур можно установить зависимость между концентрацией раскислителя и находящейся с ней в равновесии концентрацией свободной закисы железа. Тогда, задаваясь допустимым содержанием $[FeO]$, определяют отвечающую этому содержанию концентрацию раскислителя в металле. Ниже приведены данные о важнейших обменных реакциях раскисления с получением конденсированных оксидов. Как видим, эти процессы экзотермичны, т. е. сопровождаются выделением тепла.

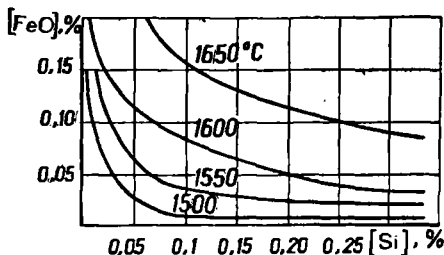


Рис. 121. Кривые зависимости содержания FeO от содержания Si в стали (равновесные концентрации).

Реакция	Тепловой эффект, кал
$3FeO + 2Al \rightleftharpoons Al_2O_3 + 3Fe$	+187 300
$2FeO + Si \rightleftharpoons SiO_2 + 2Fe$	+62 994
$2FeO + Ti \rightleftharpoons TiO_2 + 2Fe$	—
$FeO + Mn \rightleftharpoons MnO + Fe$	+24 047
$3FeO + 2Cr \rightleftharpoons Cr_2O_3 + 3Fe$	—
$5FeO + 2P \rightleftharpoons P_2O_5 + 5Fe$	+35 835

Рассмотрим характерные черты наиболее важных раскислителей этой группы, применяющихся в сварочной технике:

1. Кремний — Si ($T_{пл} = 1440^\circ C$; $T_{кип} = 2630^\circ C$; $\gamma = 2,37 \text{ г/см}^3$). При окислении образует нерастворимый в металле кислотный оксид SiO_2 , который легко создает комплексы, в том числе и с FeO. Силикаты железа всплывают на поверхность металла и переходят в шлак, вследствие чего раскисляющая способность кремния повышается.

С повышением концентрации кремния в металле уменьшается содержание в нем закисы железа (рис. 121). При этом раскисляющая способность кремния заметно увеличивается с понижением температуры. Так как оксиды кремния увеличивают кислотность шлака, а вместе с тем и его вязкость, введение кремния в сварочную ванну ограничивают.

2. Марганец — Mn ($T_{пл} = 1244^\circ C$; $T_{кип} = 2027^\circ C$; $\gamma = 7,46 \text{ г/см}^3$). При окислении марганец превращается в закись MnO — относительно сильный основной оксид, нерастворимый в металле. Закись

марганца образует с закисью железа непрерывный ряд растворов как в жидком, так и в твердом состоянии. Взаимное физическое растворение их приводит к уменьшению содержания в шлаке свободной закиси железа, и поэтому создаются условия для соответствующего перехода из металла в шлак новых порций FeO . Как и для кремния, с увеличением содержания марганца в металле уменьшается концентрация в нем закиси железа (рис. 122), однако влияние кремния сказывается сильнее. С увеличением температуры действие марганца как восстановителя слабеет.

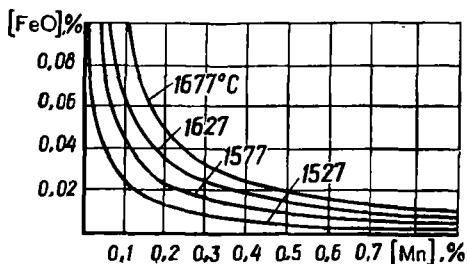


Рис. 122. Кривые зависимости содержания FeO от содержания Mn в стали (равновесные концентрации).

3. Титан — Ti ($T_{\text{пл}} = 1660^\circ\text{C}$; $T_{\text{кип}} = 3260^\circ\text{C}$; $\gamma = 4,54 \text{ г/см}^3$) относится к числу сильных раскислителей, более сильных, чем кремний и марганец.

Образующийся кислотный оксид TiO_2 нерастворим в металле, легко вступает в комплексы, переходящие в шлак. С увеличением содержания титана в стали количество закиси железа также уменьшается (рис. 123).

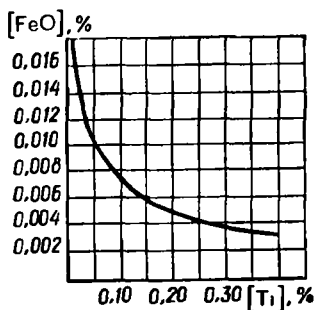


Рис. 123. Кривая зависимости содержания FeO от содержания Ti в стали (при температуре 1600°C).

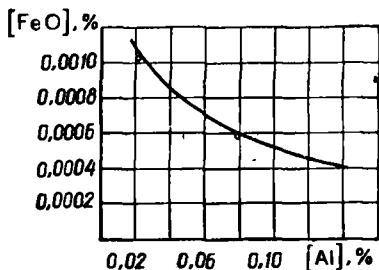


Рис. 124. Кривая зависимости содержания FeO от содержания Al в стали.

Титан активно реагирует с азотом, образуя прочные нитриды, нерастворимые в металле. Вместе с тем, он сильный модификатор, т. е. элемент, способствующий измельчению зерна в металле.

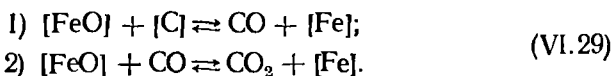
4. Алюминий — Al ($T_{\text{пл}} = 658^\circ\text{C}$; $T_{\text{кип}} = 2500^\circ\text{C}$; $\gamma = 2,7 \text{ г/см}^3$) — наиболее сильный раскислитель этой группы (рис. 124). Образует амфотерный оксид Al_2O_3 . Раскисление жидкого металла алюминием сопровождается значительным выделением тепла, обеспечивающим дополнительный подогрев металла сварочной ванны, что благотворно

влияет на протекающие процессы. Однако окись алюминия с трудом всплывает на поверхность сварочной ванны и частично остается в шве в виде неметаллических включений. Это одна из причин незначительного применения алюминия как раскислителя при сварке сталей.

Как и титан, алюминий склонен образовывать с азотом стойкие нитриды.

Раскисление с получением газообразных продуктов реакции. Рассмотрим две типичные реакции этого вида раскисления металла.

Раскисление углеродом. Этот процесс может протекать в два этапа:



При этом наблюдается одновременное присутствие железа, закиси железа, углерода, окиси углерода и углекислого газа. Где и при каких условиях будут протекать эти реакции?

Условия равновесия между железом, оксидами железа, окисью углерода и углекислым газом для интервала температур 400—1200 °C приведены на рис. 125. Здесь можно отметить три характерные области:

Область *I* — устойчивое существование восстановленного железа, уменьшающуюся с ростом температуры. Этой области отвечает наличие преимущественно восстановительной среды в виде CO.

Область *II* — устойчивое существование закиси железа FeO. Эта область появляется при температурах, близких к 600 °C, и увеличивается с дальнейшим ростом температуры. Ей отвечает наличие окислительной среды, т. е. заметных количеств CO₂. При

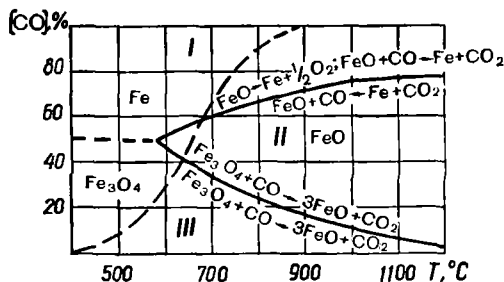
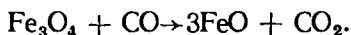


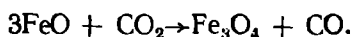
Рис. 125. Условия равновесия железа, оксидов железа, CO и CO₂.

наличие Fe + CO₂ → FeO + CO, а при наличии магнетита восстановление последнего окисью углерода до закиси железа, т. е.



Область *III* — устойчивое существование магнетита Fe₃O₄, уменьшающуюся с ростом температуры ($T > 600$ °C). Этой области отвечает еще более сильная окислительная среда, образованная

наличием значительного количества CO_2 . Поэтому окислительные процессы развиваются далее по реакции



Учитывая, что сварочный процесс протекает при более высоких температурах, чем рассмотренные, можно предположить следующее:

1) при окислении металла устойчивой формой оксида железа будет FeO ;

2) раскисление металла углеродом идет только до образования окиси углерода, так как при высоких температурах этот продукт очень устойчив, т. е. по 1-й реакции (VI.29). Константа равновесия для этой реакции

$$K_c = \frac{[\text{CO}] \cdot [\text{Fe}]}{[\text{FeO}] \cdot [\text{C}]}.$$

Отсюда определим равновесную концентрацию закисы железа в металле, считая, что содержание железа в стали близко к единице, и выразив концентрацию окиси углерода через парциальное ее давление p_{CO} :

$$[\text{FeO}] = \frac{p_{\text{CO}} K_c'}{[\text{C}]}.$$

Рис. 126. Кривые зависимости содержания FeO от содержания C в стали (равновесные концентрации).

Если полагать приближенно, что в процессе сварки в области высоких температур $p_{\text{CO}} = 1 \text{ ат}$, то

$$[\text{FeO}] = \frac{K_c'}{[\text{C}]} \quad (\text{VI.30})$$

На рис. 126 показаны кривые зависимости равновесного содержания закисы железа от содержания углерода в стали для различных температур. Как видим, с увеличением содержания углерода в металле интенсивно уменьшается содержание в нем закисы железа. В то же время с ростом температуры процесса раскисляющая способность углерода повышается и раскисление идет значительно полнее, чем при низких температурах. Однако, несмотря на хорошую раскисляющую способность, углерод как раскислитель находит ограниченное применение. Это объясняется двумя обстоятельствами:

1) возможностью образования пор в металле шва, особенно на участках, кристаллизующихся в последнюю очередь и сильно насыщенных углеродом. Естественно, что здесь наиболее бурно может протекать реакция выгорания углерода;

2) возможностью повышения содержания углерода в металле шва, которое не всегда допустимо.

Раскисление водородом представляется следующим уравнением:



где константа реакции

$$K_C = \frac{[\text{H}_2\text{O}] \cdot [\text{Fe}]}{[\text{FeO}] \cdot [\text{H}_2]}.$$

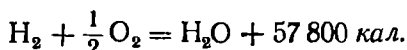
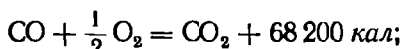
Рассуждая аналогично предыдущему, получим

$$K_C = \frac{p_{\text{H}_2\text{O}}}{[\text{FeO}] \cdot p_{\text{H}_2}}.$$

Отсюда концентрация закиси железа, отвечающая состоянию равновесия,

$$[\text{FeO}] = \frac{p_{\text{H}_2\text{O}} K'_C}{p_{\text{H}_2}}. \quad (\text{VI.31})$$

Восстановление металла водородом имеет много общего с восстановлением его окисью углерода. Однако водород слабее, чем CO, раскисляет металл. Тепловые эффекты при этом следующие:



Недостатком водорода как раскислителя является его высокая растворимость в металлах, которая может привести к образованию пор и трещин.

Говоря об эффективности раскисления на основе обменных реакций, следует иметь в виду, что даже в условиях, когда процесс плавки стали протекает достаточно длительно, состояние равновесия реакций раскисления не достигается. При сварке отклонения от равновесности концентраций будут еще большими (в сторону более высокого содержания закиси железа). Учитывая эти особенности, в сварочной практике часто применяют одновременно несколько раскислителей.

Для сравнения раскисляющей способности некоторых элементов на рис. 127 приведены кривые зависимости равновесной концентрации закиси железа от содержания соответствующего элемента-раскислителя при температуре 1600 °С. Очевидно, что наибольшей раскисляющей способностью обладает Al, затем — Ti, далее, при малых концентрациях раскислителя (не более 0,2%), — Si, С и, наконец, Mn и Cr.

Диффузионное раскисление основано на частичном переходе закиси железа из жидкого металла в шлак, так как ее распределение

между этими двумя фазами подчиняется закону распределения Нернста:

$$\frac{[\text{FeO}]}{[\text{FeO}]} = L, \quad (\text{VI.32})$$

где L — константа распределения.

Для развития этого вида раскисления важно, чтобы концентрация свободной закиси железа в шлаке уменьшалась, тогда новые порции закиси железа будут переходить из металла в шлак.

Уменьшение содержания свободной закиси железа в шлаке достигается различными путями:

1) связыванием ее в комплексные соединения кислотными оксидами (образованием силикатов, титанатов);

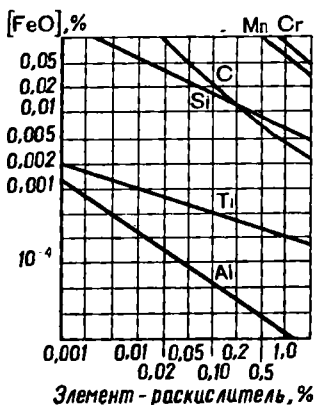


Рис. 127. Раскисляющая способность некоторых элементов при температуре 1600 °C.

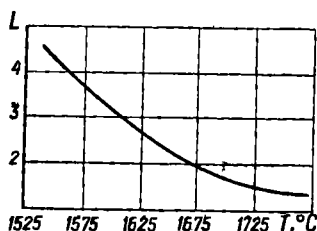


Рис. 128. График зависимости константы распределения L от температуры.

- 2) проведением раскислительных обменных реакций;
- 3) разбавлением шлаков нейтральными в химическом отношении добавками.

Константа распределения L , определяющая собой степень перехода закиси железа из металла в шлак, с увеличением температуры уменьшается (рис. 128). Это значит, что при высоких температурах закись железа может перейти из металла в шлак в меньшем количестве, чем при низких.

При диффузионном раскислении закись железа удаляется из металла в шлак путем диффузии, поэтому ванна жидкого металла спокойна, а все химические процессы совершаются на границе «металл — шлак» и в самом шлаке. Однако само раскисление протекает медленно. Поэтому, хотя L при температурах, близких к температуре затвердевания металла, высока, скорость диффузии замедляется и общий эффект от раскисления оказывается невысоким.

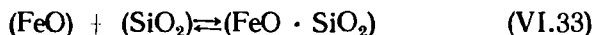
Процесс диффузионного раскисления наиболее заметен при образовании капли на электроде и ее переносе, так как ему способствует достаточно высокая температура, энергичное перемешивание металла капли и непрерывный контакт свежих порций металла

со шлаком. В сварочной ванне диффузионное раскисление протекает слабо и лишь в верхнем, тонком слое металла, прилегающем к шлаку.

Вследствие отмеченных особенностей диффузионное раскисление в процессах сварки обычно не играет большой роли.

Раскисление металла с помощью кислых и основных шлаков протекает при контакте шлаковой и металлической фаз как на основе обменных реакций, так и путем диффузионного раскисления.

Раскисление металла кислыми шлаками. Рассмотрим кислые шлаки, в которых есть оксид кремния. В таких шлаках наблюдается реакция связывания FeO в силикаты железа, нерастворимые в металле:



с константой равновесия реакции

$$K_C = \frac{(\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2)}{(\text{FeO}) \cdot (\text{SiO}_2)}.$$

Связывание FeO в силикаты вызовет дополнительный переход ее из металла в шлак. Из выражения (VI.32) следует, что

$$(\text{FeO}) = L [\text{FeO}]. \quad (\text{VI.34})$$

Если уравнение (VI.34) подставим в уравнение (VI.33) константы равновесия реакции, то получим

$$K_C = \frac{(\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2)}{L [\text{FeO}] \cdot (\text{SiO}_2)}.$$

Решим эту зависимость относительно [FeO]:

$$[\text{FeO}] = \frac{(\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2)}{(\text{SiO}_2)} K'_C. \quad (\text{VI.35})$$

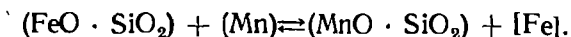
Таким образом, при использовании кислых шлаков для уменьшения закиси железа в металле следует увеличить содержание кислотного оксида SiO₂ в шлаке, т. е. повысить кислотность шлака и одновременно уменьшить количество образующихся в нем силикатов железа.

Однако повышение содержания SiO₂ в шлаке ($n > 1,2$) приводит к значительному ухудшению физических, а следовательно, и технологических свойств его. Шлак становится длинным, густым, его активность резко падает, нарушается и стабильность процесса сварки. Поэтому для сохранения высокой раскисляющей способности кислых шлаков целесообразно:

1) заменять SiO₂ двуокисью титана TiO₂ полностью или частично. Этим удастся сохранить нужную степень кислотности шлака, сделать его более жидкотекучим и коротким, придать ему нужную химическую активность;

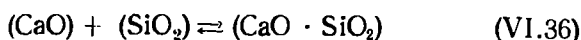
2) попутно вносить в такие шлаки элементы-раскислители, дающие основные оксиды. Их роль сводится к восстановлению железа

из силиката и уменьшению в шлаке содержания $(\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2)$, например:



Следует иметь в виду, что введение в шлак этих раскислителей уменьшает кислотность шлака.

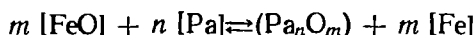
Раскисление металла основными шлаками. В основных шлаках, в отличие от кислых, есть избыток основных оксидов, наиболее сильным из которых выступает CaO . Такие шлаки не обладают способностью к диффузионному раскислению, так как имеющиеся в них незначительные количества SiO_2 (или TiO_2) сразу же будут связываться в комплексные соединения с основными оксидами шлака:



и шлак не будет извлекать FeO из металла.

Для раскисления металла с сохранением в нем полезных легирующих элементов в основные шлаки вводят специальные добавки-раскислители. Они ведут себя так же, как и при обычном раскислении металла, а продукты раскисления переходят в шлак.

Итак, в общем виде процесс раскисления металла пройдет по реакции



с константой равновесия

$$K_c = \frac{(\text{Pa}_n\text{O}_m) \cdot [\text{Fe}]^m}{[\text{FeO}]^m \cdot [\text{Pa}]^n}. \quad (\text{VI.37})$$

Считая и здесь, что в сталях $[\text{Fe}] \approx 1$, решаем уравнение (VI.37) относительно $[\text{FeO}]$:

$$[\text{FeO}]^m = \frac{(\text{Pa}_n\text{O}_m)}{[\text{Pa}]^n} K_c',$$

или

$$[\text{FeO}] = \sqrt[m]{\frac{(\text{Pa}_n\text{O}_m)}{[\text{Pa}]^n} K_c'}. \quad (\text{VI.38})$$

Чтобы снизить содержание FeO в металле, следует увеличить в нем количество раскислителя (Pa) и уменьшить содержание (Pa_nO_m) оксида раскислителя в шлаке. Продукты раскисления (Pa_nO_m) перейдут в шлак. Обогащаясь этими оксидами, последний теряет свою раскисляющую способность. Для повышения ее нужно:

1) ограничивать количество вводимого раскислителя. Чтобы повысить эффективность процесса раскисления, одновременно вносят несколько раскислителей;

2) разбавлять шлаки специальными добавками, которые уменьшают в них содержание оксида раскислителя.

В табл. 35 приведены в качестве примера несколько раскислителей, реакции раскисления ими металла, равновесные концентрации $[\text{FeO}]$ и расчетные уравнения константы равновесия этих реакций.

Таблица 35

Примеры действия раскислителей

Раскислитель	Реакция	Равновесная концентрация	Расчетное уравнение константы равновесия
Al	$3\text{FeO} + 2\text{Al} \rightleftharpoons 3\text{Fe} + \text{Al}_2\text{O}_3$	$[\text{FeO}] = \sqrt[3]{\frac{K_C (\text{Al}_2\text{O}_3)}{[\text{Al}]^2}}$	$\lg \frac{[\text{FeO}]^3 \cdot [\text{Al}]^2}{(\text{Al}_2\text{O}_3)} =$ $= -\frac{58\,640}{T} + 18,5$
Si	$2\text{FeO} + \text{Si} \rightleftharpoons 2\text{Fe} + \text{SiO}_2$	$[\text{FeO}] = \sqrt{\frac{K_C (\text{SiO}_2)}{[\text{Si}]}}$	$\lg \frac{[\text{Si}] \cdot [\text{FeO}]^2}{(\text{SiO}_2)} =$ $= -\frac{13\,460}{T} + 6,042$
Mn	$\text{FeO} + \text{Mn} \rightleftharpoons \text{MnO} + \text{Fe}$	$[\text{FeO}] = \frac{K_C (\text{MnO})}{[\text{Mn}]}$	$\lg \frac{[\text{Mn}] \cdot [\text{FeO}]}{(\text{MnO})} =$ $= -\frac{6600}{T} + 3,16$
C	$\text{FeO} + \text{C} \rightleftharpoons \text{Fe} + \text{CO}$	$[\text{FeO}] = \frac{K_C p_{\text{CO}}}{[\text{C}]}$	$\lg \frac{[\text{FeO}] \cdot [\text{C}]}{p_{\text{CO}}} =$ $= -\frac{1540}{T} - 1,173$

Благодаря своим физическим свойствам, основные шлаки обеспечивают лучшее раскисление металла, чем кислые.

Проведение раскислительных процессов хотя и снижает содержание кислорода в металле до минимума, но не восполняет целиком потерю полезных элементов вследствие их частичного выгорания и испарения. Вместе с тем раскисление не дает возможности обогатить металл специальными легирующими элементами, чтобы придать ему особые свойства. Эти задачи выполняются второй металлургической операцией — легированием, осуществляемым одновременно с раскислением металла.

Легирование наплавленного металла. Осуществляется оно с соблюдением двух важных требований:

1) в качестве раскислителей следует применить элементы, сродство которых к кислороду больше, чем сродство легирующего элемента;

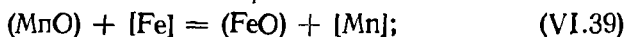
2) наряду с легирующим элементом целесообразно вносить в зону сварки и его оксид, наличие которого сохраняет легирующий элемент от выгорания.

Принципиально возможно легирование металла как через металлическую, так и через шлаковую фазу. Легирование через газовую фазу также возможно, но этот процесс еще мало изучен.

Легирование через металлическую фазу осуществляется введением легирующего элемента в электродный стержень или присадочную проволоку, а также за счет проплавления легированного основного металла и перехода соответствующих элементов в сварочную ванну. Легирование через шлаковую фазу предполагает введение легирующих элементов в электродное покрытие или флюсы. Первый путь легирования (через металлическую фазу) — более действен, так как при этом потери легирующего элемента незначительны и коэффициент перехода в металл шва оказывается достаточно высоким.

Процесс легирования может происходить как в результате прямого растворения элемента в металле, так и на основе обменных реакций. При этом, естественно, большую роль играет отношение взаимодействующих между собой масс металла и шлака, т. е. коэффициент β .

Так, легирование металла шва в результате марганцевосстановительного процесса при электродуговой сварке под флюсом можно рассчитать из следующих соображений:



$$K_{C \text{ Mn}} = \frac{[\text{Mn}] \cdot (\text{FeO})}{(\text{MnO}) \cdot [\text{Fe}]}$$

Так как в стали $[\text{Fe}] \approx 1$, то

$$K'_{C \text{ Mn}} = \frac{[\text{Mn}] \cdot (\text{FeO})}{(\text{MnO})}; \quad (\text{VI.40})$$

$$L_{\text{Mn}} = \frac{(\% \text{Mn})}{[\% \text{Mn}]} = \frac{0,775 (\% \text{MnO})}{[\% \text{Mn}]}, \quad (\text{VI.41})$$

где $(\% \text{Mn})$, $[\% \text{Mn}]$ — весовые проценты концентраций марганца в шлаке и металле шва соответственно.

С учетом выражения (VI.40)

$$L_{\text{Mn}} = \frac{0,775 (\% \text{FeO})^1}{K'_{C \text{ Mn}}}. \quad (\text{VI.42})$$

Подставляя выражение (VI.42) в формулу (VI.25), получим расчетную формулу для определения концентрации Mn в металле шва:

$$[\text{Mn}]_{\text{шв}} = \frac{[\text{Mn}]_{\text{э. м}} \gamma + [\text{Mn}]_{\text{о. м}} (1 - \gamma) + \beta (\text{Mn})_{\text{ф}}}{1 \pm \beta \frac{0,775 (\% \text{FeO})}{K'_{C \text{ Mn}}}}. \quad (\text{VI.43})$$

Константу равновесия $K'_{C \text{ Mn}}$ для кислых марганцовистых флюсов можно вычислить по выражению

$$\lg K'_{C \text{ Mn}} = -\frac{5550}{T} + 1,86. \quad (\text{VI.44})$$

¹ $(\% \text{FeO})$ представляет собой равновесную концентрацию FeO в шлаке, которая может наблюдаться только в слое, примыкающем к поверхности раздела «металл — шлак». От осредненной концентрации $(\text{FeO})_{\text{ср}}$, находимой химическим анализом шлаковой корки, она отличается.

Расчеты марганцевосстановительного процесса по формулам (VI.39) — (VI.44) дают хорошее совпадение с данными химического анализа.

Для оценки степени перехода того или иного элемента в металл шва служит коэффициент η перехода или усвоения элемента — отношение прироста данного легирующего элемента в составе металла шва к количеству этого элемента, введенного в зону сварки. Пользуясь коэффициентами перехода, следует помнить, что их значения чрезвычайно зависят от условий, в которых они определены. Применять их можно только для грубых, ориентировочных подсчетов.

Большим недостатком показателя η является то, что он по существу — величина формальная, так как учитывает только начальное и конечное состояния системы и совершенно не отражает разнообразных, и часто весьма сложных, металлургических процессов, протекающих в реакционной сварочной зоне.

Легирование металла происходит во всех участках зоны сварки, однако энергичнее и полнее — в процессе каплеобразования.

Рафинирование металла. Третья важная металлургическая операция, протекающая одновременно с раскислением и легированием металла, — рафинирование его, т. е. очищение от вредных примесей — серы и фосфора. Условия взаимодействия металла и шлака для рафинирования металла шва по сере при электродуговой сварке в общем более благоприятны, чем в сталеплавильном производстве.

Можно отметить следующие особенности условий десульфурации в процессе сварки:

1) более высокая температура металла и шлака, особенно на стадии образования капель, способствует диссоциации сульфидов, ослабляет химические связи серы и облегчает удаление ее из металла в шлак;

2) интенсивное перемешивание металла со шлаком в каплях и в сварочной ванне увеличивает относительную массу шлака в 100 — 1000 раз по сравнению с аналогичным показателем в мартеновском производстве;

3) использование специальных рафинирующих электродных покрытий или сварочных флюсов позволяет активизировать удаление серы.

Таким образом, несмотря на кратковременность взаимодействия металла со шлаком, при электродуговой сварке есть все возможности получать металл шва более чистым по содержанию серы, чем основной металл.

Источниками поступления серы и фосфора в зону сварки служат: 1) шлаки, в состав которых входят компоненты, содержащие серу и фосфор; 2) расплавленный металл. Следует при этом иметь в виду, что распределение серы по сечению основного металла может быть крайне неравномерным (рис. 129). В результате на некоторых участках швов концентрация серы может оказаться весьма высокой

даже при среднем содержании ее в металле, удовлетворяющем требованиям ГОСТа.

Рассмотрим влияние вредных примесей на наплавленный металл и пути рафинирования металла.

Сера и ее удаление из металла шва. Содержание серы в металле в количестве, превышающем допустимые



Рис. 129. Распределение серы в листе $\delta=34$ мм из стали Ст3 при среднем ее содержании в металле $[S]_{\text{ср}} = 0,031\%$.

нормы, отрицательно сказывается на его механических свойствах, служит причиной красноломкости металла и появления в нем кристаллизационных трещин.

Сера образует с железом сульфид железа FeS , температура плавления которого 1195°C . Сульфид железа почти не растворяется

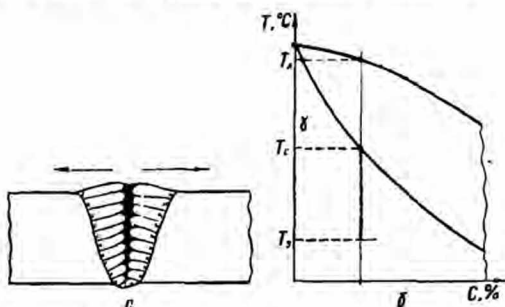


Рис. 130. Схема возникновения кристаллизационных трещин в металле шва.

в твердом железе и выделяется в нем или в виде эвтектики, или в виде отдельных включений разного вида и формы. Эвтектики могут быть двойные либо тройные, например: $\text{FeS} + \text{Fe}$ ($T_{\text{пл}} = 985^\circ\text{C}$); $2\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2 + \text{FeS}$; $\text{FeS} + \text{Fe} + \text{MnS}$ ($T_{\text{пл}} = 980^\circ\text{C}$) и др.

В процессе кристаллизации металла (рис. 130, б), протекающем в интервале температур $T_{\text{л}} - T_{\text{с}}$ (ликвидус — солидус), эти сернистые эвтектики оттесняются растущими кристаллами металла шва к границам между ними и к месту стыка кристаллов в центральную часть сварочной ванны (на рис. 130, а — в затухевшую зону)

и становятся частью так называемых межкристаллитных прослоек. К моменту окончания кристаллизации металла шва такие межкристаллитные прослойки могут быть еще в жидком состоянии (T_3 — температура затвердевания сернистых эвтектик; $T_3 < T_c$). Тогда возникновение заметных по величине растягивающих напряжений в шве (показаны стрелками на рис. 130, а) может вызвать появление на этих участках кристаллизационных, или горячих, трещин. Одновременное наличие в металле углерода и кремния увеличивает склонность швов к кристаллизационным трещинам.

Из всего сказанного нетрудно сделать вывод, что для более полного удаления серы из металла и благоприятного распределения оставшейся ее части в сварочную ванну нужно вводить такие элементы, которые имели бы к сере большее сродство, чем железо. Образующиеся сульфиды должны обладать высокой температурой

$[FeS]/[MnS]$

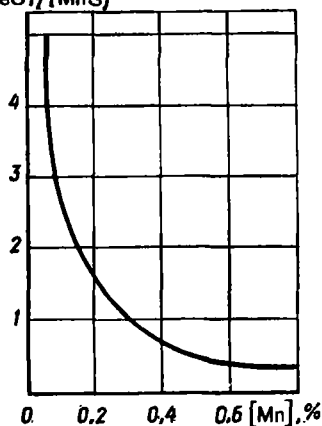


Рис. 131. График зависимости состава сульфидной фазы $[FeS]/[MnS]$ от концентрации $[Mn]$ в стали.

равномерно распределяющийся по всему объему металла;

4) при концентрациях в стали более 0,5—0,6% способствует переходу серы в шлак.

Данные рис. 131, где показана зависимость состава сульфидной фазы $[FeS]/[MnS]$ от концентрации марганца в малоуглеродистой стали, свидетельствуют о том, что марганец полезен главным

Таблица 36

Сульфиды, расположенные в ряд в зависимости от их прочности

Сульфид	Теплота образования, кал	Сульфид	Теплота образования, кал
NiS	20 740	MgS	82 200
FeS	22 790	Na ₂ S	89 800
MnS	44 390	CaS	111 200
MoS ₂	56 270	Al ₂ S ₃	140 500

плавления и не создавать эвтектик. По степени возрастания прочности образующихся сульфидов их можно расположить в ряд, представленный в табл. 36.

Как видим, наибольшим сродством к сере обладают Al, Ca, Na, Mg. Однако использование их для связывания серы неудобно, так как все они имеют более высокое сродство к кислороду и связываются им в оксиды. Из числа элементов, приведенных в табл. 36, наибольший интерес с этой точки зрения представляет Mn по таким причинам:

1) он имеет сравнительно высокое сродство к сере;

2) как правило, всегда присутствует в стали в сравнительно больших количествах;

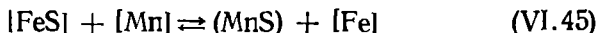
3) образует тугоплавкий сульфид,

образом как элемент, переводящий серу в более благоприятную форму существования в стали, тогда как его десульфуризирующая способность относительно мала.

В сварочной практике связывают и удаляют серу чаще всего двумя способами: с помощью Mn и MnO, а также CaO.

Серя образует с марганцем относительно прочный сульфид MnS с температурой плавления $\sim 1620^\circ\text{C}$. Сульфид марганца слабо растворим в металле и хорошо — в шлаке; поэтому он в значительном количестве переходит в шлак. Оставшийся в металле MnS распределяется в мелкодисперсном виде достаточно равномерно и не образует легкоплавких эвтектик.

Основной реакцией связывания серы марганцем является



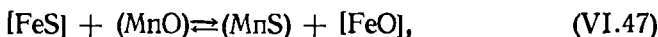
с константой равновесия

$$K_C = \frac{[\text{Fe}] \cdot (\text{MnS})}{[\text{FeS}] \cdot [\text{Mn}]},$$

откуда

$$[\text{FeS}] = \frac{(\text{MnS})}{[\text{Mn}]} K'_C. \quad (\text{VI.46})$$

Однако эффективность связывания серы в сульфид марганца по такой реакции мала, так как направо она заметно развивается лишь при пониженных температурах, когда скорости протекающих процессов весьма замедляются. В итоге в металле шва оказываются значительные количества FeS. Поэтому реакция (VI.45) дополняется второй:



для которой константа равновесия

$$K_C = \frac{(\text{MnS}) \cdot [\text{FeO}]}{[\text{FeS}] \cdot (\text{MnO})},$$

откуда

$$[\text{FeS}] = \frac{(\text{MnS}) \cdot [\text{FeO}]}{(\text{MnO})} K'_C. \quad (\text{VI.48})$$

Для реакции (VI.47) константа равновесия K_C растет с увеличением температуры, т. е. с ростом температуры реакция сдвигается в сторону большего выхода (MnS) и [FeO].

Рассматривая реакции (VI.45) и (VI.47) совместно, можно отметить, что превращению FeS в MnS способствуют:

- 1) лучшая раскисленность металла;
- 2) увеличение содержания марганца в металле;
- 3) высокая концентрация (MnO) в шлаке.

Обычно принимают отношение $\frac{[\text{Mn}]}{[\text{S}]}$ в металле равным 20—25, что позволяет избежать кристаллизационных трещин.

Своеобразным поведением как десульфуратор отличается Са. По данным современных работ газообразный Са активно реагирует одновременно с серой и кислородом расплавленной стали, образуя свойственные только ему специфические соединения — оксисульфиды. Даже при весьма низкой концентрации в металле ($\leq 0,0001\%$), кальций вследствие своей поверхностной активности оказывает заметное влияние на процесс рафинирования, особенно при совместном введении Са и присадок редкоземельных элементов — церия и лантана.

Связывание серы известью основано на образовании весьма прочного сульфида кальция, практически нерастворимого в металле. Процесс протекает в соответствии с реакцией



Константа равновесия реакции растёт с увеличением температуры, т. е. при этом процесс интенсивнее развивается вправо, в сторону образования (CaS). Лучшее раскисление металла и введение в шлак окиси кальция будет способствовать уменьшению содержания [FeS] в металле. Увеличение содержания (CaO) в шлаке приводит к росту константы распределения $\frac{(S)}{[S]}$, что обеспечивает более полный переход серы из металла в шлак.

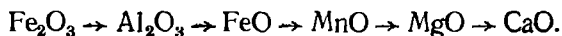
Наряду с отмеченным установлено, что наличие кремния и алюминия в металле значительно ускоряет процесс его десульфурации, причем сера удаляется одновременно с кислородом. По-видимому, это следствие как прямого испарения серы в виде Al_2S_3 (температура возгонки равна 1550°C) и SiS (температура возгонки равна 940°C), так и включения ее в состав образующихся шлаковых частиц.

Фосфор и его удаление из металла шва. Фосфор, как и сера, является вредной примесью, ухудшающей механические свойства стали и вызывающей ее хладноломкость. В сталях фосфор образует частично растворимые в феррите фосфиды двух видов:



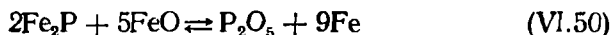
Фосфор относится к числу сильно ликвирующих примесей, т. е. таких, которые весьма неравномерно распределяются в металле. Ликвацию фосфора усиливает углерод. При этом возможно образование легкоплавкой эвтектики тройного типа $\text{Fe} + \text{P} + \text{C}$, еще более снижающей прочность металла.

Удаление фосфора из сварочной ванны основано на его окислении и последующем связывании фосфорного ангидрида P_2O_5 в прочное легкоотшлаковываемое комплексное соединение. По возрастающей силе сродства к ангидриду P_2O_5 основные и амфотерные оксиды можно расположить в следующий ряд:

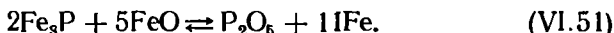


Как видим, наиболее активными по отношению к фосфорному ангидриду выступают CaO , MgO и MnO .

Окисление фосфора развивается в сварочной ванне в соответствии со следующими реакциями:



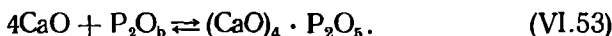
или



Затем идет процесс связывания фосфорного ангидрида. Наиболее активен процесс



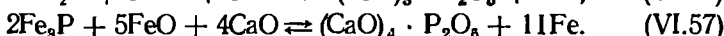
или



Менее активны процессы



В общем виде, объединив, например, уравнения (VI.50) и (VI.51), (VI.52) и (VI.53), получим:



Константа равновесия для реакции (VI.56)

$$K_C = \frac{(\text{Ca}_3\text{P}_2\text{O}_8) \cdot [\text{Fe}]^9}{[\text{Fe}_2\text{P}]^2 \cdot (\text{FeO})^5 \cdot (\text{CaO})^3},$$

откуда, полагая $[\text{Fe}] \approx 1$, получим

$$[\text{Fe}_2\text{P}] = \sqrt{\frac{(\text{Ca}_3\text{P}_2\text{O}_8)}{(\text{FeO})^5 \cdot (\text{CaO})^3} K'_C}. \quad (\text{VI.58})$$

Аналогично можно решить и уравнение (VI.57) относительно $[\text{Fe}_3\text{P}]$.

Из выражения (VI.58) следует, что при данной концентрации фосфора в сварочной ванне полнота его удаления в шлак будет зависеть от содержания в шлаке:

1) свободных оксидов (CaO) и (FeO), с увеличением содержания которых реакции (VI.56) и (VI.57) сдвигаются вправо, т. е. в направлении очищения металла от фосфора;

2) комплексного соединения, связывающего фосфор, например $(\text{CaO})_3 \cdot \text{P}_2\text{O}_5$ или $(\text{CaO})_4 \cdot \text{P}_2\text{O}_5$. Уменьшение их содержания в шлаке способствует очищению металла от фосфора. Этого достигают разбавлением шлаков соответствующими нейтральными добавками, например плавиковым шпатом, который одновременно разжижает шлак, а также повышает его общую реакционную способность.

Таким образом, основные шлаки могут обеспечить необходимое очищение металла шва от фосфора.

Кислые шлаки значительно хуже удаляют фосфор из металла. Имеющиеся в них основные оксиды CaO , MnO и FeO связаны в силикаты, что вызывает развитие реакций (VI.56) и (VI.57) влево. При этом увеличивается содержание фосфора в металле шва и тормозится его удаление в шлак. Константа равновесия реакций (VI.56) и (VI.57) с ростом температуры уменьшается, что свидетельствует об интенсификации реакции перехода фосфора из шлака в металл. Поэтому при пониженных температурах следует ожидать более активного перехода фосфора в шлак. В этом отношении короткие шлаки эффективнее длинных.

§ 41. ПРОЦЕССЫ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕТАЛЛА ПРИ СВАРКЕ

Первичная кристаллизация металла. Переход металла из жидкого состояния в твердое сопровождается перегруппировкой атомов из неупорядоченного их расположения в упорядоченное, закономерное, определяемое кристаллической решеткой. Процесс образования кристаллов в металле при его затвердевании называется *кристаллизацией*. Как установил еще Д. К. Чернов, кристаллизация состоит из двух элементарных, одновременно протекающих процессов:

- 1) зарождения зародышей, или центров кристаллизации;
- 2) роста кристаллов из этих центров.

Первоначально вырастают оси кристаллов, характеризующиеся симметрией 1,2-го и последующих порядков. Затем заполняются межосевые пространства и образуются кристаллы, «скелет» которых имеет дендритное, или древовидное, строение. На основе этих общих представлений сложились две теории кристаллизации металлов — непрерывной и периодической кристаллизации.

Теория непрерывной кристаллизации разработана Г. Тамманом на основе исследований кристаллизации органических веществ при различных температурах. Г. Тамман установил, что при переохлаждении жидкого расплава в нем самопроизвольно зарождаются центры кристаллизации и начинается рост кристаллов. В связи с этим скорость кристаллизации определяется как числом центров (ч. ц.) кристаллизации, зарождающихся в единицу времени, так и линейной скоростью роста кристаллов (с. к.) в единицу времени. Соотношение этих величин определяет размер образующихся кристаллов.

При переохлаждении $n = 0$ (рис. 132) значения ч. ц. и с. к. также равны нулю, т. е. кристаллизация невозможна из-за отсутствия переохлаждения. С появлением небольшого переохлаждения ч. ц. и с. к. вначале возрастают. Здесь положению I отвечает относительно небольшое число центров при максимуме скорости роста кристаллов. В этом случае следует ожидать образования

немногочисленных, но крупных кристаллов. Значительному переохлаждению жидкости в положении II отвечает максимальное число центров кристаллизации ч. ц., но относительно малая скорость роста кристаллов с. к. Тогда будет образовываться мелкое зерно.

Теория непрерывной кристаллизации Г. Таммана предполагает спокойное затвердевание жидкости — без перемешивания жидкого металла внутренними конвективными потоками, при равномерном распределении температур в кристаллизующемся объеме, тогда как в действительности таких условий обычно не бывает. Следовательно, теория непрерывной кристаллизации имеет ограниченное применение для реальных жидких металлов.

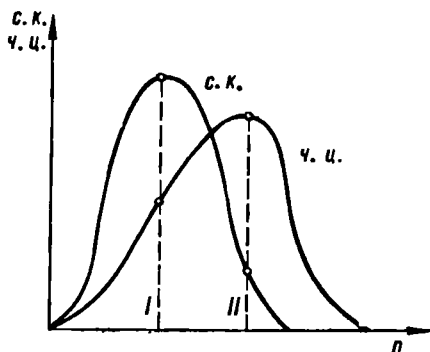


Рис. 132. Графики зависимости скорости роста кристаллов (с. к.) и числа центров кристаллизации (ч. ц.) от величины переохлаждения n .

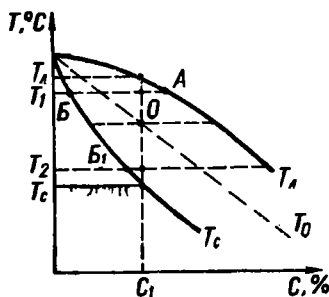


Рис. 133. Часть диаграммы состояния сплавов, образующих непрерывный ряд твердых растворов.

Теория периодической кристаллизации развита в работах советских ученых школы акад. Н. Т. Гудцова. Согласно этой теории кристаллизация металлов протекает с остановками вследствие периодического выделения скрытой теплоты кристаллизации, приостанавливающей равномерное течение процесса. Поскольку кристаллы растут с некоторыми остановками, т.е. слоями, центрами кристаллизации для каждого последующего слоя становятся различные неровности на поверхности предыдущего слоя.

Процесс кристаллизации имеет известную направленность: кристаллы растут в направлении, обратном теплоотводу, в глубь жидкости, причем внешняя форма их зависит от условий соприкосновения друг с другом.

В современных представлениях о кристаллизации сплавов особая роль отводится диффузионным процессам. Возьмем для примера сплав концентрации C_1 (рис. 133). При его переохлаждении от T_l до T_1 в жидкой фазе образуются зародыши твердой фазы, в которой растворенный элемент содержится в количестве, определяемом линией солидуса T_c при температуре T_1 , т.е. точкой B . Непосред-

ственно окружающая твердую фазу жидкость будет обогащаться растворенным элементом. Содержание его при температуре T_1 определяется положением линии ликвидуса T_L , т. е. точкой А.

При температуре T_1 на поверхности раздела жидкой и твердой фаз установятся известные граничные равновесные концентрации. Вследствие разности концентраций растворенного элемента в твердой и окружающей ее жидкой фазе равновесие может нарушаться за счет диффузионных процессов, конвекции. При этом растворенный элемент будет перемещаться в глубь жидкости. Тогда соответствующая часть атомов основного металла для восстановления равновесия перейдет из жидкой фазы в твердую, что приведет к дальнейшему развитию кристаллизации. Развивающуюся кристаллизацию принято называть *избирательной*, или *диффузионной*.

Возможен и другой механизм кристаллизации. На том же рис. 133 показана линия T_0 , характеризующая равенство термодинамических потенциалов жидкой и твердой фаз одинакового состава. При температуре ниже T_0 термодинамический потенциал твердой фазы будет меньше соответствующего потенциала жидкой фазы. Поэтому после переохлаждения жидкого сплава концентрации C_1 до температуры T_2 начнется интенсивный рост твердой фазы за счет присоединения любых атомов, находящихся в контакте с твердой фазой — атомов примеси или металла. В твердой фазе (точка B_1) при температуре T_2 содержание растворенного элемента будет примерно то же, что и в жидкой фазе исходного состава.

Особенности первичной кристаллизации металла при сварке. Кристаллизация металла в сварочной ванне протекает в таких специфических условиях:

- 1) металл ванны находится под одновременным воздействием как источника тепла, так и охлаждающих стенок ванны. При этом фронт кристаллизации связан с перемещением источника тепла;
- 2) распределение температуры по объему металла ванны неравномерно;
- 3) кристаллизация металла осуществляется с большими средними скоростями роста кристаллов.

В настоящее время установлено, что кристаллизация металла сварочной ванны носит прерывистый характер.

Кристаллизация металла в сварочной ванне первого типа (рис. 134). Если плавление металла начинается в передней части ванны — на участке б — и заканчивается примерно на участке а, то кристаллизация протекает от участка а на задней стенке сварочной ванны до участка в. При этом

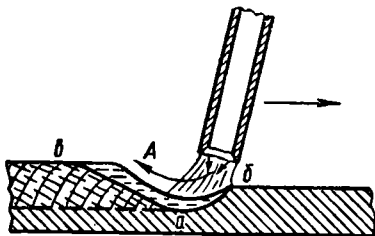


Рис. 134. Схематическое изображение продольного сечения сварочной ванны первого типа.

жидкий металл постоянно перемещается в сторону А, противоположную направлению сварки (показано стрелкой).

Проплавленные зерна основного металла становятся зародышевыми центрами кристаллизации. На них как на своеобразной подкладке начинают рост первичные кристаллы, количество которых ограничено. Разрастаются кристаллы нормально к поверхности охлаждения в направлении, обратном отводу тепла, в глубь жидкого металла ванны. В поперечном направлении для роста кристаллов нет нужных условий, так как в этом направлении практически нет отвода тепла и градиенты температур незначительны.

Особенностью процессов кристаллизации при сварке является наличие градиента концентрации растворенного элемента в слое

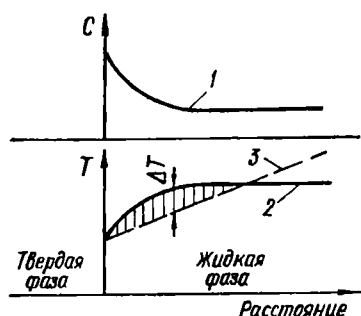


Рис. 135. Схема образования в расплаве перед фронтом кристаллизации области концентрационного переохлаждения.

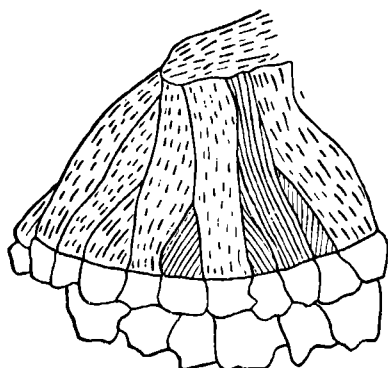


Рис. 136. Схема роста кристаллов в сварочной ванне от границы сплавления.

переохлажденного расплава, окружающего твердую фазу. При этом возникает область так называемого концентрационного переохлаждения ΔT (рис. 135), поскольку из-за изменения состава 1 этого слоя меняется и температура 2 кристаллизации. Здесь фактическая температура 3 расплава, которая зависит от сложившихся условий кристаллизации, может не отвечать равновесной и быть ниже ее.

Так как при кристаллизации переохлажденного расплава поверхность раздела фаз имеет выступы, то концентрационное переохлаждение создает благоприятные условия для роста именно этих выступов. Возникающие у выступов диффузионные потоки обедняют примесью вершины их и обогащают ими боковые грани. При достаточной протяженности зоны переохлаждения у кристаллов появляются ветви второго порядка, свойственные дендритному росту. На некоторой стадии роста столбчатых кристаллов последние порции расплава оказываются настолько концентрационно переохлажденными, что в них зарождаются новые кристаллы. Последние, препятствуя росту столбчатых кристаллов, образуют в центре

кристаллизующегося расплава зону с равноосной структурой (рис. 136).

По мере прорастания кристаллов в глубь ванны температурный градиент в жидком металле уменьшается, но из-за возрастания концентрации примеси перед фронтом кристаллов расширяется зона концентрационного переохлаждения, а это приводит к увеличению размеров кристаллов, их разветвлению.

Для установившегося процесса сварки количество тепла, поступающего в единицу времени, равно количеству тепла, отводимого в твердый металл. Установлено, что изменение скорости v_k роста кристалла по мере его прорастания от границы сплавления к центру ванны определяется формулой

$$v_k = v_{св} \cos \alpha \text{ см/сек}, \quad (\text{VI.59})$$

где $v_{св}$ — скорость сварки, т. е. скорость линейного перемещения источника тепла, см/сек;

α — угол между направлением роста кристалла в каждый определенный момент кристаллизации и направлением перемещения источника тепла.

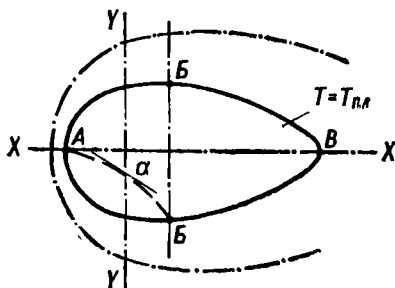


Рис. 137. Изотермы по ориентировочной оси кристалла.

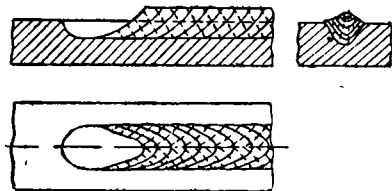


Рис. 138. Схема столбчатого (---) и слоистого (—) строения металла шва.

На рис. 137 показаны в плане изотермы квазистационарного поля. Кривая AB — ориентировочная ось кристалла, характер изменения которой определяется изменением кривизны ванны. Нетрудно увидеть, что в точке B угол $\alpha = 90^\circ$, т. е. скорость роста кристалла v_k у границы сплавления равна нулю. При завершении же роста кристалла (у оси $X-X$) угол $\alpha = 0$ и тогда v_k становится равной скорости сварки $v_{св}$. Следовательно, от периферии к центру происходит не замедление роста кристалла, как при кристаллизации слитков, а увеличение v_k от нуля у границы сплавления до максимальных значений в центре ванны.

Однако при кристаллизации ванны скорость роста кристаллов изменяется не монотонно. Периоды их ускоренного роста могут чередоваться с замедлениями или остановками, что связано с различием между интенсивностью отвода тепла в твердый металл и выделением скрытой теплоты кристаллизации.

Прерывистость процесса кристаллизации металла ванны — основная причина слоистости шва (рис. 138). Швы малого сечения имеют четкое и тонкое столбчатое слоистое строение (рис. 139 а, б). В швах же большого сечения слои кристаллизации выявляются

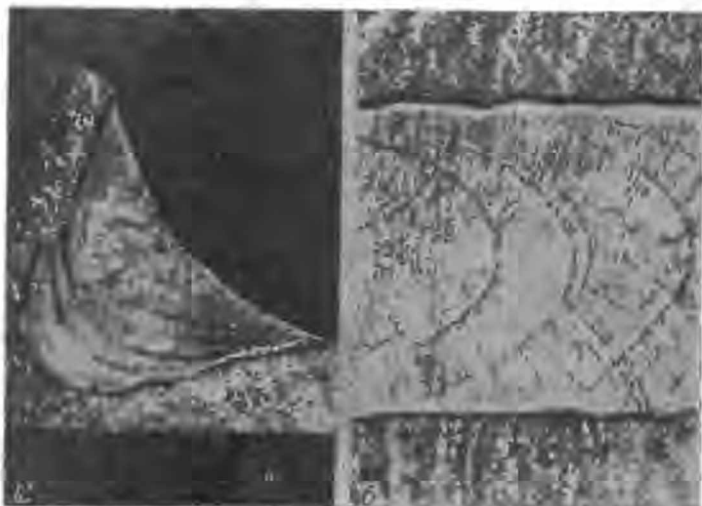


Рис. 139. Столбчатость и слоистость строения сварного шва.

лишь вблизи линии сплавления с основным металлом. В средней части таких швов кристаллизационные слои выражены слабо и могут не наблюдаться.

Исследование кристаллизационных слоев с помощью радиоактивных изотопов выявило их химическую неоднородность. Установлено, что такой слой имеет три характерных участка (рис. 140):

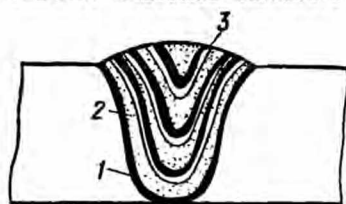


Рис. 140. Схема химической неоднородности по слоям кристаллизации в сварных швах.

1) нижний начальный участок 1 с наибольшим содержанием ликвидирующих примесей;

2) средний наиболее широкий участок 2, где содержание ликвидирующих примесей отвечает их среднему содержанию в шве;

3) верхний участок 3 с малым содержанием ликвидирующих примесей.

Наличие трех участков в кристаллизационном слое объясняется существованием поверхности раздела твердой и жидкой фаз и, в связи с этим, развитием диффузионных процессов. При кристаллизации I-го слоя его участок 1 образуется в результате затвердевания тонкой жидкой прослойки металла, которая непосредственно прилегает к основному металлу и успевает обогатиться ликвидиру-

щими примесями, перешедшими из него. Участок 2 слоя кристаллизуется уже из жидкого металла исходного состава и относительно однороден. Наконец, при замедлении или прекращении роста кристалла на границе раздела твердой и жидкой фаз развивается гетерогенная диффузия, обогащающая пограничный объем жидкости ликвирующими примесями и обедняющая ими участок 3 слоя. Последующие слои формируются аналогично рассмотренному.

Очевидно, что в ходе образования кристаллизационных слоев действуют законы избирательной кристаллизации. При этом диффузионная кристаллизация протекает в той части объема металла, которая находится вблизи границы сплавления, а в центральной части преобладает бездиффузионная кристаллизация.

Изучение первичной структуры столбчатого кристаллита выявляет его дендритное строение, свойственное литому металлу вообще. Естественно, чем крупнее столбчатый кристалл, тем более развиты и его дендриты. Обычно у корня шва (первый кристаллизационный слой) расположены более мелкие дендриты, имеющие оси только первого порядка. В верхней же части шва дендриты более развиты: они имеют оси второго, а иногда и третьего порядка. Дендритное строение кристаллов свидетельствует о наличии в них так называемой дендритной неоднородности, т. е. разницы в составе их центральной и наружной частей. По мере продвижения фронта растущих столбчатых кристаллов в глубь металла оставшаяся жидкость, или маточный раствор, обогащается и насыщается различными примесями. Поэтому центральный участок шва и его периферия могут иметь различный состав. Оба эти явления подробнее будут рассмотрены при изучении ликвации в сварных швах.

Кристаллизация металла сварочной ванны второго типа. Схематическое продольное и поперечное сечение кристаллизующегося металла в сварочной ванне второго типа показано на рис. 104. Для ванны подобного типа характерны такие особенности кристаллизации:

1) большой объем и замедленное охлаждение металла, приводящие к увеличению размеров кристаллов;

2) равномерный теплоотвод по всему периметру шва, определяющий радиально-осевое направление роста кристаллов;

3) непрерывное наличие над растущими кристаллитами значительного объема жидкого металла и шлака, облегчающее отделение от металла неметаллических включений.

Растущие кристаллы также имеют столбчатое, слоистое и дендритное строение. Растут они нормально к поверхности охлаждения в направлении, обратном теплоотводу. В рассматриваемом случае столбчатые кристаллы имеют две зоны (рис. 141): зону 1 крупных кристаллов, расположенных по периметру, и зону 2 относительно тонких кристаллов, развивающихся в центральной части шва. Иногда непосредственно у зоны сплавления наблюдается еще и узкая полоска очень мелкого зерна. Крупные и тонкие столбчатые кристаллы имеют некоторый дополнительный изгиб в сторону теплового

центра сварочной ванны. Степень этого изгиба сильно зависит от формы металлической ванны.

Процесс кристаллизации металла в ванне второго типа также носит прерывистый характер и потому швы имеют слоистое строение. Слои в общем случае повторяют очертания сварочной ванны, а столбчатые кристаллы как бы прорастают сквозь эти слои (рис. 142).

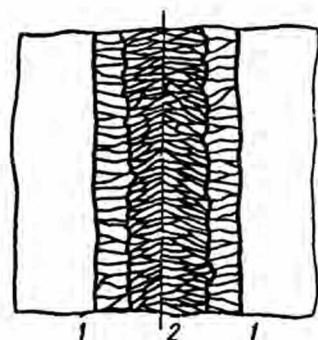


Рис. 141. Зоны столбчатых кристаллов (продольное сечение).

Посторонние включения в металле шва. Газы в металле и механизм образования пор. Расплавленный металл капель и сварочной ванны может сильно насыщаться газами в результате химических реакций, протекающих в самом металле и между газовой и шлаковой фазами.

Растворимость водорода, азота и кислорода в нагретом до высоких температур жидком металле значительно выше, чем в твердом металле при температуре его плавления. Поэтому в период кристаллизации металла ванны в затвердевающей ее части может наблюдаться интенсивное газовыделение, обусловленное значительным снижением растворимости газов.



Рис. 142. Кристаллизационные слои в металле шва при электрошлаковой сварке.

Поскольку кристаллизующаяся твердая фаза содержит меньше газов, чем оставшийся жидкий металл (маточный раствор), в междендритных пространствах возможно протекание реакций типа





Продукты этих реакций в металле нерастворимы.

Для зарождения и развития газового пузыря нужно, чтобы давление $p_{\text{газ}}$ газов внутри него могло противостоять внешнему давлению $p_{\text{вн. д.}}$, т. е. $p_{\text{газ}} \geq p_{\text{вн. д.}}$

Внешнее давление складывается из ряда составляющих:

$$p_{\text{вн. д.}} = p_{\text{атм}} + h_1\gamma_1 + h_2\gamma_2 + \frac{2\sigma}{r}. \quad (\text{VI.64})$$

Здесь $p_{\text{атм}}$ — атмосферное давление;

h_1 — высота столба металла над пузырьком;

γ_1 — плотность металла;

h_2 — высота слоя шлака над пузырьком;

γ_2 — плотность шлака;

σ — поверхностное натяжение на границе раздела «газ—металл»;

r — радиус газового пузырька.

В обычных условиях величиной металлостатического и шлакостатического давления (соответственно $h_1\gamma_1$ и $h_2\gamma_2$) вследствие малости этих величин (тысячные доли атмосферы) можно пренебречь. Тогда уравнение (VI.64) примет вид

$$p_{\text{газ}} \geq p_{\text{атм}} + \frac{2\sigma}{r}. \quad (\text{VI.65})$$

В уравнении (VI.65) главное значение имеет второй член, который увеличивается с ростом поверхностного натяжения σ и уменьшением размера пузырька. Если принять, что в начальной стадии образования радиус пузырька $r \approx 10^{-5}$ см, а величина поверхностного натяжения на границе «газ—металл» (сталь) $\sigma = 1000$ эрг/см², то для существования такого пузырька и его дальнейшего роста нужно, чтобы давление внутри него

$$p_{\text{газ}} > 1 + \frac{2 \cdot 1000}{10^{-5} \cdot 981 \cdot 1000} = 205 \text{ атм.}$$

Итак, возникновение и развитие газового пузырька возможно, по-видимому, только на поверхности твердой фазы (например, растущего кристалла), находящейся в контакте с жидким металлом. Это подтверждается также следующими соображениями:

- 1) кислород, водород и углерод адсорбируются на поверхности активными элементами, которые легко адсорбируются на поверхности раздела фаз и скапливаются здесь в значительных количествах;
- 2) адсорбция уменьшает величину работы, затрачиваемой на образование газового пузырька.

На рис. 143 показано, что форма пузырьков газа, выделяющегося из жидкости 2 на твердой поверхности 1, зависит от смачиваемости

последней. При этом величина краевого угла Θ определяется соотношением межфазных натяжений, а именно:

$$\cos \Theta = \frac{\sigma_{1 \text{ газ}} - \sigma_{1, 2}}{\sigma_{2 \text{ газ}}}. \quad (\text{VI.66})$$

Нетрудно увидеть, что при тупом краевом угле Θ , когда жидкость 2 плохо смачивает твердую фазу 1 (рис. 143, а), газовый пузырек успевает вырасти до значительных размеров. При остром краевом угле Θ , т. е. если жидкая фаза 2 хорошо смачивает твердую фазу 1 (рис. 143, б, в), газовый пузырек приобретает овальную форму, не успевает вырасти, отрывается и всплывает на поверхность ванны.

В сварочной ванне поверхность растущих кристаллов, как правило, хорошо смачивается жидким металлом, и первичные газовые

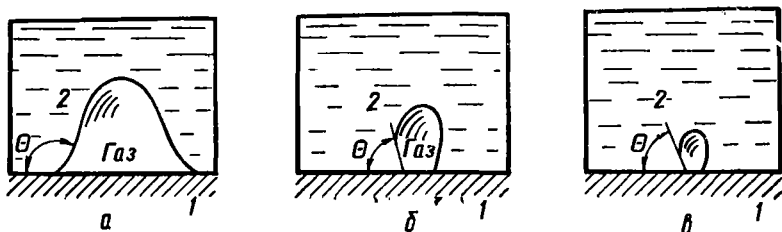


Рис. 143. Формы пузырьков газа, выделяющихся из жидкости на твердой поверхности в зависимости от ее смачиваемости.

пузырьки приобретают преимущественно овальную форму. При малой скорости кристаллизации (рис. 144, а) пузырек успевает оторваться и выплыть. Однако при неполном отрыве пузырьков от твердой фазы на ее поверхности остаются готовые зародыши. Такая картина наблюдается при большой скорости кристаллизации металла (рис. 144, б). В этом случае естественно ожидать пористости шва.

Поры могут быть вызваны как растворимыми в металле газами (H_2 ; N_2), так и нерастворимыми, образующимися в самом металле (CO ; H_2O ; OH).

Появлению пор в металле шва способствует загрязненность металла ржавчиной. Последняя представляет собой гидрат окиси железа и может иметь различный состав. При нагреве она переходит в окалину Fe_3O_4 и выделяет пары воды. Таким образом, в непосредственном контакте с жидким металлом оказываются кислород, и водород. Поэтому при сварке металла, покрытого ржавчиной, поры может образовывать окись углерода — продукт реакции между углеродом и кислородом в жидком металле. Водород при этом лишь увеличивает размеры образующихся газовых пузырьков, диффундируя в них и переходя в молекулярную форму. Причиной возникновения пор может быть и водород, интенсивно растворяющийся в жидком металле и частично не успевающий в момент кристаллизации выделиться из него.

Влияние состава газов на образование пор при наличии ржавчины зависит от степени окисленности сварочной ванны. Если последняя окислена, то растворимость водорода в металле снижается. В этом случае повышение содержания закиси железа в системе «шлак — металл» способствует развитию в кристаллизующейся части ванны реакции окисления углерода. Если сварочная ванна хорошо раскислена и металл содержит нужное количество кремния и других раскислителей, то создаются условия для активного поглощения ванной водорода. Тогда образование пор в шве следует свя-

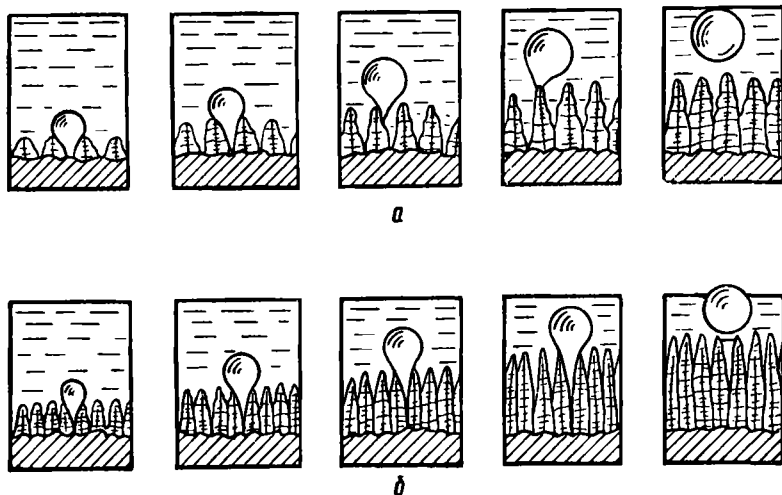


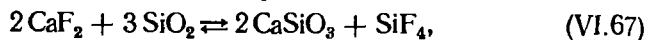
Рис. 144. Схемы роста и отрыва пузырьков при различных скоростях кристаллизации металла в сварочной ванне.

зывать преимущественно с интенсивным выделением водорода из кристаллизующегося металла.

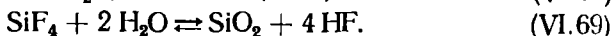
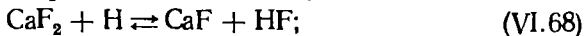
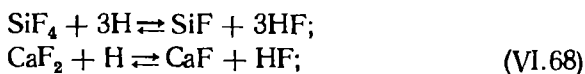
Для борьбы с пористостью, вызываемой образованием окиси углерода, нужно сохранять в ванне достаточное количество раскислителей, способных подавить реакцию окисления углерода в момент кристаллизации металла.

Чтобы предупредить водородную пористость, нужно обеспечить в газовой фазе более полное связывание водорода в соединения, нерастворимые в металле. В этом отношении интересны две реакции:

1. Соединения фтора, поступающие в газовую фазу, взаимодействуют с атомарным водородом или парами воды и образуют нерастворимый в металле фтористый водород:

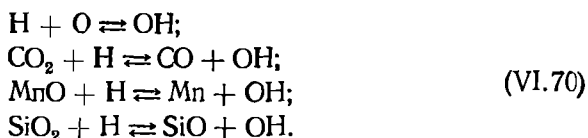


а затем



Возможность протекания реакций (VI.67) и (VI.68) вправо подтверждается высокими значениями соответствующих констант их равновесия.

2. Образование в высокотемпературной зоне нерастворимого в металле соединения водорода с кислородом — гидроксила OH , устойчивого при высоких температурах. Оно может протекать так:



Технологические способы борьбы с порами предусматривают применение соответствующих режимов, замедляющих охлаждение металла ванны (например, повышение погонной энергии $\frac{q_u}{v}$), и мер, снижающих поглощение газов расплавленным металлом, особенно при его переносе через газовую фазу (например, применение короткой дуги и др.). Рекомендуется зачищать свариваемые кромки металла и присадочную проволоку от ржавчины и других загрязнений.

Второй тип ванны более благоприятен для получения плотного шва. Это объясняется следующими причинами:

1) растворение газов в жидком металле ограничено, так как нет непосредственного контакта его с газовой средой;

2) металлическая ванна обычно имеет чашеобразную форму и при ее перемещении снизу вверх создаются благоприятные условия для удаления растворенных газов;

3) охлаждение металла ванны замедлено.

Шлаковые включения в металле шва состоят из различных оксидов и частично — сульфидов. Преимущественно они имеют эндогенное происхождение, т.е. образуются в самой сварочной ванне. Лишь небольшая часть включений отличается экзогенным характером и представляет собой частицы «запутавшегося» в металле шлака. Шлаковые включения могут располагаться в междендритных пространствах, на границах столбчатых кристаллов, а также в местах их стыка.

Состав шлаковых включений может быть различным в зависимости от характера шлака (табл. 37). Шлаковые включения часто представляют собой различные силикаты, находящиеся в смеси с оксидами или эвтектиками.

Включения, образующиеся при сварке с применением кислых шлаков, имеют мелкодисперсный характер и состоят в основном из силикатов. Основные шлаки дают более крупные включения с меньшим содержанием силикатов. Количество и величина шлаковых включений в металле при данном составе шлака и металла зависят от двух важных факторов:

1) способности шлаковых частиц к коагуляции, т.е. укрупнению путем слияния;

Состав шлаковых включений в металле при дуговой сварке

Электрод (покрытие) или флюс	Состав шлака, %						Кислотность шлака	Шлаковые включения в металле					
	SiO ₂	MnO	TiO ₂	FeO	CaO	Al ₂ O ₃		Характер	Количество, % к металлу	Состав, %			
										SiO ₂	MnO	FeO	Al ₂ O ₃
Ц-3	37,39	13,7	12,2	18,5	8,1	—	1,24	Крупные	0,02	46,0	20,3	28,1	4,2
ОММ-5	27,3	28,9	15,2	13,2	3,6	—	0,84	»	0,032	23,3	32,1	14,0	5,1
								Дисперсные	0,082	52,4	9,4	8,1	1,1
УОНИ-13/55	31,0	4,6	2,2	7,9	42,0	—	0,61	Крупные	0,026	40,1	28,1	14,1	8,2
								»	0,014	27,2	28,2	28,2	7,1
Флюс типа	38,50	43,7	—	4,68	1,75	1,35	0,77	Включения флюса	0,038	74,4	11,2	10,8	1,66
ОСЦ-45								Включения шлака	0,034	68,5	10,5	15,7	1,46

2) скорости всплывания шлаковых частиц в жидком металле.

Способность шлаковых частиц к коагуляции в свою очередь зависит от температуры металла, поверхностного натяжения на границе «шлаковая частица — жидкий металл», вязкости как включений, так и жидкого металла, и др. Чем выше температура металла и поверхностное натяжение частиц, меньше их вязкость, тем легче протекает их коагуляция. Тугоплавкие включения, имеющие повышенную вязкость, плохо коагулируют и поэтому распределяются в металле в дисперсном виде (SiO_2 ; Al_2O_3).

Скорость всплывания шлаковых частиц зависит от их размера, вязкости жидкого металла, разницы в удельном весе частицы и ме-

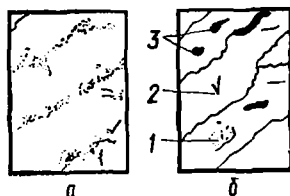


Рис. 145. Схема распределения возможных шлаковых включений

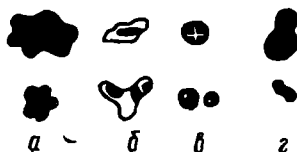


Рис. 146. Типы включений.

талла и др. Эту скорость приближенно можно определить с помощью формулы Стокса:

$$v = \frac{2r^2 (\gamma_{ж.м} - \gamma_{ш.ч})}{9\eta} g \text{ см/сек}, \quad (\text{VI.71})$$

где r — радиус частицы, см;

$\gamma_{ж.м} - \gamma_{ш.ч}$ — разность в плотности жидкого металла и шлаковой частицы, г/см³;

η — вязкость жидкого металла, дин · сек/см²;

g — ускорение силы тяжести (981 см/сек²).

Как видим, скорость всплывания частиц тем больше, чем крупнее частица, меньше ее плотность и вязкость металла, в котором она движется. С этой точки зрения нежелательны мелкодисперсные слабо коагулирующие включения (SiO_2 ; Al_2O_3), обладающие малой скоростью всплывания и загрязняющие металл.

На скорость всплывания шлаковых частиц заметно влияет наличие конвективных потоков в металле, выделение из металла пузырей, перемешивающих металл и увлекающих шлаковые частицы к поверхности металлической ванны. Значительная часть шлаковых частиц выталкивается к поверхности сварочной ванны растущими кристаллитами металла шва.

Распределяются шлаковые включения в металле по-разному. Эвтектики, образуемые этими включениями с металлом или между собой, располагаются по границам зерен в виде прослоек или точечных скоплений (рис. 145, а). Шлаковые включения в виде само-

стоятельных фаз (рис. 145, б) могут иметь различную форму: 1 — групповые дисперсные включения глобулярной формы; 2 — игольчатые включения различной величины; 3 — отдельные крупные включения — глобулярные, веретенообразные и др. По внешнему виду (форме, окраске) шлаковые включения могут быть отнесены к тому или иному типу (табл. 38, рис. 146).

Таблица 38

Типы включений

Включения	Характеристика включений			
	Форма	Цвет в отраженном свете		Изменение свойств
		обычном	поляризованном	
Силикаты с преобладанием железа (рис. 146, а, б)	Неправильная	Черные или прозрачные	Светящиеся различных цветов	Изотропное (рис. 146, а) или анизотропное (рис. 146, б)
Марганца (рис. 146, в)	Круглая	Черные	Темные, внутри светящийся крест	Изотропное
Сульфиды, оксиды и др. (рис. 146, г)	Неправильная	»	Черные	»

Форма и величина шлаковых включений оказывают заметное влияние на механические и физические свойства металла. Крупные остроугольные включения ($> 5 \text{ мкм}$) снижают выносливость металла — предел усталости. Мелкие включения ($> 5 \text{ мкм}$) округлой формы не влияют на предел прочности и пластичности при статических испытаниях, а также на предел усталости металла, но увеличение их сопровождается некоторым снижением ударной вязкости и повышением склонности швов к кристаллизационным трещинам. Выделение включений FeO , FeS и других по границам зерен, особенно в виде сплошных прослоек, придает металлу хрупкость, иногда краснотомкость. Посторонние включения заметно уменьшают коррозионную стойкость металла. Однако мельчайшие, субмикроскопические включения, равномерно распределенные в металле (например, TiO_2 ; Al_2O_3), могут быть и полезными, так как они становятся дополнительными центрами кристаллизации и способствуют измельчению структуры.

Ликвация в металле шва. Ликвацией называется неравномерное распределение элементов, химических соединений и других составляющих в металле. К числу сильно ликвирующих элементов относятся углерод, сера и фосфор.

В металле шва наблюдаются преимущественно два вида ликвации — дендритная и зональная. В свою очередь дендритная ликвация может быть двух видов — внутри- и межкристаллитная.

Природа *внутрикристаллитной ликвации* связана с наличием у сплава интервала кристаллизации и с различной для центральной и периферийной частей кристалла степенью обогащения ликвирующей примесью. На рис. 147, а изображен процесс возникновения

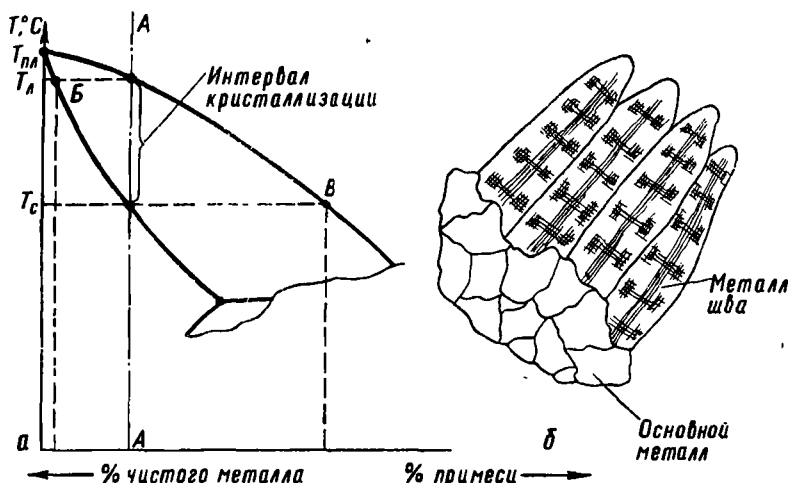


Рис. 147. Схема возникновения внутрикристаллитной ликвации и дендритное строение металла шва.

внутрикристаллитной ликвации. Началу кристаллизации сплава заданного состава $A - A$ отвечает температура T_n . В первую очередь кристаллизуется металл вдоль осей будущих кристаллов, содержащий минимальное количество примесей и близкий по составу к исходному (точка B). При снижении температуры оси обрастают кристаллизующимся металлом. Эти участки постепенно обогащаются примесями, которые особенно сильно насыщают последние порции металла (точка B). Поэтому центральные части (темные) образовавшихся столбчатых кристаллов, имеющих дендритное строение (рис. 147, б), близки по своему составу к чистому металлу, а периферийные (светлые) обогащены примесью. Такое строение шва — проявление внутрикристаллитной ликвации.

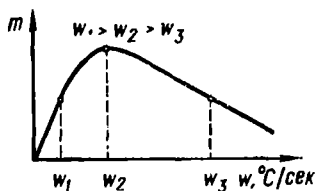


Рис. 148. Влияние скорости n охлаждения сплава при кристаллизации на степень m развития внутрикристаллитной ликвации.

Степень m развития внутрикристаллитной ликвации зависит от скорости охлаждения металла (рис. 148). В диапазоне малых скоростей их нарастание до определенного предела вызывает увеличение ликвации, протекающей по законам диффузионной кристаллизации. С дальнейшим ростом скорости охлаждения внутрикристал-

литная ликвация снижается, так как процесс кристаллизации приобретает бездиффузионный характер. Если принять скорость диффузионного роста кристалла равной величине порядка 10^{-3} см/мин, то при скорости роста столбчатых кристаллов в большей части объема ванны порядка $10-10^2$ см/мин будет действовать, по-видимому, главным образом механизм бездиффузионной кристаллизации, приводящей к уменьшению внутрикристаллитной ликвации. Поэтому следует считать, что в общем случае в сварных швах эта ликвация выражена слабо.

Межкристаллитная ликвация является результатом оттеснения к границам растущих кристаллов различных легкоплавких эвтектик и примесей, создающих межкристаллитные прослойки. Последние препятствуют перемещению диффундирующих атомов и тем самым сохраняют дендритную неоднородность металла шва. Особую опасность представляют располагающиеся здесь легкоплавкие эвтектики типа сернистых.

Зональная ликвация вызывается неодновременной кристаллизацией периферийной и центральной частей шва. По мере роста кристаллитов остающаяся жидкость оттесняется в центральную область шва и оказывается наиболее загрязненной различными вредными примесями. Этот участок шва называется *зоной трещины*. Здесь при неблагоприятных условиях могут появляться трещины.

Весьма заметна зональная ликвация в однослойных швах большого сечения в сварочной ванне первого типа. В меньшей мере это касается металла ванны второго типа: несмотря на большое сечение однопроходных швов и крупностолбчатое строение металла, в них можно устранить плоскость встречи торцов кристаллитов (транскристаллизацию), т. е. избежать ликвации. Однако в таких швах наблюдается дендритная ликвация.

Ликвация в сварных швах (особенно зональная и межкристаллитная дендритная) снижает механические свойства металла, так как ослабляет связь между кристаллитами и служит одной из причин появления кристаллизационных трещин.

Методы регулирования первичной кристаллизации сварных швов. Первичная структура шва оказывает большое влияние на многие свойства наплавленного металла, особенно если в последующем он не подвергается термической обработке, прокатке или ковке. Поэтому важно, чтобы первичная структура была мелкозернистой и по возможности равноосной, с незначительной химической неоднородностью. Тогда свойства металла будут достаточно высокими и без последующей обработки. Рассмотрим пути регулирования процессов первичной кристаллизации.

1. Для уменьшения химической неоднородности и повышения стойкости металла к образованию кристаллизационных трещин нужно правильно подбирать соотношения между глубиной H и шириной B сварочной ванны. Коэффициент формы ванны

$$\phi = \frac{B}{H} \quad (VI.72)$$

зависит от многих факторов — способа и режима сварки, состава металла, сварочных материалов и т. д.

Узкая и глубокая ванна первого типа (рис. 149, а; $\psi < 2$) создает неблагоприятную для кристаллизации металла схему. Здесь кристаллы, растущие по нормали к поверхности охлаждения, неизбежно встречаются в центральной части шва, образуя зону слабину. По-

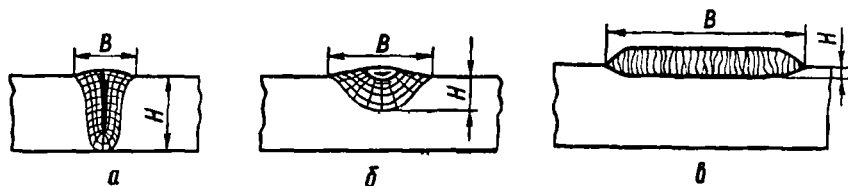
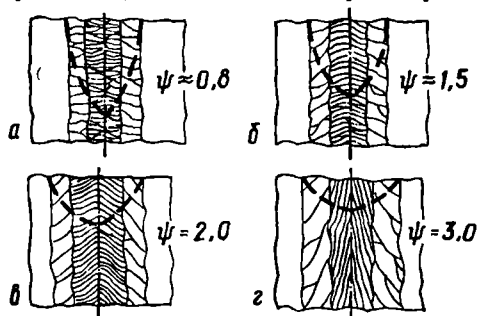


Рис. 149. Влияние формы ванны первого типа на расположение в шве ликвирующих примесей.

этому швы, кристаллизующиеся по указанной схеме, склонны к образованию кристаллизационных трещин. Из такой ванны посторонние примеси удаляются труднее. Наоборот, в широкой и неглубокой ванне (рис. 149, б; $\psi > 2$) условия для кристаллизации значительно лучше, так как последние порции жидкого металла, наиболее загрязненные примесями, оказываются вытесненными растущими кристаллами в самую верхнюю часть шва и не создают в



металле опасной зоны слабину. Однако дальнейшее увеличение ширины ванны, т.е. увеличение $\psi = \frac{B}{H}$ (рис. 149, в), вновь усиливает опасность образования кристаллизационных трещин вдоль шва. Это объясняется большой абсолютной величиной поперечной усадки широких швов, концентрацией деформаций в средней части валика и неблагоприятным расположением дендритов.

Рис. 150. Изменение направления роста столбчатых кристаллов в зависимости от коэффициента формы сварочной ванны второго типа.

В сварочной ванне второго типа (рис. 150) столбчатые кристаллы, растущие в радиальном направлении, в зависимости от коэффициента формы встречаются друг с другом торцами (а), под тупым (б) или под острым (в) углом. Но кристаллы могут расти и в осевом направлении и, изгибаясь, встречаться только боковыми гранями (г).

Первым двум случаям (рис. 150, а, б) отвечает малое значение коэффициента формы ($\psi = 0,8 \div 1,5$). Такие швы более склонны к образованию кристаллизационных трещин и больше загрязняются неметаллическими включениями. Швы, где кристаллы встре-

чаются друг с другом под острым углом (рис. 150, в), имеют средний коэффициент формы ($\psi = 2$) и обладают более высокой стойкостью к образованию кристаллизационных трещин. Лучшая форма ванны — чашеобразная ($\psi = 3$). В ней кристаллы растут в осевом направлении (рис. 150, г) и не встречаются друг с другом торцами. Ориентируясь на оптимальную форму ванны, а значит и сечения шва, можно получить наиболее благоприятное расположение столбчатых кристаллов.

2. Чтобы получить металл высокой прочности и пластичности, стойкий к возникновению кристаллизационных трещин, нужно измельчать его грубую столбчатую структуру. Этого достигают различными способами. Рассмотрим некоторые из них:

1) введение в сварочную ванну элементов-модификаторов (В; Ti; V; Nb; Zr и др.). Эти поверхностно-активные вещества снижают энергию образования зародышей — центров кристаллизации — и повышают их устойчивость. Одновременно, располагаясь на поверхности кристаллов, они снижают их поверхностную энергию, что также ограничивает рост кристаллов;

2) введение в сварочную ванну элементов, способствующих образованию избыточных фаз типа твердого раствора (α -фаза), первичных карбидов и др., что имеет особое значение при сварке легированных сталей и цветных металлов;

3) воздействие на сварочную ванну ультразвуковых колебаний, механических вибраций или электромагнитное перемешивание металла;

4) измельчение структуры металла швов путем искусственного повышения скорости охлаждения кристаллизующейся ванны.

Процессы вторичной кристаллизации в металле шва и в основном металле. Вторичная кристаллизация в металле шва. Как установлено ранее, процесс первичной кристаллизации в сварочной ванне сплава I—I (малоуглеродистая сталь) заканчивается достижением температуры T_c (рис. 151). Металл приобретает аустенитную структуру γ -Fe, но аустенитные зерна образуются в пределах первичных столбчатых кристаллов.

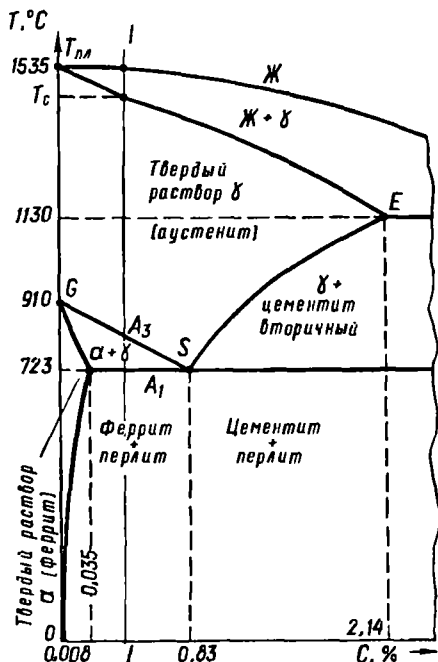


Рис. 151. Упрощенная диаграмма состояния железо—углерод (левый угол).

С дальнейшим понижением температуры структурные изменения в металле не наблюдаются вплоть до температуры, отвечающей началу перекристаллизации (точка A_3). Последующие структурные превращения в твердой фазе относятся к процессам вторичной кристаллизации металла. Как видно из рис. 151, для сплава I—I вторичная кристаллизация металла начнется при температуре T_A и будет протекать до температуры T_{A_1} , отвечающей эвтектоидному превращению. В соответствии с равновесными превращениями при температуре, отвечающей точке A_3 , начинается выделение из аустенита ферритной составляющей α -Fe (в результате полиморфного превращения $\gamma \rightarrow \alpha$). По мере выделения феррита оставшийся аустенит будет обогащаться углеродом в соответствии с кривой GS, и при температуре T_A произойдет распад его на механическую смесь феррита (α -Fe) и цементита (Fe_3C), содержащую 0,83% C и известную под названием перлита.

Высокие скорости охлаждения, свойственные сварочному циклу, влияют на характер превращений в наплавленном металле, и поэтому конечные структуры отличаются от равновесных. Можно отметить следующие общие особенности вторичных превращений в наплавленном металле:

1) избыточный феррит успевает выделиться из аустенита не весь и поэтому к моменту эвтектоидного превращения последний содержит $< 0,83\% C$;

2) в результате эвтектоидного превращения образуется несколько большее количество перлита с меньшим содержанием углерода, чем при равновесных превращениях;

3) перлит имеет более тонкое строение.

Скорость охлаждения металла шва во времени — величина крайне непостоянная. В начальный момент, после прохождения дугой исследуемого участка металла, скорость охлаждения достигает $200\text{—}300^\circ C/сек$, а с течением времени быстро снижается. Наибольшее влияние на структуру металла шва оказывает скорость охлаждения в интервале температур наименьшей устойчивости аустенита. Принято считать, что она примерно равна мгновенной скорости охлаждения при средней температуре данного интервала. В частности, для малоуглеродистой стали эта температура $\approx 550^\circ C$.

Рассмотрим на примере, как влияет скорость охлаждения металла шва на его структуру, а следовательно и свойства.

Автоматической сваркой под флюсом были выполнены два шва, причем шов № 1 охлаждался очень медленно, а шов № 2 — быстро. Для металла с содержанием 0,22% C, охлаждаемого в соответствии с равновесной диаграммой состояния Fe— Fe_3C , количество перлита должно составлять примерно 12%. По-видимому, для шва № 1 были созданы условия охлаждения, близкие к равновесным, так как он также содержит примерно 12% перлита (рис. 152, а). Шов № 2, остывавший с большей скоростью (более типичной для сварки), содержит около 50% перлита (рис. 152, б) и с более тонким строением. В обоих случаях металл шва сохранил столбчатую направленность

кристаллитов и дендритов, однако особенно характерно это для шва № 2. Благодаря увеличению перлитной составляющей и более тонкому строению его растут прочностные характеристики металла шва и уменьшается его пластичность (рис. 153).



Рис. 152. Микроструктура швов № 1 и № 2.

Иногда при перегреве металла наблюдается появление в шве так называемой видманштеттовой структуры. В этом случае феррит выделяется не по границам зерен, а по их кристаллографическим плоскостям (куба, октаэдра и др.) в виде различных полосок, параллельных друг другу или образующих между собой определенные углы. Такая структура обладает худшими механическими свойствами, в частности низкой ударной вязкостью.

Влияние многослойности швов на их структуру и свойства. Структура литого металла с грубым столбчатым строением характерна для однослойных швов. Выполнение швов в несколько проходов, или слоев, существенно влияет на структуру и свойства металла в целом. Объясняется это тем, что наложение каждого последующего валика 2 оказывает повторное тепловое воздействие на нижележащий валик 1 и под влиянием такой

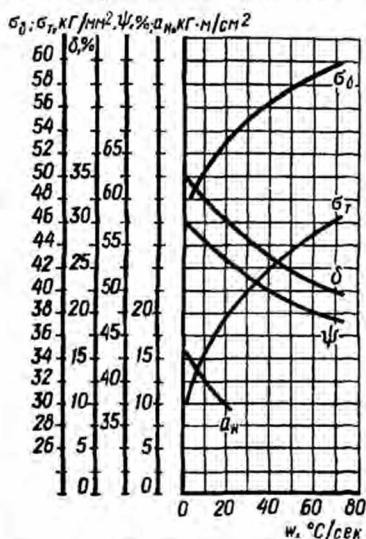


Рис. 153. Влияние скорости охлаждения на механические свойства металла шва.

своеобразной термической обработки структура нижележащих слоев значительно улучшается, становится мелкозернистой, грубая столбчатость строения исчезает (рис. 154). Верхний валик сохраняет литую структуру металла, однако его свойства все же несколько улучшаются.

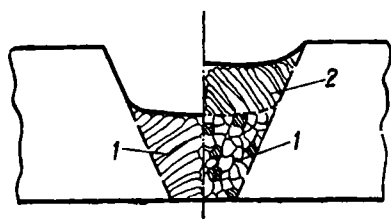


Рис. 154. Схема изменения структуры металла шва при наложении последующих слоев металла.

Микроструктура основного металла в зоне термического влияния. Если знать максимальные температуры нагрева отдельных точек зоны термического влияния и скорость их охлаждения, то, пользуясь диаграммой железо — углерод,

можно определить, какие изменения структуры возможны на участках зоны термического влияния и даже примерно установить линейные размеры этих участков. Максимальные температуры нагрева отдельных точек зоны термического влияния можно опре-

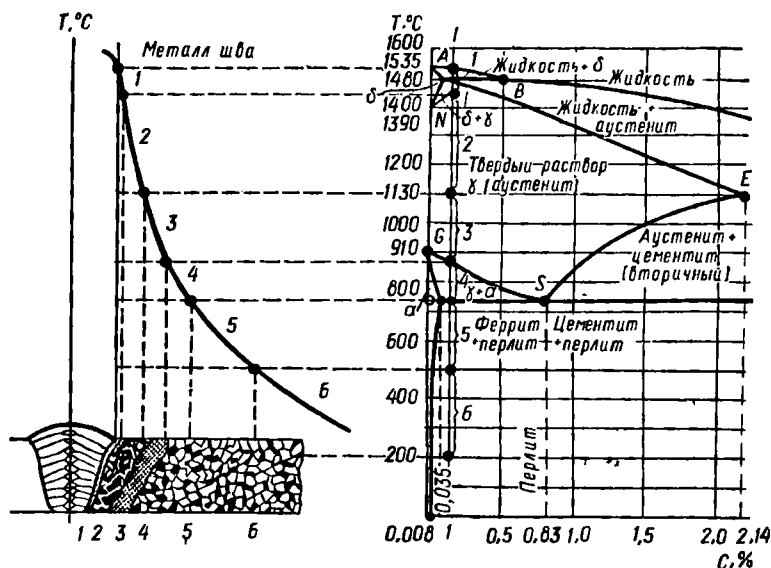


Рис. 155. Строение зоны термического влияния при сварке малоуглеродистой стали.

делить как экспериментально, так и теоретически — на основе теории распространения тепла при сварке (см. гл. IV), правильно выбрав схему процесса.

На рис. 155 схематично изображен сварной шов, а над ним проведена кривая распределения максимальных температур для точек

зоны термического влияния. Рядом в том же температурном масштабе построен левый угол диаграммы состояния железо — углерод, где вертикальной прямой $I—I$ показан состав свариваемого металла. Если наметить на данной прямой температурные границы участков зоны термического влияния, имеющих примерно одинаковую структуру, то можно перенести эти границы на кривую распределения максимальных температур и затем снести их вниз, т. е. на шов. Таким образом устанавливают примерные линейные размеры участков зоны термического влияния.

Зона термического влияния состоит из следующих характерных участков (рис. 155): 1 — неполного расплавления; 2 — перегрева; 3 — нормализации; 4 — неполной перекристаллизации; 5 — рекристаллизации; 6 — синеломкости. Рассмотрим структуру и свойства каждого из участков зоны термического влияния.

Участок 1 неполного расплавления — тонкая переходная полоска от металла шва к основному металлу. Максимальные температуры нагрева — от температуры плавления металла до температуры солидус. Следовательно, здесь есть и жидкая и твердая фазы, облегчающие развитие крупного зерна.

На данном участке происходит непосредственное сращивание кристаллов металла шва с зерном основного металла, поэтому он зачастую определяет качество сварного соединения. Структура феррито-перлитная с окантовкой перлитных выделений ферритными прослойками.

Участок 2 перегрева лежит в интервале максимальных температур нагрева T_c — 1130°C . В этих условиях зерно успевает сильно вырасти, а последующая перекристаллизация при охлаждении не дает его заметного измельчения. Поэтому металл участка перегрева имеет крупнозернистое строение. Феррит окружает укрупненные перлитные зерна своеобразной каймой, причем иногда здесь можно видеть видмаништеттовую структуру. Участок перегрева отличается ухудшенными механическими свойствами (прочностью, пластичностью). Поэтому чем он меньше, тем выше качество сварного соединения.

Участок 3 нормализации находится в тех областях металла, которые нагреваются до максимальных температур, отвечающих точке A_{c3} и 1130°C . Так как длительность пребывания металла при этих температурах невелика, зерно аустенита заметно вырасти не успевает. Последующая перекристаллизация при охлаждении металла приводит к получению мелкой равноосной структуры. Металл этого участка имеет самые высокие механические свойства.

Участок 4 неполной перекристаллизации наблюдается в области нагрева металла до максимальных температур между точками A_{c1} и A_{c3} . Протекающие здесь превращения таковы: при достижении металлом в процессе нагрева температуры, соответствующей точке A_{c1} , происходит эвтектоидное превращение, т. е. перлит переходит в аустенит и затем феррит начинает

растворяться в аустените. Каждой температуре, лежащей выше A_{c1} , вплоть до A_{c3} отвечает какое-то количество феррита, растворившегося в аустените, и только в полоске металла, примыкающего к участку нормализации, где будет достигнута температура точки A_{c3} , в аустените растворится весь феррит. Таким образом, в интервале температур точек A_{c1} — A_{c3} часть феррита не растворится в аустените и сохранит свой старый размер зерен. Тот же феррит, который растворился в аустените, при последующем охлаждении металла будет выделяться из аустенита и образовывать несколько новых зерен феррита. Закончится вторичная кристаллизация эвтектоидным превращением оставшегося аустенита в перлит.

Конечная структура металла на этом участке состоит из крупных зерен феррита, не прошедших перекристаллизацию, и расположенных вокруг них колоний мелких зерен феррита и перлита, образовавшихся в результате перекристаллизации. Механические свойства этого участка хуже, чем свойства участка нормализации.

Участок 5 рекристаллизации наблюдается при сварке металла, подвергнутого холодной обработке давлением. Максимальная температура нагрева металла находится в пределах 500°C — A_{c1} . Здесь протекает рекристаллизация зерен феррита, т. е. рост этих зерен из их раздробленных частей, полученных при пластической деформации металла. Такой рост возможен за счет перехода атомов железа из решетки одного зерна в соседнюю, обладающую меньшей свободной энергией. Конечно, в этом случае никакого полиморфного превращения железа нет.

Пластическая деформация металла сопровождается значительным упрочнением за счет сдвига и поворота образовавшихся обломков кристаллитов, а протекающая в таком металле рекристаллизация возвращает ему прежние механические свойства. Структуру участка рекристаллизации составляют равноосные зерна феррита и перлита. Если свариваемая сталь не подвергалась пластической деформации, то на участке рекристаллизации никаких структурных изменений не произойдет.

Участок 6 синеломкости нагревается до максимальных температур 200 — 500°C . Он характеризуется снижением пластических свойств без видимых изменений структуры. Явление синеломкости объясняют выделением из твердого раствора α -Fe субмикроскопических частиц различных примесей, располагающихся по границам зерен.

На рис. 156 показано сечение шва и микроструктуры отмеченных характерных зон сварного соединения. На рис. 157 приведена схема структуры металла сварного соединения: наплавленного металла, зоны термического влияния и основного металла. На левой половине рисунка схематично изображена структура металла при высоких температурах, отвечающих завершению первичной кристаллизации. Здесь шов имеет крупностолбчатое строение и рядом с ним находится зона крупных зерен основного металла в состоянии аустенита (участок перегрева). Далее размер зерен аустенита уменьша-

ется (участок нормализации), после чего между укрупненными зернами феррита появляются зерна аустенита (участок неполной перекристаллизации). Правая часть рисунка показывает структуру ме-

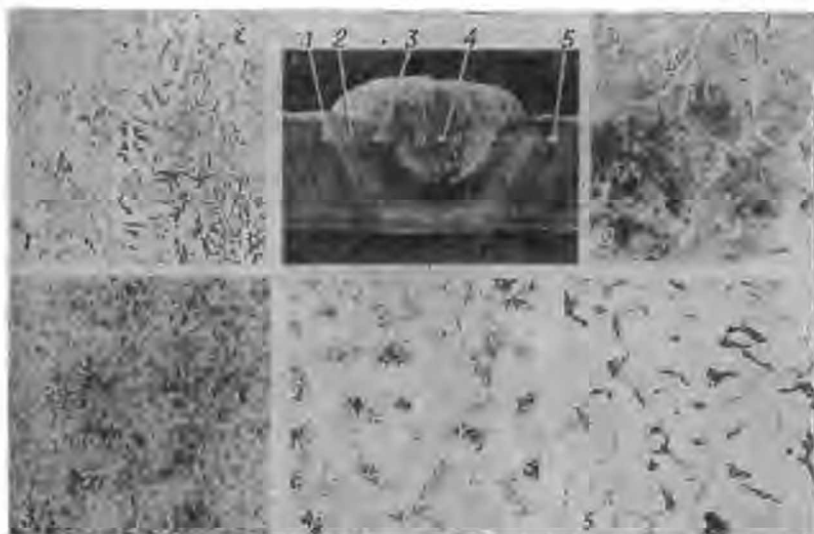


Рис. 156. Поперечное сечение шва и микроструктуры отмеченных характерных зон.

талла после вторичной кристаллизации и охлаждения до комнатной температуры. В металле шва столбчатость строения сохранилась, но видны границы новых зерен, образовавшихся в пределах столб-

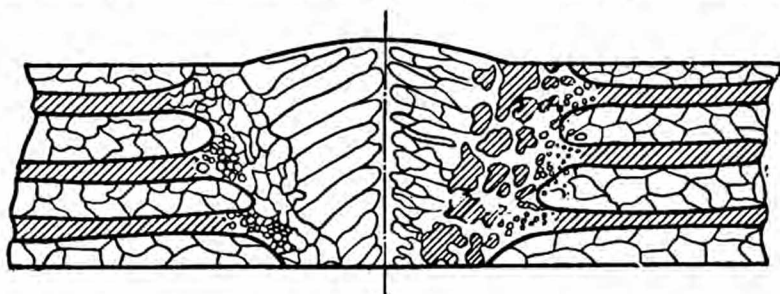


Рис. 157. Схема структуры металла сварного соединения.

чатых кристаллов. Затем следует участок перегрева с крупным зерном, участок нормализации и неполной перекристаллизации. Структура всех участков феррито-перлитная. Основной металл вне зоны термического влияния также имеет феррито-перлитную строочечную структуру.

Резких границ между участками зоны термического влияния нет, наблюдается плавный, постепенный переход одной структуры в другую (рис. 158).

Протяженность участков, а значит и зоны термического влияния в целом, имеет большое значение для оценки качества сварного соединения. Чем меньше эта зона, тем выше в общем случае качество сварного соединения. С увеличением данной зоны показатели механических свойств сварного соединения вообще снижаются, так как при этом растут линейные размеры участков перегрева, неполной перекристаллизации, рекристаллизации и синеломкости.

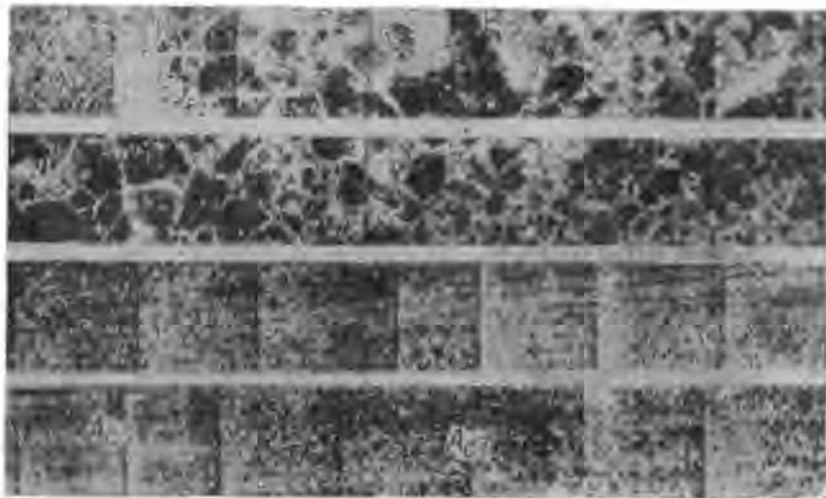


Рис. 158. Микроструктура наплавленного металла и зоны термического влияния при сварке качественным электродом.

Контрольные вопросы и задания

Под действием каких сил осуществляется перенос электродного металла в сварочную ванну при ручной дуговой и автоматической сварке под флюсом?

Назовите виды переноса электродного металла через дуговой промежуток.

От каких факторов зависит размер электродных капель?

Как изменяются время существования капель и величина их удельной поверхности с ростом сварочного тока или напряжения на дуге?

Напишите уравнения диссоциации двух- и трехатомных газов, наиболее часто встречающихся в атмосфере дуги.

Каков механизм насыщения жидкого металла газами (химическое и электрическое поглощение газов металлами)?

В чем проявляется влияние кислорода на свойства стали?

Как влияет азот на свойства стали?

Как влияет водород на свойства стали?

Какими путями попадают кислород, азот и водород в реакционное пространство при дуговой сварке?

В чем проявляется влияние оксидов углерода на свойства стали?

Назначение шлаков при сварке.

В чем основы молекулярной и ионной теории шлаков?

Что такое кислотность или основность шлаков?

Охарактеризуйте основные физические свойства сварочных шлаков.

В чем различие длинных и коротких шлаков?

Дайте характеристику важнейших простых оксидов, входящих в состав сварочных шлаков.

Назовите три основные системы сварочных шлаков.

В чем заключаются металлургические функции шлаков?

Что такое коэффициент эффективности массообмена и как его определяют?

Выведите частные случаи выражения (VI.25) для таких условий:

1) легирующий элемент только во флюсе;

2) легирующий элемент отсутствует в электродном или в основном металле;

3) многослойная наплавка, когда $[Э]_{о.м} = [Э]_{шв.}$.

Перечислите три основных вида окисления составляющих металла и шлака.

Виды раскислительных процессов.

Приведите пример раскисления стали с получением конденсированных продуктов реакции.

Дайте характеристику основных раскислителей — Si; Mn; Ti; Al; подчеркните положительные и отрицательные свойства каждого из них.

Опишите процесс раскисления стали углеродом и водородом (с получением газообразных продуктов реакции).

Каков механизм диффузионного раскисления стали шлаком?

В чем особенности раскисления стали кислотами и основными шлаками?

Пути легирования металла шва, их особенности, достоинства и недостатки.

Что такое коэффициент перехода элемента? В чем недостатки этого показателя?

Каков механизм рафинирования стали от серы и фосфора?

В чем особенности условий рафинирования стали шлаком при дуговой сварке по сравнению с мартеновским процессом?

Какова роль CaO и Mn в процессе рафинирования стали от серы?

Опишите механизм удаления фосфора из стали в процессе рафинирования.

Что такое непрерывная и периодическая кристаллизация металла?

В чем различия диффузионной и бездиффузионной кристаллизации?

В чем сущность концентрационного переохлаждения и как оно влияет на формирование кристаллов в процессе кристаллизации?

В чем особенности первичной кристаллизации металла при сварке?

Каковы причины образования слоистости и столбчатости строения сварных швов?

Чем объясняется прерывистость кристаллизации металла при сварке?

Каков механизм возникновения пор в металле шва?

Какие газы могут быть причиной пористости сварных швов?

Каковы причины образования шлаковых включений в металле шва?

От каких факторов зависит скорость всплывания шлаковых частиц в металлургической ванне (закон Стокса)?

Что такое ликвация в металле шва и ее виды?

В чем проявляется влияние ликвации на механические свойства металла шва?

Опишите по диаграмме железо — углерод механизм вторичной кристаллизации малоуглеродистой стали при сварке.

Как влияют особенности нагрева и охлаждения металла шва при сварке на результаты его вторичной кристаллизации?

Опишите микроструктуру основных участков зоны термического влияния при сварке малоуглеродистой стали.

ГЛАВА VII

ТЕХНОЛОГИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Проектируя любые, в том числе и сварные, конструкции, тщательно учитывают условия их работы и устанавливают определенные запасы прочности. Поэтому в условиях нормальной эксплуатации конструкции не должны разрушаться ранее установленных сроков.

Сварные соединения в конструкциях проектируют обычно из условия равной прочности с основным металлом. Современное состояние сварочной науки и техники в большинстве случаев позволяет обеспечить прочность сварного соединения, более высокую или, по крайней мере, равную прочности основного металла. Если технология сварки правильно выбрана и качественно выполнена, конструкции, как правило, разрушаются вне пределов сварных соединений. Вместе с тем, и до сих пор бывают редкие случаи разрушения сварных соединений в нормальных условиях эксплуатации. Подобные явления наблюдаются и в деталях, изготовленных отливкой, прокаткой, штамповкой и т. п. Чаще всего причиной недостаточной эксплуатационной прочности становятся микро- и макроскопические местные разрушения, возникшие в изделии при его технологической обработке. Известно, что в процессе отливки стальных и, особенно, чугунных деталей в них довольно часто возникают трещины, легко наблюдаемые невооруженным глазом. При прокатке некоторых специальных сталей с чрезмерно высоким обжатием в прокатываемом металле возникает сетка трещин. Таким образом, изделие может оказаться частично разрушенным уже в процессе изготовления, что несомненно снизит его прочность в последующей эксплуатации.

Следует различать прочность конструкции в процессе ее технологической обработки (*технологическую прочность*) и в условиях эксплуатации (*эксплуатационную прочность*). Несмотря на то что такое деление весьма условно, его удобно применять при рассмотрении вопросов, связанных с поведением металла при различных видах его технологической обработки.

В процессе изготовления изделия часто испытывают усилия, значительно большие эксплуатационных. Такое несоответствие усилий может привести к недопустимо большим деформациям и разрушению. Дело осложняется тем, что некоторые участки металла в процессе сварки находятся под воздействием очень высоких температур, резко снижающих прочность металла.

Изучение состояния и свойств металла, схем и величин действующих на него усилий, величин и характера деформаций, напряжений и других факторов, от которых зависит возможность появления местных разрушений при изготовлении изделий, составляет содержание науки о технологической прочности.

По размерам и влиянию на прочность металла различают две категории местных разрушений, или трещин.

К первой категории относят микротрещины — трещины, размеры которых соизмеримы с параметрами кристаллической решетки. Такие разрушения представляют собой скопления различного рода несовершенств кристаллической решетки. В любых реальных кристаллах практически всегда есть трещины первой категории. Наличие их учитывают, определяя показатели механических свойств металлов, проектируя и рассчитывая конструкции.

Ко второй категории относят более крупные трещины, возникающие в металле при его технологической обработке или в результате эксплуатации изделия. В сварных конструкциях трещины второй категории — обычно опасный дефект, так как под действием даже невысоких эксплуатационных нагрузок они могут развиваться и стать причиной серьезных аварий.

При сварке трещины второй категории, очевидно, образуются только тогда, когда пластические деформации, возникающие в результате неравномерного нагрева и охлаждения металла, исчерпают его деформационную способность и напряжения, возрастая, достигнут значений предела прочности.

В процессе нагрева и охлаждения металла при сварке его температура, величины деформаций и напряжений постоянно меняются. Вместе с тем, свойства металла — его пластичность и прочность — также весьма сильно зависят от температуры. Чтобы раскрыть механизм возникновения трещин при сварке, целесообразно совместно рассмотреть изменение свойств металла и напряжений в нем в зависимости от температуры.

На участках нагрева металла (перед дугой) возникают напряжения сжатия, при которых вероятность образования трещин мала, вследствие чего эту область можно не рассматривать.

С начала кристаллизации и охлаждения металла шва в нем могут возникать напряжения растяжения, величина которых по мере снижения температуры быстро растет. В интервале температурного превращения $\gamma\text{-Fe} \rightarrow \alpha\text{-Fe}$, которое происходит с увеличением объема, растягивающие напряжения снижаются и могут даже перейти в напряжения сжатия. Дальнейшее охлаждение сопровождается ростом напряжений растяжения.

Очевидно, что трещины могут возникать только в том случае, когда величина собственных напряжений σ в шве достигнет значений предела прочности σ_b металла для данной температуры. Это вероятнее всего в области высоких температур — выше 1300 °C. Важно отметить, что вблизи температуры солидус (T_c) наблюдается и резкое снижение пластичности ψ , также увеличивающее возможность возникновения трещин в этом интервале температур.

Если под действием собственных напряжений в металле шва происходят пластические деформации, то, по-видимому, величина этих

напряжений близка к значению предела текучести металла при данной температуре и растет с увеличением скорости деформаций. Такое же влияние оказывают объемные напряжения растяжения, которые затрудняют пластическую деформацию и способствуют образованию трещин.

Если трещины не возникли в области температур, близких к T_c , то при дальнейшем охлаждении металла шва их возникновение маловероятно, так как напряжения в более удаленных от источника тепла участках значительно ниже предела прочности. Пластичность СтЗ в то же время остается достаточно высокой вплоть до нормальных температур. Таким образом, трещины при сварке легче всего возникают в самом начале охлаждения металла шва. В дальнейшем

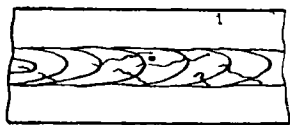


Рис. 159. Внешний вид горячих трещин.

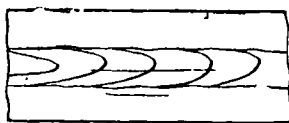


Рис. 160. Внешний вид холодных трещин.

они могут развиваться в большей или меньшей степени в зависимости от величины и характера действующих напряжений и свойств металла.

Следует также обратить внимание на некоторое снижение показателей пластичности в интервале температур 500—1000 °С. Для СтЗ это снижение сравнительно невелико и не может служить причиной возникновения трещин. Однако для большой группы сталей и некоторых других сплавов в области сравнительно низких температур (ниже 750 °С) наблюдаются резкие провалы пластичности при весьма высоких значениях собственных напряжений, что указывает на опасность возникновения и здесь трещин.

Таким образом, совместное рассмотрение величины возможных напряжений и свойств металла шва позволяет установить, что существуют два интервала температур, в которых могут возникать трещины: 1) вблизи T_c ; 2) в области более низких температур с пониженными пластическими свойствами металла.

В зависимости от температурного интервала возникновения различают трещины кристаллизационные, или горячие, и холодные. Кристаллизационными, или горячими, принято считать трещины, которые появляются в металле на завершающей стадии процесса кристаллизации, — в интервале температур, близких к линии солидус. Холодные трещины возникают при более низких температурах, чаще всего в результате структурных превращений в металле

Механизм образования горячих и холодных трещин различен. Горячие трещины носят межкристаллический характер, т. е. проходят обычно по границам кристаллов, тогда как холодные чаще всего пересекают кристаллы и границы между ними. Горячие трещины обычно имеют извилистую форму (рис. 159) и кристаллическую зернистую поверхность излома, холодные — более прямые (рис. 160), поверхность излома их чаще всего бывает гладкой, блестящей.

В связи с тем что причины и механизм образования горячих и холодных трещин различны, рассматривать их будем раздельно, имея, однако, в виду, что борьба как с горячими, так и с холодными трещинами составляет две стороны общей проблемы повышения технологической прочности конструкций при сварке.

Возможность образования горячих трещин в сварных швах определяется одновременно рядом взаимно связанных факторов:

- 1) величиной и характером пластических деформаций, возникающих в шве при его кристаллизации;
- 2) деформационной способностью металла в температурном интервале образования кристаллизационных трещин;
- 3) скоростью (темпом) нарастания деформаций.

Рассмотрим эти факторы в намеченной последовательности.

§ 43. ТЕРМОДЕФОРМАЦИОННЫЕ ЯВЛЕНИЯ В МЕТАЛЛАХ ПРИ СВАРКЕ

Если прямолинейный металлический стержень, имеющий длину l_0 при температуре T_0 , равномерно нагреть до температуры T_1 , то он получит некоторое приращение Δl_T длины, пропорциональное приращению температуры и первоначальной длине:

$$\Delta l_T = \alpha l_0 (T_1 - T_0).$$

Тогда

$$l_1 = l_0 + \Delta l_T,$$

или

$$l_1 = l_0 [1 + \alpha (T_1 - T_0)], \quad (\text{VII.1})$$

где α — коэффициент пропорциональности, или температурный коэффициент линейного расширения;

$$\alpha = \frac{l_1 - l_0}{l_0 (T_1 - T_0)} \cdot \frac{1}{^\circ\text{C}}. \quad (\text{VII.2})$$

Большой практический интерес представляют относительные линейные ϵ и объемные ϵ_v температурные деформации:

$$\epsilon = \frac{\Delta l_T}{l_0} = \frac{\alpha l_0 (T_1 - T_0)}{l_0} = \alpha (T_1 - T_0).$$

Если тело изотропно, то

$$\epsilon_V = \frac{l_1^3 - l_0^3}{l_0^3} = \frac{l_0^3 [1 + \alpha(T_1 - T_0)]^3 - l_0^3}{l_0^3} = [1 + \alpha(T_1 - T_0)]^3 - 1.$$

При возведении в куб двучлена следует учесть только члены, не содержащие α и содержащие α в первой степени, так как остальные члены ничтожно малы. Тогда

$$\epsilon_V = 3\alpha(T_1 - T_0),$$

т. е. (VII.3)

$$\epsilon_V = 3\epsilon.$$

Приведенные выражения справедливы только в узких интервалах температур $T_1 - T_0$, где α можно считать величиной, не зависящей от температуры. На самом деле температурный коэффициент линейного расширения зависит от температуры и, кроме того, резко изменяется при всех структурных и фазовых превращениях в металле. В качестве примера рассмотрим характер объемных изменений при охлаждении металла ванны для случая сварки малоуглеродистой стали.

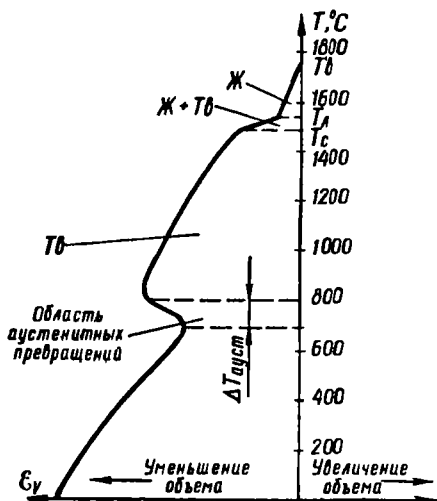


Рис. 161. Схема относительного изменения объема стали при охлаждении.

В жидкой ванне, находящейся при температуре T_r , условно выделим весьма малый объем металла V_0 . Будем считать, что температура в объеме падает со временем, оставаясь равномерно распределенной по объему. В процессе охлаждения ϵ_V будет изменяться, как показано на рис. 161. Здесь кривая $\epsilon_V(T)$ построена для объема металла, находящегося в соответствии с температурой в различных агрегатных состояниях. Для каждого из этих состояний коэффициенты термического расширения различны.

В первый момент времени после достижения максимальной температуры металл ванны охлаждается, все еще находясь в расплавленном состоянии. При этом объем жидкого металла уменьшается. В интервале температур $T_l - T_c$ металл кристаллизуется. В выделенном объеме есть твердые кристаллы и жидкий маточный раствор. При переходе металла из жидкого состояния в твердое объем его уменьшается скачкообразно.

Дальнейшее охлаждение металла ванны до температуры окружающей среды происходит в твердом состоянии. Переход $\gamma\text{-Fe} \rightarrow \alpha\text{-Fe}$ в интервале $\Delta T_{\text{ауст}}$ аустенитных превращений сопровожда-

ется заметным увеличением объема, вследствие чего на кривой в этой области температур наблюдается двойной перегиб. После завершения распада аустенита в ходе дальнейшего охлаждения металла сокращение объема почти подчиняется линейному закону. Нужно иметь в виду, что при больших скоростях охлаждения, которые обычно наблюдаются в условиях сварки, распад аустенита может значительно запаздывать и проходить при температурах, более низких, чем это следует из равновесных диаграмм состояния.

Для других металлов характер кривых свободной температурной деформации в связи со свойственными этим металлам фазовыми и структурными превращениями может быть несколько иным, однако общая картина деформаций при нагреве или охлаждении всегда довольно сложна.

Коэффициенты линейного расширения для разных металлов различны и зависят от температуры (рис. 162). Коэффициент линейного расширения железа изменяется при введении легирующих элементов. Так, содержание в стали марганца и никеля повышает коэффициент линейного расширения, тогда как увеличение концентрации хрома снижает его. Металлы с меньшим коэффициентом линейного расширения при прочих равных условиях дают после сварки меньшие деформации.

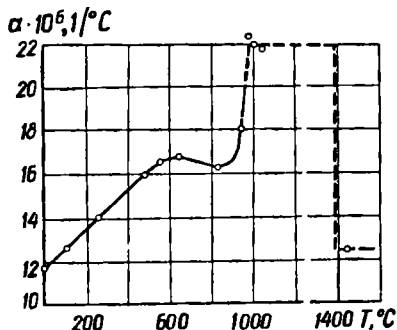


Рис. 162. Зависимость коэффициента линейного расширения для технически чистого железа от температуры.

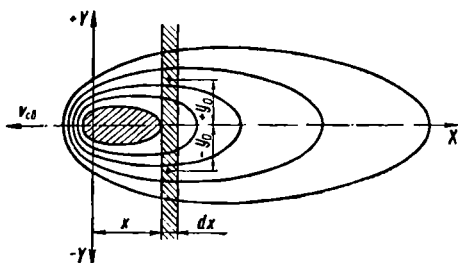


Рис. 163. Схема температурного поля.

Величина и характер упруго-пластических деформаций, возникающих в сварном соединении в процессе сварки и последующего охлаждения, являются главными факторами, определяющими возможность появления горячих трещин. Чтобы выяснить процесс возникновения деформаций, рассмотрим случай неравномерного охлаждения тонкой пластины после наплавки на нее валика. Температурное поле в этом случае изображено на рис. 163.

Выделим в сечении x некоторый достаточно малый элемент, параллельный оси Y ; ширину его примем равной dx . Поскольку наибольший интерес представляют деформации в процессе охлаждения шва, когда в нем возникают напряжения растяжения и возможно образование трещин, за начало процесса примем момент прохождения сварочной ванны сечения x . После того как

расплавленная ванна прошла выбранное сечение, в нем начинается процесс выравнивания температур путем теплоотвода в изделие и теплообмена с окружающей средой.

Если рассмотреть тепловое состояние выделенного элемента в некоторые два момента времени t_1 и t_2 , то распределение температур по его длине будет выражаться функциями от y (рис. 164):

$$T_1 = f_1(y); \quad T_2 = f_2(y). \quad (\text{VII.4})$$

Свободная температурная деформация Δ_T , которая в результате охлаждения в отсутствии связей могла бы иметь место в выделенном элементе на длине $l = 2y_0$ замера, выразится таким образом:

$$\Delta_T = 2 \int_0^{y_0} \alpha_T f_1(y) dy - 2 \int_0^{y_0} \alpha_T f_2(y) dy, \quad (\text{VII.5})$$

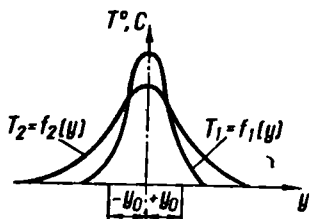


Рис. 164. Распределение температур в поперечном сечении x шва в моменты времени t_1 и t_2 ($t_1 > t_2$).

где α_T — коэффициент линейного расширения, зависящий от температуры.

Если бы во время охлаждения шва точки элемента с координатами $+y_0$ и $-y_0$ были жестко заделаны и остались неподвижными, то температурное сокращение элемента длиной $l = 2y_0$ вызвало бы такую же величину упруго-пластической деформации δ в нем, т. е. $\Delta_T = \delta$. Некоторая часть этой деформации будет упругой — $\delta_{\text{упр}}$, а остальная — пластической $\delta_{\text{пл}}$:

$$\delta = \delta_{\text{упр}} + \delta_{\text{пл}}. \quad (\text{VII.6})$$

Однако в процессе остывания шва длина $l = 2y_0$ рассматриваемого элемента меняется, чаще всего уменьшается под влиянием усадки окружающих слоев металла на некоторую величину δ_n , наблюдаемую при замерах. Тогда упруго-пластическая деформация элемента найдется как алгебраическая разность:

$$\delta = \Delta_T - \delta_n. \quad (\text{VII.7})$$

В выражение (VII.7) можно подставить значение Δ_T из уравнения (VII.5). Тогда оно примет вид

$$\delta = 2 \int_0^{y_0} \alpha_T f_1(y) dy - 2 \int_0^{y_0} \alpha_T f_2(y) dy - \delta_n. \quad (\text{VII.8})$$

Если выбрать y_0 настолько малым, чтобы на участке $l = 2y_0$ можно было без существенных погрешностей считать температуру постоянной [$T = f(y) = \text{const}$], то выражение (VII.8) значительно упростится:

$$\begin{aligned} \delta &= 2\alpha_1 T_1 y_0 - 2\alpha_2 T_2 y_0 - \delta_n; \\ \delta &= 2y_0 (\alpha_1 T_1 - \alpha_2 T_2) - \delta_n. \end{aligned}$$

Разделив все члены на $2y_0$ и положив $\alpha_1 T_1 - \alpha_2 T_2 = e_T$, можно перейти к относительным деформациям:

$$e = e_T - e_n, \quad (\text{VII.9})$$

где e — относительная упруго-пластическая деформация элемента;
 e_T — относительная свободная деформация при охлаждении элемента от T_1 до T_2 ;
 e_n — относительная деформация элемента, наблюдаемая при измерениях на базе $l = 2y_0$.

Очевидно, по аналогии с абсолютными деформациями — выражение (VII.6) — можно записать

$$e = e_{\text{упр}} + e_{\text{пл}}, \quad (\text{VII.10})$$

где $e_{\text{упр}}$ и $e_{\text{пл}}$ — соответственно упругая и пластическая составляющие относительной деформации.

Тогда

$$e_{\text{пл}} = e_T - e_n - e_{\text{упр}}. \quad (\text{VII.11})$$

Рассуждения проводились только для двух моментов времени — t_1 и t_2 . Если нужно найти полную картину изменения пластических деформаций в течение всего процесса охлаждения шва, то все члены равенства следует представить в виде функций от времени или температуры:

$$e_{\text{пл}}(T) = e_T(T) - e_n(T) - e_{\text{упр}}(T). \quad (\text{VII.12})$$

Тогда, чтобы найти изменения пластической деформации в шве в зависимости от температуры, нужно знать три функции правой части этого выражения.

Функция $e_T(T)$ — *дилатометрическая кривая* — строится опытным путем, для чего на специальном приборе — дилатометре — измеряют удлинение образца в условиях его свободной температурной деформации. Семейство дилатометрических кривых $e_T(T)$, полученных при охлаждении образцов из различных сталей, приведено на рис. 165: 1 — сталь 20; 2 — Ст3; 3 — сталь 40; 4 — сталь ШХ15; 5 — 25ХН4; 6 — 35СГ; 7 — 5ХВС; 8 — ХВ; 9 — 1Х18Н9Т; 10 — 30ХГСА. Кривые для сталей, претерпевающих аустенитное превращение, имеют в интервале температур распада аустенита двойной перегиб, так как переход $\gamma\text{-Fe} \rightarrow \alpha\text{-Fe}$ сопровождается увеличением объема. Кривые для сталей с устойчивым аустенитом, например для 1Х18Н9Т и 30ХГСА, не имеют этого перегиба.

Функцию $e_{\text{упр}}(T)$ в области низких температур (до 600—700 °С) можно найти аналитически, используя справочные данные о значениях модуля упругости $E(T)$ и предела текучести $\sigma_T(T)$ для различных температур:

$$e_{\text{упр}}(T) = \frac{\sigma_T(T)}{E(T)}. \quad (\text{VII.13})$$

В области высоких температур (800 °С и более) величина упругого компонента деформаций становится настолько малой, что

без большой погрешности может быть вообще исключена из рассмотрения. Тогда приближенно можно считать, что

$$e_{пл}(T) = e_T(T) - e_n(T). \quad (VII.14)$$

Таким образом, задача определения пластических деформаций в шве при сварке сводится к отысканию зависимости $e_n(T)$.

Функция $e_n(T)$ зависит от очень большого числа различных факторов: от формы и размеров конструкции, теплофизических свойств металла, параметров режима сварки и т. п. Аналитически

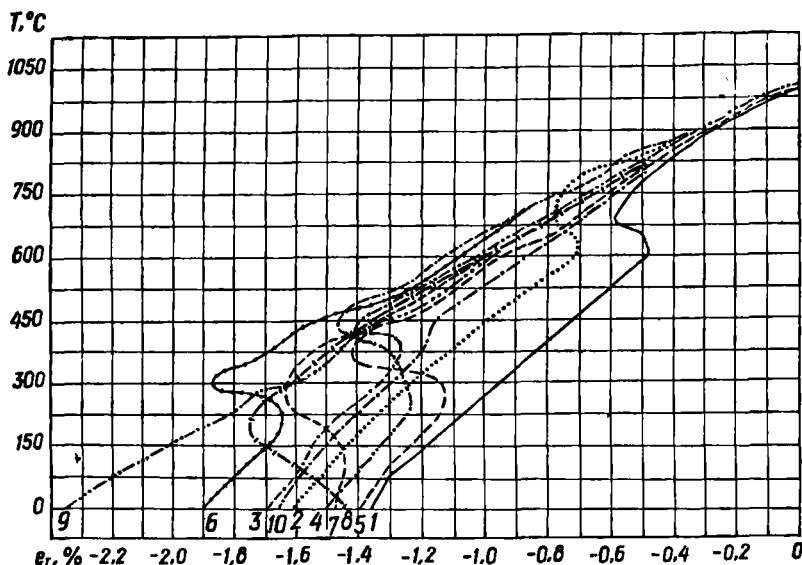


Рис. 165. Дилатометрические кривые для некоторых сталей

она не выражается. Опытное определение этой функции также связано с рядом трудностей:

1. Близость сварочной дуги затрудняет установку измерительных приборов. Между тем наибольший интерес представляет замер функции $e_n(T)$ в самом металле шва, так как именно в нем имеют место максимальные пластические деформации и чаще всего образуются трещины.

2. Особенно важно замерить $e_n(T)$ поперек шва, поскольку в практике сварки часто встречаются продольные горячие трещины, образовавшиеся вследствие поперечных деформаций. Однако в поперечном сечении шва температуры распределены весьма неравномерно, и поэтому, чтобы получить достоверные результаты, нужно замерять деформации на очень малых базах.

3. В условиях сварки скорости охлаждения, а следовательно и скорости деформации, довольно высоки, что затрудняет фиксирование показаний.

Результаты экспериментального определения функции $e_n(T)$ при охлаждении от температуры 1400 °С приведены на рис. 166: 1 — при $b = 20$ мм; 2 — $b = 75$ мм; 3 — $b = 150$ мм. Для построе-

Базы замера деформаций

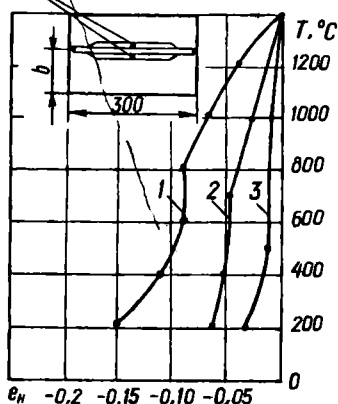


Рис. 166. Относительная деформация элемента шва при сварке в стык пластин.

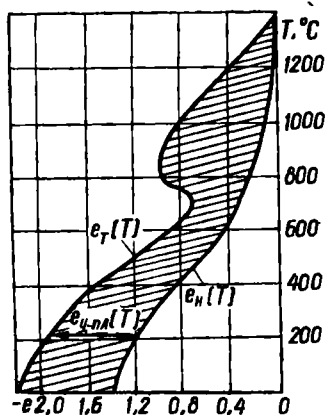


Рис. 167. Схема упруго-пластических деформаций в металле шва при его охлаждении.

ния кривых тугоплавкие ножки измерительного прибора вводились непосредственно за дугой в сварочную ванну, где они фиксировались при кристаллизации ванны и перемещались по мере формоизменения металла шва.

Чтобы оценить величины упруго-пластических деформаций в металле шва, нужно сравнить $e_n(T)$ и $e_T(T)$. Разность $e_{у-пл}$ между ними (рис. 167) показывает характер нарастания упруго-пластических деформаций в металле шва. При этом нужно учитывать, что в температурном интервале аустенитных превращений дважды меняется знак пластических деформаций.

В качестве примера на рис. 168 показан характер внутренних продольных деформаций в зоне шва во время наплавки валика на кромку пластины. При этом кривая 1 приведена для $b = 20$ мм; 2 — для $b = 40$ мм; 3 — $b = 60$ мм; 4 — $b = 80$ мм и 5 — для $b = 180$ мм.

Изложенные соображения позволяют сделать вывод о том, что в температурном интервале образования кристаллизационных

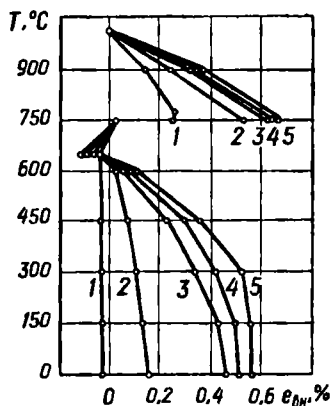


Рис. 168. Кривые зависимости внутренних продольных деформаций в зоне шва от температуры.

трещин металл шва испытывает значительные пластические деформации растяжения, они и являются причиной возникновения горячих трещин.

§ 44. ДЕФОРМАЦИОННАЯ СПОСОБНОСТЬ МЕТАЛЛА ПРИ ТЕМПЕРАТУРАХ, БЛИЗКИХ К ТЕМПЕРАТУРЕ СОЛИДУС

В гл. I было показано, что все технические металлы в пределах кристаллов имеют сравнительно упорядоченную структуру, соответствующую типу кристаллической решетки. Вместе с тем, по границам зерен, как правило, концентрируются различ-

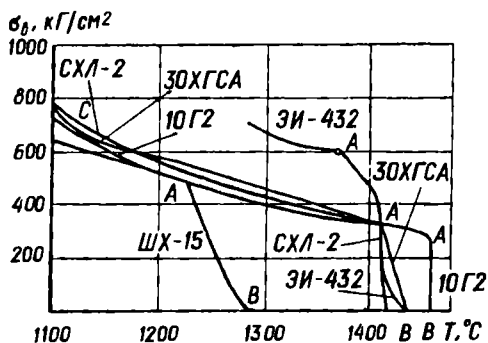


Рис. 169. Изменение предела прочности для некоторых сталей в зависимости от температуры.

ного рода примеси и включения, значительно нарушающие порядок расположения атомов. Как уже указывалось, по границам зерен обычно скапливаются и дислокации всех видов. В соответствии с таким характером строения деформация металлов протекает также двумя путями:

1) кристаллы деформируются в результате перемещения атомных блоков или групп (сдвиг, двойникование), вследствие чего возникает пластическая деформация;

2) в зонах нарушения упорядоченного кристаллического строения, на границах зерен, активизируются диффузионные процессы. Деформация в этом случае осуществляется за счет перемещения отдельных атомов диффузионным путем и носит название диффузионной деформации.

Практически оба процесса всегда сопутствуют один другому, однако при нормальных температурах основное значение имеет деформация сдвига, а с повышением температуры преимущественное развитие получают деформации диффузионного характера.

Разрушение металлов под действием деформаций может происходить либо по зернам, либо по границам между ними — в зависимости от того, какой тип деформации преобладает. В первом случае разрушение сопровождается пластической деформацией, во втором чаще всего наблюдается хрупкое разрушение.

Исследования мгновенной прочности и пластичности металлов при температурах, близких к температуре солидус, показали, что здесь кривая прочности (рис. 169) состоит из двух участков — СА и АВ, соответствующих вязкому и хрупкому характеру разрушения. Для каждого металла достигается такая критическая темпера-

тура, при которой вязкое разрушение уступает место хрупкому и прочность металла резко падает.

Сталь, как и многие другие сплавы, кристаллизуется в интервале температур $T_n - T_c$. При $T > T_n$ сплав полностью переходит в жидкое состояние, а при $T < T_c$ полностью затвердевает. В интервале $T_n - T_c$ сплав представляет собой двухфазную систему, состоящую из твердых кристаллов, окруженных жидким маточным раствором (рис. 170, а).

Если кристаллы развились настолько, что образовали сплошной прочный каркас, то такая система в процессе деформации может разрушаться вязко, так как пластичность кристаллов в указанных температурах высока. Если же система представляет собой кристаллы, разведенные жидкими прослойками, деформация происходит в основном за счет перемещения кристаллитов и перераспределения жидких прослоек между ними (рис. 170, б). Прочность такой системы определяется по существу величиной поверхностного натяжения жидкости и поэтому очень мала.

При деформации твердо-жидкой системы возможно образование несплошностей по двум основным причинам:

1) объем жидкой фазы в момент деформации оказался недостаточным для заполнения увеличившихся объемов полостей между зернами;

2) скорость деформирования была настолько велика, что перераспределение жидкой фазы произойти не успело.

Образовавшаяся в том или в другом случае несплошность служит зародышем трещины.

Таким образом, *каждый металл имеет интервал температур, в котором его прочность и пластичность очень малы*, — так называемый *температурный интервал хрупкости* (ТИХ). Обычно это низкотемпературная часть интервала $T_n - T_c$; в некоторых случаях — температуры несколько ниже T_c .

Не следует, однако, думать, что находящийся в двухфазном состоянии металл совсем не обладает пластичностью. Величина деформационной способности такого металла хотя и невелика, но соизмерима с величиной наблюдаемых в шве пластических деформаций. Определяется деформационная способность такими факторами:

- 1) состоянием объемов твердой и жидкой фаз;
- 2) размерами и формой кристаллитов (измельчение кристаллитов повышает пластичность).
- 3) скоростью деформации (при повышении скорости деформации пластичность снижается, так как перемещающиеся кристаллиты заклиниваются).

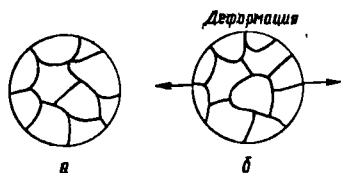


Рис. 170. Схема строения и деформации металла, находящегося в твердо-жидком состоянии (в интервале температур $T_n - T_c$).

От величины ТИХ зависит сопротивляемость металла образованию кристаллизационных трещин. С увеличением ТИХ возникновение последних более вероятно, так как при этом растет величина относительной пластической деформации, которую претерпевает металл, находящийся в хрупком состоянии (рис. 171). Сравнение кривых прочности, например для сталей 10Г2 и ШХ15 (см. рис. 169), позволяет предположить, что сталь ШХ15 более склонна к образованию кристаллизационных трещин, поскольку она до более низкой температуры имеет хрупкий характер разрушения. Практика полностью подтверждает это предположение.

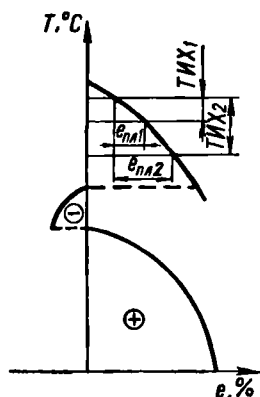


Рис. 171. Влияние ТИХ на величину относительной пластической деформации e в металле шва.

Определяется величина ТИХ главным образом металлургическими факторами: химическим составом металла; составом и свойствами межкристаллических прослоек; размерами и формой кристаллитов. Наибольшее влияние на увеличение ТИХ оказывают легкоплавкие эвтектики, располагающиеся в результате ликвации по границам зерен. Такие эвтектики при кристаллизации металла затвердевают в последнюю очередь и тем самым смещают нижнюю границу ТИХ в область более низких температур. Некоторое влияние на величину ТИХ оказывает и сопротивление кристаллов сдвиговым деформациям. С увеличением сопротивления ТИХ увеличивается (см. рис. 169).

Температурный интервал перехода от хрупкого разрушения к вязкому для некоторых сталей, а также значения критических напряжений, при которых наблюдается этот переход, приведены в табл. 39.

Следует отметить, что по мнению ряда авторов в некоторых случаях горячие трещины могут образовываться и в отсутствии жидких прослоек в момент разрушения металла. Так, низкая деформационная способность металла в температурном интервале хрупкости аустенитных швов объясняется возникновением микротрещин внутри кристаллитов в результате полигонизации¹ и скопления несовершенств. Такое представление не противоречит излагаемой здесь гипотезе о прочности в процессе кристаллизации при сварке.

Таблица 39

Температурный интервал перехода от хрупкого разрушения к вязкому, °C, и критическое напряжение, кг/см^2

Марка стали	Интервал	Напряжение
10Г2	0	270
СХЛ2	25	320
30ХГСА	25	320
ЭИ432	55	610
ШХ15	65	500

¹ Полигонизация — образование кристаллической формы.

Чтобы сравнить между собой металлы, сварочные материалы и технологические процессы по степени их влияния на возникновение горячих трещин при сварке, нужно иметь какие-то критерии для оценки технологической прочности металла шва.

Наиболее правильно оценивать технологическую прочность критерием, одновременно учитывающим все три фактора, которыми она определяется:

- 1) величину ТИХ;
- 2) величину пластической деформации, которую испытывает металл в температурном интервале хрупкости;
- 3) темп деформации.

В производстве же до последнего времени сопротивляемость металла шва возникновению горячих трещин оценивают различными пробами, основанными на использовании влияния какого-то одного или немногих факторов. Так, существуют проверки по изменению жесткости свариваемого образца. Увеличение жесткости уменьшает формоизменение $\epsilon_n(T)$, а следовательно, как видно из выражения (VII.14), увеличивает деформации в шве при сварке и последующем охлаждении — $\epsilon_{пл}(T)$. Испытания, проводимые на образцах с различной жесткостью, позволяют лишь качественно оценить основной металл, сварочные материалы или технологический процесс по степени их влияния на образование горячих трещин. Вместе с тем эти испытания дают возможность судить о производственной пригодности для сварки тех или иных металлов, электродов, флюсов и т. д. Например, если при сварке жестких образцов трещины в металле шва не образуются, то и в более благоприятных условиях — при сварке менее жестких реальных конструкций — они возникать не будут.

Существует ряд методов, которые основаны на изменении скорости охлаждения металла шва или темпа деформации в процессе сварки. Так, скорость охлаждения увеличивают, опрыскивая водой обратную сторону свариваемого жесткого образца. Для той же цели применяют иногда предварительное охлаждение контрольных свариваемых образцов до температур от -70 до -150 и даже до -250 °С. И эти методы позволяют только качественно оценить свойства металла шва.

Научно обоснованная методика количественной оценки прочности металла шва при сварке впервые была разработана на кафедре сварки МВТУ им. Баумана. Здесь в качестве критерия, оценивающего сопротивляемость металла шва образованию горячих трещин, приняты максимальная величина и темп нарастания внутренних пластических деформаций, которые металл может выдерживать в процессе сварки без разрушения.

Испытания проводят по следующей схеме. В канавку образца (рис. 172) наплавляют валик с использованием тех сварочных

материалов, которые подвергаются испытанию¹. При помощи отверстий $\varnothing 22$ образец закреплен в губках испытательной машины и может растягиваться при сварке вдоль оси с определенной скоростью A , мм/мин.

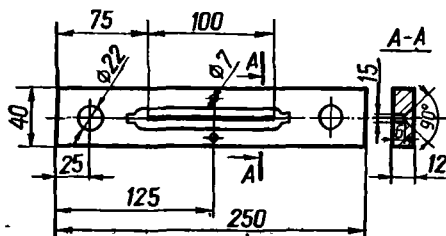


Рис. 172. Форма образца для испытаний металла на технологическую прочность по методике МВТУ.

дольным, появляется также поперечное растяжение металла шва. Это дает возможность приблизить условия испытаний к схеме деформаций, реально возникающей в шве при сварке.

Если при известной скорости перемещения зажимов испытательной машины в температурном интервале хрупкости металл шва разрушился и в нем появилась трещина, то дальнейшая деформация образца способствует раскрытию этой трещины до отчетливо наблюдаемых размеров. Когда горячих трещин нет, металл шва деформируется пластично до конца испытаний. Таким образом, меняя скорость (темп) перемещения зажимов в разных опытах (при постоянстве всех прочих условий), можно найти критическую скорость растяжения образца, превышение которой вызывает появление горячих трещин в металле шва. Эта критическая скорость $A_{кр}$ и принята в качестве критерия сопротивляемости металла шва образованию горячих трещин при сварке, т. е. является показателем его технологической прочности.

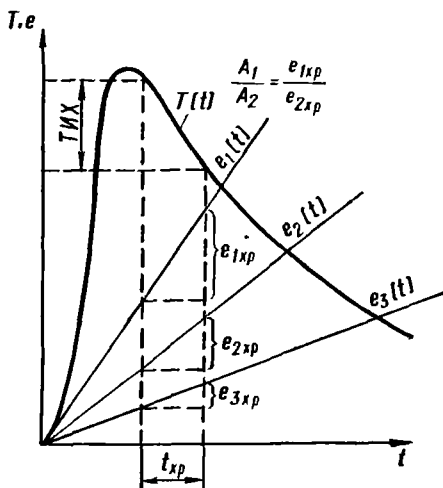


Рис. 173. Влияние скорости растяжения образца на величину относительной деформации e металла в температурном интервале хрупкости.

¹ Применяют образцы и другой формы.

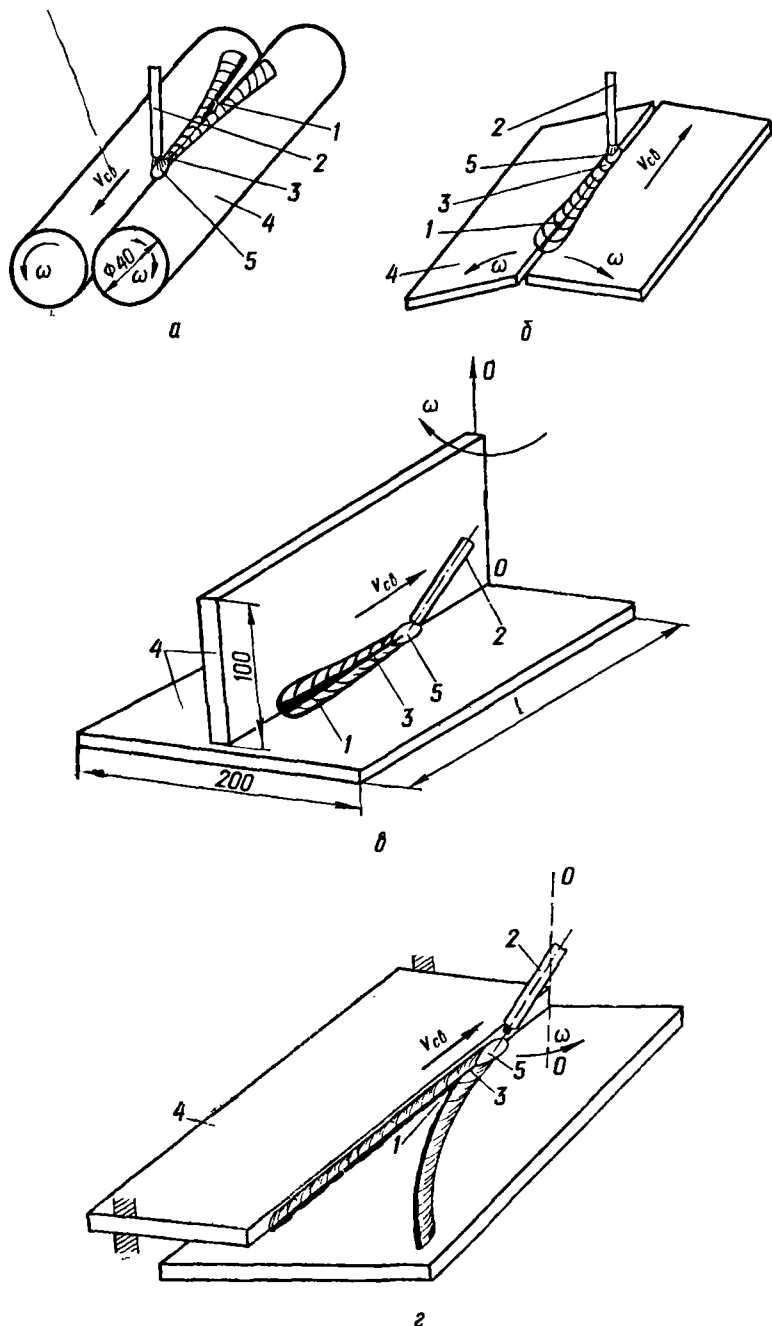


Рис. 174. Схемы испытаний металла шва на стойкость против образования в нем горячих трещин (по методике ЖДМИ).

Поскольку ТИХ испытываемого металла во всех опытах остается примерно одинаковым, то с изменением скорости растяжения образца меняются величины абсолютных и относительных пластических деформаций в этом интервале температур. При заданном термическом цикле сварки $T(t)$ и определенном ТИХ (рис. 173) величина относительной деформации $\epsilon(t)$, которую испытывает металл, находящийся в хрупком состоянии, пропорциональна скорости растяжения A . Прямые $\epsilon_1(t)$, $\epsilon_2(t)$, $\epsilon_3(t)$, проходящие через начало координат, иллюстрируют характер изменения деформации во времени при скоростях растяжения соответственно A_1 , A_2 и A_3 , причем $A_1 > A_2 > A_3$. Отрезки $\epsilon_{1\text{хр}}$, $\epsilon_{2\text{хр}}$, $\epsilon_{3\text{хр}}$ — величины относительных пластических деформаций в температурном интервале хрупкости при соответствующих значениях A .

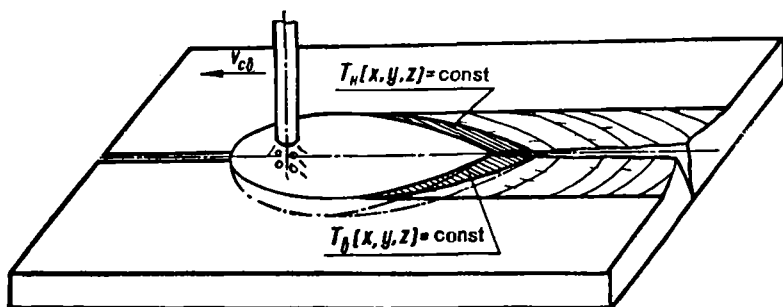


Рис. 175. Схема развития кристаллизационных трещин в процессе испытания.

Поскольку наличие концентраторов вызывает поперечные деформации в образце при его продольном растяжении, трещины, образующиеся во время испытаний, обычно расположены в центральной части шва, вдоль его оси.

Удобна, проста и надежна методика Ждановского металлургического института. В ее основу положены те же теоретические предпосылки, что и в методике МВТУ, отличие лишь в способе проведения испытаний и в форме образца. Испытания ЖДМИ проводят на цилиндрических или плоских образцах по схемам, показанным на рис. 174, а — г, где 1 — трещина в шве; 2 — электрод; 3 — металл шва, находящийся в ТИХ; 4 — образцы; 5 — сварочная ванна.

В задней части кристаллизующейся сварочной ванны непрерывно образуется и перемещается вслед за дугой слой металла, имеющего двухфазное твердо-жидкое состояние и обладающего низкой пластичностью. Форма этого слоя повторяет очертания задней части сварочной ванны. Заключен он между двумя изотермическими поверхностями — $T_{\text{в}}(x, y, z) = \text{const}$ и $T_{\text{н}}(x, y, z) = \text{const}$, соответствующими верхней и нижней границам ТИХ (рис. 175).

При испытании металл шва в процессе кристаллизации непрерывно подвергается поперечным деформациям, из-за чего в шве может образоваться продольная кристаллизационная трещина (рис. 175).

Начальную скорость деформации A выбирают настолько большой, чтобы возникновение трещины было гарантированным, а по мере перемещения дуги вдоль образца ее монотонно уменьшают (рис. 176). Возникшая в начале шва трещина развивается в глубь кристаллизующегося металла вслед за перемещающейся дугой. Усилие, необходимое для деформации образцов, в этом случае незначительно, так как шов за дугой полностью разделен продольной трещиной, жидкая ванна деформируется свободно, а сопротивление деформации оказывает только слой металла, находящийся в ТИХ.

Так как в процессе сварки скорость деформации A постоянно уменьшается, то с некоторого момента времени t она станет настолько малой, что металл, находящийся в ТИХ, выдержит такую деформацию без образования трещины. Произойдет схватывание и начнется пластическая деформация упрочнившегося в результате охлаждения металла. Это вызовет резкое увеличение мощности, расходуемой электродвигателем. Момент схватывания регистрируется самопишущим прибором по возросшему току в якоре электродвигателя.

Преимущество методики ЖдМИ перед другими отечественными и зарубежными методиками заключается прежде всего в чистоте эксперимента, так как испытанию подвергается только тот слой металла шва, свойства которого нас интересуют, и именно в тех условиях, которые весьма близки к реальным. Важно подчеркнуть, что в процессе испытания по методике ЖдМИ основной металл образцов и металл шва, охладившийся ниже ТИХ, деформации не подвергаются и их свойства на результаты испытаний не накладываются. Машина для испытаний по методике ЖдМИ не нуждается в мощном приводе, так как нет необходимости деформировать основной металл и ранее сваренный металл шва.

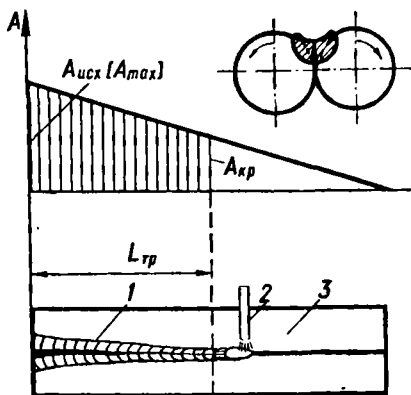


Рис. 176. Изменение скорости принудительной деформации в процессе испытания по методике ЖдМИ.

**§ 46. НЕКОТОРЫЕ ДАННЫЕ ИСПЫТАНИЙ МЕТАЛЛА ШВА
НА ТЕХНОЛОГИЧЕСКУЮ ПРОЧНОСТЬ
ПО МЕТОДИКЕ МВТУ И ЖДМИ**

Влияние состава электродных покрытий. По методике МВТУ испытывались электроды одного диаметра (5 мм) при токе 180 — 220 а, напряжении дуги 22 — 24 в и скорости сварки 12 см/мин. Образцы для испытаний были изготовлены из Ст3. По оси ор-

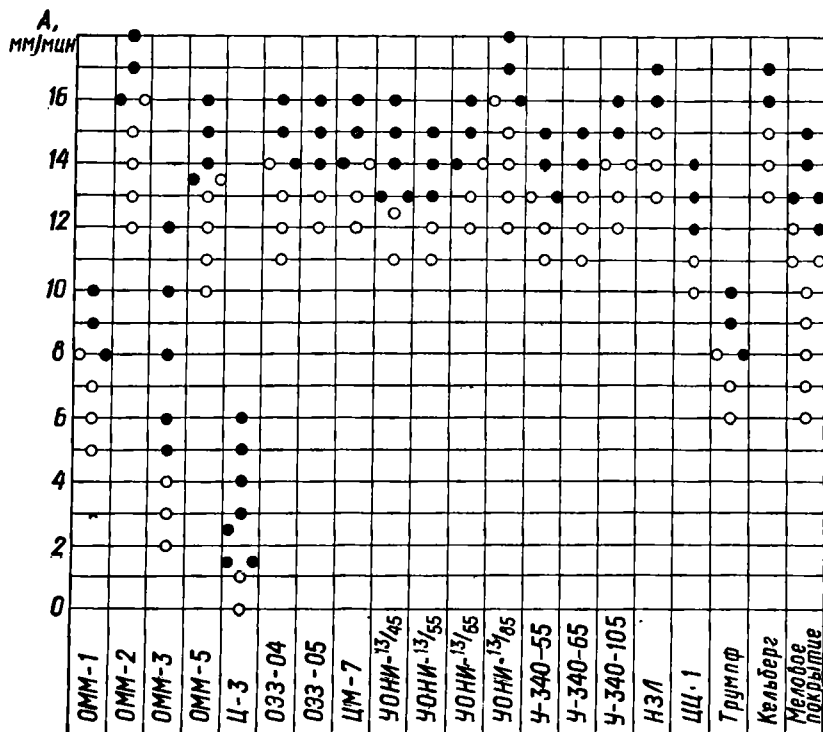


Рис. 177. Влияние покрытия электродов на технологическую прочность металла шва.

динат (рис. 177) откладывалась скорость перемещения зажимов испытательной машины — A , мм/мин. Кружками изображены результаты различных опытов при разных значениях A . Белые и черные кружки обозначают соответственно отсутствие или наличие в шве горячих трещин.

Как видно из рисунка, на малых скоростях растяжения трещины в металле шва не образуются. Появляются они только при увеличении A до некоторых значений. Границу между черными и белыми кружками можно условно принять за критическую скорость растяжения $A_{кр}$, которая характеризует свойства металла шва, полученного при использовании покрытий определенного со-

става. Например, для покрытий электродов ОЭЗ-04 и ЦМ-7 скорость $A_{кр} = 14 \text{ мм/мин}$, для УОНИ-13/85 скорость $A_{кр} = 16 \text{ мм/мин}$.

Результаты испытаний показывают, что некоторые марки электродов (Ц-3, ОММ-1, ОММ-3 и др.) обладают весьма низкими показателями технологической прочности, вследствие чего для изготовления сварных конструкций их применять нецелесообразно. Практика подтверждает, что эти электроды имеют повышенную склонность к образованию горячих трещин. С другой стороны, большинство наиболее широко применяемых в производстве электродных покрытий обеспечивают высокое качество металла шва и имеют достаточно стабильные значения $A_{кр}$ в пределах $12\text{--}18 \text{ мм/мин}$.

Таблица 40

Химический состав некоторых сталей

Марка стали	Содержание элементов, %					
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo
30ХМ	0,30	0,62	0,21	0,79	0,26	0,30
40Х	0,35	0,60	0,16	0,66	—	—
20Г2	0,19	1,21	0,35	0,19	0,20	—
Ст3	0,13	0,56	0,30	—	—	—
СХЛ2	0,27	1,22	0,35	0,56	0,27	—
0ХНЗМ	0,27	0,54	0,23	0,86	2,06	0,22
25Н2	0,23	0,60	0,19	0,17	1,96	—
35ХГСА	0,36	0,91	1,20	1,27	0,17	—

Примечание. Для всех марок сталей содержание S и P не более 0,04% каждого.

Следует отметить, что иногда небольшие изменения в составе покрытий, практически не отражающиеся на механических свойствах металла шва при обычных температурах, резко изменяют его технологическую прочность. Так, сравнение механических свойств металла шва, полученного при сварке электродами ОММ-2 и ОММ-3, показывает, что они мало отличаются друг от друга. Однако показатели технологической прочности для этих электродов резко различны и составляют соответственно 16 и 5 мм/мин .

Влияние основного металла. Важную роль в возникновении горячих трещин играет химический состав основного металла. Результаты испытаний по методике МВТУ различных марок сталей (табл. 40), свариваемых электродами УОНИ-13/55, приведены на рис. 178.

Влияние химического состава электродной проволоки. Образцы сваривались электродами с одним и тем же покрытием ОММ-2, нанесенным на электродные стержни различного состава (табл. 41).

Результаты испытаний по методике МВТУ приведены на рис. 179. Рассматривая их, можно заключить, что химический состав электродной проволоки оказывает довольно сложное влияние на технологическую прочность металла шва. Однако сравнение химического

состава проволок, соответствующих максимальному (№ 9) и минимальному (№ 5) значениям $A_{кр}$, позволяет утверждать, что снижение технологической прочности для проволоки № 5 обусловлено повышенным содержанием в ней углерода (0,2%), серы (0,07%), фосфора (0,036%) и меди (0,31%). Как известно, указанные элементы расширяют ТИХ

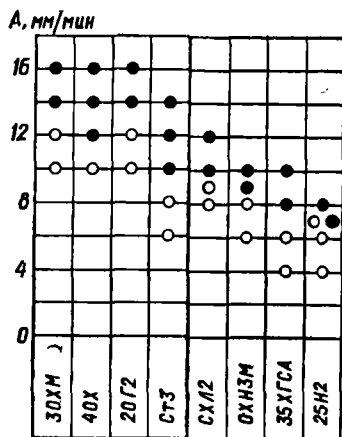


Рис. 178. Влияние химического состава основного металла на технологическую прочность металла шва.

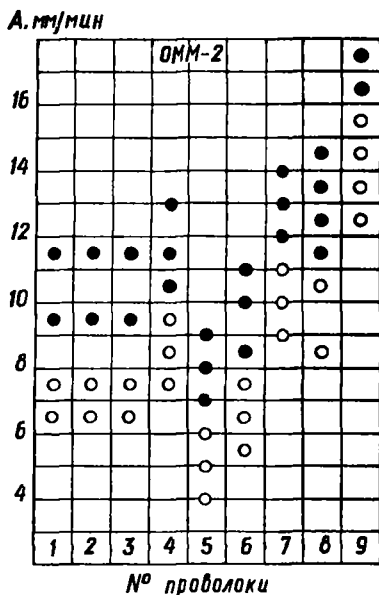


Рис. 179. Влияние химического состава электродной проволоки на технологическую прочность металла шва.

и способствуют возникновению горячих трещин. Количество этих элементов в проволоках, применяемых для сварки, ограничивается ГОСТ 2246 — 70.

Таблица 41

Химический состав электродной проволоки

№ про- волоки	Содержание элементов, %						
	C	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu
1	0,15	0,47	0,049	0,025	0,38	0,30	0,32
2	0,12	0,35	0,042	0,034	0,24	0,50	0,38
3	0,15	0,53	0,053	0,030	0,32	0,25	0,34
4	0,14	0,31	0,052	0,012	0,05	0,16	0,28
5	0,20	0,42	0,070	0,036	0,16	0,25	0,31
6	0,14	0,44	0,030	0,030	0,07	0,25	0,36
7	0,14	0,42	0,027	0,018	следы	—	0,28
8	0,15	0,40	0,030	0,012	0,12	—	0,12
9	0,12	0,53	0,025	0,014	следы	0,30	0,14

Примечание. Содержание Si для всех проволок — следы.

Влияние различных химических элементов на технологическую прочность наплавленного металла весьма сложно. Комбинации элементов, обычно применяемых на практике для легирования металла, оказывают на его технологическую прочность еще более сложное воздействие.

Анализ результатов испытаний по методике ЖДМИ (рис. 180) позволяет сделать ряд замечаний:

1. Углерод, особенно при увеличении его содержания с 0,04 до 0,15%, резко уменьшает показатель технологической прочности.

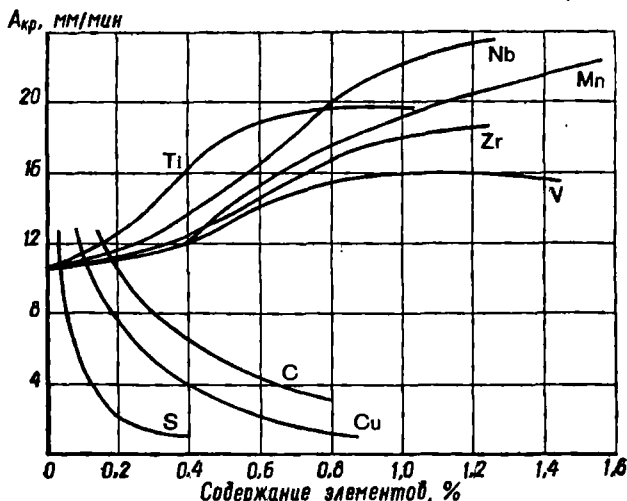


Рис. 180. Влияние некоторых элементов на технологическую прочность металла шва, выполненного на стали МСтЗсп проволокой Св-08А ($I_{св} = 400 \div 420$ а; $U_d = 30 \div 32$ в; $v_{св} = 30$ м/ч; флюс системы $\text{CaF}_2 + \text{Al}_2\text{O}_3 + \text{MgCO}_3$).

С дальнейшим повышением содержания углерода технологическая прочность снижается в меньшей степени.

2. По сравнению с другими элементами сера наиболее сильно уменьшает $A_{кр}$, даже если содержание ее в металле составляет менее 0,10%. Практика подтверждает, что повышенная по сравнению со стандартной концентрация серы в основном металле или в сварочных материалах всегда сопровождается опасностью возникновения трещин в швах.

3. Введение значительных количеств никеля¹ в СтЗ (более 4%) вызывает снижение $A_{кр}$. Возможно это связано с наблюдаемым в данном случае укрупнением структуры металла.

4. По условиям технологической прочности медь — нежелательная примесь в металле шва. При увеличении ее содержания до 1%

¹ Данные о влиянии Ni и Si на рис. 180 не приведены.

наблюдается существенное падение показателя технологической прочности.

5. Кремний мало влияет на $A_{кр}$, во всяком случае при тех концентрациях, в которых он обычно имеется в сталях.

6. Введение марганца в сталь значительно повышает ее сопротивление образованию горячих трещин. Положительное влияние марганца связано, в частности, с ослаблением вредного влияния серы.

Одновременное влияние содержания марганца, углерода и кремния на склонность к кристаллизационным трещинам, вызываемую серой, показано на рис. 181, где I — область трещин, II — промежуточная область,

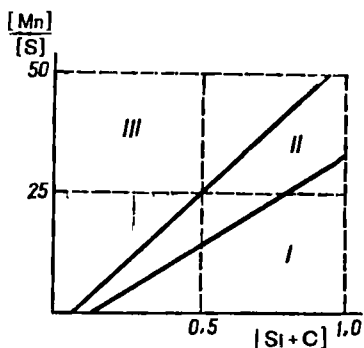


Рис. 181. Одновременное влияние содержания марганца, углерода и кремния в шве на склонность к образованию трещин, вызываемую серой.

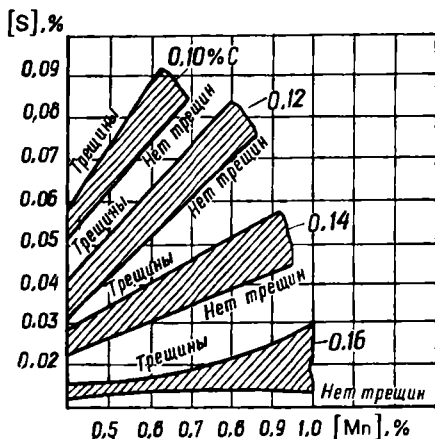


Рис. 182. Влияние марганца и углерода на склонность к трещинам, вызываемую серой.

III — область устойчивости против трещин. Как видим, чем вы-

ше отношение $\frac{[Mn]}{[S]}$, тем большее содержание $[C + Si]$ можно допускать в металле шва, не опасаясь образования трещин. Исходя из этого, получим, что содержанию 0,03% серы в металле шва при отношении $\frac{[Mn]}{[S]} = 25$ должна отвечать концентрация $[Mn] = 0,75\%$ и $[C + Si] = 0,5\%$. О том же свидетельствуют и данные, полученные сотрудниками Института электросварки им. Е. О. Патона. Частично эти данные представлены на рис. 182. Как видим, повышенное содержание углерода в металле шва увеличивает опасность появления в нем кристаллизационных трещин, вызываемых серой.

В § 43 было показано, что величина пластических деформаций в шве при температурах, близких к T_c , определяется двумя функциями:

$$e_{пл}(T) = e_T(T) - e_n(T).$$

Если первая функция зависит главным образом от теплофизических свойств металла, то на второй значительно сказывается форма конструкции, и в первую очередь ее жесткость.

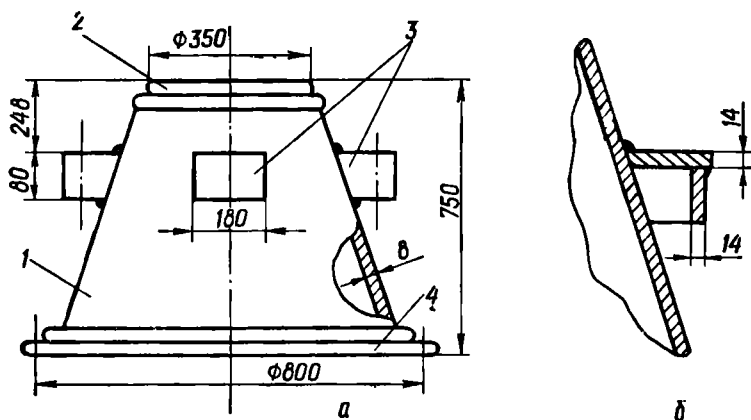


Рис. 183. Опорная тумба со сплошными бобышками (а) и бобышки, сваренные из листов (б).

Из практики известно, что конструкции малой жесткости не образуют трещин при сварке, даже если они изготовлены из стали, склонной к образованию горячих трещин. Требования к электродам для сварки таких конструкций также могут быть не очень высокими. Вместе с тем сварка жестких конструкций из тех же сталей представляет настолько значительные трудности, что приходится принимать специальные меры, чтобы предупредить возникновение трещин.

Так, на одном из заводов была спроектирована опорная тумба (рис. 183, а), представляющая собой коническую коробку 1, сваренную из стали 20ХГСА, $\delta = 8$ мм. В верхнее и нижнее сечения конуса вварены литая головка 2 и основание 4. На конической поверхности приваривались массивные бобышки 3 из стали 40Г. При сварке опытных образцов было обнаружено большое количество горячих трещин в швах, прикрепляющих бобышки к корпусу. Исследование основного металла и сварочных материалов показало их доброкачественность и соответствие требованиям ГОСТа. Попытки предупредить возникновение трещин путем изменения технологии сварки и подбором режимов не дали положительных результатов. Избежать

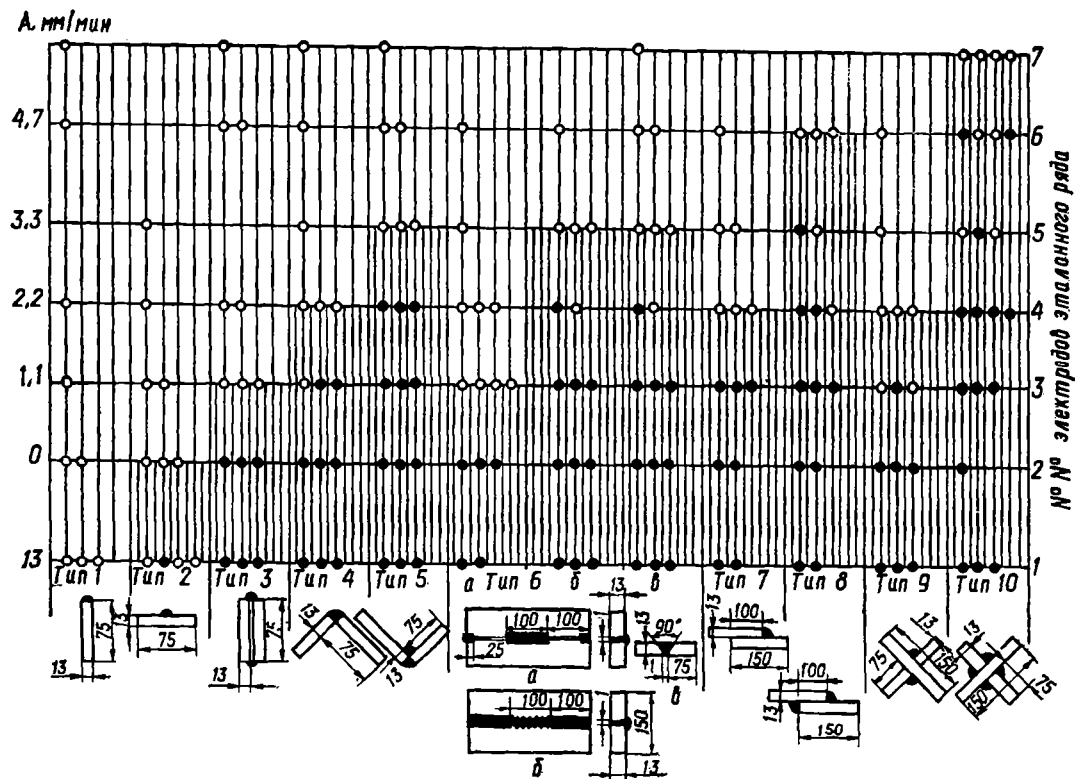


Рис. 184. Влияние типа сварного соединения на образование горячих трещин (основной металл Ст3; режим сварки:

$I_{св} = 150 \div 160$ а; $U_d = 28 \div 30$ в; $v_{св} = 1,98$ мм/сек).

появления трещин удалось за счет незначительного изменения конструкции: бобышки были сварены в виде скоб (рис. 183,б). Это обеспечило некоторую свободу формоизменению металла шва, т. е. увеличению значений функции $e_n(T)$, а также снижение скорости охлаждения и деформации за счет уменьшения теплоотвода в массу бобышек.

Таким образом, придавая конструкции рациональную форму, можно влиять на величину пластических деформаций в металле шва и уменьшать опасность возникновения горячих трещин.

Для сварки соединений или узлов, обладающих большой жесткостью и невыгодной схемой кристаллизации металла, нужны электроды с высокими показателями $A_{кр}$. Менее жесткие узлы и соединения удастся сваривать без трещин электродами с меньшими показателями технологической прочности. Испытания такого рода, проведенные для сварных соединений из пластин Ст3, показали, что опасность возникновения горячих трещин наиболее велика при заварке вторых швов соединений внахлестку и, особенно, тавровых (рис. 184). Для их сварки требуются электроды с показателем технологической прочности более 5 мм/мин.

Проектируя сварные конструкции и соединения, нужно учитывать влияние их формы на образование трещин при сварке и там, где это возможно, снижать жесткость деталей или узлов. Вместе с тем следует иметь в виду, что при сварке конструкций из наиболее широко применяемых сталей (Ст2, Ст3 и др.) качественными электродами практически любая конструкция должна удовлетворительно свариваться без образования горячих трещин.

Появление горячих трещин возможно только при изготовлении конструкций из трудносваривающихся металлов или при серьезных нарушениях технологического процесса сборки и сварки. Известно, что при сварке на морозе опасность возникновения трещин возрастает. Это объясняется повышением скорости охлаждения сварного соединения, а также ростом скорости деформации. Одной из технологических мер предупреждения горячих трещин является подогрев изделия при сварке. Повышение температуры подогрева снижает скорость охлаждения сварного соединения и скорость пластических деформаций в металле шва. Подогрев до 300—400 °С эффективно уменьшает опасность возникновения горячих трещин в металле шва. Дальнейшее увеличение температуры подогрева существенной пользы не приносит.

§ 48. ПРИЧИНЫ ВОЗНИКНОВЕНИЯ ХОЛОДНЫХ ТРЕЩИН

В § 42 отмечалось, что при сварке сталей, сохраняющих высокую пластичность в процессе охлаждения от ТИХ до нормальных температур, вероятность возникновения трещин мала. При этом предполагалось, что пластичность металла шва достаточно высока во всем интервале температур охлаждения,

вследствие чего деформации протекают без нарушения сплошности металла.

В тех случаях, когда металл шва и околошовной зоны в процессе охлаждения претерпевает фазовые или структурные превращения, связанные с изменением его удельного объема и значительным ухудшением пластических свойств, трещины могут возникать и в области низких температур — ниже 200 °С. Подобные явления имеют место, например, при сварке закаливающихся сталей. Такие трещины называются *холодными*. Они могут быть поперечными (в шве, чаще в околошовной зоне), а также располагаться параллельно границе сплавления (отколы).

Появление холодных трещин связывают с фазовыми и структурными превращениями, продуктами которых являются структуры с низкими пластическими свойствами (например, мартенсит), а также с влиянием водорода.

По сравнению с другими структурными составляющими, мартенсит характеризуется высокой твердостью (*HV* 500—600), весьма малой пластичностью и повышенным удельным объемом (табл. 42). В связи с этим структурные превращения аустенит — мартенсит связаны с наиболее значительным увеличением объема.

Таблица 42

Удельный объем структурных составляющих стали

Показатель	Структурные составляющие				
	Феррит	Аустенит	Перлит	Цементит	Мартенсит
Удельный объем, <i>см³/г</i>	0,1271	0,1275	0,1286	0,1304	0,1310

Мартенситные превращения основной части аустенита обычно протекают при пониженных температурах (300—400 °С), когда металл уже приобрел значительную прочность, а распад остаточного аустенита может продолжаться даже при температуре 200 °С и ниже. Поэтому образование в металле хрупкой прослойки с повышенным удельным объемом сопровождается структурными напряжениями, что и способствует возникновению трещин.

Фазовые и структурные превращения наблюдаются на участке околошовной зоны, который нагревается выше температур полиморфного превращения. Характер конечной, образующейся здесь структуры металла зависит от химического состава основного металла и скорости нагрева и охлаждения. Так, углерод и большинство легирующих элементов увеличивают устойчивость аустенита и уменьшают скорость его превращения. Поэтому легированный аустенит может распадаться при более низкой температуре, чем нелегированный, и образовывать метастабильную структуру мартенсита.

Из типичной С-диаграммы изотермического превращения аустенита в углеродистой стали (рис. 185) видно, что чем больше переохлаждается аустенит ниже температуры A_{r1} , тем более неравновесные структуры образуются в результате его распада.

Наибольшее влияние на характер структуры, образовавшейся в результате превращения аустенита, оказывают скорость охлаждения и длительность пребывания аустенита в интервале температур наименьшей его устойчивости ($T_{min} = 500 \div 600^\circ\text{C}$). Для каждой стали существует своя критическая скорость $w_{кр}$ охлаждения в этом

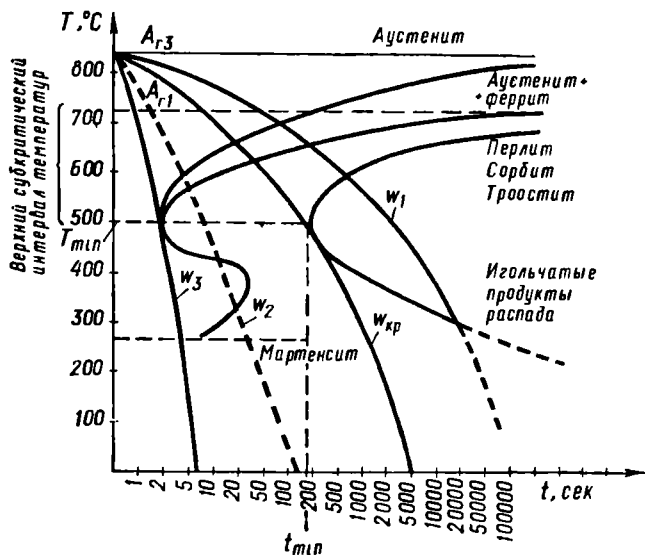


Рис. 185. Диаграмма изотермического превращения аустенита в углеродистой стали.

температурном интервале, превышение которой ($w_o > w_{кр}$) приводит к появлению в структуре металла мартенсита.

Если скорость охлаждения ниже критической ($w_o < w_{кр}$), то распад аустенита произойдет в верхнем субкритическом интервале температур ($T_{A1} - T_{min}$) и продуктами превращения будут структуры типа перлита. Наличие легирующих добавок сдвигает С-диаграмму вправо (рис. 186), а потому снижает и величину критической скорости охлаждения ($w''_{кр} < w'_{кр}$). Следовательно, для получения перлитной структуры здесь потребуется более замедленное охлаждение металла, чем для обычной углеродистой стали.

Основными параметрами термического цикла околошовной зоны являются (рис. 187):

- 1) максимальная температура нагрева T_{max} ;
- 2) скорость w_n нагрева при $700-1000^\circ\text{C}$;
- 3) скорость w_o охлаждения при $500-600^\circ\text{C}$;

4) длительность t' нагрева от температуры, соответствующей критической точке $A_{сз}$, до T_{\max} ;

5) длительность t'' охлаждения от T_{\max} до температуры, отвечающей точке $A_{гз}$.

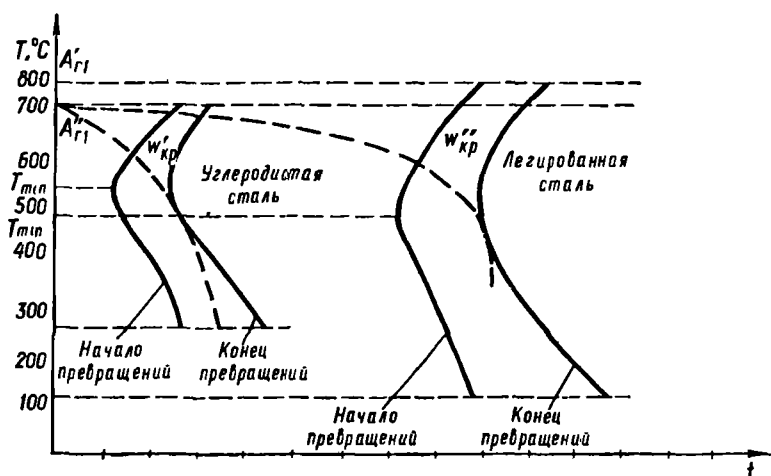


Рис. 186. Влияние легирующих добавок в стали на характер диаграммы изотермического превращения аустенита.

Конечная структура металла околосшовной зоны после охлаждения до нормальной температуры зависит от того, какая структура образуется в ней в процессе нагрева к моменту начала охлаждения, а также от структурных превращений при охлаждении.

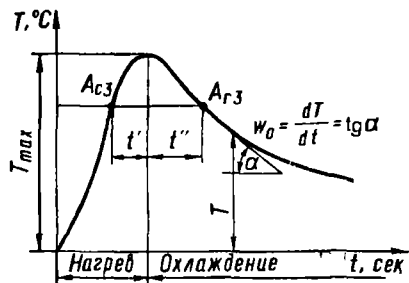


Рис. 187. Схема термического цикла околосшовной зоны при однопроводной дуговой сварке или наплавке.

При нагреве перлит и феррит околосшовной зоны превращаются в аустенит, карбиды частично или полностью растворяются в нем, зерна аустенита растут и происходит выравнивание их состава (гомогенизация). Высокотемпературный и длительный перегрев металла способствует укрупнению и гомогенизации зерен аустенита. Крупнозернистая гомогенная структура аустенита более устойчива,

а при охлаждении это способствует его неполному распаду и образованию мартенсита. Быстрый нагрев и малое время пребывания металла в области температур выше $A_{сз}$ приводят к образованию сравнительно неустойчивого аустенита с мелкими зернами, имеющими неодинаковый состав.

В равных условиях охлаждения распад неустойчивого мелкозернистого аустенита может быть более полным — до сорбита или даже перлита. Но в условиях повышенной скорости охлаждения перегретого металла с укрупненным зерном вполне вероятна закалка с образованием метастабильной структуры и резким снижением пластических свойств сварного соединения. В этом случае могут появиться холодные трещины. Если же в результате нагрева образовался мелкозернистый неустойчивый аустенит, то при той же повышенной скорости охлаждения содержание мартенсита в продуктах распада будет незначительным, сохранятся высокие пластические свойства сварного соединения и трещины могут не возникнуть.

Термический цикл при сварке должен быть таким, чтобы в околошовной зоне, где металл нагревается выше критических точек полиморфных превращений, критическая скорость охлаждения не была превышена. Ориентировочно значение такой скорости можно взять из С-диаграммы изотермического распада аустенита для свариваемой стали 1 с корректировкой 2 на непрерывность охлаждения

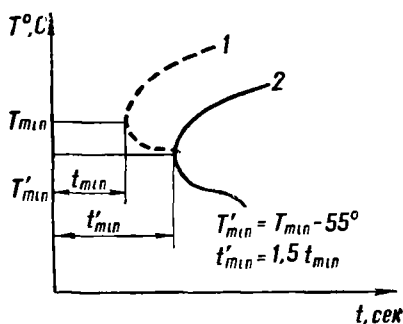


Рис. 188. Смещение критических точек при непрерывном охлаждении.

Таблица 43

Расчетные значения допустимой скорости охлаждения $\omega_{0, \text{доп}}$, °C/сек при 500 °C для сталей

Марка стали	$\omega_{0, \text{доп}}$	Марка стали	$\omega_{0, \text{доп}}$	Марка стали	$\omega_{0, \text{доп}}$
35ХГСА	6,0—2,5	23Г	7,0—3,0	30ХМ	8*
40Х	3,7—2,5	12ХН2	3,7—2,0	ЭИ415	25*
20ХГС	3,7—2,2	25Н3	11,0—0,8	15Х12ВМФ	20*
45	3,8—2,0				

Примечание. Звездочками отмечены случаи, в которых после сварки необходима термообработка узла.

при сварке (рис. 188) и рост зерна, вызванный нагревом. Определенная таким образом критическая скорость охлаждения носит приближенный, условный характер. Примерные расчетные значения допустимой скорости охлаждения $\omega_{0, \text{доп}}$ для околошовной зоны при сварке некоторых сталей приведены в табл. 43.

В известных пределах при заданном составе стали скорость охлаждения, а следовательно и количество мартенситной фазы, можно

регулировать выбором режима подогрева, последовательности наложения швов, а также изменением формы и размеров конструкции.

Итак, с позиций закалочной гипотезы возникновение холодных трещин объясняется следующим образом:

1) переохлаждение аустенита в некоторых зонах сварного соединения приводит к тому, что перестройка решетки γ -железа в решетку α -железа и образование мартенситных структур в этих зонах совершаются при низких температурах, когда металл уже обладает высокой прочностью и упругостью;

2) превращение аустенита в мартенсит сопровождается увеличением объема металла, значительным повышением его прочности и резким снижением пластичности;

3) образующиеся объемы мартенсита стремятся расшириться, но, встречая сопротивление слоев окружающего металла, сами оказываются сжатыми;

4) между различными зонами сварного соединения возникает сложное поле собственных напряжений и деформаций, которые при низкой пластичности металла этих зон вызывают в нем трещины.

В образовании холодных трещин при сварке закаливающихся сталей значительна роль водорода. Растворенный в металле атомарный водород легко диффундирует в области с меньшей его концентрацией — в наружную поверхность шва, затем, покидая шов, — в околошовную зону и в различные несплошности, имеющиеся в металле (поры, микропустоты и др.). Если в околошовной зоне закалочных структур нет, водород перемещается далее, в глубь металла, не проявляя охрупчивающего действия. Если же закалочная структура в околошовной зоне образовалась, водород задерживается здесь, так как в мартенсите диффузионная подвижность его невелика (в несколько раз меньше, чем в феррито-перлитной стали). Скапливаясь в микропустотах и переходя в молекулярную форму, водород постепенно развивает в них высокое давление, создающее в окружающих объемах металла большие микронапряжения. Полагают также, что охрупчивающее действие водорода связано с адсорбцией его как поверхностно-активного вещества поверхностью металла в микропустотах и в вершинах развивающихся трещин. Существует также мнение, что диффузионно-подвижный водород оказывает охрупчивающее действие, проникая в участки металла, которые находятся под действием максимальных трехосных напряжений. Если при сварке закаливающихся сталей применять аустенитные электроды, то охрупчивающее действие водорода можно значительно снизить. В этом случае водород задерживается в аустенитном шве, так как растворимость водорода в аустените повышенная, а диффузионная подвижность невелика.

Представления о природе возникновения холодных трещин значительно расширились, когда стала очевидной связь между их образованием и склонностью закаленной стали к замедленному раз-

рушению, наблюдаемому под действием статической нагрузки при компактных температурах. В этом случае образование холодных трещин в околошовной зоне рассматривается как процесс постепенного зарождения трещин на границах зерен и дальнейшего их развития как по границам, так и по телу зерен.

В околошовной зоне на поверхностях раздела зерен сопряженности кристаллической решетки нет, а существует высокая концентрация искажений и дефектов кристаллического строения. Добавляемая к этому неупорядоченность строения границ и их локальные искажения, возникающие вследствие мартенситного превращения и скопления водорода в дефектах граничных участков, приводят к тому, что границы зерен обладают пониженным сопротивлением сдвигу в сравнении с телом зерна, а зерна приобретают склонность к упруго-пластическому скольжению по границам при деформировании с малыми скоростями.

Механизм замедленного разрушения поясняет схема Зинера (рис. 189). Вследствие упруго-пластического скольжения зерен по границам, ориентированным в направлении нормальных напряжений σ , под действием последних происходит релаксация касательных напряжений τ и накопление нормальных напряжений на поперечных границах. Мартенситное превращение (как и понижение температур) исключает развитие упруго-пластических деформаций в прилегающих к границам участках металла. Вследствие этого вершины зерен, в которых сходятся скользящие границы и прилегающие к ним поперечные, являются наиболее вероятными местами зарождения холодных трещин. Высокие микронапряжения, возникающие из-за изменения удельного объема при фазовых превращениях и возрастающие с понижением температуры этих превращений, а также наличие водорода, усиливают чувствительность металла к трещинам.

Таким образом, процесс образования холодных трещин определяется двумя факторами:

1) величиной и характером напряжений и деформаций, возникающих вследствие неравномерного нагрева, фазовых и структурных превращений в металле;

2) свойствами (главным образом пластичностью) металла в температурном интервале образования холодных трещин.

Насыщение металла сварного соединения водородом способствует образованию трещин, так как отрицательно влияет как на первый, так и на второй фактор.

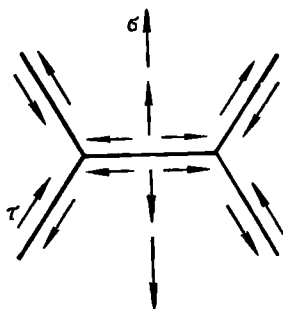


Рис. 189. Схема Зинера.

Повысить технологическую прочность при сварке можно металлургическим путем, изменением формы конструкции или соединения и некоторыми технологическими приемами. Выше были рассмотрены причины появления горячих и холодных трещин. Естественно, что повышение технологической прочности связано с устранением или ослаблением действия этих причин.

Уменьшение температурного интервала хрупкости достигается главным образом металлургическим путем. Объемы и состав жидких прослоек, а также температура их затвердевания зависят в первую очередь от загрязненности вредными примесями материалов, применяемых для сварки. Повышение чистоты сварочных материалов, металлургическая обработка сварочной ванны, направленная на связывание, удаление или распределение примесей по объему, — все это позволяет значительно повысить технологическую прочность металла. Практически для этой цели нужно максимально раскислить металл, очистить его от серы и фосфора, легировать марганцем и ввести модификаторы.

Чтобы улучшить схему кристаллизации, иногда целесообразно применить искусственные теплоотводы, измельчающие первичную структуру. Еще более значительное измельчение структуры дает введение в металл шва различных модификаторов (Ti; Al и др.).

Уменьшить пластические деформации в металле шва можно, снижая жесткость конструкции и уменьшая зону разогрева основного металла. В последнем случае рекомендуется применять более мощные концентрированные источники тепла, высокую скорость и соответствующие напряжение дуги и ток сварки.

Снижение скорости пластических деформаций всегда наблюдается при уменьшении скорости охлаждения. Для замедления последней режимы сварки выбирают с большей погонной энергией и применяют подогрев изделия.

Чтобы уменьшить возможность появления холодных трещин при сварке закаливающихся сталей, стремятся предупредить образование хрупкой закаленной зоны вблизи шва. Для этого выбирают режимы сварки с большой погонной энергией, при которых скорость охлаждения шва и околошовной зоны уменьшается. В тех же целях применяют подогрев изделия, сварку двумя дугами, замедленное охлаждение изделия после сварки и др.

Все меры, уменьшающие содержание водорода в металле шва при сварке закаливающихся сталей, способствуют предупреждению возникновения холодных трещин.

Чтобы обеспечить высокую технологическую прочность конструкций при сварке, нужен прежде всего хорошо организованный контроль качества используемых материалов и строгое соблюдение технологии.

Контрольные вопросы и задания

Что такое технологическая и эксплуатационная прочность конструкции? В чем различия между кристаллизационными (горячими) и холодными трещинами?

Опишите характер объемных изменений малоуглеродистой стали в процессе ее охлаждения из расплава до комнатной температуры.

Каков характер упруго-пластических деформаций, возникающих в металле шва при дуговой сварке?

В чем особенности строения и свойств стали, находящейся в интервале температур $T_L - T_C$?

Каков механизм образования горячих трещин при деформации металла, находящегося в двухфазном, твердо-жидком состоянии?

Сущность методики оценки сопротивляемости металла шва образованию трещин, разработанной в МВТУ им. Баумана.

В чем сущность методики ЖдМИ для количественной оценки сопротивляемости металла шва образованию кристаллизационных трещин?

Как влияют C, S, Si, Cu на технологическую прочность металла шва?

Как и почему жесткость конструкции увеличивает опасность возникновения кристаллизационных трещин при сварке?

Основные причины возникновения холодных трещин при сварке.

Как влияют различные элементы термического цикла при сварке на конечную структуру и на возникновение холодных трещин?

Какова роль водорода в образовании холодных трещин при сварке?

Каков механизм влияния водорода на образование холодных трещин в металле?

Как поясняется механизм образования холодных трещин при сварке с привлечением теории замедления разрушения? В чем смысл схемы Зинера?

Каковы пути повышения технологической прочности сварных соединений?

ГЛАВА VIII

СВАРИВАЕМОСТЬ МЕТАЛЛОВ

Одним из важных технологических свойств металлов является их *свариваемость*, т. е. способность образовывать сварное соединение. Для разных видов сварки она может быть неодинаковой. Очень ценное свойство металла — хорошая свариваемость для нескольких видов сварки. К таким металлам относится, например, малоуглеродистая сталь.

Наиболее проста и распространена сварка деталей из одного и того же металла. Здесь большинство металлов проявляют достаточно хорошую свариваемость. Но встречаются случаи пониженной свариваемости, где сварное соединение нельзя признать удовлетворительным. Иногда сварка настолько затруднена, что применить ее можно лишь при использовании особых, сложных приемов. Примерами металлов, имеющих пониженную свариваемость, могут служить некоторые высоколегированные стали, закаливающиеся стали, многие чугуны, большинство медно-цинковых сплавов, некоторые тугоплавкие и химически высокоактивные металлы и др. Причинами, затрудняющими сварку, могут быть образование

кристаллизационных и холодных трещин, возникновение зон высокой хрупкости, испарение составных частей металла и пр.

Более сложный случай — сварка разнородных металлов, которые различны по своей природе и свойствам. При этом сварку может затруднить недостаточная взаимная растворимость металлов (свинец и медь, свинец и железо, магний и железо), слишком большое различие в температурах плавления и кипения (железо — цинк, вольфрам — свинец), образования в зоне сварки хрупких интерметаллических соединений (алюминий — медь, алюминий — магний, железо — титан) и т. д.

Удовлетворительная свариваемость должна обеспечивать соответствие сварного соединения определенным техническим требованиям. Поскольку такие требования весьма разнообразны, различными могут быть и показатели, принимаемые для оценки свариваемости. В связи с этим существует ряд испытаний для оценки свариваемости. Из них наиболее часто применяются такие:

1) определение стойкости металла шва к образованию кристаллизационных трещин;

2) определение стойкости металла околошовной зоны к образованию холодных трещин;

3) в сопоставлении с основным металлом определение стойкости металла шва, околошовной зоны и сварного соединения в целом против перехода в хрупкое состояние;

4) проверка служебных характеристик металла шва и сварного соединения (механические свойства, стойкость против коррозии, износостойкость и др.).

Выбор вида испытаний для оценки свариваемости того или иного металла зависит от свойств этого металла и условий работы сварного изделия.

§ 50. СВАРИВАЕМОСТЬ УГЛЕРОДИСТЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

Углеродистыми конструкционными сталями называются такие, в которых содержание углерода находится в пределах 0,1—0,6%, а количество остальных примесей не превышает: Mn — 0,7%; Si — 0,4%; P — 0,05%; S — 0,07%; O₂ — 0,05%. Возможно наличие и других случайных примесей, содержание которых в таких сталях должно быть не более: Cu — 0,5%; As — 0,05%; Cr — 0,3%; Ni — 0,3%. Обычно в сварных конструкциях применяют углеродистую сталь, выплавляемую в мартеновских печах и имеющую пониженное содержание вредных газов и примесей (N₂, S и P).

В зависимости от содержания С углеродистые конструкционные стали разделяют на низко-, средне- и высокоуглеродистые.

К низкоуглеродистым относят стали, содержащие до 0,25% С (Ст3, стали 10, 15, 20, М16С, 22К и др.). Они обладают хорошей свариваемостью. Металл шва по своему химическому составу обычно несколько отличается от основного (понижено

содержание углерода и повышено — марганца и кремния). Уменьшение содержания углерода может привести к снижению прочности сварного шва. Чтобы избежать этого, в металл шва вводят дополнительно марганец и кремний. Повышению прочности способствует также ускоренное охлаждение шва. Поэтому при сварке низкоуглеродистых сталей обеспечить равнопрочность сварного шва основному металлу легко.

К *среднеуглеродистым* конструкционным сталям относят спокойные стали, в которых содержание С колеблется в пределах 0,26 — 0,45% (Ст5, стали 25, 30, 35, 40, 25Г, 30Г, 35Г и др.). Повышенное содержание углерода ухудшает свариваемость этих сталей, так как оно снижает стойкость металла шва к образованию кристаллизационных трещин и делает возможным появление в околошовной зоне малопластичных структур и холодных трещин.

Усиление чувствительности швов к кристаллизационным трещинам объясняется тем, что углерод повышает степень дендритной неоднородности распределения серы и способствует выделению ее по границам кристаллитов в виде легкоплаваких сульфидных включений, увеличивающих ТИХ. Чтобы получить качественный шов, следует снизить содержание углерода в нем за счет применения соответствующих сварочных материалов и уменьшения доли основного металла в наплавленном. Необходимую же равнопрочность шва основному металлу получают дополнительным легированием элементами, упрочняющими феррит (марганец, кремний).

Повышенное содержание углерода в среднеуглеродистых сталях облегчает возможность появления мартенсита в околошовной зоне. Для углеродистого мартенсита характерны высокая твердость ($HV > 600$) и хрупкость, объясняемые пластинчатой формой его строения. Протекающее же при низких температурах ($< 350^\circ\text{C}$) мартенситное превращение резко повышает уровень внутренних напряжений.

Чтобы предотвратить образование малопластичных и хрупких структур при сварке среднеуглеродистых сталей, следует замедлять охлаждение металла, регулируя режим сварки, а если необходимо, предварительно подогревать изделие. В ряде случаев для обеспечения высокой деформационной способности сварного соединения и его равнопрочности с основным металлом после сварки назначают термическую обработку (закалку с отпуском, нормализацию). Использование среднеуглеродистых сталей для сварки не всегда целесообразно. По металлургической обработке различают стали спокойные, полуспокойные и кипящие. Для сварки лучше спокойные стали. По способу производства бывают стали мартеновские и бессемеровские (конверторные). Для сварки лучше — мартеновские. В настоящее время в связи с коренными улучшениями производства конверторных сталей они могут считаться вполне пригодными для сварки.

К *высокоуглеродистым* конструкционным сталям относят стали, содержащие 0,46—0,7% С. Свариваемость их еще

более затруднена по тем же причинам, что и свариваемость среднеуглеродистых сталей. Для преодоления трудностей рекомендуются те же способы. Высокоуглеродистые стали относят к трудносваривающимся.

§ 51. СВАРИВАЕМОСТЬ НИЗКО- И СРЕДНЕЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Легированными называют такие стали, в состав которых входят легирующие элементы, отсутствующие в углеродистой стали, или те же кремний и марганец, но в повышенном по сравнению с углеродистой сталью количестве.

Легирующие элементы в такой стали взаимодействуют с железом и углеродом и тем самым изменяют механические и физико-химические свойства металла. Как правило, легированные стали характеризуются высокими механическими свойствами, рядом специальных свойств (жаростойкость, коррозионная стойкость и др.) и повышенной стойкостью против хрупкого разрушения. Отмеченные особенности этих сталей широко используют при изготовлении из них соответствующих конструкций.

Легированные стали часто разделяют на три группы: низко-, средне- и высоколегированные. В зависимости же от микроструктуры, получаемой при охлаждении на спокойном воздухе стандартных образцов, нагретых выше $A_{с3}$, эти стали разбивают на четыре структурных класса: 1) перлитный; 2) мартенситный; 3) ферритный; 4) аустенитный. Низколегированные стали относятся к перлитному классу, среднелегированные — к перлитному или мартенситному, высоколегированные стали — к мартенситному и последующим двум классам. Для свариваемости каждой из названных групп сталей характерны свои особенности.

Свариваемость низколегированных сталей. К *низколегированным* относят такие стали, которые легированы одним или несколькими элементами при содержании каждого из них $\leq 2\%$ и суммарном содержании легирующих элементов $\leq 5\%$. Эти стали делят на три группы: низкоуглеродистые конструкционные; жаропрочные; среднеуглеродистые конструкционные.

Низкоуглеродистые низколегированные конструкционные стали можно в свою очередь разделить на стали повышенной прочности и высокопрочные.

В сталях повышенной прочности (НЛ1, НЛ2, 10Г2СД, 14ХГС, 10ХСНД, 12ХГН, 09Г2ДТ и др.) содержание углерода не превышает 0,23%. Эти стали используют в машиностроении и строительстве. Поставляют их преимущественно в горячекатаном виде.

Легирующие элементы — Mn, Si, Ni, Cr, Cu, Ti — растворяются в феррите, упрочняют его и измельчают перлит. Благодаря этому прочностные характеристики таких сталей повышаются и предел прочности доходит до 55 кг/мм^2 .

По своей свариваемости стали этой группы мало отличаются от легированных низкоуглеродистых. Однако они более склонны к росту зерна в околошовной зоне, а при высоких скоростях охлаждения в ней могут появиться неравновесные структуры закалочного характера.

Низкоуглеродистые высокопрочные стали (14Х2ГМР, 14ХМНДФР, 16Г2АФ, 12ХГ2СМФ и др.) относят к термически упрочняемым сталям, для которых наряду с высокой прочностью ($\sigma_n \geq 80 \text{ кг/мм}^2$) характерны достаточная пластичность, вязкость, повышенное сопротивление хрупким разрушениям, коррозионная стойкость и др. Применение таких сталей в машиностроении и строительстве позволяет значительно снизить вес конструкций и повысить их несущую способность. Упрочнения этих сталей достигают сочетанием минимального легирования с термической обработкой — обычно закалкой и отпуском. Таким образом создается весьма измельченная структура с мелкодисперсными упрочняющими частицами карбидов или нитридов.

Однако свариваемость высокопрочных сталей хуже свариваемости низкоуглеродистых низколегированных, так как:

1) в околошовной зоне сварных соединений возможно образование холодных трещин;

2) в зоне термического влияния вероятно появление участка разупрочнения, снижающего прочность сварного соединения.

Вследствие наличия легирующих элементов, повышающих устойчивость аустенита, эти стали чувствительны к скорости охлаждения. Но опасность возникновения холодных трещин в околошовной зоне здесь меньшая, чем в углеродистых конструкционных сталях, так как мартенситное (или бейнитное) превращение из-за низкого содержания углерода протекает при относительно высоких температурах ($> 350^\circ\text{C}$) и сопровождается сравнительно низкими напряжениями второго рода (микронапряжениями). К тому же низкоуглеродистый игольчатый мартенсит, или бейнит-структура, более пластичен. Все же, поскольку эти структуры обладают пониженной проницаемостью для водорода, диффундирующий из шва водород скапливается на границах зерен, имеющих неупорядоченное строение с большей концентрацией дефектов и искажений, и создает дополнительные микронапряжения, способствующие появлению холодных трещин. Уменьшение скорости охлаждения в околошовной зоне, как и средства по снижению количества растворенного в металле сварочной ванны водорода, позволяют получить стойкий в отношении холодных трещин металл.

Разупрочнение в зоне термического влияния, сопровождаемое провалом твердости (рис. 190), может достигать 30% и более. Его появление связано с действием сварочного нагрева и касается тех участков зоны, максимальная температура нагрева которых лежит в пределах $500^\circ\text{C} - A_{сз}$ (участки рекристаллизации и неполной перекристаллизации). Чаще всего разупрочнение связано с двумя процессами: 1) распадом пересыщенного твердого раствора и

обеднением его упрочняющими легирующими элементами; 2) образованием карбидных фаз и коагуляцией их. Степень разупрочнения зависит от химического состава стали и ее термической обработки и увеличивается с повышением погонной энергии сварки: на рис. 190 кривая 1 представлена для стали 14ХМНДФР ($q_{\text{п}} = 8000 \text{ кал/см}$); кривая 2 — для 15ХСНД ($q_{\text{п}} = 7500 \text{ кал/см}$), а кривая 3 — для стали 15ХНД ($q_{\text{п}} = 12\,000 \text{ кал/см}$).

Значительно уменьшить и даже устранить разупрочнение можно, увеличив скорость охлаждения при сварке. Однако в этом случае следует учитывать возможность появления закалочных структур в околошовной зоне. Поэтому регулировать термический цикл при сварке термоупрочняемых сталей следует весьма продуманно.

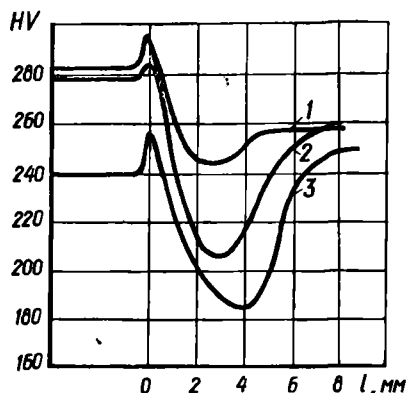


Рис 190. Кривые распределения по длине зоны l твердости в сварном соединении из термоупрочненных сталей.

Жаропрочные низколегированные стали (15М, 15ХМА, 20ХМА, 20ХМФЛ и др.) обладают повышенной технической прочностью при высоких температурах и длительных постоянных нагрузках. Их жаропрочность оценивается величиной предела ползучести¹ и предела длительной прочности².

Применяют эти стали для изготовления конструкций, работающих в условиях высоких температур (350—450 °С) и значительных напряжений, а также в средах, способствующих химическому и механическому разрушению металла (паровые котлы, нефтеаппаратура и пр.).

Обычно в такие стали для повышения их жаропрочности вводят специальные легирующие элементы (Mo, V, W), которые повышают температуру разупрочнения металла при нагреве и стойкость металла к разупрочнению. Для одновременного повышения жаростойкости стали в ее состав вводят Cr, создающий защитную пленку оксидов на поверхности металла (жаростойкость — устойчивость против окисления при высоких температурах). Применяют жаропрочные стали, как правило, после термообработки (нормализация с отпуском, закалка с отпуском и др.).

¹ Ползучесть — это способность нагретого до высокой температуры металла постепенно пластически деформироваться под воздействием длительной постоянной нагрузки. Отсюда предел ползучести — напряжение, при котором через определенный промежуток времени при заданной температуре деформация ползучести получит заранее установленную величину.

² Пределом длительной прочности называется минимальное напряжение, вызывающее разрушение металла при заданной температуре за определенный отрезок времени (1000 ч, 10 000 ч и т. д.).

Стали этой группы обладают удовлетворительной свариваемостью. Однако при этом нужно обязательно получать металл шва, близкий по составу к основному, чтобы предупреждать развитие диффузионных процессов в условиях высоких температур. Тем самым достигается и необходимая равнопрочность металла шва с основным металлом.

Жаропрочные низколегированные стали характеризуются повышенной чувствительностью к закалке. Поэтому в околошовной зоне могут образовываться метастабильные хрупкие структуры мартенсита и холодные трещины. Чтобы создать в свариваемом металле условия, при которых околошовная зона охлаждалась бы со скоростью, не превышающей допустимую, применяют предварительный подогрев изделия. Температуру подогрева и режим сварки определяют соответствующим расчетом. Обычно температура подогрева хромо-молибденовых жаропрочных сталей лежит в пределах 200 — 300 °С. После сварки все изделия из жаропрочных низколегированных сталей подвергают термической обработке (чаще — нормализации с отпуском, иногда — высокому отпуску для выравнивания структуры и снятия сварочных напряжений).

Среднеуглеродистые низколегированные конструкционные стали (25ХГСА, 30ХГСА, 35ХМ и др.), наиболее широко применяемые в машиностроении, используют преимущественно в термически обработанном виде. Такие стали обладают высокими механическими свойствами, в особенности прочностными характеристиками ($\sigma_n = 80 \div 110 \text{ кг/мм}^2$).

Свариваемость среднеуглеродистых низколегированных сталей значительно хуже, чем сталей ранее рассмотренных групп, что связано с повышенной склонностью металла шва и околошовной зоны к образованию трещин. Свариваемость этих сталей имеет много общих черт со свариваемостью среднелегированных сталей перлитного класса.

Свариваемость среднелегированных сталей. Эти стали легированы одним или несколькими элементами, причем содержание каждого из них составляет 2—5%, а суммарное содержание — 5—10%.

Для изготовления сварных конструкций применяют среднелегированные конструкционные стали (30ХГСА, 45Х и др.), содержание углерода в которых не превышает 0,5% по верхнему пределу, а также жаропрочные стали (12Х5МА, 25ХЗНМ и др.), в состав которых входит до 0,25% С и обязательно до 5% Cr. Среднелегированные стали принадлежат преимущественно к перлитному классу, однако та их часть, в которой содержание легирующих элементов выше 5—6%, может быть отнесена к мартенситному.

Как правило, для среднелегированных сталей применяют комплексное легирование, облегчающее достижение высоких механических свойств. В этом случае легирующие элементы упрочняют феррит и повышают прокаливаемость стали, что позволяет в результате соответствующей термической обработки получить нужные свойства. Такие стали часто подвергают улучшению —

закалке с последующим высоким отпускком или закалке в сочетании с низким отпускком. Тогда предел прочности стали значительно повышается (например, до 200 кг/мм^2 для стали 28ХЗСНМВФА). Одновременно остаются достаточно высокими пластические свойства и наблюдается повышенная стойкость металла против перехода в хрупкое состояние.

Высокие механические свойства среднелегированных сталей дают возможность использовать их для изготовления конструкций, работающих при ударных или знакопеременных нагрузках, при низких или повышенных температурах и давлениях, в агрессивных средах и т. п.

К сварным соединениям из среднелегированных сталей предъявляют требования необходимой прочности в условиях эксплуатации и специальные требования (например, коррозионной стойкости). Выполнить их довольно трудно, поскольку с повышением легирования понижается свариваемость.

Следует отметить три основные причины, ухудшающие свариваемость среднелегированных сталей:

- 1) возможность возникновения холодных трещин в околошовной зоне (реже — в металле шва) из-за повышенного содержания углерода, легирующих элементов и под воздействием водорода;

- 2) пониженная стойкость металла шва к образованию кристаллизационных трещин, обусловленная повышенным содержанием углерода и легирующих элементов и воздействием серы;

- 3) трудность получения металла шва, околошовной зоны и сварного соединения в целом с механическими свойствами, одинаковыми с основным металлом или близкими к его свойствам.

Холодные продольные трещины — наиболее распространенный дефект околошовной зоны при сварке среднелегированных сталей перлитного и мартенситного класса. Причины появления этих трещин здесь те же, что и у низколегированных термоупрочненных сталей, однако чувствительность значительно большая и, к тому же, резко возрастающая с повышением прочности сварных соединений.

Повышенное содержание в этих сталях углерода и легирующих элементов увеличивает устойчивость аустенита и смещает мартенситное превращение в область пониженных температур. Образующийся крупноигльчатый мартенсит (рис. 191) обладает высокой твердостью и низкими пластичностью и вязкостью, его появление сопровождается высокими напряжениями второго рода. В этих условиях диффундирующий из шва в закаленную околошовную зону водород, задерживаясь здесь, может наиболее сильно проявить охрупчивающее действие.

Интересно, что если наплавленный металл имеет устойчивую аустенитную структуру, трещины в околошовной зоне не возникают несмотря на то, что в зоне сплавления резко возрастает концентрация водорода. Объясняется это тем, что аустенит, хорошо растворяя водород, но обладая плохой для него проницаемостью, служит свое-

образным запорным слоем для перемещения водорода и его десорбции в окружающее пространство. Вероятно, высокая деформационная способность аустенитного шва ослабляет напряженное состояние металла и тем самым снижает отрицательное действие водорода.

Опасность возникновения холодных трещин при сварке среднелегированных сталей можно существенно снизить замедлением скорости охлаждения в мартенситном интервале температур и созданием условий для развития самоотпуска мартенсита, в результате чего получится более пластичный металл. В этом случае нет условий и для задержки водорода в околошовной зоне. И, однако, нужно



Рис. 191. Мартенсит и холодные трещины в околошовной зоне при сварке среднелегированной стали ($[C] = 0,35\%$).

принимать меры по предупреждению попадания водорода в зону сварки — использовать низководородные сварочные материалы, зачищать свариваемые кромки от ржавчины, масел и др., с тем чтобы содержание водорода в шве было не более 2 см^3 на 100 г металла. Этого достигают высокотемпературным режимом проковки сварочных материалов ($550\text{—}750^\circ\text{C}$).

Серьезной проблемой свариваемости среднелегированных сталей является пониженная сопротивляемость швов образованию горячих трещин. Это связано с необходимостью сохранения в шве повышенных концентраций углерода и других легирующих элементов для получения требуемых свойств металла шва. Известно, например, что C , Si и P способствуют образованию межкристаллитных легкоплавких сернистых прослоек, снижают сопротивляемость горячим трещинам Mn ($> 4,5\%$) и Ni ($> 2,5\%$). В то же время, добавки Cr , Mo , W , V и Ti влияют весьма благоприятно. Поэтому при сварке среднелегированных сталей следует тщательно выбирать

композицию шва, осуществляя вместе с тем его рафинирование и модификацию. Одновременно используют и технологические меры, применяя режимы, обеспечивающие высокий коэффициент формы провара, а также снижая темп нарастания деформаций (например, предварительным подогревом).

Получение равнопрочных сварных соединений из высокопрочных среднелегированных сталей — не менее важная проблема их свариваемости. Трудность ее решения обусловлена высокими механическими свойствами этих сталей, получаемых с применением новейшей металлургической технологии (например, электрошлакового переплава), обжатия слитков на прессах перед прокаткой и сложной термической обработки (отжиг, нормализация, закалка с отпуском), улучшающих структуру, физическую и химическую однородность металла. Сварные соединения аналогичным операциям не подвергают, поэтому литая столбчатая структура шва вместе с крупным зерном в околошовной зоне и участком разупрочнения оказываются неравноценными по свойствам основному металлу. Пути получения равнопрочных сварных соединений различны в зависимости от того, применяется ли после сварки термообработка.

Сварные соединения, не подвергающиеся термической обработке после сварки. Возможны два варианта получения таких сварных соединений:

1. Получение металла шва с пределом прочности $\sigma_n = 70 \div 75 \text{ кг/мм}^2$ при сохранении пластичности и вязкости, близких к этим свойствам основного металла. Этому отвечает образование в шве перлитных структур тонкого строения с минимальным выделением избыточного феррита.

2. Получение металла шва с аустенитной структурой и с пределом прочности до 55 кг/мм^2 .

Соответственно регулируя термический цикл сварки, в обоих случаях можно получить и околошовную зону с нужными свойствами. Высокие механические свойства металлов шва и околошовной зоны для первого варианта достигаются путем измельчения первичной и вторичной структур металла. Измельчение первичной структуры возможно за счет следующих процессов:

1) модифицирования металла элементами-модификаторами (Ti, Al и др.);

2) увеличения скорости кристаллизации металла ванны путем создания меньшего объема ванны или применения многослойной сварки.

Однако следует иметь в виду, что при сварке сталей с $\sigma_b > 75 \text{ кг/мм}^2$ пока еще не удастся получить сварное соединение, равнопрочное с основным металлом. В этом случае пластичность и ударная вязкость металла шва будет ниже, чем у основного металла. Трудно избежать и разупрочнения в зоне термического влияния.

При изготовлении особо ответственных конструкций, для которых последующая термическая обработка недопустима, выпол-

няют сварные соединения по второму варианту, т. е. обеспечивают получение металла шва с аустенитной структурой, а для равнопрочности с основным металлом увеличивают сечение шва. В этом случае металл шва, отличаясь по химическому составу от основного металла, обладает очень высокой пластичностью и вязкостью (несмотря на наличие грубой литой структуры) и сохраняет высокую деформационную способность как при низкой температуре, так и при ударном приложении нагрузки. Наряду с большой деформационной способностью таких швов, наблюдается повышенная стойкость околошовной зоны к образованию холодных трещин, в особенности типа отколов.

Сварные соединения, подвергающиеся термической обработке после сварки. Если металл шва близок по химическому составу к основному, то все соединения целесообразно подвергнуть полной термической обработке — закалке с высоким отпуском. Этим достигается равноценность сварного соединения основному металлу по всему комплексу физико-химических свойств. Однако получить наплавленный металл того же химического состава, что и основной, очень трудно из-за низкой стойкости швов к образованию кристаллизационных трещин. Поэтому часто идут по пути некоторого снижения содержания в шве С и Si и замены их другими легирующими элементами, повышающими стойкость шва к образованию трещин.

Следует отметить, что химический состав наплавленного металла оказывает влияние на ход превращений аустенита не только в шве, но и в околошовной зоне, так как изменяется распределение напряжений на границе «шов — основной металл» (табл. 44).

Когда наплавленный металл по своему химическому составу несколько отличен от основного, используют режим термической обработки, установленный для свариваемой стали, но с корректировкой параметров применительно к сварным соединениям. Если, например, наплавленный металл содержит меньше углерода и легирующих элементов, чем основной, назначают нагрев под закалку до более высоких температур, благоприятно влияющих на изменение структуры околошовной зоны.

Иногда термическая обработка ограничивается лишь высоким отпуском — для получения более равновесных структур и полного снятия сварочных напряжений. Перекристаллизацию в наплавленном металле и в околошовной зоне высокий отпуск не обеспечивает. Поэтому с его помощью нельзя устранить грубую столбчатую структуру или крупнозернистость околошовной зоны. Достигнутое в результате высокого отпуска разупрочнение металла, сопровождающееся повышением его пластичности и ударной вязкости (табл. 45), позволяет применить несколько повышенное легирование наплавленного металла, благоприятно сказывающееся на его механических свойствах.

Во всех случаях термическую обработку сварных соединений, выполненных из среднелегированных сталей, следует производить

Влияние состава наплавленного металла на образование трещин

Марка электродной и присадочной проволоки	Состав наплавленного металла, %						Условия образования трещин
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	
Св-08ГА	0,10	0,36	0,89	0,57	0,72	0,15	Трещины зарождаются через 25 мин после сварки, постепенно развиваются. Через 24—72 ч образуется сквозная магистральная трещина
Св-10ГСМТ	0,11	1,14	1,62	0,65	0,77	0,15	То же
Св-10Х5М	0,13	0,70	0,82	4,50	0,75	0,18	Трещины зарождаются примерно через 60 мин, развиваются медленно. Через 48 ч после сварки длина их достигает 20—100 мм. Глубина 1,5—4 мм. Дальше они не развиваются
Св-10Х5М и долегирование никелем и хромом	0,18	0,60	0,76	3,10	2,60	0,20	Трещин нет
Св-08Х20Н9Г7Т	0,13	1,40	5,69	15,5	7,90	—	То же

Таблица 45

Механические свойства металла шва и околошовной зоны в различных условиях (сталь 25ХНЗМ, электрошлаковая сварка)

Вид термообработки	σ_T , кг/мм ²	σ_B , кг/мм ²	δ , %	ψ , %	σ_H при 20 °С, кг·м/см ² , для	
					металла шва	участка крупного зерна в околошовной зоне
Без термообработки	94,0	113,0	14,0	40,0	4,0	6,0
Высокий отпуск	60,0	71,0	20,0	66,0	14,0	7,0
Закалка и высокий отпуск	64,0	74,0	24,0	68,0	15,0	15,0

Примечание. По техническим условиям для стали 25ХНЗМ предел $\sigma_B = 55 \text{ кг/мм}^2$; $\sigma_H = 5 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$ при 20 °С (после закалки и отпуска).

своевременно, т. е. в период от окончания сварки до возможного появления холодных трещин. В зависимости от состава стали, типа соединения и других факторов этот период может длиться от десятков часов до нескольких минут.

§ 52. СВАРИВАЕМОСТЬ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Высоколегированной называется сталь, в которой содержание одного из легирующих элементов составляет не менее 5%, а сумма их всех превышает 10%.

Для большинства высоколегированных сталей характерна пониженная теплопроводность, большой коэффициент теплового расширения при нагреве, высокое омическое сопротивление и повышенная линейная усадка при затвердевании. Это важнейшие конструкционные материалы, широко используемые при изготовлении оборудования для химической и нефтяной промышленности, в авиации, атомной, реактивной, ракетной технике и пр.

По назначению высоколегированные стали делят на инструментальные высококачественные, шарикоподшипниковые, магнитные, коррозионнстойкие, жаростойкие, маломангитные и немагнитные, жаропрочные с высоким омическим сопротивлением и т. д. По структуре их подразделяют на мартенситные, ферритные и аустенитные.

Стали мартенситного класса — это коррозионнстойкие нержавеющие (2X13, 1X17H2, 1X12H2BMФ и др.) и жаростойкие стали (4X10C2M и пр.). *Коррозионнстойкой* называют сталь, которая обладает стойкостью к электрохимической коррозии в атмосфере, в среде влажного пара, в некоторых кислотах и в растворах щелочей. *Жаростойкими*, или *окалиностойкими*, называют стали, стойкие против химического разрушения поверхности в газовых средах при температуре более 550 °С, работающие в ненагруженном или слабонагруженном состоянии.

Коррозионная стойкость сталей мартенситного класса объясняется наличием в них хрома. При этом на поверхности металла появляется тончайшая плотная пленка оксидов хрома, способная надежно защитить металл от разрушения коррозией. Стой же целью, а также для повышения жаростойкости, полезно применять добавки Ni, Mo и W.

Как видно из диаграммы состояния системы железо — хром (рис. 192), при содержании хрома около 12,8% область твердых растворов γ -железа замыкается, а при большем содержании хрома образуется α -железо. Под влиянием углерода в железохромистых сталях область γ -железа расширяется и замыкается при более высоком содержании хрома (рис. 193). Однако, в то же время, хром снижает концентрацию углерода в перлите и в насыщенном аустените.

Являясь сильным карбидообразующим элементом, хром может давать несколько типов карбидов, которые прочнее и устойчивее цементита. Эти карбиды всегда сложные, или двойные, причем часть

атомов хрома в них замещена железом. Чем больше в стали хрома, тем большее его количество входит в состав сложных карбидов. В сталях мартенситного класса обычно образуются карбиды типа $(\text{Fe}, \text{Cr})_7\text{C}_3$ и $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{C}$, имеющие температуру диссоциации около 1200°C . Следует отметить, что наличие хрома значительно замедляет все превращения в стали, а увеличение устойчивости аустенита значительно повышает чувствительность стали к закалке.

Обеспечить стойкость металла шва и, в особенности, околошовной зоны к образованию трещин — основная проблема свариваемости сталей мартенситного класса. В этом случае для металла шва и околошовной зоны характерно наличие укрупненных зерен низкоуглеродистого высокохромистого феррита (микро-

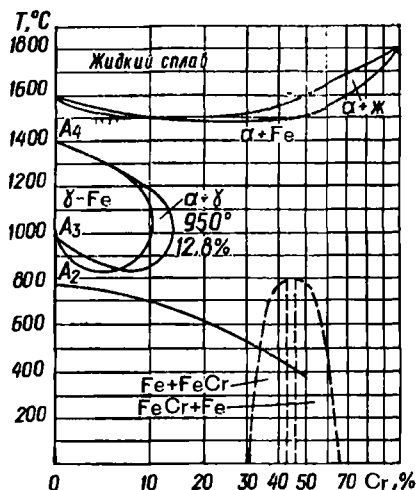


Рис. 192. Диаграмма состояния системы железо—хром.

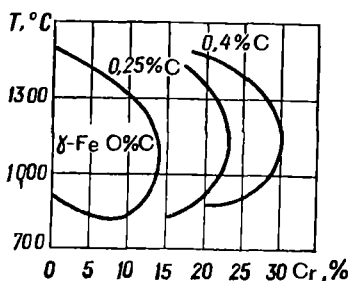


Рис. 193. Влияние углерода на расширение области γ -Fe в железохромистых сплавах.

твердость $152\text{—}164 \text{ кг/мм}^2$) и легированного мартенсита (микротвердость $429\text{—}458 \text{ кг/мм}^2$).

Легированный мартенсит более пластичен, чем углеродистый, и называется *игольчатым ферритом*. Но присутствие в структуре металла последнего все же увеличивает общую твердость и хрупкость шва, а также околошовной зоны, заметно снижая ударную вязкость. Поэтому здесь возможно появление холодных трещин. Для повышения стойкости металла к образованию холодных трещин целесообразно легировать металл шва небольшим количеством Ti, позволяющим получить мелкозернистую микроструктуру с нарушенной столбчатой направленностью кристаллов (рис. 194). Кроме того, следует снижать скорость охлаждения металла, для чего целесообразно предварительно подогревать изделия до температуры 250°C и выше в зависимости от содержания углерода и хрома в стали.

В соответствии с условиями эксплуатации и требованиями, предъявляемыми к сварному соединению, стремятся получить ме-

талл шва, по химическому составу апалогичный основному либо имеющий аустенитную структуру.

Если нужна однородность свойств металла шва и основного металла, применяют сварочные материалы, обеспечивающие образование шва, близкого по составу и свойствам к основному металлу. При этом после сварки обязательна термическая обработка изделия.

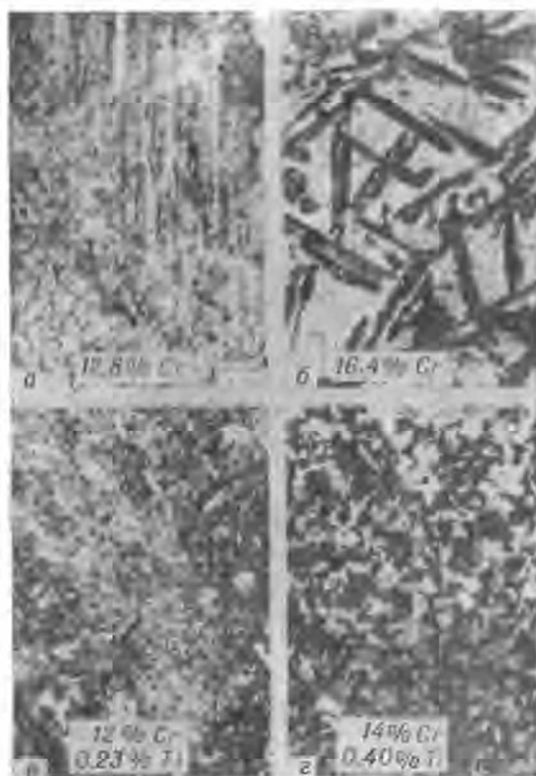


Рис. 194. Микроструктура высокохромистых швов.

Однако если такую обработку осуществить тотчас после сварки, то оставшаяся в металле шва и околошовной зоны часть нераспавшегося аустенита, кстати довольно значительная, не приведет после термической обработки к желательному изменению размера зерен и повышению деформационной способности металла. Поэтому для получения оптимальной структуры основного металла и металла шва целесообразно сразу же после сварки охладить изделие на спокойном воздухе до температуры 150—200 °С, с тем чтобы в нем сохранилось минимальное количество остаточного аустенита. В этом случае изделие подвергают термической обработке — отжигу при

900 °С, затем медленному охлаждению до 600 °С и последующему охлаждению на спокойном воздухе.

В некоторых случаях можно предварительный нагрев не применять, а после сварки ограничиться только высоким отпуском (680—720 °С). Высокий отпуск



Рис. 195. Изменение твердости и ударной вязкости для металла околошовной зоны в стали 2Х13 в зависимости от обработки его

приводит к выделению карбидов в игольчатом феррите без изменения строения и твердости низкоуглеродистого феррита. В результате несколько уменьшается прочность металла, а его твердость и ударная вязкость достигают исходных величин (рис. 195).

Если не нужно, чтобы механические свойства сварного соединения были равноценны свойствам основного металла, применяют сварочные материалы, обеспечивающие получение наплавленного металла с аустенитной структурой. Тогда последующая термическая обработка не проводится. На рис. 196 изображена характерная для этого случая микроструктура шва с темной оторочкой по линии сплавления, отличающейся повышенным содержанием С и Сг. Такая зональная неоднородность структуры с повышенной твердостью у границы сплавления ослабляет прочность сварного соединения, что опасно для конструкций, испытывающих в процессе эксплуатации значительные нагрузки.



Рис. 196. Микроструктура околошовной зоны и шва, выполненного на стали 2Х13 проволокой Х18Н9Т.

Стали ферритного класса — это высокохромистые стали, содержащие более 17% Сг и до 0,15% С. Однако, как следует из рассмотрения рис. 192, 193, однофазную ферритную структуру в хромистых сталях можно получить и при других соотношениях Сг и С.

Высокохромистые ферритные стали (Х25Т, Х28 и др.) обладают комплексом ценных свойств, к числу которых относятся высокая коррозионная стойкость в различных агрессивных средах, жаростойкость и кислотостойкость до 1000—1100 °С. До последнего времени ферритные стали, как и мартенситные, нержавеющие и окалиностойкие, для изготовления сварных конструкций применялись незначительно. Сейчас в связи с необходимостью экономить никель хромистые стали используются более широко.

Поскольку стали ферритного класса однофазные, то они не закаляются, так как не подвержены структурным превращениям при нагреве и охлаждении. Ухудшение свариваемости этих сталей связано с тремя причинами: повышенной склонностью зерна металла к росту, последствия которого не устраняются термической обработкой; склонностью металла к охрупчиванию; возможностью межкристаллитной коррозии.

Склонность металла к росту зерна. Ферритные стали весьма чувствительны к нагреву, при котором значительно укрупняется зерно феррита. Отсутствие в таких сталях фазовых или структурных превращений делает последующее измельчение зерна в процессе охлаждения невозможным. Поэтому снижается прочность, пластичность и кислотостойкость металла, а в холодном состоянии проявляется хрупкость. Рост зерен феррита, особенно интенсивный в околосварной зоне, возможен и в металле шва. Чтобы предупредить его, следует создавать тепловой режим сварки, исключающий перегрев металла. С этой точки зрения выгодны режимы с малой погонной энергией и специальные технологические приемы (сварка короткими участками, валиками малых сечений, с перерывами и т. д.). Для получения металла шва с достаточно измельченным зерном целесообразно применять сварочные материалы, содержащие элементы-модификаторы (Ti, Al и др.).

Склонность металла к охрупчиванию. Длительный нагрев металла шва и околосварной зоны до высоких температур может привести к значительной потере им пластичности. Это явление называется *охрупчиванием* металла.

Известны два основных вида охрупчивания металла при сварке сталей ферритного класса:

1. Тепловое охрупчивание (475-градусная хрупкость), появляющееся при нагреве металла в интервале температур 350—500 °C.

Этому виду охрупчивания способствуют такие элементы, как Cr, V, Si, Nb, в меньшей мере — Ti и Al. Многочисленными исследованиями природа этого явления в полной мере пока еще не установлена. Не найдены также и элементы, наличие которых в высокохромистых сталях исключало бы или существенно ограничивало развитие теплового охрупчивания. Предполагают, что причиной тепловой хрупкости может быть выпадение субмикроскопических частиц по границам зерен феррита.

2. Снижение пластичности металла вследствие выпадения вторичных карбидов хрома по границам зерен. Выпавшие по границам зерен твердые и хрупкие карбиды хрома не могут противостоять появляющимся в металле напряжениям, результатом чего становится охрупчивание металла.

Чтобы предупредить охрупчивание второго вида, применяют нагрев изделия перед сваркой (150—180 °C), усиливающий также стойкость металла к трещинам, связанным с ростом зерна. Второй мерой, ослабляющей эффект охрупчивания главным образом металла шва, служит уменьшение содержания углерода.

Межкристаллитная коррозия металла протекает преимущественно по границам зерен.

Современная теория межкристаллитной коррозии рассматривает нержавеющую ферритную сталь как трехэлектродную систему, состоящую из зерен феррита, карбидов хрома и железа на их границах и обедненных хромом периферийных участков этих зерен. Под влиянием кислорода окружающей среды (агрессивного агента) зерна феррита, содержащие большое количество хрома, и обогащенные хромом карбиды будут пассивироваться и приобретут положительный потенциал. Периферийные же участки зерен, обедненные хромом за счет отдачи последнего карбидам, пассивироваться не смогут и приобретут отрицательный потенциал. Таким образом создается большое количество микрогальванопар, образованных по трехэлектродной схеме, в которой зерно и карбиды становятся 1-м и 2-м электродами (катодами), а обедненные хромом участки зерен — 3-м электродом (анодом). Относительно небольшая поверхность анодных участков испытывает воздействие больших участков катодных зерен, поэтому коррозионный ток достигает значительной величины и процесс межкристаллитной коррозии активно развивается. Полагают также, что выпадение карбидов хрома по границам зерен создает напряженное состояние, которое повышает эффективность воздействия агрессивной среды.

В хромистых ферритных сталях к межкристаллитной коррозии склонны участки основного металла, непосредственно прилегающие к шву и нагреваемые при сварке до наиболее высоких температур. Карбиды хрома и железа выпадают здесь по границам зерен. Обедненные хромом периферийные участки зерен феррита подвергаются коррозии.

Чтобы повысить стойкость к межкристаллитной коррозии, следует вводить в металл элементы, которые связывают углерод в прочные стабильные карбиды и затрудняют образование карбидов хрома. Такими элементами выступают более сильные карбидообразователи, чем хром, например титан и ниобий. Благоприятно влияет также уменьшение содержания углерода. Поэтому для изготовления сварных конструкций широко применяют малоуглеродистые ферритные стали, стабилизированные титаном (ОХ17Т, Х25Т и др.).

Аналогично мартенситным, ферритные стали сваривают по двум вариантам:

1) применяемые сварочные материалы позволяют получить сварное соединение, отличающееся после соответствующей термической обработки структурной однородностью с основным металлом и необходимой прочностью;

2) применяемые сварочные материалы обеспечивают получение сварных соединений, для которых характерна структурная неоднородность (шов — аустенит, основной металл — феррит) и неравнопрочность с основным металлом.

По первому варианту целесообразен предварительный подогрев изделия до 150—180 °С и немедленная термическая обработка после

сварки для повышения пластичности сварного соединения и его стойкости к холодным трещинам. Режим термической обработки: нагрев конструкции до 870—900 °С с выдержкой не менее 10 ч и последующим быстрым охлаждением в холодной воде. В процессе нагрева и длительной выдержки полностью растворяются в твердом растворе (феррите) выпавшие при сварке карбиды. Последующее быстрое охлаждение не позволяет им снова выпасть из раствора. В ряде случаев для улучшения свойств сварного соединения из ферритной стали достаточен и высокий отпуск конструкции при температуре 700—750 °С.

Применяя второй вариант, особенно в сочетании с последующей термообработкой, следует учитывать возможное перемещение углерода из основного металла в периферийные участки шва, при котором с одной стороны образуются обезуглероженные участки, а с другой — прослойки металла, обогащенные карбидами. Отсюда снижение прочности металла по обезуглероженному участку и возможность его разрушения.

Во всех случаях при выборе сварочных материалов следует учитывать необходимость наиболее полно сохранять в металле шва легирующие элементы, в частности хром. Этому требованию в достаточной степени отвечают покрытия и флюсы основного типа.

Стали аустенитного класса. В современной промышленной практике широко применяются различные марки аустенитных сталей, преимущественно в виде хромоникелевых.

Хромоникелевые аустенитные стали называют металлом атомного века. Сочетая достаточную прочность с чрезвычайно высокой пластичностью в большом диапазоне температур, они, как и хромистые стали, обладают высокой коррозионной стойкостью в различных агрессивных средах и жаростойкостью. Однако, в отличие от хромистых сталей, хромоникелевым присуща и жаропрочность, т. е. способность работать в нагруженном состоянии при высоких температурах в течение определенного времени, сохраняя прочность в условиях ползучести металла. Такое сочетание ценных свойств обеспечивается введением в хромистую нержавеющую сталь никеля, который, нейтрализуя действие хрома как ферритообразователя, способствует получению устойчивой однородной структуры аустенита.

Кроме Cr и Ni, хромоникелевые стали содержат еще некоторые другие легирующие элементы, улучшающие их свариваемость и эксплуатационные свойства. Такими элементами могут быть Ti, Nb, Si, Mn, Al, Cu, Mo, W и др.

Различают две группы хромоникелевых аустенитных сталей: 1) стали типа 18-8 (X18H9T, X18H11Б, X18H12M2T и др.); 2) стали типа 25-20 (X25H20C2, X23H18, X23H13 и др.). Стали типа 18-8 являются нержавеющими и кислотостойкими и сохраняют свои свойства до температуры 700—750 °С, а при непродолжительной работе и до более высоких температур. Стали типа 25-20 —

окалиностойкие и жаропрочные и могут работать в агрессивной газовой среде при температуре до 1100—1150 °С.

Хромоникелевые стали широко применяют в азотной промышленности, в производстве искусственного волокна, в авиации, ракетной технике, судостроении, в угольной и нефтяной промышленности, в котло- и турбостроении, в атомной промышленности, приборостроении и т. п. Особое место среди хромоникелевых занимают стали повышенной кислотостойкости (X18H28M3ДЗ, X23H23M3ДЗ, X23H28M3ДЗ, X23H28M2Т и др.), способные заменить свинец в производстве серной и фосфорной кислот. В последние годы в сверх-

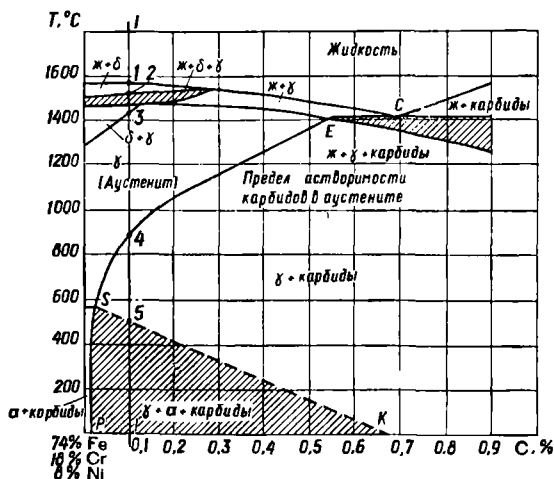


Рис. 197. Диаграмма состояния Fe—Cr—Ni—C хромоникелевой стали (18% Cr; 8% Ni).

звуковой авиации и ракетной технике нашли применение дисперсионно твердеющие хромоникелевые стали повышенной прочности.

Как видим из псевдобинарной диаграммы состояния Fe — Cr — Ni — C для 18% Cr и 8% Ni с переменной концентрацией углерода (рис. 197), эвтектичная точка S сдвинута влево. Это свидетельствует об очень низкой растворимости углерода в легированном аустените: 0,02—0,04%, т. е. ниже содержания углерода в стали (0,08—0,20%).

В соответствии с приведенной диаграммой для сплава 1—1, содержащего 0,1% С, возможны такие превращения. По достижении температуры, отвечающей точке 1, из жидкого расплава выпадут кристаллы первичного феррита (δ-Fe). От точки 2 и ниже начнется выпадение кристаллов легированного аустенита, имеющего гранецентрированную решетку γ-Fe. При температуре, отвечающей точке 3, произойдет превращение δ → γ и сталь получит аустенитную структуру. Далее в условиях медленного охлаждения при температуре около 900 °С (точка 4) из аустенита начнут выделя-

тся по границам зерен карбиды хрома, так как уменьшится их предельная растворимость в аустените (линия *ESP*). Поэтому ниже точки 5 (линия *SK*) вследствие уменьшения стабильности аустенита будет выделяться и вторичный феррит ($\gamma \rightarrow \alpha$). Таким образом, при медленном охлаждении хромоникелевая сталь рассматриваемого состава приобретет аустенитную структуру с расположенными по границам зерен вторичными карбидами и вторичным ферритом, упорочающими металл.

Однако в условиях охлаждения от температуры, соответствующей точке 4, в металле может быть зафиксирована однородная аустенитная структура без карбидных выделений и даже без выделений вторичного феррита. Обычно этого достигают закалкой хромоникелевой стали. В таких случаях металл приобретает наиболее ценные свойства. Например, механические свойства аустенитных сталей после закалки на аустенит от 1100—1150 °С характеризуются следующими данными:

1) для сталей типа 18-8 предел $\sigma_T \geq 20 \text{ кг/мм}^2$; $\sigma_B \geq 55 \text{ кг/мм}^2$; $\delta \geq 45\%$; $\psi \geq 55\%$;

2) для сталей типа 25-20 предел $\sigma_T \geq 30 \text{ кг/мм}^2$; $\sigma_B \geq 60 \text{ кг/мм}^2$; $\delta \geq 33\%$; $\psi \geq 50\%$.

Ударная вязкость аустенитных сталей a_K может составлять 28—32 $\text{кг} \cdot \text{м/см}^2$ при твердости металла, не превышающей *HB* 160—170.

Но, как показывает тройная диаграмма состояния Fe — Cr — Ni, в зависимости от содержания Cr и Ni сталь может иметь наряду с аустенитной и аустенито-ферритную структуру.

Оценивая свариваемость хромоникелевых аустенитных сталей, следует прежде всего иметь в виду, что они не подвержены фазовым превращениям. Поэтому отпадают затруднения, связанные с появлением в зоне термического влияния структурных напряжений, и снижается опасность возникновения холодных трещин.

Основные факторы, ухудшающие свариваемость аустенитных хромоникелевых сталей, следующие:

1) низкая стойкость металла шва к возникновению кристаллизационных трещин;

2) возможная потеря коррозионной стойкости металла;

3) усиление процессов охрупчивания металла сварного соединения во время эксплуатации;

4) возникновение пор в наплавленном металле.

Кристаллизационные трещины в наплавленном металле и в околошовной зоне. Повышенная склонность металла шва с аустенитной структурой к возникновению кристаллизационных трещин при сварке объясняется:

1) теплофизическими особенностями аустенитного металла;

2) транскристаллитным строением металла шва;

3) наличием легкоплавкой эвтектической составляющей, располагающейся на границах столбчатых кристаллов.

Теплофизические свойства аустенитных сталей (табл. 46) благоприятствуют появлению в них кристаллизационных трещин.

Сравнение свойств аустенитных и низкоуглеродистой сталей

Свойства	Ст3	18-8	25-20
Плотность, $г/см^3$	7,85	7,90	7,82
Температура плавления, $^{\circ}C$	1500	1400—1425	1388—1410
Удельная теплоемкость, $кал/(г \cdot ^{\circ}C)$	0,10	0,12	0,12
Теплопроводность λ , $кал/(см \cdot сек \cdot ^{\circ}C)$	0,096	0,039	0,03—0,04
Коэффициент линейного расширения $\alpha \cdot 10^6$			
при нагреве от 0 до 100 $^{\circ}C$	12	17,3	15,0
то же до 500 $^{\circ}C$	—	18,5	18,0
Электропроводность при 20 $^{\circ}C$, $ом \cdot мм^2/м$	0,15	0,73	0,73
Температура начала интенсивного окисления, $^{\circ}C$	550	850—900	1150

Например, пониженная теплопроводность и повышенный коэффициент теплового расширения хромоникелевых сталей повышают напряжения, действующие в металле шва при его кристаллизации, и способствуют крайне неравномерному их распределению.



Рис. 198. Транскристаллитное строение металла аустенитного шва.

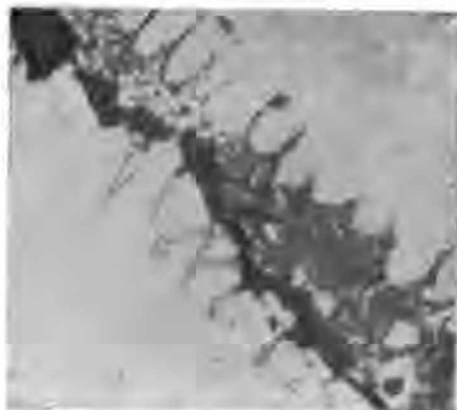


Рис. 199. Межкристаллитная прослойка ниобийной эвтектики.

Транскристаллитное грубое дендритное строение первичной структуры связано с отсутствием структурных превращений в затвердевшем металле. Поэтому независимо от числа слоев в аустенитном шве кристаллы каждого последующего слоя становятся продолжением кристаллов предыдущего (рис. 198).

Легкоплавкая эвтектическая составляющая, располагающаяся на границах кристаллов, получила название межкристаллитных прослоек эвтектического характера (рис. 199). Эти прослойки по

своему составу и структуре резко отличаются от самих кристаллов аустенита. Температура их затвердевания, как правило, ниже температуры затвердевания металла. Например, сульфидные эвтектики типа $Ni_3S_2 + Ni$ имеют температуру плавления 645 °С, эвтектики, образуемые ниобием в системе $Ni-Nb$, имеют температуру плавления около 1270 °С и т. д. Легкоплавкие эвтектики, образующиеся в процессе кристаллизации межкристаллитные прослойки, чрезвычайно облегчают появление кристаллизационных трещин в шве (рис. 200) и ухудшают свариваемость стали.

Однако образование трещин в аустенитных швах может происходить не только при температурах выше T_c , когда на границах кристаллитов есть жидкая фаза, но и при температурах ниже T_c , т. е. в твердом состоянии. Такие трещины называются *подсолидусными*. О природе этих трещин в настоящее время есть две гипотезы. Согласно первой, подсолидусные трещины связаны с явлением полигонизации — возникновением в аустенитном металле непосредственно после кристаллизации новых, вторичных границ как следствия движения дислокаций и их группировки в «стенки». Там, где граница полигонизации совпадет с участками, загрязненными вредными примесями, и плотность несовершенств наибольшая, возникнут несплошности. В процессе развития трещин наблюдается избирательное проникновение в них некоторых примесей (например, сульфидной эвтектики и др.). Поскольку температурный интервал полигонизации, составляющий всего несколько десятков градусов, рассматривается как часть ТИХ, к данному случаю вполне уместно применить общую схему межкристаллитного разрушения.

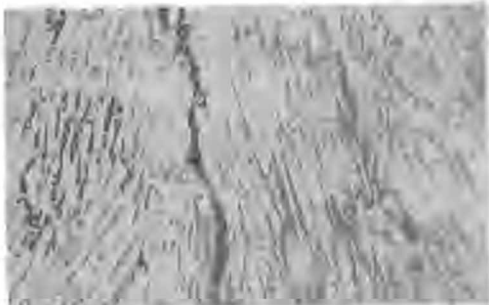


Рис. 200. Микроструктура однофазного аустенитного шва с кристаллизационной трещиной из стали типа 1X18H9.

По второй гипотезе появление подсолидусных трещин объясняется миграцией границ кристаллитов при охлаждении после затвердевания и межзеренным проскальзыванием. Межзеренное проскальзывание раскрывает микрополости, образовавшиеся на границах в результате пересыщения границ вакансиями. Преимущественными местами зарождения таких трещин бывают выпрямленные границы кристаллитов, подверженные наиболее сильному проскальзыванию и относительно замедленной миграции, а именно: продольные границы кристаллитов — вблизи зоны сплавления и поперечные — в центре шва.

Появления кристаллизационных и подсолидусных трещин в металле аустенитного шва можно избежать с помощью следующих мер:

- 1) введения второй фазы при условии выделения ее непосредственно в процессе кристаллизации;
- 2) дополнительного легирования некоторыми легирующими элементами;
- 3) измельчения первичной структуры путем легирования элементами-модификаторами;
- 4) повышения чистоты металла по вредным примесям, способствующим образованию легкоплавких фаз;
- 5) технологических мер.

Вводя в металл шва вторую фазу, добиваются разрушения его транскристаллитного строения и измельчения первичной структуры.

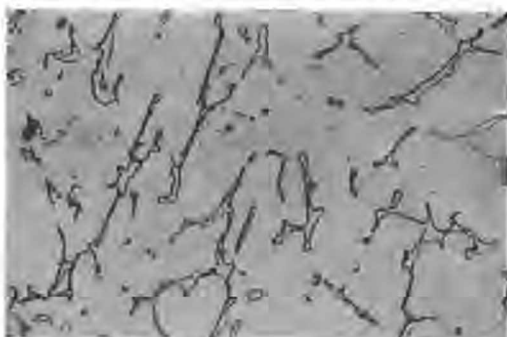


Рис. 201. Двухфазная аустенито-ферритная структура металла шва.

При этом общая протяженность границ между кристаллами растет и легкоплавкие эвтектики становятся разобщенными. Вместе с тем тормозится и перемещение несовершенств кристаллической структуры. Это препятствует возникновению подсолнечных трещин.

Чаше всего второй фазой служит первичный феррит, создающий двухфазную аустенито-

ферритную структуру металла шва (рис. 201). Наличие первичного феррита не только измельчает структуру металла, но и уменьшает концентрацию Si, P, S и других примесей в межкристаллитных прослойках за счет большей растворимости этих элементов в феррите. Этим повышается чистота границ кристаллитов и уменьшается опасность образования легкоплавких эвтектик.

На основании многочисленных исследований советских и иностранных ученых установлено, что для придания металлу достаточной стойкости к образованию кристаллизационных трещин нужно иметь в аустенитном шве 2—5% первичного феррита. Если феррита больше, опасность появления горячих трещин уменьшается, однако при работе такого металла в области высоких температур может происходить его охрупчивание, связанное с переходом феррита в хрупкую σ -фазу, залегающую по границам зерен аустенита.

Чтобы получить двухфазное строение металла, следует правильно выбрать его химический состав. Для этого нужно повысить содержание в шве элементов-ферритизаторов (Cr, Mo, Si, Ti, Nb, Zr, W, V, Al и др.) и уменьшить или ограничить содержание элементов-аустенизаторов (C, Mn, N, Cu, Co). Основным ферритизатором служит хром. По отношению к нему ферритизирующая способность остальных элементов может быть оценена такими коэффициентами:

Al—2; Si — 1,5; Mo — 1,25; W — 1; Nb — 0,5. Аустенизирующая способность элементов-аустенизаторов по отношению к никелю выразится так: C—30; N — 30; Mn — 0,5. Установив предварительно химический состав металла шва, можно, пользуясь приведенными коэффициентами, приближенно определить его первичную микроструктуру при помощи структурной диаграммы Шеффлера (рис.202).

Если нужно сохранить чисто аустенитную структуру сварного шва, то способами повышения стойкости металла шва к образованию трещин могут быть дополнительное легирование некоторыми элементами и изменение его первичной структуры. Прежде всего ограничивают содержание в

металле P, S и Si, но повышают до 0,2—0,3% содержание C. Можно заменить часть никеля марганцем (7—8%). Наконец, дополнительно легируют шов такими элементами, как Mo, W, Nb, N и др. Существует мнение, что эти элементы, имея повышенную энергию активации, снижают диффузионную подвижность атомов в аустените и подавляют возникновение зародышей подкритических трещин. Весьма перспективно изменение первичной структуры однофазных швов. Как показали исследования, хорошие результаты дает воздействие на сварочную ванну ультразвуковых и механических колебаний с частотой 20—50 кГц, а также введение элементов-модификаторов (например, Sr, Се, Ti, В и др.).

Повысить стойкость аустенитных швов к трещинам можно и технологическими мерами, направленными на изыскание рациональных способов и режимов сварки плавлением, снижающих темп нарастания внутренних деформаций, особенно в ТИХ. Большое значение при этом приобретает форма сварочной ванны, определяющая направление роста осей кристаллитов и ориентацию их границ по отношению к оси шва. В узкой, глубокой и удлиненной сварочной ванне (большая скорость сварки) кристаллиты растут наиболее неблагоприятно — навстречу друг другу с образованием зоны слабости в центре шва. Формируемый в этом случае шов обладает низкой технологической прочностью, так как его деформационная способность в ТИХ существенно снижена.

Следует, однако, отметить, что проблема получения чисто аустенитных швов, стойких к образованию трещин, полностью пока еще не решена.

В ряде случаев кристаллизационные трещины могут возникать и в околшовной зоне (рис. 203). Появление их здесь объясняется

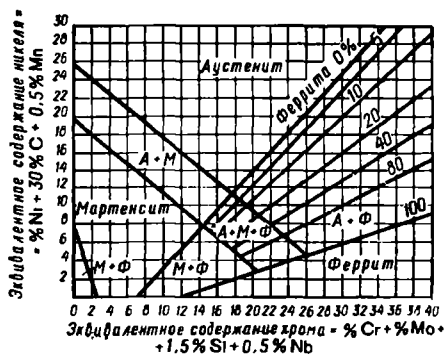


Рис. 202. Структурная диаграмма сварных швов (по Шеффлеру).

наличием по границам зерен легкоплавких эвтектик, которые, расплавляясь под действием сварочного нагрева, разъединяют зерна. Поэтому, например, в аустенитных сталях с улучшенной микроструктурой, подвергнутых электрошлаковому переплаву и хорошо очищенных от вредных примесей, трещины в околошовной зоне не возникают. Предупредить их образование, кроме того, помогает предварительный наклеп кромок.

Кристаллизационные трещины в околошовной зоне у дисперсионно-твердеющих аустенитных сталей повышенной прочности

($\sigma_n = 100 \div 120 \text{ кг/мм}^2$) связаны с затрудненной деформацией металла при высоких температурах. Поэтому такие стали целесообразно сваривать до упрочняющей термической обработки.

Коррозионная стойкость сварных соединений. При сварке хромоникелевых сталей межкристаллитная коррозия может наблюдаться на следующих участках сварного соединения:

- 1) в основном металле на некотором расстоянии от шва;
- 2) в металле шва;
- 3) непосредственно у границы сплавления.

Причины, вызывающие развитие коррозии, на различных участках сварного соединения различны. Появление очагов коррозии

Рис. 203. Кристаллизационная трещина в околошовной зоне при сварке стали X23H18.

на некотором расстоянии от шва (рис. 204) связано с длительным пребыванием металла в температурном интервале $450\text{—}850^\circ\text{C}$ и выпадением из аустенита комплексных карбидов железа и хрома, обедняющих хромом периферийные участки зерен аустенита. Потеря коррозионной стойкости металла и приводит к его разрушению по границам зерен.

Возможность появления межкристаллитной коррозии в зависимости от температуры и времени иллюстрируется на рис. 205. Как видим, наименьшее время выдержки, необходимое для того, чтобы металл приобрел чувствительность к межкристаллитной коррозии, лежит в температурном интервале $730\text{—}750^\circ\text{C}$. Отвечающее этому интервалу время называется *критическим* — $t_{кр}$. Как ниже, так и выше указанных температур увеличивается время, нужное для появления в металле чувствительности к коррозии, а при температуре более 850°C структурных изменений, способствующих межкристаллитной коррозии в металле, вообще не наблюдается.

Большое влияние на величину $t_{кр}$ оказывает содержание углерода в стали: с увеличением количества углерода значение $t_{кр}$ интенсивно уменьшается (рис. 206). Поэтому одним из средств борьбы с межкристаллитной коррозией стало снижение содержания угле-

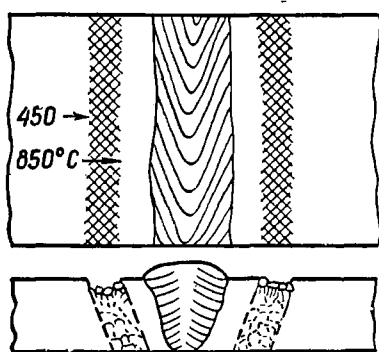


Рис. 204. Схема межкристаллитной коррозии в основном металле под воздействием сварочного нагрева.

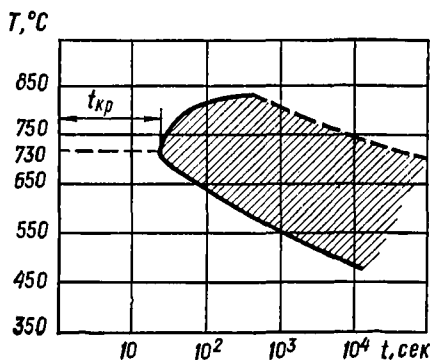


Рис. 205. Зависимость межкристаллитной коррозии (заштрихованная зона) от температуры и времени.

рода в хромоникелевых сталях. Увеличить $t_{кр}$ можно также за счет введения в металл более сильных карбидообразователей, чем хром, например Ti, Nb. В этом случае обеднение хромом аустенита не происходит, так как образуются преимущественно мелкодисперсные карбиды титана или ниобия. Исходя из этих соображений, хромоникелевые стали легируют титаном или ниобием.

К числу наиболее существенных мер борьбы с межкристаллитной коррозией в зоне термического влияния относятся следующие:

1. Закалка на гомогенный твердый раствор. При нагреве под закалку выпадающие карбиды хрома растворяются в аустените. Последующее быстрое охлаждение позволяет получить однородный аустенит. Однако повторный нагрев в области критических температур может снова привести к выпадению карбидов хрома.

2. Стабилизирующий, или диффузионный, отжиг, заключающийся в нагреве металла при 850—900 °C в течение 2—3 ч с последующим остыванием на воздухе. В этом случае карбиды хрома выпадают наиболее полно, но за счет диффузионных процессов содержание хрома в объеме зерен аустенита выравнивается и поэтому металл становится нечувствительным к межкристаллитной коррозии.

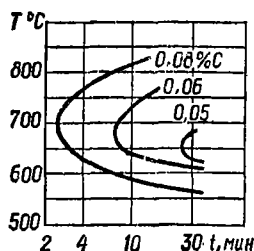


Рис. 206. Влияние содержания углерода в металле на зависимость межкристаллитной коррозии от температуры и продолжительности нагрева.

3. Тепловой режим сварки должен исключать перегрев металла (использование малой погонной энергии, искусственное охлаждение металла в зоне термического влияния и др.).

Межкристаллитная коррозия в металле шва может быть вызвана наличием карбидов хрома на границах зерен (рис. 207) или

низкой стойкостью металла к воздействию опасных температур в процессе эксплуатации сварного соединения. Причем диффузионный отжиг после сварки (850 °С; 2,4 ч; охлаждение на воздухе) позволяет несколько улучшить картину коррозии (рис. 208, б) по сравнению с картиной, наблюдаемой после сварки без термообработки (рис. 208, а).

Чтобы получить металл шва, стойкий к выпадению карбидной фазы с

участием хрома, помимо перечисленных выше мер, целесообразно создавать двухфазную аустенито-ферритную структуру металла. Из псевдобинарной диаграммы состояния Fe — Cr — Ni — C



Рис. 207. Карбиды $Cr_{23}C_6$ в шве после сварки.



Рис. 208. Внешний вид образцов, испытанных на межкристаллитную коррозию, после выдержки 1500 ч при температуре 550 °С (шов выполнен проволокой Св-0Х18Н9).

(см. рис. 197) видно, что концентрация углерода в стали (до 0,02—0,03 % в твердом растворе) отвечает примерно его предельной растворимости в аустените и поэтому карбиды хрома выпадать не будут. Однако практически трудно обеспечить такое содержание в шве углерода, так как он неизбежно будет переходить сюда из основного металла, содержащего 0,08—0,12 % С.

Интересно проследить влияние двухфазной структуры на стойкость металла шва против межкристаллитной коррозии. Наличие первичного феррита в аустенитном шве значительно увеличивает эту стойкость, что объясняется различной скоростью диффузии атомов Сг и С в аустените и феррите. Как известно, феррит отличается от аустенита менее компактной упаковкой атомов в кристаллической решетке, в связи с чем подвижность атомов Сг и С в объемно-центрированной решетке α (δ)-железа выше, чем в гранецентрированной решетке γ -железа. Поэтому карбиды хрома располагаются на границах ферритных участков, где сосредоточиваются места обеднения хромом. Химически нестойкие участки перемежаются здесь с химически стойкими зернами, служащими своеобразным барьером против проникновения агрессивной среды. Следует также иметь в виду быстрое восстановление необходимой концентрации хрома в обедненных участках за счет высокой скорости диффузии хрома в феррите.

Межкристаллитная коррозия основного металла вблизи границы сплавления называется *ножевой коррозией*, так как она поражает очень узкую полоску металла, нагреваемую при сварке до температур 1200—1250 °С. Обычно ножевая коррозия наблюдается в сталях, содержащих Ti, Nb или Ta, карбиды которых при нагреве до указанных температур растворяются в аустените. Тогда, по мнению некоторых исследователей, движущиеся границы растущих зерен захватывают атомы С, Ti и Nb, накапливая их в количествах, превышающих равновесную концентрацию. Это приводит к ослаблению межатомных связей в искаженных граничных участках кристаллической решетки, которые и подвергаются интенсивной коррозии. Эффективными мерами борьбы с этим опасным видом разрушения металла служат стабилизирующий, или диффузионный, отжиг сварных соединений, а также создание повышенных скоростей охлаждения металла в околошовной зоне.

Для сварных соединений из сталей типа 25-20, работающих в газовых средах, известную опасность представляет газовая коррозия, имеющая межкристаллитный характер, а также общая газовая коррозия — окалинообразование. Коррозия может быть и сосредоточенной, например в шве, чему способствует избыточная концентрация здесь таких элементов, как V.

Охрупчивание металла шва и сварного соединения в процессе эксплуатации. Под действием рабочих температур и напряжений в сварном соединении из хромоникелевых сталей могут протекать процессы сигматизации и 475-градусной хрупкости.

Сигматизация — это появление в структуре металла шва хрупкой твердой (600—800 кг/мм²) немагнитной составляющей, получившей название σ -фазы. Последняя представляет собой интерметаллид, имеющий переменный состав и сложную кристаллическую решетку. Появление ее в швах влечет за собой резкое снижение их ударной вязкости ($< 0,5 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$).

В аустенитных швах сталей типа 25-20 сигматизация возникает (рис. 209, а) при длительном нагреве металла в интервале температур 650—900 °С, и особенно при 800—875 °С. В этом случае возможно выпадение из аустенита мелкодисперсных карбидов и местное превращение $\gamma \rightarrow \sigma$. В таких швах V, Cr, Mn, W, Mo, Ni, Co, Si, Nb, Cu и др. ускоряют сигматизацию. Углерод препятствует этому процессу.

В аустенито-ферритных швах сталей типа 18-8 сигматизация (рис. 209, б) наблюдается при длительном нагреве в интервале температур 500—875 °С в результате перерождения $\delta(\alpha)$ -железа в σ -фазу. Скорость и степень сигматизации значительно зависят от состава феррита и характера его легирования, поскольку σ -фаза

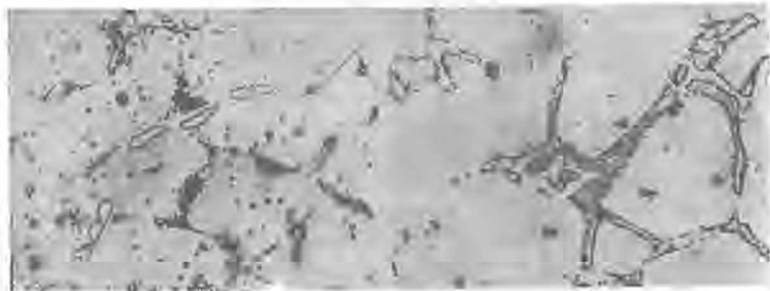


Рис. 209. σ -фаза в аустенитных хромоникелевых швах.

образуется непосредственно в феррите. Появлению σ -фазы в аустенито-ферритном шве способствуют элементы-ферритизаторы, тогда как аустенизаторы, в том числе и Mn, делают швы менее склонными к сигматизации.

Состав σ -фазы весьма сложен. Так, σ -фаза, образовавшаяся в стали типа 25-20 после нагрева в течение 1000 ч, содержала 51,82% Cr; 3% Ni; 1,1% Si; 0,61% Mn и 44,67% Fe при соотношении Fe : Cr = 0,86. В то же время в аустените было 25% Cr и 18% Ni.

Наиболее эффективное средство борьбы с сигматизацией металла швов — это их нагрев до температуры 1000—1150 °С с выдержкой в течение 1 ч и последующим быстрым охлаждением. Тогда обеспечивается полное растворение σ -фазы в аустените и дальнейшая невосприимчивость швов к воздействию опасных температур. В аустенито-ферритных швах, кроме того, целесообразно ограничить содержание ферритной составляющей (5%).

Второй вид охрупчивания металла шва — 475-градусная хрупкость — также связан с длительным нагревом, но в интервале температур 325—525 °С, и в особенности при температуре около 475 °С. В этом случае наблюдается значительное изменение механических и физических свойств металла: повышается прочность, уменьшается пластичность, и особенно ударная вязкость, падают удельное электрическое сопротивление и стойкость против корро-

зии. 475-градусная хрупкость присуща хромоникелевым сталям, имеющим двухфазную аустенито-ферритную структуру, и хромистым ферритным сталям.

Природа этого явления пока еще не вполне выяснена. В. И. Дятлов и Н. И. Коперсак предложили рассматривать 475-градусную хрупкость как своеобразный «инкубационный» период перед образованием σ -фазы, в течение которого происходит внутрифазное перераспределение хрома в феррите без выделения избыточных фаз. Этот процесс приводит к искажению кристаллической решетки и внутрифазному наклепу феррита, внешне проявляющемуся в резком падении ударной вязкости и увеличении микротвердости феррита. Поэтому 475-градусная хрупкость названа σ -старением.

Основными мерами предупреждения 475-градусной хрупкости металла служат уменьшение содержания в нем феррита до 2—5%, необходимых для повышения стойкости металла к образованию кристаллизационных трещин и к межкристаллитной коррозии. При этом следует снижать легирование металла элементами-ферритизаторами.

Во всех случаях 475-градусную хрупкость можно устранить так же, как и сигматизацию, т. е. нагревом до температуры 1000—1150°C с последующим быстрым охлаждением.

Предупреждение образования пор при сварке аустенитных сталей. Наличие водорода в хромоникелевых сталях, обусловленное его высокой растворимостью в аустените и незначительной скоростью диффузии, становится основной причиной появления в них пор.

Чтобы предотвратить образование пор в аустенитных швах, полезно вводить в зону сварки небольшие количества кислорода, который связывает водород. Для этого к бескислородному флюсу и покрытиям основного типа, применяемым для сварки хромоникелевых сталей, добавляют TiO_2 (если шов аустенито-ферритный) или высшие оксиды марганца, железа и др. (если шов аустенитный). В борьбе с водородной пористостью важную роль играет устранение главных источников поступления водорода в зону сварки — влаги (включая влагу воздуха), масел и других загрязнений.

§ 53. СВАРИВАЕМОСТЬ ЧУГУНОВ

Сведения о строении и свойствах чугунов. В соответствии с диаграммой состояния Fe — C (рис. 210) к чугунам условно относят сплавы железа с углеродом, содержащие более 2,14% C. В таких сплавах присутствует также некоторое количество Si, Mn, S и P. В специальных чугунах могут, кроме того, быть такие элементы, как Cr, Ni, Cu, Mg и др.

Широкое применение чугуна как конструкционного материала объясняется его относительно невысокой стоимостью и хорошими литейными свойствами, позволяющими получать отливки любой, даже очень сложной, формы (блоки цилиндров автомобильных и

тракторных двигателей, станины станков и прессов, детали металлургического оборудования и т. п.).

В зависимости от того, в каком виде находится в сплаве углерод, различают два основных типа чугунов: *серые чугуны*, в которых углерод находится главным образом в виде структурно-свободного графита, и *белые чугуны*, куда углерод входит преимущественно в химически связанном состоянии: в виде цементита — карбида железа Fe_3C . Серые чугуны хорошо поддаются механической обработке, а белые обладают очень высокой твердостью и обычной механической обработке не поддаются. По этой причине белые чугуны мало

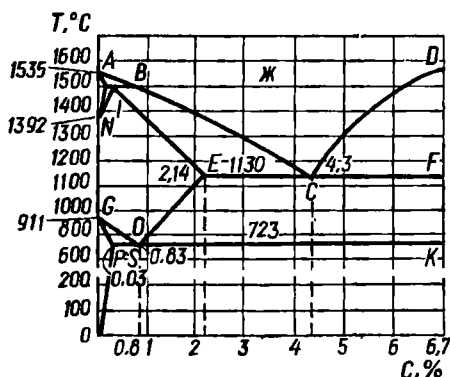


Рис. 210. Диаграмма состояния Fe—C.

распространены в отливках и чаще используются как полупродукт для получения промежуточных ковких чугунов.

Чем сильнее перегрет жидкий чугун и медленнее протекает охлаждение, тем вероятнее, что большая часть углерода выделится в виде графита. При больших скоростях охлаждения металла, которые препятствуют выделению графита, углерод оказывается в связанном состоянии (цементит).

Весьма значительно и своеобразно влияние химического состава на структурную форму углерода в чугуне. С этой точки зрения элементы, входящие в состав чугуна, можно разделить на две группы: 1) графитизаторы — элементы, способствующие сохранению углерода в свободном виде; 2) препятствующие развитию графитизации элементы. К графитизаторам относятся (рис. 211): C, Si, Al, Ni, Co, Cu. Наиболее сильные графитизаторы — C и Si. К элементам, препятствующим развитию графитизации, принадлежат S, V, Cr, Sn, Mo, Mn, представленные в порядке уменьшения отбеливающей способности. В эту группу веществ входят также B, Mg и газы — H_2 , O_2 и N_2 .

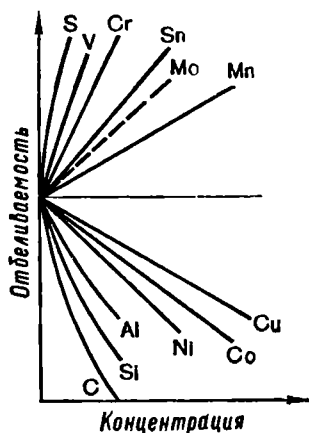


Рис. 211. Схема влияния содержания элементов на отбеливание чугуна (по П. К. Бушину).

Совместное влияние С и Si на структуру чугуна можно установить с помощью структурной диаграммы чугунов (рис. 212). Как видим, в условиях одинакового охлаждения при низком содержании С и Si получается белый, а при более высоком — серый чугун.

Химический состав некоторых марок серых чугунов приведен в табл. 47.

Серые чугуны, близкие по составу, могут очень отличаться друг от друга структурой, а следовательно, и свойствами. На свойства чугуна значительно влияют форма, расположение и величина выделений графита, а также характер металлической основы чугуна. Вообще наличие в чугуне графита как мягкой, непрочной и хрупкой структурной составляющей приводит к снижению его прочности и пластичности.

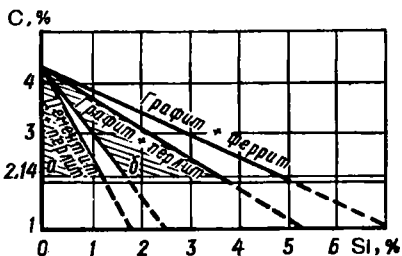


Рис. 212. Структурная диаграмма чугунов:

(а — область белых чугунов; б — область серых чугунов).

По форме различают графитные выделения двух основных групп: пластинчатые и шаровидные. В обычных серых чугунах наблюдается пластинчатый графит прямолинейной и искривленной (завихренной) формы. Графитные включения бывают равномерно рассеянными, залегающими отдельными гнездами или в виде эвтектик; в одних случаях они отделены друг от друга, а в других — соприкасаются и пересекаются.

Таблица 47

Химический состав некоторых марок серых чугунов

Марка чугуна	Содержание элементов, %					
	С _{общ}	С _{связ}	Si	Mn	P	S
СЧ 12-28	3,4—3,6	0,2—0,5	2,0—2,2	0,6—0,7	0,5—0,8	До 0,10
МСЧ 32-52	2,9—3,2	—	1,4—1,7	0,8—1,1	до 0,25	» 0,13
МСЧ 38-60	2,7—3,0	—	1,0—1,3	1,0—1,3	» 0,20	» 0,13

Структуры чугунов могут сильно отличаться и размерами графитных включений. Чем больше количество пластинчатого графита и размеры его включений, тем ниже прочность и пластические свойства серого чугуна, так как удлиненные графитные пластины выполняют в металле роль своеобразных надразов.

При модифицировании серого чугуна изменяется форма включений графита, а также его количество. Так, в случае модифицирования магнием (< 1%) частицы графита становятся шаровидными, измельченными и разобщенными друг от друга. Это приводит к улучшению механических свойств чугуна, который наряду с повышенной прочностью приобретает и некоторую пластичность ($\sigma_b =$

$= 50 \div 70 \text{ кг/мм}^2$; $\delta = 5 \div 10\%$). Такие чугуны относят к высокопрочным. Модифицирование кальцием, алюминием и другими элементами способствует также образованию включений графита круглой формы — розеточной, крабовидной и др., что благоприятно сказывается на механических свойствах чугуна.

Вторым важным фактором, определяющим свойства серого чугуна, является его металлическая основа. В зависимости от степени графитизации и полноты распада цементитных выделений можно получить различную металлическую основу чугуна: перлитную, перлитно-ферритную, ферритную. Наиболее часто встречаются серые чугуны с перлитно-ферритной основой.

Плотность чугунов разного типа лежит в пределах $7\text{—}7,3 \text{ г/см}^3$. С ростом температуры она уменьшается и при температуре плавления составляет $6,6\text{—}6,9 \text{ г/см}^3$. Теплоемкость чугуна равна $0,12\text{—}0,13 \text{ кал/(г} \cdot ^\circ\text{С)}$. Теплопроводность его $0,12\text{—}0,14 \text{ кал/см} \cdot \text{сек} \cdot ^\circ\text{С}$, при этом она уменьшается с повышением температуры. Литейная усадка чугуна в зависимости от марки различна (табл. 48). Как видим, наибольшая литейная усадка характерна для белого чугуна. У серых чугунов эта величина значительно меньше, чем у углеродистых и аустенитных сталей. Чугуны в жидком состоянии отличаются повышенной жидкотекучестью.

Таблица 48

Литейная усадка чугунов и некоторых сталей

Чугун белый	Чугун серый, обыкновенный	Чугун серый, модифицированный Mg и Si	Чугун серый, модифицированный Mg	Сталь углеродистая	Сталь аустенитная
2,30	1,26	0,82	1,75	2,17	2,10

Свариваемость серого чугуна. Сварку чугуна используют главным образом как средство ремонта. При этом исправляемые сваркой дефекты могут быть двух групп: дефекты литья (раковины, недоливы, рыхлоты, трещины) и дефекты, возникшие в процессе эксплуатации (трещины, поломки деталей и др.).

В общем случае качественно выполненное сварное соединение из чугуна должно удовлетворять по меньшей мере трем основным требованиям: обладать механической прочностью, плотностью и легко обрабатываться обычным режущим инструментом. В зависимости от типа конструкции и условий эксплуатации требования к сварному соединению увеличиваются (ростоустойчивость, жаростойкость и т. п.). Однако особенности строения и физико-химических свойств чугуна чрезвычайно усложняют выполнение перечисленных требований.

Чугун относится к трудносвариваемым металлам, что обусловлено такими причинами:

1. При высоких скоростях охлаждения, характерных для большинства способов сварки, в металле шва или в околошовной зоне появляются участки отбеленного чугуна, т. е. цементитные выделения той или иной формы в различном количестве. Высокая твердость этих участков ($HV > 500$) очень затрудняет их механическую обработку.

2. В условиях местного неравномерного нагрева металла появление значительных собственных напряжений вызывает образование трещин в металле шва и околошовной зоны, что связано с малой прочностью и пластичностью чугунов вообще.

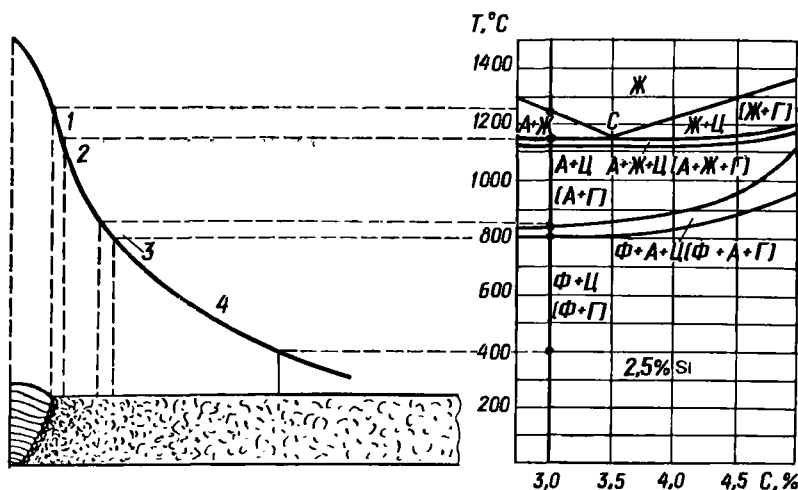


Рис. 213. Структурные превращения в зоне термического влияния при сварке чугуна (по П. С. Елистратову).

3. Интенсивное газовыделение из сварочной ванны (образование CO , SO_2 , выделение H_2 и др.) становится причиной возникновения пор в металле наплавки.

4. Повышенная жидкотекучесть чугунов и почти мгновенный их переход из твердого состояния в жидкое позволяют сваривать чугун только в нижнем положении, часто с предварительной заформовкой участка сварки.

Чтобы изучить структурные превращения при сварке серых чугунов, следует воспользоваться тройной диаграммой состояния $Fe-C-Si$, связав ее с участками зоны термического влияния при помощи кривой распределения максимальных температур. Такая диаграмма с разрезом в точке, соответствующей 2,5% Si, изображена на рис. 213. Анализ структурных превращений дан для чугуна с содержанием 3% C.

Как видим, при сварке чугуна зона термического влияния состоит из 4-х характерных участков:

Участок 1 (неполного расплавления) характеризуется одновременным присутствием жидкой и твердой (аустенит с предельным содержанием углерода 1,7—2,0%) фаз. При быстром охлаждении жидкая фаза затвердевает, образуя белый чугуны; в твердой же фазе (аустенит) могут возникнуть закалочные структуры (мартенсит).

Участок 2 (аустенита) ограничен эвтектической и эвтектоидной температурами (в рассматриваемом случае 800—1150 °С). Его структура в значительной степени зависит от исходной структуры чугуна и может состоять из аустенита и графита, аустенита и цементита



Рис. 214. Микроструктура участков 1 и 2 околошовной зоны на чугуне.

или одновременно из всех трех составляющих. Однако при быстром охлаждении вблизи первого участка из аустенита, в наибольшей степени насыщенного углеродом, может выделиться цементит, а затем, в результате переохлаждения аустенита, — и мартенсит.

На участке 3 (неполной перекристаллизации), нагреваемом в узком интервале температур, вследствие быстрого нагрева металла и кратковременности пребывания его в соответствующей температурной области феррит не успевает полностью перейти в аустенит. Поэтому при охлаждении следует ожидать

некоторого измельчения зерна за счет частичной перекристаллизации.

На участке 4 (графитизации и сфероидизации карбидов) наблюдается увеличение количества графита при распаде цементита, а также округление, или сфероидизация, оставшихся карбидов.

Итак, появление цементитных выделений и закалочных структур возможно на первых двух участках околошовной зоны, и поэтому здесь обычно металл обладает наибольшей твердостью и хрупкостью. Образование белого чугуна, или отбел, имеет место лишь на участке 1.

Микроструктура участков 1 и 2 приведена на рис. 214. В верхней части зоны, ближе к наплавке, располагаются ледебуритные выделения, а ниже, на участке 2, — мелкоигольчатый мартенсит. В последнем случае сварочные напряжения создадут опасность возникновения холодных трещин. Появлению трещин способствует также наличие грубого пластинчатого графита. Модифицированный чугун, особенно с шаровидным графитом, более стоек к образованию трещин.

Наиболее эффективно предотвращают появление отбеленных и закаленных участков металла, трещин, а также пористости чугуна подогрев и замедленное охлаждение после сварки. Уменьшение температурного градиента, термических напряжений и скорости охлаждения металла в этом случае приводит к значительному улучшению структуры металла, более полному распаду цементитных выделений (горячая сварка чугуна).

В многочисленных способах холодной сварки чугуна широко используются металлургические и технологические средства воздействия на металл для повышения качества соединений. К металлургическим средствам можно отнести следующие:

1) получение в наплавке феррито-перлитной структуры, характерной для малоуглеродистой стали, путем связывания избыточного углерода в дисперсные и более прочные, чем цементит, карбиды, равномерно распределенные в металле, максимального окисления избыточного углерода, или его «выжигания», при помощи кислородсодержащих компонентов сварочных материалов;

2) создание в наплавке структуры серого чугуна путем насыщения металла углеродом и другими графитизирующими элементами;

3) образование в наплавке различных сплавов железа с цветными металлами, отличающихся высокой пластичностью: медно-железных; медно-никелевых; железоникелевых.

Железо с медью образует раствор, в котором предельная растворимость железа в меди при температуре плавления последней составляет около 3% (рис. 215). Но только при содержании в меди 10—15% железа можно получить сплав с температурой плавления 1330—1370 °С, близкой к температуре плавления чугунов. В этом случае обеспечивается смешиваемость составляющих самого расплава с чугуном. Однако после затвердевания наплавка представляет собой мягкую медную основу с различными по форме и величине вкраплениями очень твердой стальной составляющей. Эти включения и затрудняют механическую обработку металла. Частично диффундируя в основной металл, медь проявляет себя как графитизатор, поэтому на участке I околосварочной зоны отбел проявляется слабо.

Никель образует с медью непрерывный ряд твердых растворов (рис. 216), в которых при содержании 30—65% Ni температура плавления близка к температуре плавления чугунов. Интервал кристаллизации растворов 80 °С. Хорошее смешивание и сплавление чугуна с медно-никелевым сплавом, которому присуща высокая пластичность, позволяет получать достаточно однородный, весьма пластичный и плотный, хорошо обрабатываемый наплавленный металл. Недостатками сварки чугуна медно-никелевыми сплавами

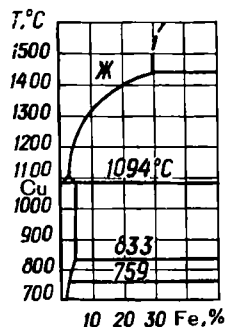


Рис. 215. Часть диаграммы состояния для бинарного сплава Cu—Fe.

являются пониженная прочность металла шва и малая стойкость к образованию трещин. На участке I околосшовной зоны отбеленных прослоек нет, что объясняется графитизирующей ролью никеля и меди, диффундирующих из наплавки.

Сплавы Fe — Ni с 45—55% Ni имеют пониженную температуру плавления (около 1400 °С), близкую к температуре плавления чугунов. Для таких сплавов характерна стойкая аустенитная структура, отличающаяся повышенной прочностью и высокой деформационной способностью. Напавленный металл и околосшовная зона обладают относительно низкой твердостью и поддаются механической обработке обычным режущим инструментом. При этом металл наплавки по цвету сходен с чугуном.

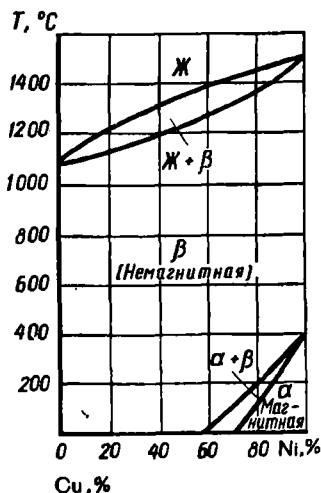


Рис. 216. Диаграмма состояния Cu—Ni.

чугуны с мелкозернистым строением и мелкими графитными включениями, с незначительным количеством фосфидной эвтектики обладают лучшей свариваемостью.

Электроды из цветных металлов применяют преимущественно для заварки небольших дефектов на чугуне.

Нужно помнить, что разница между коэффициентами линейного расширения наплавки из стали или цветных металлов и основного металла (чугуна) не позволяет эксплуатировать сварные соединения при повышенных температурах (> 100—400 °С), так как возникающие напряжения могут привести к разрушению металла.

В заключение следует подчеркнуть, что свариваемость чугунов значительно зависит от их структурного состава:

§ 54. СВАРИВАЕМОСТЬ МЕДИ И СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ

Некоторые сведения о свойствах меди. Кристаллизуется медь в гранецентрированной кубической решетке; полиморфизмом не обладает и фазовые превращения в ней связаны только с изменением агрегатного состояния. Медь имеет высокую теплопроводность и электропроводность, химическую стойкость по отношению к различным средам. При этом механические свойства ее достаточно хороши и сохраняются даже в условиях глубокого холода (—253 °С), когда, например, почти все стали становятся хрупкими. Некоторые данные о теплофизических и механических свойствах меди приведены ниже:

Теплофизические свойства

Плотность, $г/см^3$	8,93
Температура плавления, $^{\circ}C$	1083
» кипения, $^{\circ}C$	2596
» плавления Si_2O , $^{\circ}C$	1235
Коэффициент линейного расширения на $1^{\circ}C$	$16,8 \cdot 10^{-6}$
Объемная усадка, %	4,2
Коэффициент теплопроводности, $кал/(см \cdot сек \cdot ^{\circ}C)$	0,95
Объемная теплоемкость, $кал/(см^3 \cdot ^{\circ}C)$	0,90

Механические свойства

σ_B (для отожженной меди), $кг/мм^2$	≥ 20
δ , %	до 50
HB , $кг/мм^2$	35

Механические свойства меди можно значительно изменить, применив наклеп. Тогда предел прочности σ_B увеличится до 40—50 $кг/мм^2$, а твердость — до 100—220 $кг/мм^2$, что будет сопровождаться снижением пластичности меди. Механические свойства ее сильно изменяются и с повышением температуры. В интервале 250—550 $^{\circ}C$ существенно снижаются прочность и пластичность меди, в связи с чем при деформации ее могут появиться трещины.

Следует отметить, что свойства меди зависят не только от условий механической и термической обработки, но и от содержания в ней примесей. Такие элементы, как Bi, Pb, Sb, O_2 , S и P, являются для меди вредными примесями, снижающими ее прочность и технологические свойства. Особенно опасно присутствие висмута и свинца, которые в меди нерастворимы и образуют хрупкие и легкоплавкие оболочки вокруг зерен (с температурой плавления соответственно 270 и 327 $^{\circ}C$). Поэтому содержание висмута и свинца в меди ограничивают: висмута должно быть не более 0,002%, а свинца — до 0,005%.

Весьма вреден для меди и кислород, в связи с чем в сварных конструкциях из нее допускается содержание кислорода не более 0,01 — 0,03%. Кислород образует с медью два оксида: закись меди Si_2O и окись SiO . Обычно кислород находится в меди в составе закиси меди. Если включения Si_2O имеют глобулярную, или округлую, форму, то они почти не влияют на механические свойства металла. Однако закись меди может образовывать с медью легкоплавкую хрупкую эвтектику $Si_2O + Si$ ($T_{пл} = 1064^{\circ}C$), которая располагается по границам зерен и резко снижает пластичность металла. При прокатке литой меди эти хрупкие прослойки разрушаются и соседние зерна сращиваются, поэтому у прокатанной меди пластичность достаточно высока. Но если такой металл вновь расплавить, то после затвердевания по границам зерен собирается кислородная эвтектика, снижающая прочность и пластичность металла.

Опасен нагрев меди в восстановительной атмосфере, созданной водородом, так как в этих условиях может развиваться «водородная болезнь». Водород активно растворяется не только в жидкой, но

и в твердой меди, и при наличии в ней закиси меди восстанавливает ее по реакции



Образовавшийся водяной пар уже не в состоянии диффундировать сквозь металл и, скапливаясь в местах несплошностей, создает значительные давления, которые и становятся причиной образования трещин.

Нужно также иметь в виду, что при активном растворении

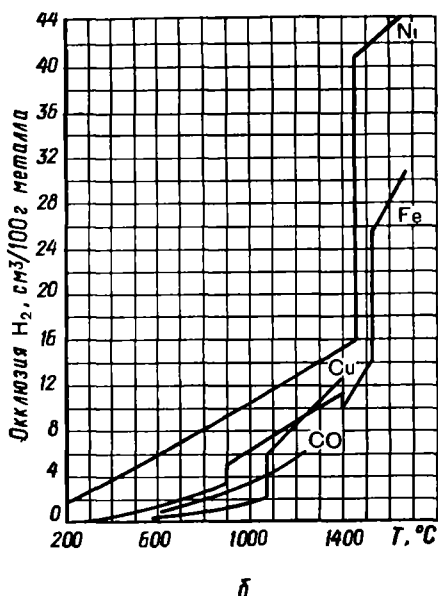
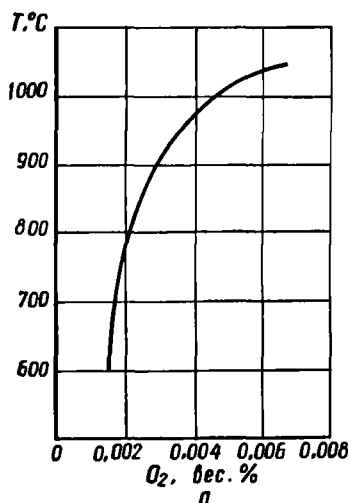


Рис. 217. Растворимость кислорода в твердой меди (а) и окклюзия водорода никелем, железом, кобальтом и медью при давлении 1 ат (б).

в меди кислорода и водорода может наблюдаться ее пористость, вызванная большой разницей между растворимостью этих газов в жидкой меди (окклюзией) и в твердой меди (рис. 217).

Медь хорошо используется как конструкционный материал при создании разнообразной специальной аппаратуры (различные сосуды, теплообменная аппаратура, электрораспределительные устройства и др.). Сварные конструкции изготавливаются преимущественно из прокатной меди в виде листов и труб.

Свариваемость меди. Трудности, возникающие при сварке меди, заключаются в следующем:

1. Высокая теплопроводность меди, почти в десять раз большая, чем у стали, требует более концентрированного нагрева. При этом значительная величина теплового коэффициента расширения меди (примерно в 1,5 раза большего, чем у стали) приводит к существенным тепловым деформациям и напряжениям. Поэтому при сварке меди часто возникает необходимость в предварительном и сопут-

ствующем подогреве основного металла, а также в снижении его деформации.

2. Пониженная стойкость металла к образованию кристаллизационных трещин и пор.



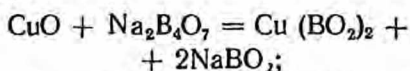
Рис. 218. Микроструктура металла шва (вверху) и околошовной зоны (внизу) в сварном соединении из меди без модифицирующих примесей.

Появление кристаллизационных трещин в металле шва и околошовной зоны связано с двумя главными причинами: 1) окислением меди при сварке, а также наличием кислорода в самом свариваемом металле; 2) наличием в металле некоторых примесей (например, висмута и свинца), благоприятствующих развитию кристаллизационных трещин. Весьма облегчает возникновение этих трещин в шве и его крупностолбчатое, транскристаллитное строение.

Высокая растворимость кислорода в жидкой меди требует создания эффективной защиты зоны сварки от возможного насыщения им металла и наиболее полного освобождения от него металла ванны. Для этого осуществляется:

1) защита металла шлаками и нейтральными по отношению к меди защитными газами;

2) раскисление жидкого металла с помощью раскислителей — P, Zn, Mn, Si и связывание поверхностных окисных пленок с помощью флюсов на боридной основе:



3) применение некоторых технологических приемов, уменьшающих вредное воздействие окисных пленок: проковки сварного соединения (при $T < 200$ или $> 600^\circ\text{C}$), разрушающей сплошность залегания окисных пленок; назначения режимов сварки с меньшим значением погонной энергии и др.

Вредное влияние висмута и свинца устраняется внесением в сварочную ванну присадок церия и циркония. Последние связывают примеси в тугоплавкие химические соединения, которые

Рис. 219. Структура металла шва с 3,5% Cr.

располагаются в металле в форме изолированных включений, оказывающих модифицирующее действие. Легирование меди хромом и никелем повышает стойкость металла к кристаллизационным трещинам. Хром оказывает на металл модифицирующее действие и вместе с тем проявляет себя как раскислитель. Цинк же действует главным образом как сильный раскислитель. Благоприятное влияние на стойкость наплавленного металла к образованию горячих трещин оказывают такие примеси, как Ni, Fe, Si и Co, способствующие некоторому измельчению структуры металла шва, дезориентации дендритов и уменьшению роста зерна в околошовной зоне. Однако эти элементы заметно снижают теплопроводность и электропроводность меди. Микроструктура металла шва и околошовной зоны без модифицирующих примесей показана на рис. 218, а структура сплава при наличии 3,5% Cr — на рис. 219.

Появление пористости в швах связано с высокой растворимостью в меди не только кислорода, но и водорода, обуславливающих протекание реакции (VIII.1) в процессе кристаллизации металла. Чтобы предотвратить это, целесообразно вместе с защитными средствами и металлургической обработкой металла создавать необходимые условия для лучшей дегазации сварочной ванны.

Свариваемость сплавов меди. Сплавы меди отличаются большим разнообразием. Широко известны латуни (сплавы меди с цинком), оловянные бронзы (сплавы меди с оловом) и безоловянные бронзы (кремнистые, марганцовистые, алюминиевые, алюминий-железные и др.), а также медно-никелевые сплавы.

Латуни изготовляют и используют преимущественно в виде проката. Наиболее распространены латуни, содержащие до 39% Zn и представляющие собой однофазный твердый раствор цинка в меди (α -латуни). Эти сплавы обладают повышенной пластичностью. В среднем у латуней $\sigma_b = 30 \div 40 \text{ кг/мм}^2$, а $\delta = 15 \div 40\%$. С увеличением содержания цинка ($> 39\%$) сплав становится двухфазным (α - и β -фазы) и возрастают его прочностные характеристики. Свариваемость таких латуней хуже, чем однофазных, в связи с меньшей их пластичностью.

Высокие механические, технологические и коррозионные свойства латуней обуславливают их широкое использование в машиностроении, арматуростроении и других отраслях техники, а способность сохранять высокие значения пластичности и ударной вязкости при низких температурах позволяет применять их для изготовления изделий, работающих в условиях глубокого холода, например в кислородном машиностроении.

Основной трудностью, возникающей при сварке латуней, является значительная потеря цинка вследствие его испарения, усиливающегося при растворении в жидком металле водорода. Испарение цинка связано с низкой температурой его кипения: для чистого цинка температура кипения составляет 906°C , а температура плавления — 420°C . Испаряясь, цинк активно окисляется и образует в атмосфере тугоплавкую пылевидную окись цинка ZnO . Потери цинка из сварочной ванны при газовой сварке достигают 25%, а при дуговой — 40%. Уменьшение содержания цинка в наплавленном металле может привести к пористости металла и снижению его прочности. Испарение цинка благоприятствует также развитию газовых пузырей и пористости. При этом нужно иметь в виду, что выделяющиеся пары цинка и окись цинка весьма ядовиты. Уменьшению потерь цинка при газовой сварке способствует применение окислительного пламени и введение в сварочную ванну небольших добавок Si или Al. Чтобы уменьшить теплоотвод из сварочной ванны и создать условия для более полного удаления из нее растворившихся газов, целесообразно перед сваркой нагревать основной металл до $250\text{—}300^\circ\text{C}$.

Бронзы относятся к малопластичным сплавам меди, обладающим в жидком состоянии повышенной жидкотекучестью. В зависимости от содержания легирующих элементов их можно разделить на деформируемые и литейные. К деформируемым бронзам относят сплавы меди с 5—8% легирующего элемента (например, оловянные бронзы с 7—8% Sn, безоловянные алюминиевые бронзы, содержащие до 5—7% Al, и др.). Литейными бронзами считаются сплавы меди с более высоким содержанием легирующего элемента.

Свариваемость бронз в значительной степени зависит от их состава. Особые трудности вызывает сварка литейных оловянных бронз, которые предварительно нагревают, но не перегревают, так как избыточное олово, оставшееся на границах зерен, при перегреве легко расплавляется и снижает прочность наплавленного металла настолько, что он может разрушиться даже под действием собственного веса. Поэтому литейные оловянные бронзы сваривают чаще всего газовой сваркой с мягким нормальным ацетилено-кислородным пламенем и замедленным охлаждением металла.

Особую группу сплавов на основе меди составляют *медно-никелевые сплавы*, которые широко используются в промышленности как конструкционные коррозионно-устойчивые материалы (например, мельхиоры — МН 19; МНЖМ 30-0,8-1 и др.), а также как электротехнические (например, сплавы нейзильбер — МНЦ 15-20 и манганин — МНМ 3-12 и др.). Получению качественного сварного соединения из этих сплавов препятствует: 1) повышенная склонность швов к образованию кристаллизационных трещин; 2) чувствительность швов к образованию пор.

По диаграмме состояния Cu — Ni (см. рис. 216) двойные сплавы этой системы относятся к типу твердых растворов. К последним относятся и многие тройные сплавы. Но присутствующие в технических сплавах этой группы примеси, нерастворимые в меди и никеле (например, Pb, Bi) или образующие с ними хрупкие соединения (S, O₂, P), создают межкристаллитные легкоплавкие прослойки, которые приводят к кристаллизационным трещинам. Причиной же пористости является чаще всего насыщение ванны водородом и кислородом. Поэтому при сварке медно-никелевых сплавов нужно не только строго контролировать содержание в них вредных примесей, но и обеспечивать, наряду с эффективной защитой зоны сварки от кислорода и водорода, раскисление и модифицирование металла (титаном, церием или алюминием).

§ 55. СВАРИВАЕМОСТЬ НИКЕЛЯ И ЕГО СПЛАВОВ

Свойства никеля. Никель обладает рядом весьма ценных свойств: повышенной жаропрочностью, стойкостью против коррозии, сохранением постоянства механических свойств в большом диапазоне температур и др. Поэтому его широко применяют как конструкционный материал в химической промышленности, авиации, энергетике, реактивной технике и др. Как и медь, никель кристаллизуется в гранецентрированной кубической решетке с близкими ей параметрами и так же не испытывает полиморфных превращений. Некоторые данные о физико-механических свойствах никеля приведены ниже:

Плотность, г/см ³	8,8
Температура плавления, °C	1455
» кипения, °C	2730—3080
» плавления NiO, °C	2090

Средняя удельная теплоемкость в интервале 20—1630 °С, кал/(г · °С)	0,1783
Теплопроводность в интервале 20—100 °С кал/(см · сек · °С)	0,1428
Коэффициент линейного расширения в интервале 25—900 °С, 1/°С	$(13,3 \div 18,6) 10^{-6}$
σ_v , кг/мм ² , в отожженном состоянии	28—30
» в литом	35—42
» в ковковом	54—61
δ , %, в отожженном состоянии	40—50
» в литом	20—30
» в ковковом	31—37
E , кг/мм ²	21 000—23 000

Никель хорошо обрабатывается в холодном и горячем состоянии. В первом случае после деформации он наклепывается и упрочняется. Для этого металла в литом состоянии характерна дендритная структура, а после отжига — полиэдрическая. В химическом отношении никель малоактивен, а образующаяся на его поверхности плотная и прочная окисная пленка создает ему устойчивость против атмосферной коррозии и коррозии в растворах щелочей, некоторых солей и кислот.

Чтобы устранить вредное влияние серы, всегда присутствующей в никеле, целесообразно вводить в металл Mn (до 1,5%) и Mg (до 0,1%), образующие тугоплавкие сульфиды, которые располагаются не на границах зерен, а в самих зернах. Образование подобных эвтектик возможно также примесями Bi, Pb, Sb, As, Se и Cd, содержание которых в никеле и его сплавах не превышает 0,002 — 0,005%. Кремний (при содержании > 0,3%) и титан (если его > 1,2%) усиливают склонность никеля к горячим трещинам. Однако весьма полезны небольшие добавки титана, которые оказывают на металл раскисляющее и модифицирующее действие.

Никель достаточно стоек к окислению при нагреве, однако присутствие в металле марганца и серы ухудшает эту стойкость, а хрома, кремния и алюминия — повышает ее. В процессе нагрева никель активен по отношению к сере и сернистым соединениям и может образовывать с ними легкоплавкие смеси, способствующие возникновению кристаллизационных трещин в металле.

Следует иметь в виду, что Cu, Co и Fe образуют с никелем твердые растворы, а S, N₂ и O₂, которые нерастворимы в никеле, дают с ним химические соединения типа сульфидов, малоустойчивых нитридов и оксидов различного состава.

Свариваемость никеля. К числу основных проблем свариваемости никеля относятся следующие:

- 1) склонность никеля к образованию трещин и пор в наплавленном металле;
- 2) появление при повышенных температурах на поверхности металла оксидов никеля;
- 3) пониженные литейные свойства никеля.

Отсутствие фазовых превращений в никеле способствует транс-кристаллитному строению металла шва, а следовательно, и возникновению кристаллизационных трещин. В этом случае легко-

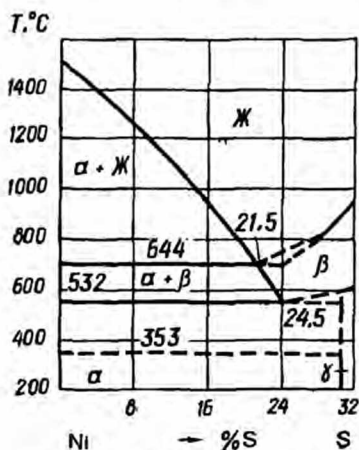


Рис. 220. Диаграмма состояния Ni-S.

плавкие эвтектики различных примесей, которые сосредоточены на границах крупных столбчатых кристаллов и ослабляют связи между ними, становятся участками, по которым развиваются горячие трещины. Наиболее вредной примесью, нерастворимой в никеле, является сера, которая образует легкоплавкую сернистую эвтектику $\text{Ni}_3\text{S}_2 + \text{Ni}$ с температурой плавления 644 °C (рис. 220).

Для борьбы с кристаллизационными трещинами при сварке никеля можно использовать различные способы. Хорошие результаты дает введение в металл сварочной ванны небольших количеств модификаторов типа Ti, Al, Mo, Sr и Ce, которые способствуют полу-

чению мелкозернистой структуры металла (рис. 221). На структуру чисто аустенитных швов никеля благотворно влияет также правильно выбранный режим сварки и термическая обработка сварных соединений. Применение повышенной погонной энергии укрупняет структуру наплавленного металла.



Рис. 221. Микроструктура сварных швов никеля без титана (а) и с добавкой титана (б).

Чтобы снять сварочные напряжения и улучшить структуру металла, нужно нагреть сварное соединение до температуры 700—800 °С и затем охладить его на воздухе. В этом случае удастся получить мелкозернистую, дезориентированную структуру металла, обладающую высокими механическими и коррозионными свойствами.

Появление пор в сварных швах при сварке никеля связано с особенностями растворения газов (H_2 , O_2 и N_2) в сварочной ванне и ее дегазации в процессе охлаждения и кристаллизации.

Водород растворяется в никеле лучше, чем в железе и меди (см. рис. 217, б). Однако при переходе никеля из жидкого состояния в твердое растворимость водорода в нем изменяется сравни-

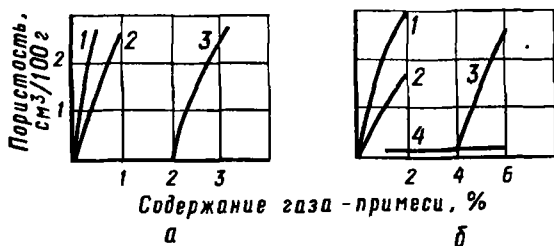
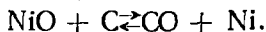
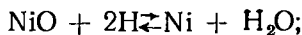


Рис. 222. Влияние примесей на пористость никелевых швов при аргонодуговой сварке.

тельно мало (примерно в 1,7 раза, тогда как для других газов — в 20—30 раз). Поэтому только значительная концентрация водорода в атмосфере дуги (более 35%) может вызвать появление «водородной хрупкости» и пор в сварных швах.

Вредное влияние водорода заметно усиливается, если одновременно с ним в металле присутствует кислород. Последний активно растворяется в никеле. При изменении температуры сварочной ванны от 1700 °С до температуры плавления растворимость кислорода в никеле уменьшается примерно в 20 раз. Избыточный кислород не успевает выделиться из жидкого металла, и образующаяся NiO взаимодействует как с водородом, так и с углеродом, содержащимся в никеле в небольших количествах, т. е.



Выделение паров воды и окиси углерода, объем которой может быть весьма значительным, приводит к образованию пор в швах.

И все же наиболее сильное влияние на образование пор в никелевых швах оказывает азот. Это видно из рис. 222, где показано влияние примесей водорода (кривая 4), кислорода (3), воздуха (2) и азота (1) к аргону при аргонодуговой сварке на пористость швов. Если при сварке неплавящимся электродом (рис. 222, а) содержание азота в смеси с аргонem, достаточное для появления пор,

составляет 0,05%, то кислорода должно быть $\geq 2\%$. Еще более яркая картина для сварки плавящимся электродом (рис. 222, б).

Поры азот вызывает по причине резкого падения растворимости его в жидком никеле (примерно в 60 раз) при выходе из зоны действия дуги. Некоторое добавление водорода к аргону, в составе которого есть небольшое количество кислорода и азота, может снизить пористость в швах. Это объясняется образованием в газовой фазе нерастворимых соединений OH , H_2O , а также более интенсивным выходом из ванны пузырьков азота за счет диффузии в них водорода.

Для предупреждения пористости в металле шва при сварке никеля нужно:

1. Обеспечить эффективную защиту зоны сварки от проникновения азота, кислорода и водорода.

2. Возможно полнее раскислять металл ванны и обеспечивать связывание водорода в газовой фазе (с получением нерастворимых в металле соединений). Наиболее целесообразно раскислять никель марганцем, алюминием, титаном.

При сварке в среде аргона и попадании в газовую среду азота и кислорода можно использовать добавку к аргону до 15—20% H_2 . Для связывания азота целесообразно вносить в сварочную ванну элементы-нитридообразователи.

3. Назначать режимы сварки, обеспечивающие малую глубину проплавления металла и замедленное охлаждение его для лучшей дегазации сварочной ванны.

Окисление никеля при сварке нежелательно также по таким причинам:

- 1) NiO является тугоплавким соединением, затрудняющим процесс сварки;

- 2) закись никеля образует с никелем эвтектику $\text{Ni} - \text{NiO}$ с температурой плавления $\sim 1438^\circ\text{C}$, которая располагается по границам зерен и приводит к хрупкости металла;

- 3) NiO растворима в никеле и повышает общее содержание кислорода в металле.

Таким образом, при сварке никеля нужно создавать надежную защиту зоны сварки от проникновения кислорода и использовать как прямые раскислительные процессы, так и связывание закиси никеля на поверхности сварочной ванны в комплексные соединения, удаляемые в шлак.

Свариваемость сплавов на основе никеля. Все никелевые сплавы по их применению в технике можно разделить на четыре группы: 1) конструкционные коррозионно-стойкие; 2) жаропрочные; 3) электротехнические и 4) специального назначения (например, для магнитов — пермаллой, для деталей приборов с минимальным расширением при нагревании — инвар и др.).

Для изготовления сварных конструкций применяют преимущественно сплавы 1-й и 2-й групп. Из сплавов 1-й группы широко известен монель-металл МНЖМц 28-2,5-1,5, т. е. сплав никеля с медью и небольшими добавками железа и марганца. По структуре

этот сплав относится к типу твердых растворов, так как медь и никель неограниченно взаимно растворимы, а добавки железа и марганца самостоятельных фаз не образуют. Свариваемость монель-металла аналогична свариваемости никеля. Сплавы 2-й группы применяются в энергетическом машиностроении, реактивной технике и других отраслях промышленности.

Ухудшенная свариваемость жаропрочных никелевых сплавов связана со склонностью как шва, так и околошовной зоны, к образованию кристаллизационных трещин, а также с трудностью получить металл шва той же жаропрочности, что и основной металл.

Появление кристаллизационных трещин в шве объясняется теми же причинами, что и при сварке никеля. Повысить стойкость швов против трещин можно, если легировать металл до 14% Мо.

Трещины в околошовной зоне возникают вследствие расширенного ТИХ у этих сплавов. Чтобы предупредить образование трещин, нужно создать условия, при которых деформационная способность околошовной зоны в ТИХ была бы достаточно высока. Это обеспечивают термообработкой сплава перед сваркой (аустенизацией при температуре 1050 °С). В результате получают мелкозернистую структуру. Кроме того, для снижения темпа нарастания деформации рекомендуется регулировать тепловой режим сварки.

Получение жаропрочности шва, равноценной жаропрочности основного металла, затруднено из-за выгорания Ti и Al, имеющихся в никелевых сплавах (табл. 49). Эти элементы образуют мелкозернистые частицы тугоплавких интерметаллических соединений типа Ni_3Al , $TiAl_3$, повышающих жаропрочность. Наиболее полно эти примеси удается сохранить в шве при аргонодуговой сварке с применением специальной проволоки.

Таблица 49

Химический состав наиболее типичных жаропрочных сплавов

Марка сплава	Состав, %									
	Ni	Cr	Ti	Al	Mo	Nb	N	V	В	Fe
ЭИ598	ост.	15—19	1,9—2,8	1—1,7	4—6	0,5—1,3	2—3,5	—	до 0,01	5
ЭИ618 (ЖСЗ)	»	14—18	1,6—2,3	1,6—2,2	3—4,5	—	4,5—6,5	до 0,3	до 0,02	до 8

§ 56. СВАРИВАЕМОСТЬ АЛЮМИНИЯ И ЕГО СПЛАВОВ

Свойства алюминия и его сплавов. Алюминий относится к числу наиболее распространенных на Земле металлов. Содержание его в земной коре (7,45%) почти в два раза превышает содержание железа и в 800 раз — меди. Во многих областях техники этот металл вытеснил сталь и чугун. Алюминий и разработанные на его основе сплавы имеют много ценных свойств.

Алюминий — легкий серебристо-белый металл, обладающий высокой тепло- и электропроводностью (примерно в 6 раз большей,

чем у железа), а также повышенным коэффициентом линейного расширения (почти в 2 раза большим, чем у железа). В связи с большой теплоемкостью и скрытой теплотой плавления (см. ниже) для расплавления алюминия нужно затратить значительное количество тепла.

Температура плавления Al, °C	658
Температура кипения, °C	2500
Теплопроводность при 300 °C, кал/(см · сек · °C)	0,65
Теплоемкость при 300 °C, кал/(г · °C)	0,24
Скрытая теплота плавления, кал/моль	2500
Коэффициент линейного расширения, 1/°C	$2,38 \cdot 10^{-5}$
Электропроводность, ом ⁻¹ · см ⁻¹ · 10 ⁻⁴	33—37
Плотность, г/см ³	2,7

На воздухе алюминий покрывается прозрачной, тонкой, но плотной пленкой окиси алюминия Al_2O_3 , защищающей металл от коррозии в воздушной среде, морской воде и в ряде окислительных сред слабой агрессивности. Окись алюминия Al_2O_3 очень тугоплавка: температура плавления ее 2050 °C. Окисная пленка на алюминии имеет высокую адсорбционную способность к парам воды, связываемой в гидрат окиси алюминия, или кристаллический байерит $Al_2O_3 \cdot 3H_2O$. Однако при высоких температурах гидроокись алюминия разлагается. У окисной пленки коэффициент теплового расширения почти в 3 раза меньше, чем у алюминия, а электрическое сопротивление — высокое ($1 \cdot 10^7$ ом · см).

Механические свойства металла значительно зависят от характера его обработки. Так, технический алюминий в состоянии отжига имеет невысокую прочность ($\sigma_b = 7 \div 10$ кг/мм²) и твердость (НВ 20—25), но хорошую пластичность ($\delta = 35 \div 40\%$; $\psi = 80\%$). Однако прочностные свойства можно значительно увеличить нагартовкой — пластическим деформированием в холодном состоянии. При этом происходит дробление зерен, нарушающее начальное кристаллическое строение металла и затрудняющее развитие дальнейших сдвигов по плоскостям спайности зерен. Алюминий с повышением температуры заметно разупрочняется, но пластичность его в этом случае возрастает.

Примеси повышают прочность алюминия, но снижают его пластичность, сопротивляемость коррозии и другие свойства. Наиболее часто в нем встречаются такие примеси, как Fe, Si и Cu. В зависимости от их содержания различают следующие марки алюминия: А97, А7, А6, А5, А0.

Железо в алюминии не растворяется и при содержании 1,7% образует железо-алюминиевую эвтектику $Al + Al_3Fe$. Кремний также почти не растворяется в алюминии и находится в нем в виде отдельных включений. Включения кремния и железо-алюминиевых соединений повышают прочность алюминия и придают ему хрупкость. При последующем отжиге удастся повысить пластичность металла за счет объединения разбросанных включений в более крупные

участки округлой формы, сосредоточенные преимущественно на границах зерен.

Специальная добавка к алюминию в различных количествах и сочетаниях таких элементов, как Cu, Si, Mn, Fe и Cr, позволяет получить сплавы с разнообразными свойствами. Некоторые из этих сплавов подвергают термическому упрочнению, после которого они по механической прочности не уступают отдельным маркам малоуглеродистой стали, сохраняя ценное свойство алюминия — малую плотность.

Таким образом, многие алюминиевые сплавы обладают сочетанием весьма ценных свойств — легкости, прочности и стойкости против коррозии наряду с высокой тепло- и электропроводностью. Это обуславливает их широкое применение в современной технике в качестве конструкционного материала.

Алюминий и алюминиевые сплавы можно разделить на две большие группы:

1) деформируемые материалы, применяемые в катаном, пресованном и кованом состояниях;

2) литейные материалы, используемые в виде литья (силумины).

Деформируемые материалы в свою очередь подразделяют на материалы, термически неупрочняемые, к числу которых принадлежат алюминий и сплавы его с марганцем и магнием (АМц и АМг), и материалы, термически упрочняемые, к которым следует отнести сплавы алюминия с медью и марганцем (дуралюмины Д16, Д16Т и др.).

Большинство сварных конструкций изготовляют из деформируемых термически неупрочняемых сплавов алюминия (табл. 50), не подвергающихся нагартовке.

Таблица 50

Состав и свойства некоторых деформируемых термически неупрочняемых алюминиевых сплавов

Марка	Система	Содержание элементов, % (не более или пределы)						Прочные элементы	$\sigma_{\text{в}}, \text{ кг/мм}^2$	$\sigma_{\text{т}}, \text{ кг/мм}^2$	%
		Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Zn				
АМц	Al—Mn	0,2	0,05	1,0—1,6	0,7	0,6	0,1	0,1	13	5	20
АМг5В	Al—Mg	—	4,8—5,5	0,3—0,5	0,5	0,5	0,2	0,02—0,2	28	13	15
АМг6	„	0,1	5,8—6,8	0,5—0,8	0,4	0,2	0,2	0,02—0,1 (Ti)	32	16	15

Примечание. Al — основа. Все сплавы — в отожженном состоянии.

Высокопрочные термически упрочняемые сплавы алюминия типа дуралюминов вполне удовлетворительно свариваются контактной, особенно точечной, сваркой. Способы сварки плавлением для получения соединений из таких сплавов применяют редко.

Специфическим для алюминия и его сплавов способом обработки служит холодная сварка. Ограниченно используется сварка и при

изготовлении конструкций из недеформируемых литейных сплавов типа силуминов — преимущественно как средство устранения дефектов литья.

Свариваемость алюминия и его сплавов. Проблемы металлургического характера:

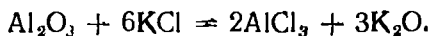
1. Образование окисной пленки Al_2O_3 в зоне сварки. Вследствие высокой химической активности алюминия по отношению к кислороду на поверхности алюминия быстро появляется тугоплавкая пленка окиси алюминия Al_2O_3 , скорость образования которой с повышением температуры нагрева резко возрастает. При сварке плавящимся электродом такая пленка покрывает не только поверхность сварочной ванны, но и капли расплавленного электродного металла, что препятствует их сплавлению с основным металлом.

В зависимости от модификации окисная пленка имеет различную плотность: вначале, при температуре ниже $500^\circ C$, образуется аморфная пленка; при более высоких температурах она приобретает кристаллическую модификацию $\gamma-Al_2O_3$ (плотность $3,77 \text{ г/см}^3$); при температуре $1000^\circ C$ и выше кубическая $\gamma-Al_2O_3$ перестраивается в гексагональную $\alpha-Al_2O_3$ с плотностью $4,0 \text{ г/см}^3$. Большая плотность окисной пленки, по сравнению с плотностью алюминия, затрудняет ее удаление из жидкого металла и приводит к формированию хрупких включений, нарушающих однородность металла и снижающих его механические свойства.

Удаление образовавшихся оксидов с поверхности металла и защита от окисления жидкого металла и околосварочной зоны — одна из важнейших задач при сварке алюминия и его сплавов.

В большинстве случаев механически зачистить и химически протравить поверхность металла перед сваркой недостаточно, так как в процессе нагрева вновь образуется Al_2O_3 . Более эффективное средство — удалить окись алюминия в процессе самой сварки и защитить металл от дальнейшего окисления. Обычно этого достигают, применяя особые покрытия и флюсы. В некоторых случаях те же результаты дает дробление пленки под действием «катодного распыления», наблюдаемого при сварке в инертных газах.

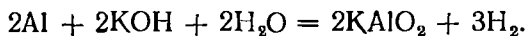
Механизм воздействия покрытий и флюсов на окись алюминия довольно сложен. Основу их составляют легкоплавкие смеси хлористых солей щелочных и щелочноземельных металлов с добавлением небольшого количества фтористых соединений. При расплавлении таких покрытий и флюсов создается шлак, в котором окисная пленка несколько растворяется и химически связывается. Растворение пленки в шлаке достигается за счет фторидных соединений (фторидов, криолита), однако эффект этого процесса невысок. Более значительна роль химического взаимодействия хлоридов с окисной пленкой, т. е.:



Поскольку AlCl_3 — легкоплавкое соединение (температура кипения 183°C), то он покидает поверхность металла. Однако присутствующая в остатках шлака K_2O может вызвать коррозию алюминия, так как



и далее



Поэтому остатки прореагировавшего шлака тщательно удаляют.

Исследования последних лет показали, что происходит не только растворение и химическое связывание окисной пленки, но и ее разрыхление, смывание в шлак. Схема процесса такова: вследствие различия в коэффициентах линейного расширения алюминия и пленки в последней образуются мельчайшие трещины. Сюда затекает жидкий шлак, содержащий хлориды. При взаимодействии алюминия с хлоридом образуется хлорид алюминия AlCl_3 . Его пары и отрывают частицы окисной пленки от поверхности металла. Активизирующая роль фторидов в этом случае объясняется тем, что, растворяя окись алюминия, они раздвигают границы трещин, образующихся в пленке, и тем облегчают доступ жидкого флюса или покрытия к металлу под пленкой.

Разрушение окисной пленки на поверхности жидкого металла действием электрического тока наблюдается только при аргодуговой сварке. В этом случае вследствие бомбардировки катодного пятна положительными ионами аргона, обладающими значительной кинетической энергией, тонкая окисная пленка, покрывающая катод, разрушается и испаряется. Если катодом сделать сварочную ванну, то при перемещении по ее поверхности катодного пятна окисная пленка будет как бы разрезаться и оттягиваться к краям ванны под действием сил поверхностного натяжения. Защита же ванны аргоном не позволяет окисной пленке образоваться вновь. Однако таким способом можно удалить только относительно тонкую пленку, поэтому ему предшествует очистка свариваемых кромок от окиси алюминия механическим или химическим путем.

2. Образование пор при сварке алюминия и его сплавов. Многочисленными исследованиями установлено, что пористость металла при сварке алюминия и его сплавов вызывается водородом. Однако причины возникновения пористости пока еще не имеют достаточно полного теоретического объяснения.

Известно, что водород мало растворяется в твердом алюминии и больше — в жидком (рис. 223). В жидком алюминии при температуре плавления растворяется водорода $0,69 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ металла, а в твердом (при той же температуре) — лишь $0,036 \text{ см}^3/100 \text{ г}$, т. е. только 5,2% от его растворимости в жидком металле. Следовательно, при кристаллизации алюминия из раствора должен выделяться почти весь водород. Если учитывать также, что атомы водорода

в алюминии малоподвижны из-за низкого коэффициента диффузии, а десорбция водорода из ванны затруднена наличием окисной пленки, то станет очевидной возможность появления в металле пористости. Образование пор в металле облегчается наличием готовых зароды-

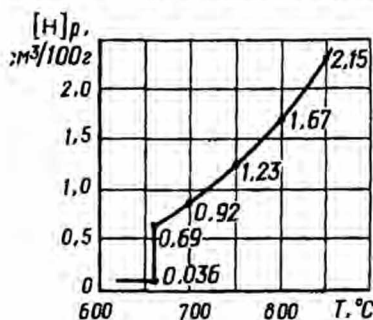


Рис. 223. Зависимость растворимости водорода в алюминии от температуры при $p_{H_2} = 1$.

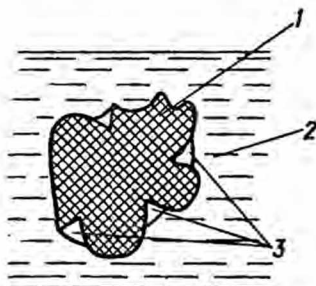


Рис. 224. Схема образования зародышей пузырьков на частицах, не смачиваемых жидкостью.

шей 3 пузырьков (рис. 224). Ими становятся микрополости на неровной поверхности твердых частиц 1 (в основном оксидов), находящихся во взвешенном состоянии в расплаве 2 и не смачиваемых им. Диффундируя в эти несплошности, атомарный водород переходит в молекулярную форму и при благоприятных условиях увеличивает газовые пузырьки. Так как скорость всплывания таких пузырьков вместе с окисными пленками невысока, вероятность порообразования становится большой.

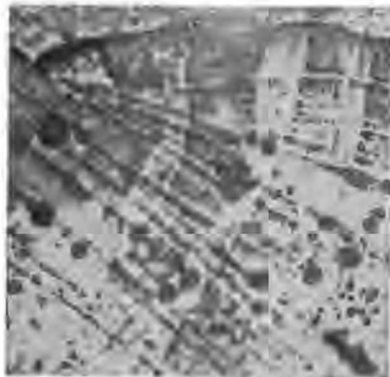


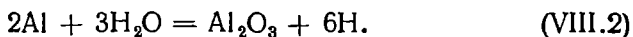
Рис. 225. Макрошлиф продольного сечения шва при сварке алюминия плавящимся электродом.

лов, а сферическая форма пор и развивались в жидком металле при его охлаждении.

Возникает вопрос, какие источники водорода способны оказывать наибольшее влияние на концентрацию его в сварочной ванне. Как оказалось, существенную роль может играть присутствие

Зарождаются и развиваются поры в сварочной ванне до начала кристаллизации, при концентрации водорода, растворенного в жидком алюминии, более $0,69 \text{ см}^3/100 \text{ г}$. Это видно и из рис. 225: расположение пор не связано с особенностями формирования слоев и столбчатых кристал-

влаги, адсорбированной на поверхности основного металла, и особенно проволоки. В этом случае алюминий в зоне сварки взаимодействует с влагой:



Процесс протекает непосредственно на поверхности металла и поэтому в слоях атмосферы, находящейся в контакте с ним, создается высокое парциальное давление атомарного водорода, насыщающего жидкий металл.

При сварке сплавов алюминия, например алюминиево-магневых АМг, наиболее чувствительных к пористости, к моменту расплавления металла реакция (VIII.2) может не закончиться. Связано это с тем, что окисная пленка на поверхности металла, состоящая из Al_2O_3 , MgO и магнезиальной шпинели $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{MgO}$, очень рыхлая и поэтому способна адсорбировать влагу более значительно, чем обычная окисная пленка на алюминии. Попадая в сварочную ванну, частицы такой пленки несут с собой остатки непрореагировавшей влаги, которая, разлагаясь в металле, выделяет водород, образующий пузыри. В этом случае поры возникают и развиваются на различных стадиях расплавления и кристаллизации металла, поэтому и форма пор может быть разной. Кроме сферической, может быть: угловатая форма (если развитие пор продолжалось до завершающей стадии кристаллизации); в виде разветвленных каналов, повторяющих форму включений легкоплавкой фазы (в частично закристаллизовавшемся металле); в виде скопления рыхлот, которые появляются в твердом металле вследствие увеличения в объеме усадочных микронесплошностей, и пр.

Для борьбы с водородной пористостью при сварке сталей используют реакцию образования окиси углерода, заставляющую ванну «кипеть» и тем самым способствующую удалению водорода. Кроме того, весьма благоприятны процессы связывания водорода в газовой фазе, протекающие с образованием нерастворимых в металле соединений типа HF и OH ; достигаемое таким путем снижение парциального давления водорода уменьшает его растворимость. Иначе обстоит дело при сварке алюминия. Здесь ванна очень спокойна и окись углерода из металла не выделяется. Отсутствуют условия для образования в газовой фазе устойчивых соединений, подобных HF и OH , вследствие чего водород беспрепятственно растворяется в жидком металле.

Все сказанное позволяет наметить следующие общие пути борьбы с пористостью при сварке алюминия и его сплавов:

1) тщательной очисткой металла от взвесей и ограничением концентрации водорода в нем предупредить возможность возникновения в сварочной ванне устойчивых зародышей пузырьков. Если первое практически реализовать трудно, то второе осуществляется созданием условий, исключающих или резко уменьшающих возможность попадания влаги в зону сварки;

2) выбрать оптимальный режим сварки, при котором либо было бы задержано развитие зародышей пузырьков (малая погонная энергия), либо образовавшиеся пузырьки успели удалиться из ванны до начала кристаллизации (повышенная погонная энергия).

3. Кристаллизационные трещины в металле шва при сварке алюминия и его сплавов. При этой сварке наблюдается сочетание двух весьма неблагоприятных факторов, снижающих стойкость наплавленного металла против образования кристаллизационных трещин:

1) грубая столбчатая структура наплавленного металла с дендритным и транскристаллитным строением;



Рис. 226. Макроструктура сварного шва.

2) происходящая в процессе кристаллизации металла ликвация примесей, образование различных эвтектик и выпадение избыточных фаз.

Типичная макроструктура сварного соединения из алюминия (рис. 226, а) и сплава АМц (рис. 226, б) показывает, что размеры кристаллитов возрастают от периферии к центру; зависят они от величины исходного зерна. Такой характер структуры металла способствует развитию кристаллизационных трещин. Однако большое значение при этом имеет химический состав металла и характер его первичной кристаллизации.

Алюминий — мономорфный металл и ни с одним из элементов не образует непрерывного ряда растворов. В зависимости от легирующего элемента алюминий может давать перитектические, моноэвтектические и эвтектические сплавы.

В сплавах перитектического типа и во многих сплавах эвтектического растворимость легирующего элемента незначительна. Только в некоторых эвтектических сплавах есть области ограниченных твердых растворов с уменьшающейся при понижении температуры

растворимостью легирующего элемента (легирование Mn, Cu, Mg, Zn, Si и др.). На этом и основано явление упрочнения в таких системах (эффект старения).

Наибольшей потенциальной возможностью образования кристаллизационных трещин отличаются сплавы эвтектического типа, легированные такими элементами, как Cu, Si, Zn, способными создавать с алюминием легкоплавкие эвтектики. В этих сплавах, кристаллизующихся в расширенном интервале температур, образуется неравновесная, метастабильная структура псевдоэвтектики. Последняя характеризуется тем, что в тонких прослойках ее выделяется твердый раствор основного металла, пристраивающийся к первичным дендритам этой же фазы, а по границам зерен и между осями дендритов располагается вторая фаза эвтектики. Обычно второй фазой бывает химическое соединение алюминия с одним или несколькими элементами, входящими в состав сплава, или твердый раствор на основе легирующего элемента. Например, в сплавах алюминия с медью и магнием второй фазой в псевдоэвтектике выступают соединения типа Θ -фаза CuAl_2 или β -фаза Al_2Mg_5 . Для сплава AMg6 на рис. 227 приведена обычная микроструктура (а) и электронная микрофотография (б) металла шва, а также микроструктура основного металла (в) с характерными выделениями β -фазы и Mg_2Si (соответственно светлая и темная составляющие). Электронная микрофотография выявляет структуру β -фазы с мелкодисперсными включениями, по-видимому FeAl_3 . В зависимости от сплошности залегания таких эвтектических включений и их состава меняется стойкость металла шва к кристаллизационным трещинам.

В тройных и более сложных системах алюминия с магниевых сплавов влияние легирующих элементов может изменить поведение основной двойной системы. Так, добавка Fe к системе Al — Si связывает кремний в тройное соединение, входящее в состав тугоплавкой перитектики. Теперь кремний уже не растворяется в жидком ликвате. Однако если содержание его превышает содержание железа, то образующиеся тройные соединения типа β -(Fe — Si — Al) создают скелетообразную эвтектику в виде сплошной сетки, отличающуюся большой хрупкостью. Поэтому очень важно, чтобы даже в чистом алюминии соотношение его постоянных примесей — железа и кремния — $[\text{Fe}] : [\text{Si}] \geq 1$. При этом 0,1% Si уже достаточно для образования трещин, а 0,1% Fe еще недостаточно для их предупреждения.

В сложных сплавах алюминия особенно отрицательно сказываются на стойкости против трещин малые добавки элементов, вызывающих расширение интервала кристаллизации. Такими добавками выступают, например, магний в дуралюмине, медь — в алюминий-во-магниевых сплавах и др.

Следовательно, для повышения стойкости металла шва к образованию кристаллизационных трещин при сварке алюминия и его сплавов нужно стремиться к получению мелкозернистой структуры металла с прерывистым расположением включений второй фазы.

Очень большое значение имеет правильный выбор присадочного металла. Чтобы получить свойства металла шва, близкие к свойствам основного металла (прочность, пластичность; коррозионную

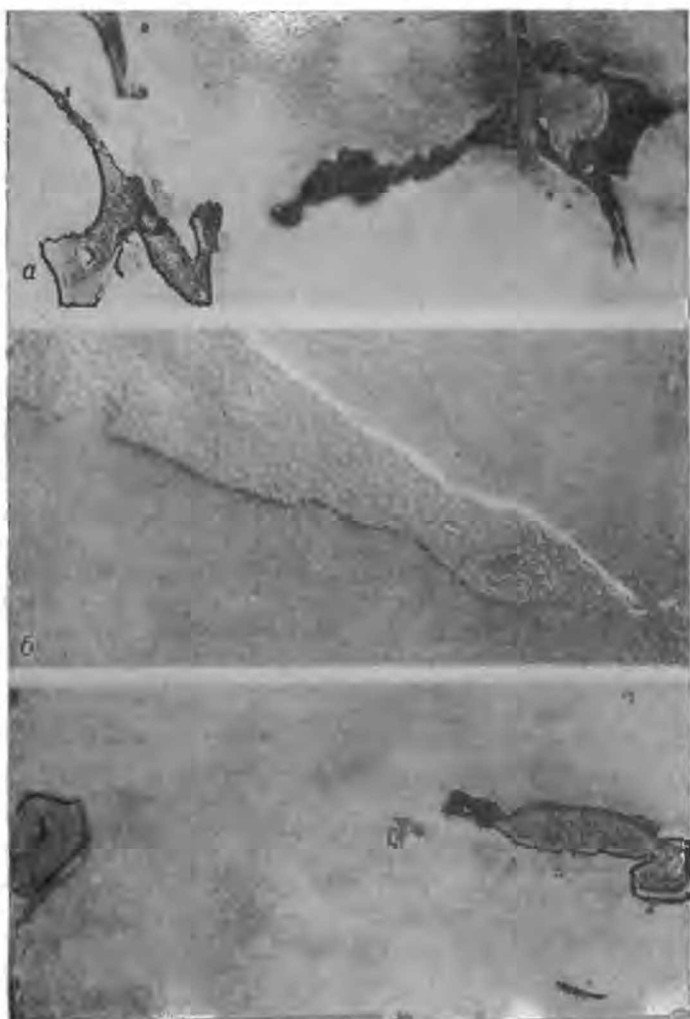


Рис. 227. Микроструктура металла шва из сплава АМг6 (а) и его же электронная микрофотография (б); микроструктура основного металла АМг6 (в).

стойкость, теплофизические характеристики и пр.), целесообразно использовать присадочный металл того же состава, что и основной. Однако из-за повышенной склонности большинства сплавов алюми-

ния к кристаллизационным трещинам более рационально применять присадочный материал, который, отличаясь по составу от свариваемого сплава, обеспечил бы проведение эффективного комплексного легирования с использованием модификаторов. Так, для технического алюминия и сплавов АМг, склонных к трещинам при $[Fe] : [Si] < 1$, применяют сварочные материалы, позволяющие вводить в металл шва недостающее количество Fe. При сварке сплавов АМг системы Al — Mg, а также сплавов АВ, в качестве присадки пользуются сплавом АК (силумин), содержащим до 6% Si. Здесь кремний, образуящий ликват, хорошо «залечивает» возникающие трещины и сужает интервал твердо-жидкого состояния. При сварке сплавов АМг возможно применение присадки АМгЗ, обеспечивающей получение металла шва, также не склонного к трещинам, но имеющего более высокие остальные характеристики. Для сварки дуралюмина системы Al — Cu — Mg, весьма склонного к трещинам в шве и околошовной зоне, наиболее целесообразно легировать шов титаном, медью и никелем, используя присадочный материал типа В61. Образующийся в этом случае интерметаллид CuNiAl приводит к резкому снижению трещинообразования.

Проблемы, связанные с тепловым воздействием на металл при сварке алюминия и его сплавов. Изменение структуры и свойств металла в зоне термического влияния. При сварке технического алюминия, а также сплавов типа АМц и АМг, не подвергающихся упрочнению термической обработкой, существенных изменений в зоне термического влияния не наблюдается. Если сваривается нагартованный металл, то вследствие процесса рекристаллизации в зоне термического влияния может иметь место некоторое снижение его твердости. Прочность такого сварного соединения также снижается — на 10—20% по сравнению с прочностью основного металла (сплавы АМц и АМг).

Значительно более сложные процессы протекают в зоне термического влияния сплавов, упрочняемых термообработкой. В этом случае полнота превращений и протяженность соответствующих участков зависят от термического цикла, который в свою очередь определяется теплофизическими свойствами сплава, способом и режимом сварки.

Известно, что термическая обработка упрочняемых сплавов основана на увеличении растворимости легирующего элемента в основном алюминиевом растворе с повышением температуры. Так, в сплаве Al — Cu растворимость меди в алюминии при комнатной температуре составляет 0,5%, а при температуре 548 °С — 5,7%. Следовательно, нагрев до определенной температуры сплав Al — Cu, можно привести его в однофазное состояние, а затем, быстро охладив, сохранить это состояние и при комнатной температуре. Так создается пересыщенный медью твердый раствор, который в определенных условиях распадается и приобретает упрочнение. Процесс этот называется *старением*.

При сварке сплавов, естественно и искусственно состаренных, структурные изменения в зоне термического влияния зависят от вида старения, однако в обоих случаях наиболее полные превращения наблюдаются при длительном тепловом воздействии на металл. Для сплавов, подвергающихся, например, естественному старению (сплавы АВ системы $Al - Cu - Mg$ с упрочняющей фазой Mg_2Si ; сплавы Д1 и Д16 системы $Al - Cu - Mg$ с упрочняющими фазами $CuAl_2$ и Al_2CuMg и др.), можно отметить такие характерные участки в зоне термического влияния:

1) участок неполного расплавления с увеличенной шириной границ между зернами;

2) участок частичного распада пересыщенного твердого раствора с пониженной по сравнению с основным металлом твердостью. Здесь уменьшается ширина границ между зернами, но заметно неравномерное распределение легирующего элемента по объему зерна;

3) участок полного или частичного отжига. Наибольшее разупрочнение и наименьшая твердость металла на этом участке наблюдаются при нагреве до $350^\circ C$. По мере снижения температуры нагрева эффект возврата снижается повторным действием естественного старения, в связи с чем твердость металла повышается и достигает значений, свойственных металлу вне зоны термического влияния. Для участка отжига характерно укрупненное зерно с увеличенной по толщине сеткой включений второй фазы.

Разные механические свойства участков зоны термического влияния и металла шва, получаемые при сварке плавлением термически упрочняемых алюминиевых сплавов, подобных дуралюмину, приводят к тому, что прочность сварных соединений по сравнению с основным металлом снижается в среднем на 50—60%, причем одновременно уменьшается и пластичность. Различия в структурах различных участков также снижают коррозионную стойкость металла и усиливают его склонность к межкристаллитной коррозии.

Получение с помощью сварки плавлением равнопрочных основному металлу сварных соединений из термически упрочняемых алюминиевых сплавов до последнего времени остается сложной и еще не вполне решенной проблемой.

Холодная (холодно-прессовая) *сварка алюминия и его сплавов* выполняется без нагрева металла. Стремительное развитие производства и применения Al потребовало улучшения процессов его сварки. Существующие способы сварки Al плавлением («горячие» способы) в ряде случаев оказались не вполне удовлетворительными. С весьма положительными результатами лет 20 назад началось использование холодной сварки Al . Сейчас, с увеличением производства Al , возрастает применение и холодной сварки. Она улучшает и удешевляет производство изделий из Al и его сплавов.

Свойства титана и его сплавов. Среди металлов и сплавов титан и его сплавы занимают особое положение, что объясняется наличием у них комплекса ценных физико-химических и механических свойств. К этим свойствам относятся малая плотность ($4,5 \text{ г/см}^3$), высокая прочность при нормальной и повышенной температурах, высокая коррозионная стойкость в различных агрессивных средах и в атмосферных условиях. Уже известны титановые сплавы, которые по прочности более чем в три раза превосходят углеродистую сталь, а по коррозионным свойствам не уступают высоколегированной нержавеющей стали. Естественно, что эти сплавы — ценнейший конструкционный материал, применение которого в таких отраслях промышленности, как судостроение, энергетика, ракетно-реактивная техника, химическое машиностроение и т. п., непрерывно растет.

Некоторые физические свойства титана в сопоставлении со свойствами других металлов приведены в табл. 51. Сравнительные данные о механических свойствах титана и некоторых сплавов его и других металлов представлены в табл. 52.

Таблица 51

Физические свойства титана и других металлов

Свойство	Величина для			
	титана	железа	алюминия	меди
Температура плавления, °C	1668	1535	658	1083
Теплопроводность, кал/(см · сек · °C)	0,041	0,20	0,504	0,96
Теплоемкость, кал/(г · °C)	0,13	0,11	0,21	0,09
Коэффициент линейного расширения при 20° C	$7,14 \cdot 10^{-6}$	$12,5 \cdot 10^{-6}$	$27 \cdot 10^{-6}$	$16,5 \cdot 10^{-6}$
Удельное электрическое сопротивление, ом · м	$47,5 \cdot 10^{-8}$	$12,0 \cdot 10^{-8}$	$3,0 \cdot 10^{-8}$	$1,72 \cdot 10^{-8}$
Плотность, г/см ³	4,5	7,8	2,7	8,9

Как видим, титан и, особенно, его сплавы обладают значительно большей удельной прочностью, чем конструкционные стали, алюминиевые и магниевые сплавы. Свойства титановых сплавов существенно зависят от выбранной системы легирования (табл. 53).

Вообще титан имеет две полиморфные формы: α -Ti с гексагональной решеткой, которая существует до 882 °C и β -Ti с кубической объемноцентрированной решеткой, появляющейся в интервале нагрева от 882 °C до температуры плавления. Введение в титан легирующих элементов, обладающих ограниченной растворимостью в β -фазе, повышает температуру полиморфного превращения и стабилизирует α -фазу (рис. 228, а). К таким элементам относятся

Таблица 52

Механические свойства титана, его сплавов и сплавов других металлов

Металл или сплав	Предел прочности σ_B , кг/мм ²	Плотность γ , г/см ³	Удельная прочность σ_B/γ
Технический титан	80	4,5	17,7
Сплав Ti с Si, Mn, C	105	4,5	23,3
Сплав Ti с N ₂ и C	133	4,5	30,0
Сталь 30ХГСА после закалки и отпуска	120	7,8	15,3
Дуралюмин Д16	45	2,7	16,6
Сплав Al с Mg—AMg	20	2,7	17,4
Магниевый сплав МА2	29	1,7	17,1

Таблица 53

Механические свойства и состав некоторых сплавов титана, применяемых для сварных конструкций

Металл	Состав, %						Механические свойства	
	Mn	Mo	Cr	Al	V	Sn	σ_B , кг/мм ²	σ_s , %
BT3-1	—	1,0—2,0	1,5—2,5	4,0—5,2	—	—	95—120	10—16
BT4	1—2	—	—	4,0—5,0	—	—	85—105	15—22
BT5-1	—	—	—	4,0—5,5	—	2—3	75—95	12—25
BT6	—	—	—	5,0—6,5	3,5—4,5	—	90—120	10—15
BT8	—	2,8—3,8	—	5,8—6,8	—	—	105—125	9—16
OT4	1—2	—	—	2,0—3,5	—	—	70—90	12—20

Примечание. Ti — основа.

Al, C, Sn, O₂, N₂ и др. Введение же в титан таких элементов, как Mn, Mo, Cr, V, W и др., приводит к стабилизации β -фазы, так как они ограниченно растворимы в α -фазе и понижают температуру полиморфного превращения (рис. 228, б). Обычно β -стабилизирующие элементы способствуют упрочнению и повышению твердости металла.

По фазовому составу при нормальной температуре титановые сплавы можно разделить на однофазные сплавы (α или β) и двухфазные ($\alpha + \beta$)-сплавы. Однофазные сплавы термически не обрабатывают, а двухфазные (например, BT6, BT8 и др.) в некоторых случаях подвергают термической обработке (закалке и старению) для получения высоких механических свойств. При изготовлении сварных конструкций применяют α - и ($\alpha + \beta$)-сплавы.

Свариваемость титана и его сплавов. Основная проблема свариваемости титана и его сплавов связана с получением пластичных сварных соединений. Ухудшение характеристик пластичности свар-

Влияние примесей и газов на пластичность металла. Титан и его сплавы жадно поглощают газы — O_2 , H_2 и N_2 , а также активно взаимодействуют с углеродом.

Общеизвестна высокая химическая активность титана по отношению к кислороду, причем она характерна не только для жидкого, но и для твердого титана, нагретого выше 350 °С. Причина в том, что при обычных температурах окисная пленка прочно удерживается поверхностью металла и предохраняет его от дальнейшего окисления, но при нагреве до температур выше 350 °С оксиды титана на-

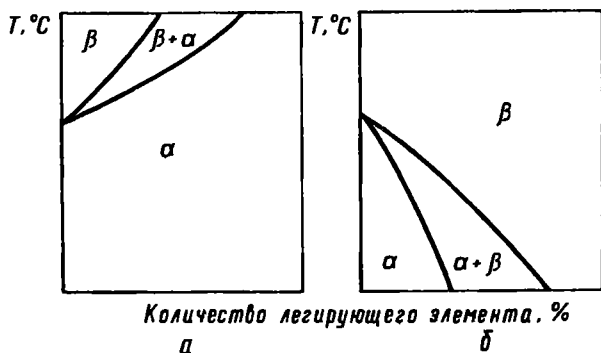


Рис. 228. Схема диаграммы состояния Ti — легирующий элемент.

чинают растворяться в металле, и особенно заметно — при температуре более 600 °С. Таким образом, создаются условия для окисления следующих слоев поверхности и насыщения металла кислородом.

Не менее активен титан и по отношению к азоту: образующиеся нитриды титана при повышении температуры легко растворяются в металле и насыщают его азотом.

Кислород и азот, находясь в титане в небольших количествах, резко снижают пластичность, повышают прочность и твердость его.

Вследствие того что суммарная теплота растворения водорода в титане как гидридообразующем элементе положительна, с повышением температуры растворимость его в титане уменьшается. Однако, несмотря на это, количество H_2 в титане намного превышает его содержание в металлах, не образующих гидридов (Fe, Ni, Al). Если, например, при $500^\circ C$ растворимость H_2 в Fe составляет $0,75 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ металла, то в Ti — $35 \text{ 400 см}^3/100 \text{ г}$ металла (при давлении 1 атм). Интересны данные о растворимости водорода в жидком титане (рис. 229). Характер представленной кривой объясняется образованием и распадом гидридов. Водород в титане может находиться в твердом растворе и при пересыщении последнего будет

выделяться в виде гидридов TiH в мелкодисперсной форме или в виде пластинок.

Водород резко снижает ударную вязкость металла, приводит к его охрупчиванию. Вместе с тем у титана возникает чувствительность к задержанному разрушению и образованию холодных трещин. Склонность к трещинообразованию усиливают кислород и азот из-за общего снижения пластичности титана при формировании хрупких фаз. Наиболее сильное влияние водород оказывает на α -сплавы в связи с весьма малой растворимостью в них.

Элементом, вызывающим охрупчивание титана, выступает и углерод, который при высоких температурах растворяется в титане хорошо, а с понижением температуры выделяется в виде весьма твердых и хрупких карбидов Ti_3C .

Для ориентировочной оценки свариваемости технического титана определяют эквивалент кислорода $[O]_s$, а затем и возможную твердость:

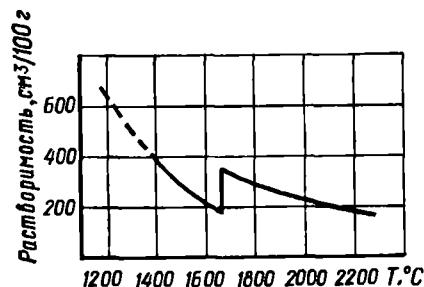


Рис. 229. Зависимость растворимости водорода в жидком титане от температуры.

$$[O]_s = [\% O] + 2 [\% N] + \frac{2}{3} [\% C];$$

$$HB = 40 + 310 \sqrt{[O]_s}. \quad (VIII.3)$$

Если $HB < 200$, то при условии небольшого содержания водорода титан обладает хорошей свариваемостью. Например, титан, в котором содержится 0,05% N_2 ; 0,15% O_2 ; 0,10% C и 0,015% H_2 , имеет $[O]_s = 0,28$ и $HB < 200$.

Вредное влияние кислорода, водорода, азота и углерода делает непригодными те способы сварки плавлением, при которых свариваемый титановый сплав может оказаться в контакте со средой, содержащей перечисленные газы и углерод (ацетилено-кислородная и атомно-водородная сварка, сварка в углекислом газе, электродуговая сварка под кислородсодержащими флюсами и др.). Высокая окисляемость титана и его сплавов вызывает необходимость защищать от соприкосновения с воздухом не только сварочную ванну, но и зону термического влияния, нагреваемую от 400 °C и выше, причем как с наружной, так и с обратной стороны шва.

Если поглощение металлом кислорода и азота необратимо, то поглощение водорода — обратимый процесс. Поэтому для повышения пластичности и особенно вязкости швов из титана целесообразно удалять водород из основного металла и электродной проволоки, нагревая их в вакууме (10^{-5} мм рт. ст.) при 900 °C.

Структурные превращения, влияющие на характеристики пластичности. Реакции титана и однофазных α -сплавов на термический цикл сварки примерно оди-

наковы. В результате структурных превращений в шве и околошов-
ной зоне образуется мартенсит — характерная игольчатая струк-
тура превращенной β -фазы или α' -фазы. Для последней характерна
гексагональная кристаллическая решетка, свойственная и α -фазе,

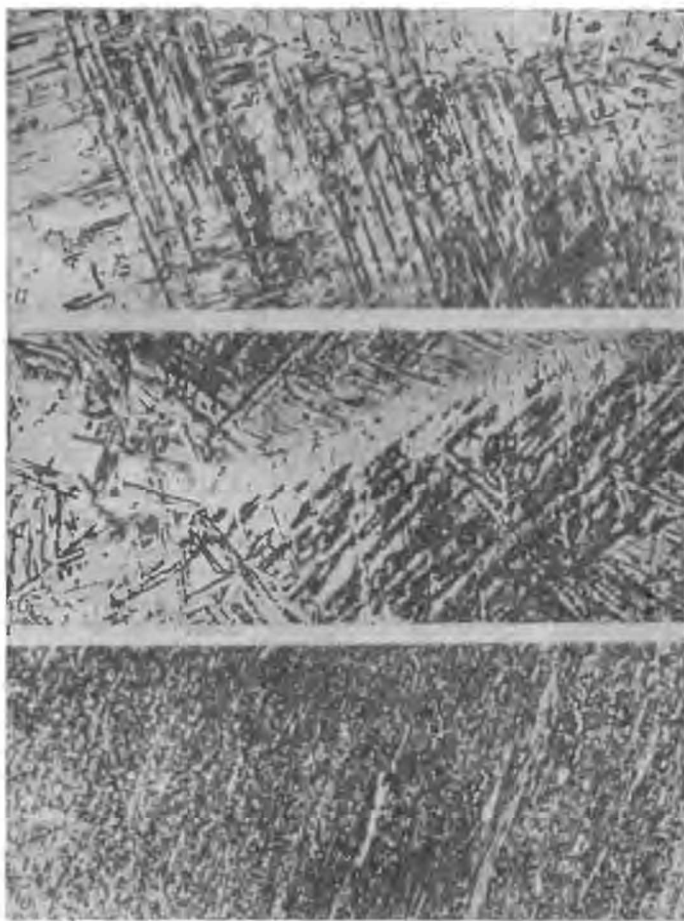


Рис. 230. Структура шва (а), участка перегрева (б) и основного металла (в) для титанового сплава BT6.

но с несколько искаженным расположением атомов. Однако в отличие от мартенсита в сталях мартенситная титановая α' -фаза значительно более пластична и менее прочна, поэтому ее появление в металле шва и околошовной зоны не столь опасно для сварного соединения. В некоторых же двухфазных ($\alpha + \beta$)-сплавах образование α' -фазы вместе с метастабильной β -фазой снижает пластичность сварного соединения. Структура типичных участков сварного соедине-

ния из титанового сплава ВТ6 (сварка под флюсом, электродная проволока ВТ6) показана на рис. 230. Здесь видны α' - и β -фазы.

Особенно опасно для сварного соединения из ($\alpha + \beta$)-сплавов образование в металле шва и в околошовной зоне наряду с метастабильной β -фазой метастабильной ω -фазы, имеющей, как и α -фаза, гексагональную кристаллическую решетку, но с иными параметрами. ω -фаза может существовать до 480—500 °С. При больших температурах она распадается с образованием значительно более стабильной α -фазы. Подавляет образование ω -фазы в металле алюминий.

Образование ω -фазы, протекающее бездиффузионным путем, связано с уменьшением объема сплава, и поэтому между ней и нераспавшейся частью β -фазы возникают значительные внутренние напряжения. Высокая твердость (до *HV* 525) и хрупкость ($\omega + \beta$)-фаза может привести к появлению холодных трещин в шве, и особенно в околошовной зоне. Этому благоприятствует также крупнозернистое строение металла шва и околошовной зоны, поскольку в большинстве сплавов титана и в самом титане нет модификаторов, которые могли бы служить центрами кристаллизации и тормозить рост зерна.

Для борьбы с образованием трещин по указанным причинам прибегают к предварительному нагреву металла перед сваркой и к изменению отпуска (чтобы обеспечить распад хрупкой ω -фазы). Чтобы измельчить зерно, целесообразно модифицировать металл, например, рением (до 0,2%).

Несомненным достоинством сварных швов из большинства титановых сплавов по сравнению с другими конструкционными материалами является стойкость против образования кристаллизационных трещин, что объясняется узким интервалом кристаллизации и высокой пластичностью металла в этом интервале.

§ 58. СВАРИВАЕМОСТЬ ТУГОПЛАВКИХ И АКТИВНЫХ МЕТАЛЛОВ

Общие сведения о тугоплавких и активных металлах.

За последние годы в связи с развитием таких отраслей техники, как электроника, атомная энергетика, ракетостроение, химическое машиностроение и другие, возникла необходимость использовать конструкционные материалы, обладающие очень высокой жаропрочностью, коррозионной устойчивостью в ряде агрессивных сред и другими специальными свойствами. К числу таких материалов относятся Mo, Ta, Nb и Zr, которые отличаются тугоплавкостью и особой химической активностью в нагретом состоянии. Некоторые теплофизические характеристики этих металлов и железа приведены в табл. 54.

Молибден принадлежит к мономорфным металлам с характерной объемноцентрированной кристаллической структурой. При сварке молибдена и его сплавов мало растворимые в металле кислород и углерод создают легкоплавкие эвтектики. Как и титан, молибден

Теплофизические характеристики тугоплавких, активных металлов и железа

Свойство	Mo	Ta	Nb	Zr	Fe
Плотность, $г/см^3$	10,2	16,6	8,5	6,5	7,8
Температура плавления, $^{\circ}C$	2625	2996	2468	1845	1535
Температура кипения, $^{\circ}C$	5560	5425	4927	3580	2450
Коэффициент линейного расширения $\alpha \cdot 10^{-6}, град^{-1}$	5,2	6,6	7,1	5,5	12
Теплопроводность, $кал/см \cdot сек \cdot ^{\circ}C$	0,346	0,13	0,13	0,04	0,161

сильно окисляется при нагреве выше $500-600^{\circ}C$ и образует легко испаряющиеся оксиды. Ухудшенная свариваемость молибдена и его сплавов объясняется образованием кристаллизационных трещин в шве, малой пластичностью сварных соединений и пористостью металла.

Растворимость кислорода в молибдене незначительна и (по некоторым данным) при $1100^{\circ}C$ составляет лишь 0,0045, а при $1700^{\circ}C$ — 0,0065%. Если молибден нагревают на воздухе, то сначала образуется оксид MoO_3 , имеющий высокую упругость испарения и температуру кипения $1480^{\circ}C$. Этот оксид может взаимодействовать со вторым оксидом — MoO_2 , образуя легкоплавкую эвтектику (температура плавления $\sim 780^{\circ}C$), сосредоточенную на границах зерен и ослабляющую прочность металла. Растворимость углерода в молибдене также очень мала: при $20^{\circ}C$ она составляет 0,004, а при $1925^{\circ}C$ — $\sim 0,02-0,03\%$. Поэтому карбиды молибдена Mo_2C сосредоточиваются также на границах зерен. К числу мало растворимых в молибдене элементов относятся N_2 и В. Присутствие в металле кислорода, углерода и бора, а по некоторым сведениям и азота, может послужить причиной возникновения кристаллизационных трещин.

Из сплавов молибдена наибольшую склонность к кристаллизационным трещинам показали системы $Mo-Ni$, $Mo-Fe$, $Mo-Co$, $Mo-Be$, $Mo-Si$.

Сварным соединениям из молибдена и сплавов на его основе свойственна потеря пластичности при насыщении металла вредными примесями — O_2 , C и N_2 (рис. 231). Как видим, особенно резко

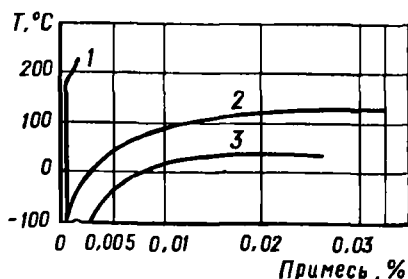


Рис. 231. Влияние содержания примеси кислорода (1), азота (2) и углерода (3) на температуру перехода литого молибдена в хрупкое состояние.

повышает температуру этого перехода кислород: металл, содержащий 0,0002% O_2 , становится хладноломким даже при $+200^\circ C$. Примеси азота и углерода влияют в меньшей степени. В соответствии с установленным пределом растворимости содержание кислорода в металле шва не должно превышать 0,0002, углерода — 0,003 и азота 0,0001%. Для более полного удаления кислорода из металла шва целесообразно использовать раскислители, например Ti (0,5–1,0%), Th (1%), Al (0,025%), Ce (0,1%), Zr ($< 0,25\%$) и др.

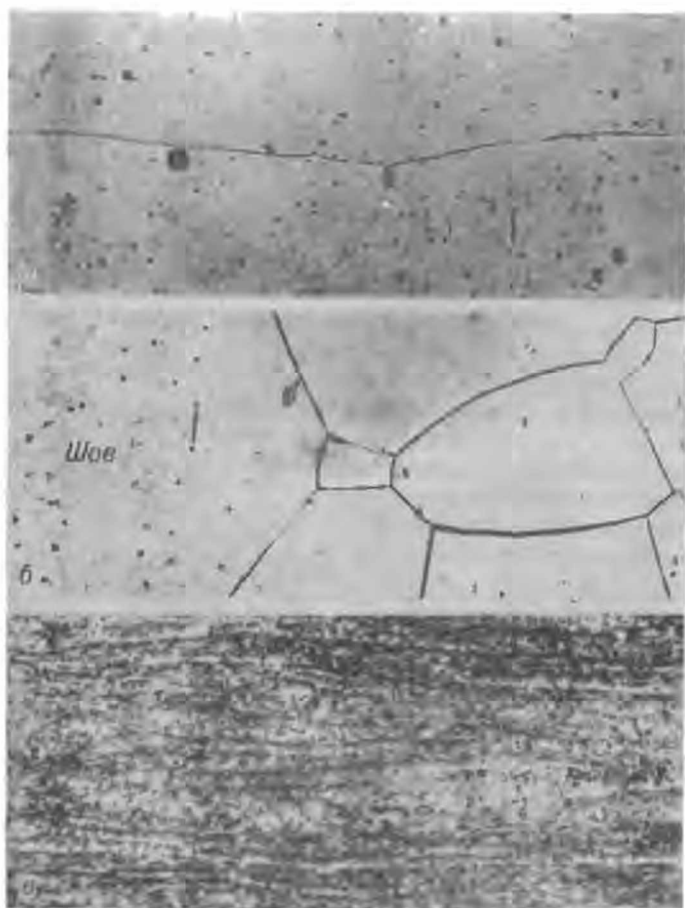


Рис. 232. Структуры сварного соединения молибдена при сварке электронным лучом в вакууме.

Нельзя забывать, что при сварке чистого молибдена, лишенного тугоплавких составляющих, создаются весьма благоприятные условия для роста зерен как в шве (рис. 232, а), так и в околошовной зоне (рис. 232, б). Повышенная склонность металла к охрупчива-

нию обусловлена прежде всего крупнозернистой структурой металла шва с рекристаллизационными зернами (рис. 232, в) зоны термического влияния, где возможно избирательное обогащение границ зерен примесями.

Пористость сварных швов также связана с наличием вредных примесей, попадающих в металл из окружающей среды или из защитного газа. При этом возникновение газовых пузырей в металле может быть вызвано кипением оксидов MoO_3 , находящихся в металле, образованием CO , а также уменьшением растворимости газов (O_2 ; N_2) при переходе металла из жидкого состояния в твердое. Обычно поры бывают сосредоточены по оси шва и у границы сплавления (рис. 233).

Рекомендуются следующие пути получения качественных сварных соединений из молибдена и его сплавов:

1) применять для сварных конструкций молибден и его сплавы, содержащие минимальное количество O_2 , C и N_2 ; выбирать способ и технологию сварки, не допускающие внесения этих вредных примесей в зону сварки;

2) легировать металл элементами-раскислителями, которые, повышая температуру рекристаллизации и роста зерен, одновременно снижают склонность металла к охрупчиванию (Ti , Zr и др.);

3) максимально снижать величину погонной энергии для повышения пластичности сварных соединений (чтобы предотвратить выделение примесей по границам зерен, уменьшить рост зерна и пр.).

Ниобий и тантал. По своим физическим и химическим свойствам Nb и Ta близки друг другу, что обуславливает одинаковое поведение их в условиях сварки. По свариваемости эти металлы аналогичны титану.

При сварке ниобия и тантала нужно предотвращать их окисление, а также снижение пластичности сварных соединений. Ниобий и тантал очень активно поглощают из окружающей среды O_2 , N_2 и H_2 и подобно титану образуют соответствующие твердые растворы или химические соединения. Тантал, например, с 300°C активно поглощает кислород, с 400°C — азот, с 350°C — водород. В результате этого повышаются прочность и твердость металла шва и околошовной зоны, снижается пластичность металла. Однако эти



Рис. 233. Микропоры в металле шва на молибдене, расположенные у границы сплавления.

изменения механических свойств не приводят к резкому охрупчиванию, характерному для сварных соединений молибдена.

Растворимость водорода в ниобии и тантале при увеличении температуры снижается, что связано с образованием и распадом гидридов. Склонность сварных швов на ниобии и тантале к кристаллизационным трещинам незначительна, но ее может усиливать отрицательное влияние углерода, соединения которого (Nb_2C и Ta_2C) образуют эвтектики с ниобием и танталом. Так же ведет себя и Si. В связи со сказанным, сварку ниобия и тантала, как и молибдена, следует осуществлять такими способами, которые сводили бы к минимуму окисление металла и насыщение его вредными примесями.

К числу активных металлов, которым свойственна повышенная температура плавления, относится и цирконий. По физическим и химическим свойствам он близок к титану. Свариваемость циркония и его сплавов отдельно нами не рассматривается.

§ 59. СВАРИВАЕМОСТЬ НЕРЖАВЕЮЩИХ ЖАРОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ С ПЕРЛИТНЫМИ СТАЛЯМИ

В сварных узлах энергетических установок и различного химического оборудования довольно часто можно встретить сочетание нержавеющей высокохромистых сталей с углеродистыми или низколегированными. При этом высоколегированная сталь используется лишь на участках конструкции, непосредственно контактирующих с агрессивной средой. Основная же, несущая часть конструкции изготавливается из недорогих сталей перлитного класса. Применение сварных соединений из разнородных сталей позволяет значительно снизить расход высоколегированных сталей, а также повысить несущую способность и работоспособность изделия.

Особое место занимает композиция сварных соединений из закаливающихся сталей перлитного класса с аустенитными швами. Такое разнородное сварное соединение позволяет заметно уменьшить возможность появления холодных трещин в околошовной зоне.

Образование зоны сплавления и прослойки переходного состава. При совместной кристаллизации двух разнородных сталей в зоне сплавления обычно образуются переходные структуры. Появление их связано с образованием на границе раздела зерен с разными кристаллическими решетками.

Рост кристаллов аустенитного шва начинается от оплавленных зерен основного металла, который представляет собой перлитную сталь (0,1—0,3% C). В этот момент в зернах будет структура δ -железа. На такой подкладке начнется образование зародышей новой фазы — аустенитных зерен металла шва. При этом согласно принципу ориентационного соответствия в зоне сплавления должны появиться совместные зерна с разной кристаллической решеткой. При охлаждении в процессе полиморфных превращений совместные зерна со стороны перлитной стали распадаются и тогда в зоне сплав-

ления образуются структуры перехода от γ - к α -решетке. Поэтому при обычном металлографическом исследовании на резко очерченной границе сплавления (рис. 234, а) совместных зерен не видно. Обнаружить совместность кристаллизации (рис. 234, б) удастся на установке для высокотемпературной металлографии после вакуумного травления микрошлифа при температурах, соответствующих аустенитной структуре основного металла.

Появление в зоне сплавления переходных структур при сварке разнородных сталей объясняется не только особенностями кристаллизации двух сплавов с разными кристаллическими решетками, но и условиями сплавления между собой материалов разных соста-

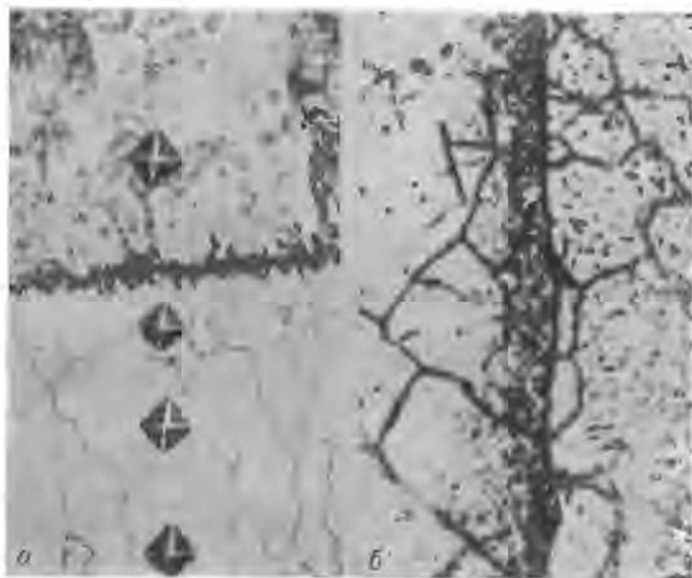


Рис. 234. Микроструктура зоны сплавления перлитной стали 30 с аустенитным швом ЭА2 (а) и высокохромистой стали 16Х12ВМФ с аустенитным швом Х15Н25М6 (б).

вов. По этой причине в зоне сплавления со стороны металла шва неизбежна прослойка переходного состава (рис. 235). Ее ширина зависит от условий кристаллизации и лежит в пределах 0,2—0,8 мм. В месте расположения прослойки наблюдается возрастающая к границе сплавления разбавленность перлитной (или углеродистой) стали аустенитного шва и вызванное этим резкое уменьшение концентрации легирующих аустенит элементов (рис. 235). Поэтому в прослойке образуется хрупкий мартенситный участок, который может привести к разрушению зоны сплавления и снижению эксплуатационной надежности сварных конструкций.

Регулировать структуру прослоек переходного состава можно, изменяя тип электродного металла. Последний обеспечивает

получение металла шва той или иной степени аустенитности в зависимости от состава свариваемых сталей и условий работы сварных соединений. Влияние содержания никеля в аустенитном шве на ширину хрупких прослоек в зоне сплавления показано на рис. 236. При малом запасе аустенитности шва ширина хрупких прослоек χ_1 будет большой (шов 3 типа X18H9), по мере увеличения этого запаса хрупкие прослойки χ_2 и χ_1 для швов 2 и 1 (соответственно из стали X15H25M6 и из сплава на никелевой основе) становятся уже. При этом металл шва б на никелевой основе даже в условиях значительного перемешивания с перлитной сталью а (до 70—80%) сохра-

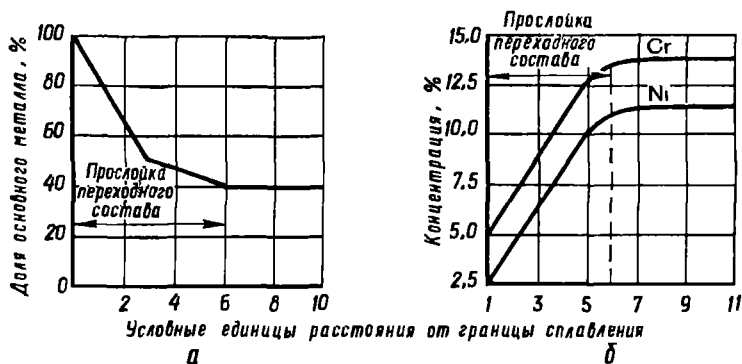


Рис. 235. Изменение доли участия основного металла (а) и концентрации легирующих элементов (б) в аустенитном шве со стороны углеродистой стали.

няет аустенитную структуру без мартенситных образований в переходных участках в шва. Поэтому при сварке перлитных (или углеродистых) сталей с аустенитными, чтобы предупредить преждевременное разрушение сварной конструкции из-за развитых хрупких прослоек в зоне сплавления, нужно выбирать сварочные материалы с повышенным запасом аустенитности. Целесообразно обеспечивать минимальное разбавление аустенитного металла неаустенитным, регулируя величину провара свариваемых кромок.

Рис. 236. Влияние содержания никеля в металле аустенитного шва на ширину хрупких мартенситных прослоек в зоне сплавления

Следует отметить, что в сварных соединениях перлитной стали с высокохромистой отрицательное влияние прослоек на прочность не наблюдается. При

сварке этих соединений можно использовать сварочные материалы как перлитного, так и феррито-мартенситного классов. В обоих случаях структура прослоек переходных составов содержит мартенсит, но при перлитных электродах наплавленный металл имеет высокий уровень пластичности и ударной вязкости и поэтому их применение оказывается целесообразным. Однако при сварке таких сталей предусматривают обычно высокий предварительный нагрев.

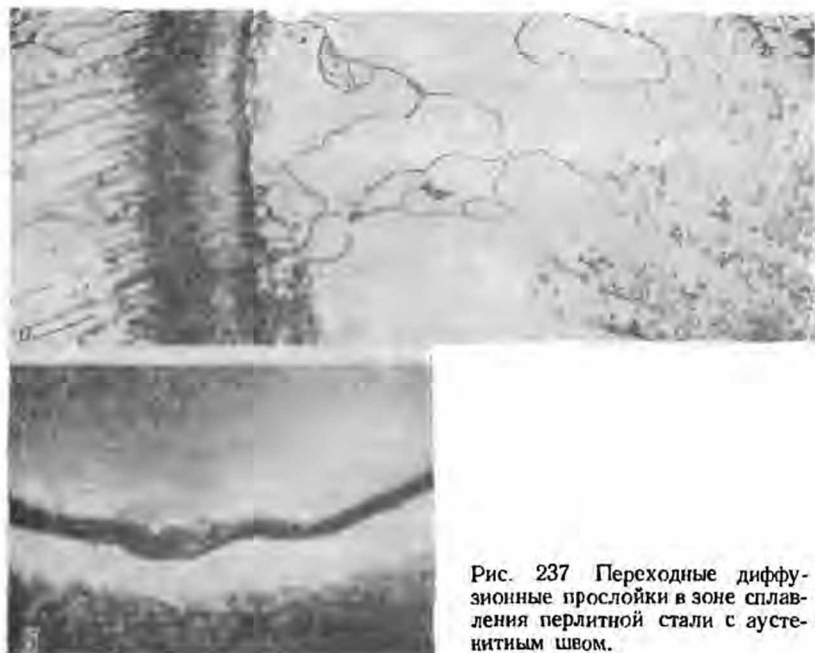


Рис. 237 Переходные диффузионные прослойки в зоне сплавления перлитной стали с аустенитным швом.

Переходные прослойки диффузионного характера в зоне сплавления. Помимо переходных структур, связанных с условиями кристаллизации разнородных сталей, в зоне сплавления могут создаваться переходные прослойки вследствие диффузии некоторых элементов, и особенно углерода, в процессе сварки, термообработки и эксплуатации сварных соединений при высоких температурах. На рис. 237, а показана микроструктура зоны сплавления, характерная для сварных соединений из разнородных сталей. Со стороны основного металла (сталь 30) у шва образуется обезуглероженная прослойка с крупными столбчатыми зернами феррита, а со стороны аустенитного шва (X15H25M6) видна науглероженная темная прослойка высокой твердости. Исследования такого типа соединений с помощью радиоактивных изотопов также показали наличие диффузии углерода из околошовной зоны (малоуглеродистая нелегированная сталь) в аустенитный (X22H15) шов (рис. 237, б).

Интенсивность развития диффузии вблизи зоны сплавления зависит от температуры и длительности пребывания сварного соединения при повышенной температуре в условиях термической обработки и эксплуатации. Заметно развиваться диффузионные прослойки начинают от температуры 420—450 °С и выше, а, как показали исследования, наибольшей величины достигают после выдержки при 800 °С. Появление этих прослоек наблюдается также в зоне сплавления углеродистой стали с низколегированной, перлитной стали с мартенсито-ферритным или ферритным швом и др. Микроструктуры рис. 237, а, б показаны для отпуска при соответственно 700 и 640 °С с выдержкой 10 и 4 ч. На рис. 238 приведена микроструктура зоны сплавления углеродистой стали 30 с хромистым швом (12% Cr) после отпуска при 700 °С в течение 4 ч. Отпечатки, полу-



Рис. 238. Микроструктура зоны сплавления разнородных сталей

ченные при замере микротвердости зоны сплавления, показывают повышение твердости со стороны шва, куда перешел углерод из околосшовной зоны; со стороны основного металла заметна обезуглероженная прослойка, которой отвечает снижение твердости металла.

Активность углерода (по сравнению с другими элементами) объясняется малыми размерами его атома, образующего с железом твердые растворы внедрения. Поэтому диффузионная подвижность углерода во много раз больше, чем подвижность других легирующих элементов как в α -, так и в γ -железе. При этом коэффициент диффузии углерода в α -Fe выше, чем в γ -Fe, при 910 °С в 39 раз, при 755 °С в 126 раз, при 500 °С в 835 раз.

Диффузию углерода и образование диффузионных прослоек можно объяснить следующими причинами:

- 1) разной растворимостью углерода в твердом и жидком железе в период контакта сварочной ванны с основным металлом;
- 2) различной растворимостью углерода в α - и γ -железе (при контакте, например, аустенитного шва с перлитной сталью);
- 3) разным содержанием в контактирующих металлах карбидообразующих элементов.

Последняя причина вероятно наиболее существенно влияет на развитие диффузионных прослоек при сварке разнородных сталей. В самом деле, в сварном соединении, полученном из однородных сталей, образовавшаяся при кристаллизации концентрационная

неоднородность в распределении углерода у границы сплавления будет уменьшаться по закону атомной диффузии, т. е. углерод переместится из объема с повышенной концентрацией в объем металла с пониженной концентрацией этого элемента. Поэтому к моменту полного охлаждения металла колебания в содержании углерода у границы сплавления будут незначительны. Если же шов легирован карбидообразующими элементами, которых нет в основном металле, то концентрационная неоднородность по углероду сохранится и в период охлаждения металла. Это связано с тем, что сродство углерода к карбидообразующим элементам больше, чем к железу.

В отличие от самой распространенной атомной диффузии, перемещение атомов углерода из основного металла, насыщенного карбидами железа, в металл шва, насыщенный карбидами более стойкого элемента, получило название *реактивной диффузии*. Эта диффузия связана с образованием вблизи границы сплавления термодинамически более стойких карбидов. Интенсивность развития данного процесса определяется соотношением сил связи углерода в карбиды по обе стороны от зоны сплавления и, что весьма важно, количеством свободных, несвязанных атомов карбидообразующих элементов и углерода.

Полагают, что легко травящаяся темная прослойка со стороны шва у зоны сплавления представляет собой скопления карбидных выделений. В подтверждение такого мнения свидетельствует высокая твердость прослойки, а также исчезновение свойственной ей структуры при нагреве выше A_{c3} , когда карбиды полностью растворяются в аустените и концентрация углерода выравнивается.

Обезуглероженная прослойка, возникающая у зоны сплавления со стороны основного металла, имеет ферритное зерно. Размер его зависит от сочетания свариваемых материалов и времени выдержки при повышенных температурах. Так, при температуре 650—700°С и длительности выдержки 2—4 ч здесь образуется участок крупных столбчатых зерен феррита, что может быть связано с эффектом собирательной рекристаллизации его. На рост зерен феррита влияет также степень напряженного состояния в зоне сплавления. Например, в паре углеродистая сталь — аустенитный шов на железной основе вследствие значительной разности коэффициентов линейного расширения этих материалов быстро укрупняется зерно.

Со снижением содержания углерода в малолегированной стали ширина обезуглероженной прослойки возрастает, а науглероженной — уменьшается, так как при том же соотношении сил связи углерода в карбиды по обе стороны от зоны сплавления путь, им преодолеваемый, в малоуглеродистой стали будет больше. На величину переходных прослоек влияет концентрация свободного карбидообразующего элемента в легированном шве. Повышение содержания этого элемента приводит к увеличению ширины обезуглероженной и снижению ширины науглероженной прослоек.

Одним из эффективных средств подавления диффузионных процессов в зоне сплавления разнородных сталей является введение

в малолегированную сталь карбидообразующих элементов Cr, Mo, V, Ti, Nb в количествах, необходимых для достаточно полного связывания углерода в стойкие карбиды. Так, достаточно ввести в низколегированную сталь 5% Cr, чтобы подавить диффузию углерода в легированный аустенитный шов при температурах до 500—520° С (стали Х5М, Х5МФ и др.).

Другое эффективное средство подавления диффузионных процессов в зоне сплавления — применение электродных материалов с повышенной степенью аустенитности. В этом случае никель как графитизатор снижает стойкость карбидов и выравнивает разность сил

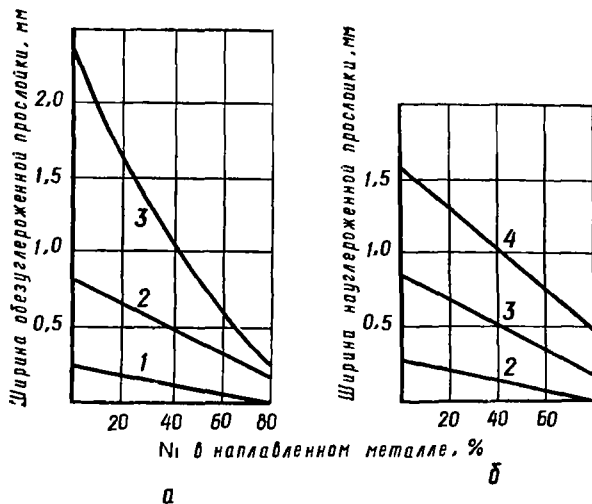


Рис. 239. Влияние содержания никеля в наплавленном металле на ширину обезуглероженной и науглероженной прослойки для образцов, прошедших термическую обработку.

связи углерода в карбиды. На рис. 239 показано влияние содержания никеля в аустенитной наплавке на среднеуглеродистой стали на ширину обезуглероженной и науглероженной прослойки в зоне сплавления. При этом наплавленные образцы выдерживались по 1000 ч при температурах 450 (1), 550 (2), 650 (3), 750° С (4). Во всех случаях с повышением содержания никеля независимо от температуры испытания величина прослойки уменьшалась. Применение в качестве электродных материалов сплавов на никелевой основе (~80% Ni) позволяет избежать появления диффузионных прослойки в сварных образцах, длительно пребывающих при температуре 500—550° С.

Остаточные напряжения Помимо прослойки различного характера, снижающих работоспособность сварного соединения, сварку разнородных сталей затрудняют нередко значительные по величине остаточные напряжения. Последние вызваны разностью коэффициентов линейного расширения свариваемых материалов. Если

величина такого коэффициента для большинства перлитных сталей при температуре $20-600^{\circ}\text{C}$ составляет $13,5 \cdot 10^{-6} - 14,5 \cdot 10^{-6}$, то для аустенитных сталей — соответственно $16 \cdot 10^{-6} - 18,5 \cdot 10^{-6}$, а для нержавеющей хромистых сталей $11 \cdot 10^{-6} - 12 \cdot 10^{-6}$. Термическая обработка таких сварных соединений после сварки увеличивает напряжения в них.

Эпюры остаточных напряжений σ в пластине из перлитной стали 25ХЗМВФ с наплавленным на кромку валиком из аустенитной стали Х25Н20 показаны на рис. 240. В исходном после сварки состоянии — распределение остаточных напряжений мало чем отличается от соответствующего распределения в однородном сварном соединении: в наплавке и примыкающей к ней зоне действуют напряжения растяжения, в более удаленных от наплавки участках — уравнивающие их напряжения сжатия. Иное распределение напряжений (—) наблюдается в том же сварном соединении после его отпуска (700°C , 2 ч). При нагреве соединения из разнородных сталей за счет процесса релаксации снимаются сварочные напряжения. Но при последующем охлаждении по мере восстановления упругих свойств металла пластины и наплавки неизбежно возникают новые остаточные напряжения, вызванные различным тепловым расширением этих металлов и отсутствием свободной деформации. Величина напряжений будет увеличиваться по мере охлаждения металла и достигнет максимального значения при комнатной температуре.

Отмеченные процессы могут значительно сказываться на снижении прочности и пластичности сварных соединений. Наиболее опасно при этом возникновение знакопеременных пластических деформаций и исчерпание по этой причине запаса пластичности. Наличие переходных прослоек еще более усиливает вредное действие остаточных напряжений.

Чтобы уменьшить влияние остаточных напряжений, для конструкций из разнородных сталей, работающих в условиях повышенных температур (более $500-550^{\circ}\text{C}$), целесообразно использовать аустенитные стали высокой прочности, отличающиеся умеренной величиной коэффициентов линейного расширения. В этом отношении перспективно также применение сплавов не на железной, а на никелевой основе, со значениями коэффициента линейного расширения, более близкими соответствующим значениям для перлитной стали.

Особо следует отметить значение термической обработки для сварных соединений из разнородных сталей. Ее рекомендуется применять только в тех случаях, когда необходимо произвести

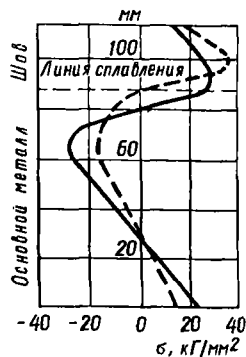


Рис. 240. Эпюры остаточных напряжений в пластине с наплавленным на кромку валиком

отпуск закаленных участков в шве или в зоне термического влияния: для сварных соединений перлитной стали с хромистой, содержащей 12% Cr; при сварке аустенитной стали с низколегированной, склонной к закалке; наконец, для сварных соединений, эксплуатирующихся при высоких температурах, чтобы сохранить стабильность их размеров.

§ 60. СВАРИВАЕМОСТЬ СТАЛИ С МЕДЬЮ И ЕЕ СПЛАВАМИ

Сварка стали с медью и ее сплавами, а также наплавка сплавов меди на сталь позволяют не только создать рациональные сварные конструкции, но и обеспечить значительную экономию цветного металла. Для оценки свариваемости стали с медью и ее сплавами следует прежде всего сопоставить между собой химико-физические свойства этих металлов:

Показатель	Cu	Fe
Группа в периодической системе .	I	VIII
Атомный номер	29	26
Атомная масса	63,54	55,85
Количество электронов в наружном слое атома	1	2
Тип кристаллической решетки . .	г. ц. к.	γ — г. ц. к. α — о. ц. к.
Параметры, Å	$a = 3,61$	$a_\alpha = 2,86$ $a_\gamma = 3,65$
Атомный радиус, Å	1,28	1,41
Температура плавления, °C	1083	1535
» кипения, °C	2310	2450
Коэффициент линейного расширения на 1° C	$16,8 \cdot 10^{-6}$	$12 \cdot 10^{-6}$
Коэффициент теплопроводности, кал/(см · сек · °C)	0,95	0,16
Удельная теплоемкость, кал/(г · °C)	0,09	0,115
Удельное электросопротивление, ом · м	$1,72 \cdot 10^{-8}$	$12 \cdot 10^{-8}$
Плотность, г/см ³	8,93	7,85

Как видим, наблюдается некоторая близость кристаллохимических свойств меди и железа (тип кристаллической решетки при повышенных температурах, параметры, атомные радиусы, количество электронов в наружном слое атома). Поэтому медь с железом образует раствор с предельной растворимостью Fe в расплавленной меди ~3% (см. рис. 215). В равновесном же состоянии (при комнатной температуре) меди в α -железе растворяется до 0,3%, а железа в меди — до 0,2%. Ухудшает их взаимную растворимость присутствующий в стали C, а улучшает — Si и Mn. Следует также отметить, что хрупких интерметаллидов медь с железом не образует.

Более существенная разница в физических свойствах ухудшает свариваемость этих двух металлов (пониженная температура плавления меди, резко отличные по величине теплофизические коэффици-

циенты). Кроме того, отрицательно влияет также повышенная окисляемость меди и значительное поглощение ею газов.

Основной проблемой свариваемости стали с медью и ее сплавами является образование в стали, находящейся в контакте с жидкой медью или сплавом меди, околошовных трещин, заполненных цветным металлом (рис. 241). Возникновение подобных трещин объясняется расклинивающим действием жидкой меди, проникающей в микронадрывы в стали по границам зерен при одновременном действии и термических напряжений растяжения. Начальное проникновение меди по границам зерен стали, протекающее под влиянием капиллярного эффекта, диффузии и растворения стали в меди, облегчается далее тем, что поверхностная энергия на границе $Fe\gamma - Si_{ж}$ примерно в два раза меньше, чем на границе $Fe\gamma - Fe\gamma$. Поэтому прочность границы зерна, находящейся в контакте с жидкой медью, оказывается сниженной, а развивающиеся напряжения растяжения — достаточными для окончательного разрыва ослабленной границы и мгновенного заполнения медью образовавшейся трещины. Проникновение цветного металла в сталь на глубину $> 2,5$ мм в некоторых случаях снижает статическую, и особенно усталостную, прочность стали.



Рис. 241. Зона сплавления при наплавке бронзы Бр. А5 на сталь Ст3.

На глубину проникновения меди или ее сплава в сталь влияют следующие факторы:

1) химический состав как стали, так и цветного металла. Например, бронзы, легированные Ni, Al, Si, менее проникают в сталь, чем оловянные или латуни; в аустенитных сталях развитие трещин большее;

2) доля расплавляемой в соединении стали, время контактирования стали с жидкой фазой. В этом отношении наилучшие результаты достигаются, если сталь вообще не расплавлять. Если же ограничить максимальную температуру нагрева стали до $1450^{\circ}C$, то длительность контакта ее с жидкой фазой составит $\sim 1,5 - 4$ сек. Этим обеспечится получение качественного соединения.

Ухудшает свариваемость стали с медными сплавами образование в околошовной зоне у границы сплавления промежуточных хрупких прослоек (рис. 242). Их возникновение и развитие связано с диффузией некоторых элементов из стали и сплава меди. Чтобы предупредить образование прослоек такого типа, следует применять

способы и режимы сварки, обеспечивающие минимальные нагрев стали и длительность ее контакта с жидким сплавом меди. Весьма эффективна также предварительная наплавка на сталь промежуточных слоев из сплавов, уменьшающих возможность образования хрупких прослоек и перехода железа в наплавленный металл.

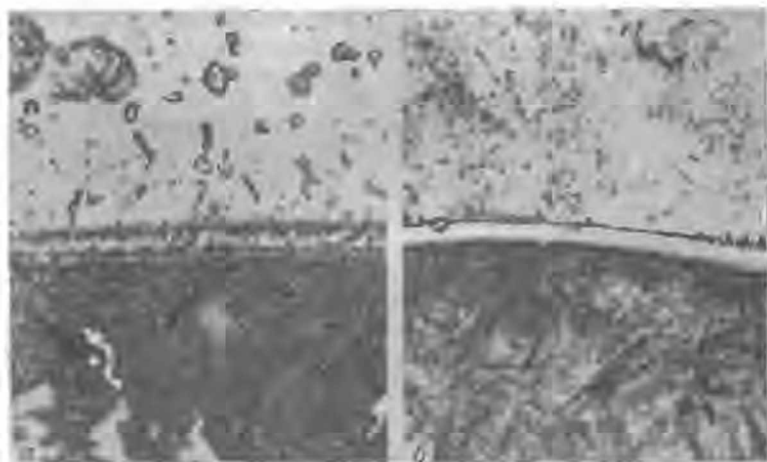


Рис. 242. Хрупкие прослойки в зоне сплавления при плазменной наплавке Бр. АМс9-2 на сталь 20 (а) и Бр. КМс3-1 на сталь 38ХНМА (б).

§ 61. СВАРИВАЕМОСТЬ СТАЛИ С НИКЕЛЕМ И ЕГО СПЛАВАМИ

При изготовлении аппаратов в химическом и нефтяном машиностроении возникает необходимость сваривать никель с низкоуглеродистой, а также с аустенитными хромоникелевыми сталями. Для сопоставления и анализа ниже приведены химико-физические свойства никеля и железа:

Показатель	Ni	Fe
Группа в периодической системе	VIII	VIII
Атомный номер	28	26
Атомная масса	58,71	55,85
Количество электронов в наружном слое атома	2	2
Тип кристаллической решетки	г. ц. к.	γ — г. ц. к. α — о. ц. к.
Параметры, Å	$a = 3,516$	$a_{\alpha} = 2,86$ $a_{\gamma} = 3,65$
Атомный радиус, Å	1,38	1,41
Температура плавления, °C	1455	1535
» кипения, °C	3080	2450

Коэффициент линейного расширения на 1°С	$13,3 \cdot 10^{-6}$	$12 \cdot 10^{-6}$
Коэффициент теплопроводности, кал/(см · сек · °С)	0,143	0,16
Удельная теплоемкость, кал/(г · °С)	0,178	0,115
Удельное электросопротивление, ом · м	$7,24 \cdot 10^{-8}$	$12 \cdot 10^{-8}$
Плотность, г/см ³	8,9	7,85

Как видим, никель ближе к железу, чем медь, в особенности по кристаллохимическим свойствам. Поэтому никель и железо образуют взаимные растворы неограниченной растворимости и не склонны создавать интерметаллические соединения или диффузионные прослойки в зоне сплавления.

Проблемой свариваемости никеля со сталью является чувствительность железоникелевых швов к пористости и к образованию кристаллизационных трещин.

Установлено, что максимальной склонностью к образованию пор обладают швы, содержащие 30—60% Ni, при использовании сварочных материалов с повышенной окислительной способностью. Следовательно, причиной пористости можно считать кислород, попадающий в сварочную ванну. В момент кристаллизации изменения в растворимости кислорода весьма значительны, образующиеся же оксиды углерода и пары воды, не успевая полностью удалиться из металла, приводят к пористости.

Повышенная чувствительность железоникелевых швов к кристаллизационным трещинам связана с присутствием в металле шва S, P и O₂. При этом чем больше никеля в швах, тем сильнее проявляется отрицательное действие серы и фосфора, так как образуемые ими эвтектики с никелем более легкоплавки, чем с железом. Кислород же, как полагают, способен изменять состав и свойства межкристаллитных прослоек, усиливая вредное действие серы.

Помимо вредного влияния серы, фосфора и кислорода, склонность железоникелевых швов к кристаллизационным трещинам связана с их грубым, транскристаллитным строением однофазной аустенитной структуры.

Получению плотных и стойких против кристаллизационных трещин швов при сварке никеля со сталью способствует снижение содержания никеля в швах до 30%, применение сварочных материалов, лишенных окислительной способности, с минимальным содержанием серы и фосфора. Весьма благоприятно влияет одновременное внесение в сварочную ванну раскислителей и модификаторов (например, Mn, Cr, Al, Ti), а также элементов с повышенной энергией активации (например, Mo). Эти металлургические средства воздействия дополняют рядом технологических мероприятий — тщательной подготовкой сварочных материалов и основного металла, в некоторых случаях уменьшением проплавления стальной составляющей и др.

§ 62. СВАРИВАЕМОСТЬ СТАЛИ С АЛЮМИНИЕМ И ЕГО СПЛАВАМИ

Применение комбинированных сварных узлов из стали и алюминия или его сплавов в конструкциях различного назначения (в судостроении, авиационной и химической промышленности, машиностроении, вагоностроении, кислородном аппаратостроении и пр.) весьма перспективно, так как этим достигается наибольшая эффективность работы конструкции при одновременном значительном снижении веса. Однако промышленного способа непосредственного соединения сваркой стали с алюминием или его сплавами пока нет. Существующие методы сварки обеспечивают прочность такого сварного соединения лишь на уровне прочности чистого алюминия. Это объясняется плохой свариваемостью алюминия со сталью.

Ниже приведены химико-физические свойства железа и алюминия:

Показатель	Al	Fe
Группа в периодической системе	III	VIII
Атомный номер	13	26
Атомная масса	26,98	55,85
Количество электронов в наружном слое атома	3	2
Тип кристаллической решетки	г. ц. к.	γ — г. ц. к. α — о. ц. к.
Параметры, Å	$a = 4,04$	$a_\alpha = 2,86$ $a_\gamma = 3,65$
Атомный радиус, Å	1,43	1,41
Температура плавления, °C	658	1535
» кипения, °C	2450	2450
Коэффициент линейного расширения на 1° C	$27 \cdot 10^{-6}$	$12 \cdot 10^{-6}$
Коэффициент теплопроводности, кал/(см · °C)	0,504	0,16
Удельная теплоемкость, кал/(г · °C)	0,214	0,115
Удельное электросопротивление, ом · м	$3,0 \cdot 10^{-8}$	$12 \cdot 10^{-8}$
Плотность, г/см³	2,71	7,85
Поверхностное натяжение, эрг/см²	500	1500

Сопоставление кристаллохимических и физических свойств алюминия и железа свидетельствует о значительной их разнице. Не соответствие типов кристаллических решеток Fe-α и Al (различие в параметрах ~ 22%) и близость атомных радиусов при резко отличных значениях атомного веса объясняют ограниченную взаимную растворимость этих металлов. Так, растворимость Fe в Al ничтожна и при температуре 655° C составляет всего лишь 0,052%, а при 400° C близка к нулю. Разницей в электрохимических свойствах алюминия и железа можно объяснить способность этих металлов образовывать интерметаллические соединения. Кроме интерметаллида

FeAl_3 , с увеличением в системе железа появляются соединения Fe_2Al_7 , Fe_2Al_5 , FeAl_2 , FeAl и другие, а на основе FeAl_3 — эвтектика $\text{Al} + \text{FeAl}_3$ с температурой плавления 655°C . По мере введения железа в алюминий непрерывно повышается предел прочности и твердость; пластичность сплавов резко снижается и при 12% Fe падает до нуля.

Разница в физических свойствах алюминия и железа также весьма существенна: большое различие температур плавления, коэффициентов линейного расширения, теплопроводности и теплоемкости, наличие окисной пленки Al_2O_3 , создающей включения в сварном шве, ухудшают свариваемость этих металлов.

Однако основной проблемой свариваемости алюминия со сталью следует считать образование в зоне сплавления диффузионного слоя из хрупких и твердых интерметаллидных фаз типа Fe_nAl_m , снижающих технологическую и эксплуатационную прочность, а также коррозионную стойкость сварного соединения.

Исследования фазового состава диффузионных слоев, возникающих в зоне сплавления стали с алюминием, показали, что по мере удаления от стали в глубь алюминиевого шва последовательность расположения фаз такая: $\text{Fe}-\alpha$; FeAl_5 ; $\text{Fe}_2\text{Al}_5 + \text{FeAl}_3$; FeAl_3 ; Al . При этом интерметаллид Fe_2Al_5 (55% Al) — наиболее твердый ($HV\ 1000-1100$) и хрупкий, а у FeAl_3 (59% Al) твердость и хрупкость несколько ниже ($HV\ 820-980$).

В результате многочисленных испытаний на прочность сталеалюминиевых соединений выяснилось, что их прочность тем выше, чем меньше толщина интерметаллидного слоя. Из этих соображений иногда допускают наличие слоя из интерметаллидных фаз, но не глубже 5 μm , так как в более толстых слоях возникают поры и трещины, резко снижающие его прочность.

Пути решения сложной проблемы свариваемости стали с алюминием и его сплавами такие:

- 1) предварительно покрывать стальную составляющую алюминием, цинком или другими металлами, чтобы разобщить алюминиевую ванну со сталью;

- 2) легировать алюминиевую ванну различными добавками, замедляющими развитие диффузионных процессов в зоне ее контакта со сталью;

- 3) использовать для соединения алюминия со сталью вставки из биметалла (рис. 243).

Предварительно покрыть сталь некоторыми металлами можно гальванически или горячим погружением. Но получить сталеалюминиевые сварные соединения нужной прочности так не удастся,

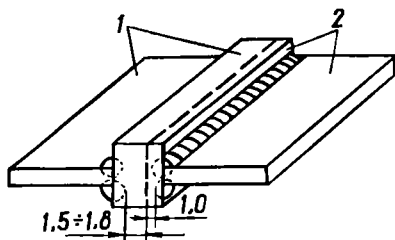


Рис. 243. Сварное сталеалюминиевое соединение, полученное с помощью вставки из биметалла.

поскольку и в этом случае успевают сформироваться прослойки из интерметаллидов той или иной толщины. Наиболее удовлетворительные результаты получены при нанесении комбинированных медно-цинкового и особенно никелево-цинкового покрытий.

Менее изучено влияние легирующих добавок. Известно, например, что если стальная поверхность оцинкована, то внесение в сварочную ванну Cu, Zn, и особенно Si, позволяет значительно уменьшить ширину интерметаллидного слоя за счет снижения диффузионной подвижности атомов алюминия в железе. Наличие же Mg отрицательно влияет на свариваемость алюминия со сталью, так как магний резко увеличивает рост выпавших интерметаллидов.

Предотвратить образование хрупких интерметаллидных фаз можно лишь используя для соединения алюминия со сталью вставки из прокатанного биметалла (рис. 243). В этом случае свариваются между собой однородные металлы — сталь 1 со сталью и алюминий 2 с алюминием, но так, чтобы степень проплавления металла вставки не приближалась к границе схватывания более, чем это допустимо. Существенный недостаток таких соединений — неконструктивность сварных узлов.

§ 63. СВАРИВАЕМОСТЬ СТАЛИ С АКТИВНЫМИ И ТУГОПЛАВКИМИ МЕТАЛЛАМИ

Получение качественных сварных соединений из стали с такими, например, металлами, как Ti, Ta, Nb, Mo, представляет собой весьма сложную задачу. Химико-физические свойства Ti, Ta, Nb, Mo и для сопоставления — Fe представлены в табл. 55.

Как видим, свойства титана и группы тугоплавких металлов весьма отличны от свойств железа. Следствием существенной разницы в кристаллохимических свойствах является малая растворимость этих металлов (особенно тугоплавких) в железе и склонность образовывать с ним твердые и хрупкие интерметаллические соединения. Так, при сварке стали с титаном в зависимости от степени смешения их могут образоваться: при растворении в титане более 23% Fe — Ti_2Fe , более 50% Fe — $TiFe$, более 68% Fe — $TiFe_3$. Следовательно, по мере перехода в соединении от стали к титану меняется состав интерметаллидной прослойки, она обедняется железом и обогащается титаном. С увеличением же толщины такой прослойки, твердость которой высока, снижаются прочность и пластические свойства сварного соединения. Поэтому в сварных сталетитановых соединениях допустимы лишь прослойки толщиной не более 1 мкм. В сварных соединениях ниобия со сталью опасно образование твердого и хрупкого интерметаллида Fe_3Nb_2 и др.

Ухудшает свариваемость сталей с рассматриваемой группой металлов и резкое отличие их теплофизических свойств, с чем связано появление высоких напряжений и деформаций, вызывающих трещины в шве и околошовной зоне.

Химико-физические свойства тугоплавких металлов и железа

Показатель	Величина для				
	Ti	Ta	Nb	Mo	Fe
Группа в периодической системе	IV	V	V	VI	VIII
Атомный номер	22	73	41	42	26
Атомная масса	47,90	180,95	92,91	95,94	55,85
Количество электронов в наружном слое атома	2	2	1	1	1
Тип кристаллической решетки	β — о. ц. к. α — г. п. у.	о. ц. к.	о. ц. к.	о. ц. к.	γ — г. ц. к. α — о. ц. к.
Параметры, Å	$a_\beta = 3,28$ $a_\alpha = 2,95$ $c_\alpha = 4,68$	$a = 3,30$	$a = 3,29$	$a = 3,14$	$a_\alpha = 2,86$ $a_\gamma = 3,65$
Атомный радиус, Å	1,614	1,626	1,47	1,36	1,41
Температура плавления, °C	1668	2996	2468	2625	1535
» кипения, °C	3227	5425	4927	5560	2450
Коэффициент линейного расширения на 1° C	$7,14 \cdot 10^{-6}$	$6,6 \cdot 10^{-6}$	$7,1 \cdot 10^{-6}$	$5,2 \cdot 10^{-6}$	$12 \cdot 10^{-6}$
» теплопроводности, кал/(см · сек · °C)	0,041	0,13	0,13	0,346	0,161
Удельная теплоемкость, кал/(г · °C)	0,13	0,036	0,06	0,065	0,115
Плотность, г/см ³	4,5	16,6	8,6	10,2	7,85

Можно отметить два пути для решения сложной задачи получения сварных соединений из стали с активными и тугоплавкими металлами:

1) применение промежуточных вставок, сваривающихся как со сталью, так и с тугоплавким металлом;

2) непосредственное соединение путем расплавления стали без расплавления тугоплавкого металла.

Выбор промежуточных вставок относительно ограничен, так как лишь немногие металлы могут образовывать твердые растворы со столь различными по свойствам соединяемыми материалами. Например, Ti удовлетворительно сваривается лишь с V, Mo, Ta, Nb и Zr. Но только V образует непрерывный ряд твердых растворов как с Ti, так и с Fe. Однако при использовании вставок из ванадия следует учитывать возможность образования со стороны стали прослойки твердых карбидов типа VC ($HV\ 1045\ \text{кг/мм}^2$) из-за перемещения углерода в сторону ванадия. Возможно применение комбинированных вставок, состоящих, например, из Ta и термически обработанной бериллиевой бронзы. В этом случае бронза сваривается со сталью, а тантал — с титаном, не образуя интерметаллидных фаз.

И все же более технологичным представляется использование второго пути, когда для получения сварного соединения расплавляется только сталь, а тугоплавкий металл лишь смачивается ею. Но при контакте жидкого металла с твердым успевают в той или иной степени пройти диффузионные процессы и образуется шов с характерной структурной неоднородностью и повышенной твердостью у границы с тугоплавким металлом. Регулируя тепловой режим сварки в направлении уменьшения длительности контакта жидкой и твердой фаз, можно получить сварное соединение с удовлетворительными механическими свойствами.

Следует помнить, что наиболее успешно удастся сваривать рассматриваемые пары металлов лишь при наличии надежной защиты от действия окружающего воздуха.

Контрольные вопросы и задания

Что следует понимать под свариваемостью тех или иных материалов? Какие виды испытаний для оценки свариваемости широко используются в сварочной технике?

Дайте общую характеристику группы углеродистых конструкционных сталей. По какому признаку их классифицируют в сварочной технике?

Чем объяснить высокую чувствительность средне- и высокоуглеродистых конструкционных сталей к кристаллизационным трещинам в швах и к холодным — в околошовной зоне? Как решаются эти проблемы?

Дайте общую характеристику легированных сталей. Как они делятся по степени легирования и структурному состоянию? Какие свойства характерны для различных групп легированных сталей?

Проанализируйте условия, при которых могут возникнуть холодные трещины в околошовной зоне. При сварке каких легированных сталей они могут возникнуть и почему? Какие стали наиболее чувствительны к образованию холодных трещин? Причины этого.

Чем объяснить, что наличие в шве аустенитной структуры повышает стойкость к образованию холодных трещин в околошовной зоне? При сварке каких сталей это имеет важное значение?

Проанализируйте влияние химического состава металла шва на возможное образование в нем кристаллизационных трещин. Приведите примеры и поясните причины высокой и низкой стойкости швов против образования таких трещин для различных групп легированных сталей.

Какие пути используются для создания швов, не склонных к образованию кристаллизационных трещин, при сварке легированных сталей?

Объясните причины разупрочнения в зоне термического влияния. При сварке каких материалов можно обнаружить разупрочнение в зоне термического влияния? От чего зависит развитие этого процесса?

Чем объяснить, что при сварке легированных термоупрочненных сталей одной из важных проблем их свариваемости является трудность получить металл шва, околошовной зоны и сварного соединения в целом со свойствами, близкими свойствам основного металла? Как решается эта проблема?

Какие виды охрупчивания металла шва и зоны термического влияния могут наблюдаться при сварке высоколегированных сталей? Каким образом можно избежать этого? Поясните на примере конкретных сталей.

Почему при сварке сталей ферритного и аустенитного классов сварные соединения в различных участках оказываются чувствительными к межкристаллитной коррозии? Как решается эта проблема?

Какие стали и почему называются особенно чувствительными к росту зерна при сварке?

Дайте общую характеристику чугуна — его строения, свойств. Почему чугун относится к трудносвариваемым материалам?

Назовите особенности теплофизических свойств меди и ее сплавов. Какие проблемы свариваемости меди и ее сплавов, как они решаются?

Почему никель особенно чувствителен к образованию горячих трещин и пор в швах? Как решаются эти проблемы свариваемости никеля?

Назовите сплавы никеля и дайте характеристику их свариваемости.

Перечислите особенности теплофизических свойств алюминия и его сплавов. Как можно оценить свариваемость этих материалов?

Какова роль окисной пленки Al_2O_3 при рассмотрении проблем свариваемости алюминия и его сплавов? Каким образом эта пленка удаляется из зоны сварки?

Объясните, почему алюминий и его сплавы более склонны к образованию пор в швах, чем, например, стали? Каким образом решается задача получения плотных алюминиевых швов?

Чем объяснить высокую чувствительность к кристаллизационным трещинам металла швов при сварке многих сплавов алюминия? Какие пути решения этой проблемы?

Дайте общую характеристику теплофизических и механических свойств титана и его сплавов. Почему титан и его сплавы относятся к лучшим конструкционным материалам?

Поясните, почему столь трудно получить сварные соединения из титана или его сплавов, которые бы обладали высокой пластичностью? Каким образом удастся решить эту задачу?

Дайте общую характеристику теплофизических свойств тугоплавких металлов, сопоставьте их с железом.

Какой свариваемостью обладает группа тугоплавких металлов? Почему молибден обладает худшей свариваемостью в сравнении с другими металлами этой группы?

Каким образом формируется зона сплавления при сварке сталей, разных по составу и структурному классу? Что собой представляет прослойка переходного состава и каким путем можно избежать ее появления?

Какие причины возникновения переходных прослоек диффузионного характера в зоне сплавления разнородных сталей? Как решается эта проблема?

Поясните причину возникновения в сварных узлах из разнородных сталей высоких остаточных напряжений, не снимаемых термообработкой после сварки. Каким образом можно уменьшить величину этих напряжений?

Сопоставьте между собой химико-физические свойства меди и железа и назовите проблемы свариваемости меди со сталью. Почему при сварке этих металлов в зоне сплавления не образуются интерметаллические соединения?

Сопоставьте между собой химико-физические свойства никеля и железа, какие выводы можно сделать из этого сопоставления?

Объясните причины возникновения пор и кристаллизационных трещин в сварных швах при сварке никеля со сталью. Как решаются эти проблемы свариваемости никеля со сталью?

Сопоставьте между собой химико-физические свойства алюминия и железа. Какой свариваемостью обладает эта пара металлов?

Какие интерметаллические соединения в зоне сплавления сварных соединений алюминия со сталью могут образоваться? Как влияет такая прослойка из интерметаллидных фаз на прочность сталеалюминиевых соединений? Назовите пути устранения или уменьшения по толщине интерметаллидных прослоек.

Сопоставьте между собой химико-физические свойства тугоплавких металлов и железа. Чем объяснить плохую свариваемость этих пар металлов? Какие пути имеются по получению сварных соединений из тугоплавких металлов со сталью?

СВОДКА ПЕРЕВОДА ВСТРЕЧАЮЩИХСЯ В ТЕКСТЕ РАЗЛИЧНЫХ ЕДИНИЦ В ЕДИНИЦЫ МЕЖДУНАРОДНОЙ СИСТЕМЫ [СИ]

1. Единицы механических величин:

длины

$$1 \text{ \AA} = 10^{-10} \text{ м} = 0,1 \text{ нм (нанометр)}$$

$$1 \text{ мк} = 1 \text{ мкм (микрометр)} = 10^{-6} \text{ м}$$

массы

$$1 \text{ моля} = M \cdot 10^{-3} \text{ кг (M — относительная молекулярная масса)}$$

$$1 \text{ кмоль} = M \text{ кг}$$

времени, частоты

$$1 \text{ ч} = 3600 \text{ сек}$$

$$1 \text{ об/сек} = 1 \text{ сек}^{-1}$$

$$\text{Колебание в секунду} = 1 \text{ гц}$$

$$\text{Период в секунду} = 1 \text{ гц}$$

$$1 \text{ об/мин} = 1/60 \text{ сек}^{-1}$$

скорости, ускорения

$$1 \text{ м/мин} \approx 0,01667 \text{ м/сек}$$

$$1 \text{ м/ч} \approx 0,2778 \cdot 10^{-3} \text{ м/сек}$$

$$1 \text{ км/ч} = \frac{1}{3,6} \text{ м/сек} \approx 0,2778 \text{ м/сек}$$

$$1^\circ/\text{сек} = \frac{\pi}{180} \text{ рад/сек} \approx 0,01745 \text{ рад/сек}$$

$$1 \text{ об/сек} = 2\pi \text{ рад/сек} \approx 6,283185 \text{ рад/сек}$$

$$1 \text{ об/мин} = \frac{\pi}{30} \text{ рад/сек} \approx 0,1047 \text{ рад/сек}$$

силы

$$1 \text{ кГ} = 9,80665 \text{ н}$$

$$1 \text{ дин} = 10^{-5} \text{ н}$$

удельного веса (удельной силы тяжести)

$$1 \text{ кГ/м}^3 = 9,80665 \text{ н/м}^3$$

$$1 \text{ кГ/см}^3 (\text{кгс/см}^3) = 9,80665 \cdot 10^6 \text{ н/м}^3$$

$$1 \text{ дин/см}^3 = 10 \text{ н/м}^3$$

плотности

$$1 \text{ г/см}^3 = 10^3 \text{ кг/м}^3$$

давления, механического напряжения

$$\begin{aligned}1 \text{ ат} &= 1 \text{ кг/см}^2 = 9,80665 \cdot 10^4 \text{ н/м}^2 \\1 \text{ кг/м}^2 &= 1 \text{ мм вод. ст.} = 9,80665 \text{ н/м}^2 \\1 \text{ мм рт. ст.} &= 133,322 \text{ н/м}^2\end{aligned}$$

работы, энергии, мощности

$$\begin{aligned}1 \text{ кг} \cdot \text{м} &= 9,80665 \text{ дж} \\1 \text{ эрг} &= 1 \text{ дин} \cdot \text{см} = 10^{-7} \text{ дж} = 0,1 \text{ мкдж} \\1 \text{ вт} \cdot \text{сек} &= 1 \text{ дж} \\1 \text{ квт} \cdot \text{ч} &= 3,6 \text{ Мдж} \\1 \text{ эв} &= 1,60206 \cdot 10^{-19} \text{ дж} \\1 \text{ эрг/сек} &= 10^{-7} \text{ вт} \\1 \text{ кг} \cdot \text{м/сек} &= (\text{кгс} \cdot \text{м/сек}) = 9,80665 \text{ вт} \\1 \text{ л. с.} &= 735,499 \text{ вт} \\1 \text{ кал/сек} &= 4,1868 \text{ вт}\end{aligned}$$

вязкости (динамической, ударной)

$$1 \text{ пз} = 1 \text{ дин} \cdot \text{сек/см}^2 = 1 \text{ г/см} \cdot \text{сек} = 0,1 \text{ н} \cdot \text{сек/м}^2$$

массового и объемного расхода

$$\begin{aligned}1 \text{ г/сек} &= 10^{-3} \text{ кг/сек} \\1 \text{ кг/ч} &= 2,7778 \cdot 10^{-4} \text{ кг/сек} \\1 \text{ см}^3/\text{сек} &= 10^{-6} \text{ м}^3/\text{сек} \\1 \text{ м}^3/\text{ч} &= 2,778 \cdot 10^{-4} \text{ м}^3/\text{сек} \\1 \text{ л/мин} &= 1,6667 \cdot 10^{-6} \text{ м}^3/\text{сек}\end{aligned}$$

поверхностного натяжения

$$1 \text{ дин/см} = 1 \text{ эрг/см}^2 = 10^{-3} \text{ н/м} = 10^{-3} \text{ дж/м}^2$$

2. Единицы тепловых величин:

температуры

$$^{\circ}\text{C} = \text{T}^{\circ}\text{K} - 273,15^{\circ}\text{K}$$

теплоты, термодинамического потенциала

$$\begin{aligned}1 \text{ кал} &= 4,1868 \text{ дж} \\1 \text{ ккал} &= 4186,8 \text{ дж}\end{aligned}$$

теплового потока, тепловой мощности

$$\begin{aligned}1 \text{ ккал/ч} &= 1,163 \text{ вт} \\1 \text{ кал/сек} &= 4,1868 \text{ вт}\end{aligned}$$

удельной теплоты, удельного термодинамического
потенциала, удельного теплосодержания,
внутренней энергии

$$\begin{aligned}1 \text{ кал/г} &= 4186,8 \text{ дж/кг} \\1 \text{ эрг/г} &= 10^{-4} \text{ дж/кг} \\1 \text{ кал/моль} &= 4,1868 \text{ дж/моль}\end{aligned}$$

удельной теплоемкости

$$1 \text{ кал/г} \cdot ^\circ\text{C} = 1 \text{ ккал/кг} \cdot ^\circ\text{C} = 1 \text{ кал/моль} \cdot ^\circ\text{C} = \\ = 4186,8 \text{ Дж/кг} \cdot ^\circ\text{K}$$

теплопроводности и температуропроводности

$$1 \text{ кал/(см} \cdot \text{сек} \cdot ^\circ\text{C)} = 418,68 \text{ Вт/(м} \cdot ^\circ\text{K)}$$

$$1 \text{ эрг/(см} \cdot \text{сек} \cdot ^\circ\text{C)} = 10^{-5} \text{ Вт/(м} \cdot ^\circ\text{K)}$$

$$1 \text{ см}^2/\text{сек} = 10^{-4} \text{ м}^2/\text{сек}$$

коэффициентов теплоотдачи, лучеиспускания

$$1 \text{ кал/(сек} \cdot \text{см}^2 \cdot ^\circ\text{C)} = 4,1868 \cdot 10^4 \text{ Вт/(м}^2 \cdot ^\circ\text{K)}$$

$$1 \text{ эрг/(см}^2 \cdot \text{сек} \cdot ^\circ\text{C)} = 10^{-3} \text{ Вт/(м}^2 \cdot ^\circ\text{K)}$$

$$1 \text{ кал/(см}^2 \cdot \text{сек} \cdot ^\circ\text{K}^4) = 4,1868 \cdot 10^4 \text{ Вт/(м}^2 \cdot ^\circ\text{K}^4)$$

$$1 \text{ эрг/(см}^2 \cdot \text{сек} \cdot ^\circ\text{K}^4) = 10^{-3} \text{ Вт/(м}^2 \cdot ^\circ\text{K}^4)$$

газовой постоянной

$$1 \text{ кал/(г} \cdot ^\circ\text{C)} = 4186,8 \text{ Дж/(кг} \cdot ^\circ\text{K)}$$

$$1 \text{ кал/(моль} \cdot ^\circ\text{C)} = 4186,8 \text{ Дж/(кмоль} \cdot ^\circ\text{K)}$$

$$1 \text{ эрг/(моль} \cdot ^\circ\text{C)} = 10^{-4} \text{ Дж/(кмоль} \cdot ^\circ\text{K)}$$

ПРЕДМЕТНЫЙ УКАЗАТЕЛЬ

- Абсорбция 192
Адгезия 6
Адсорбция 231
Аллотропия 20
Аморфное вещество 13
— состояние 13
Анизотропия 26
Анод 64
Анодное пятно 64
Аустенит 345
- Бейнит 331
Бюргерса вектор 37
- Вакансии 23
Видманштеттова структура 287
Вискозиметр 195
Водородная болезнь меди 365
Вязкость 193
- Градиент температуры 99
- Дендриты 273
Деформация пластическая 34
— упругая 33
Дилатометр 301
Дислокация винтовая 37
— линейная 25,36
Дислокаций источник Франка-Рида 41
Дисперсионное твердение 321
Диссоциации упругость 229
Диссоциация 227
Диффузионное раскисление 255
Диффузия 204
- Жаропрочность 332
Жаростойкость 332
Жароупорность 340
Железо - α 288
— - γ 288
— техническое 294
- Закон Гесса 164
— Гука 33
— действующих масс 178
— Кулона 14
— распределения Нернста 189
— Стефана — Больцмана 102
— теплопроводности Фурье 103
— Фика 205
Зона слабину 262
- Излучение 73,75
Ион 59
Ионизация 60,62
— термическая 69
Источник тепла быстродвижущийся 108
— — линейный 108
— — мгновенный 108
— — непрерывнодействующий 108
— — плоский 108
— — распределенный 111
— — сосредоточенный 112
— — точечный 108
- Катод 77
Катодное пятно 64
Карбиды 393
Конвекция 101
Конденсированное состояние 9
Коэффициент Пуассона 33
— температуропроводности 105
— теплопроводности 100
— формы шва 147,148
Красноломкость 262
Кристалл 24
Кристаллизация вторичная 285
— — первичная 267,283
Кристаллит 24
Кристаллическая решетка 13
- Лазер 57
Латунь 369

- Ликвация 281
- Ликвидус 285
- Маргенсит 320
- Модификаторы 252
- Модифицирование 351
- Модуль сдвига 33
 - упругости 33
- Монокристалл 13
- Напряжения внутренние 32
 - нормальные 33
 - касательные 35
 - остаточные 21
- Нитриды 234
- Нормализация 329
- Оксиды кислотные 240
 - основные 240
 - амфотерные 240
- Перлит 288
- Пинч-эффект 222
- Плазма 65
- Плазменная сварка 80
- Поверхностная энергия 190
- Поверхностно-активные вещества 192
- Поверхностное натяжение 190
- Ползучесть 332
- Полигонизация 306
- Поликристалл 26
- Полиморфизм 20
- Полиморфные превращения 20
- Полубесконечное тело 107
- Полярность обратная 64
 - прямая 63
- Постоянная Больцмана 70
 - Планка 11
- Потенциал ионизации 72
- Предел прочности 338
 - текучести 338
 - упругости 338
 - усталости 338
- Процесс адиабатический 106
 - изобарический 173
 - изотермический 172
 - изохорический 184
 - необратимый 168
 - обратимый 168
- Прочность теоретическая 29
 - техническая 29
 - технологическая 294
 - эксплуатационная 294
- Пуаз 194
- Работа выхода 60
 - ионизации 62
- Равновесие химическое 178
- Радиация 102
- Разряд дуговой 63
 - несамостоятельный 63
 - нестационарный 63
 - самостоятельный 63
 - стационарный 63
 - темный 62
 - тлеющий 63
- Разрушение вязкое 44
 - хрупкое 45, 46
- Реакция эндотермическая 162
 - экзотермическая 162
- Рекристаллизация 290
- Свариваемость 327
- Сварочная ванна 219
- Связь ионная 14
 - ковалентная 14
 - металлическая 15
 - молекулярная 15
- Сигма (σ)-фаза 355
- Силы близкодействующие 15
 - Ван-дер-Ваальса 15
 - гравитационные 221
 - дальнodelствующие 14
 - кулоновские 14
 - обменные 15
- Синеломкость 290
- Система 161
 - гетерогенная 180
 - гомогенная 178
- Скин-эффект 88
- Смачивание 54
- Смачивания угол 54
- Соединения эндотермические 162
 - экзотермические 162
- Соллтус 285
- Сорбит 323
- Среда гомогенная 178
- Сродство к кислороду 197, 198
- Сталь аустенитная 345
 - бессемеровская 329
 - кипящая 329
 - легированная 330
 - мартеновская 329
 - мартенситная 330
 - перлитная 330
 - спокойная 329
 - углеродистая 328
 - ферритная 342
- Степень диссоциации 228
 - ионизации 70
- Столб дуги 65
- Структура гексагональная плотноупакованная 18
- Структура кубическая гранецентрированная 18
- Структура объемноцентрированная 19

Сублимация (возгонка) 10
Схватывание металлов 48

Твердость 24

Температура (точка) Кюри 96

— кипения 196

— плавления 9

Тепловая мощность 58

Теплоемкость 96

Теплота диссоциации 227,228

— испарения 10

— плавления 9

— сублимации 10

Теплотворная способность 90

Термит 57

Термодинамики начало второе 168

— начало первое 160,161

Транскристаллизация 348

Трещины горячие (кристаллизационные) 296

Трещины холодные 296

Уравнение Гиббса — Гельмгольца 175

— изобары реакции 184

— изотермы — 182

— изохоры — 184

— Лапласа 105

— Сага 70

Ударная вязкость 338

Удлинение относительное 338

Фаза 188

— газовая 180

— жидкая 180

— твердая 180

Фаз правило 186

Феррит 288

Фотоионизация 61

Фотон 74

Химическая термодинамика 160

Хладноломкость 48

Хрупкое состояние 46

Хрупкость 45

Цементит 358

Число Авогадро 207

Чугун белый 358

— ковкий 358

— модифицированный 359

— серый 358

Шлаки длинные 242

— кислые 240

— короткие 242

— основные 240

Шпинели 243

Эвтектика 262

Эвтектоид 285

Электронный газ 15

Эмиссия электронов 76

Энергия внутренняя 161

— кинетическая 9

— потенциальная 12

Энтальпия 163

Энтропия 168,171

1. Гельман А. С. Теория сварки давлением. М., «Машиностроение», 1970.
2. Грановский В. Л. Электрический ток в газе. М., «Наука», 1971.
3. Демянцевич В. П. Металлургические и технологические основы дуговой сварки. М., Машгиз, 1962.
4. Ерохин А. А. Кинетика металлургических процессов дуговой сварки. М., «Машиностроение», 1964.
5. Жуховицкий А. А., Шварцман Л. А. Физическая химия. М1 «Металлургия», 1963.
6. Зайт В. Диффузия в металлах. М., Изд-во иностранной литературы, 1958.
7. Касаткин Б. С., Мусияченко В. Ф. Низколегированные стали высокой прочности для сварных конструкций. Киев, «Техника», 1970.
8. Крестовников А. Н., Вигдорович В. Н. Химическая термодинамика. М., Металлургиздат, 1961.
9. Крестовников А. Н., Владимиров Л. П., Гуляницкий Б. С., Фишер А. Я. Справочник по расчетам равновесий металлургических реакций. М., ГНТИ литературы по черной и цветной металлургии, 1963.
10. Лашко Н. Ф., Лашко С. В. Некоторые проблемы свариваемости металлов. М., Машгиз, 1963.
11. Лесков Г. И. Электрическая сварочная дуга. М., Машгиз, 1970.
12. Мирдель Г. Электрофизика. М., «Мир», 1972.
13. Никифоров Г. Д. Металлургия сварки плавлением алюминиевых сплавов. М., Машгиз, 1972.
14. Николаев Г. А. Сварные конструкции. М., Машгиз, 1962.
15. Николаев Л. Л., Тулупов В. А. Физическая химия. М., «Высшая школа», 1964.
16. Одинг И. А. Теория дислокаций в металлах и ее применение. М., Изд-во АН СССР, 1959.
17. Петров Г. Л. Неоднородность металла сварных соединений. М., Судпромгиз, 1963.
18. Петров Г. Л., Тумарев А. С. Теория сварочных процессов. М. «Высшая школа», 1967.
19. Погодин-Алексеев Г. И. Теория сварочных процессов. М., Машгиз, 1950.
20. Прохоров Н. Н. Горячие трещины при сварке. М., Машгиз, 1952.
21. Россшинский А. А. Металлография сварных швов. М., Машгиз, 1961.
22. Рыкалин Н. Н. Расчеты тепловых процессов при сварке. М., Машгиз, 1951.
23. Семенов А. П. Схватывание металлов. М., Машгиз, 1958.
24. Смит М. К. Основы физики металлов. М., Металлургиздат, 1955.
25. Фролов В. В. Поведение водорода при сварке плавлением. М., Машгиз, 1966.
26. Фролов В. В. и др. Теоретические основы сварки. М., «Высшая школа», 1970.
27. Хренов К. К. Электрическая сварочная дуга. М., Машгиз, 1949.
28. Чалмерс Б. Физическое металловедение. М., Металлургиздат, 1963.
29. Шоршоров М. Х. и др. Горячие трещины при сварке жаропрочных сплавов. М., Машгиз, 1973.
30. Энгель А., Штенбек М. Физика и техника электрического разряда в газах, т. 1, 2. М., ОЛТИ, 1935.

ОГЛАВЛЕНИЕ

Введение	3
Глава I. Строение металлов	9
§ 1. Агрегатные состояния вещества	9
§ 2. Аморфное и кристаллическое строение твердых тел	13
§ 3. Межатомные силы связи и их природа	14
§ 4. Кристаллическая структура твердых металлов	16
§ 5. Несовершенства в строении металлов	21
§ 6. Монокристаллы и поликристаллические блоки	23
§ 7. Теоретическая и техническая прочность металлов	29
<i>Контрольные вопросы и задания</i>	<i>31</i>
Глава II. Деформация, разрушение и схватывание металлов	32
§ 8. Деформация металла	32
§ 9. Основные положения дислокационной теории пластической деформации металлов	36
§ 10. Процессы разрушения твердых металлов	44
§ 11. Схватывание металла	48
<i>Контрольные вопросы и задания</i>	<i>56</i>
Глава III. Основные источники тепла в сварочной технике	56
§ 12. Общие замечания	57
§ 13. Электрический дуговой разряд	59
§ 14. Плазменная струя	80
§ 15. Электрическое сопротивление твердых и жидких проводников	82
§ 16. Электрический индукционный нагрев	87
§ 17. Химические процессы	89
<i>Контрольные вопросы и задания</i>	<i>94</i>
Глава IV. Тепловые основы сварки	95
§ 18. Основные теплофизические величины, понятия и определения	96
§ 19. Способы передачи тепла в твердом теле и с его поверхности	99
§ 20. Уравнение теплопроводности	103
§ 21. Упрощенные расчетные схемы нагреваемого тела и источников тепла	107
§ 22. Распространение тепла в бесконечном теле	108
§ 23. Распространение тепла в ограниченном теле	113
§ 24. Расчетные схемы нагрева металла дугой	117
§ 25. Расчет процесса распространения тепла при наплавке валика на массивное тело	118
§ 26. Расчет процесса распространения тепла при односторонней сварке пластин в стык	124
§ 27. Влияние режима сварки и теплофизических свойств металла на температурное поле предельного состояния	129
§ 28. Нагрев мощными быстродействующими источниками тепла	130
§ 29. Термический цикл и максимальные температуры	133

§ 30. Нагрев и плавление электрода и электродной проволоки при дуговой сварке	136
§ 31. Нагрев и проплавление основного металла сварочной дугой	143
Контрольные вопросы и задания	158
Глава V. Основные элементы физической химии	160
§ 32. Элементы химической термодинамики	160
§ 33. О химическом равновесии	178
§ 34. Явления в жидких средах и на поверхностях раздела фаз	188
§ 35. О химическом родстве элементов к кислороду	197
§ 36. Диффузия в металлах	204
Контрольные вопросы и задания	216
Глава VI. Металлургические основы сварки плавлением	218
§ 37. Условия плавления металла и существования его в жидком состоянии	218
§ 38. Газовая фаза в зоне сварки плавлением	227
§ 39. Шлаковая фаза	238
§ 40. Взаимодействие между расплавленным металлом, газовой средой и шлаком	244
§ 41. Процессы кристаллизации металла при сварке	267
Контрольные вопросы и задания	292
Глава VII. Технологическая прочность сварных соединений	294
§ 42. Трещины при сварке и их классификация	295
§ 43. Термодформационные явления в металлах при сварке	297
§ 44. Деформационная способность металла при температурах, близких к температуре солидус	304
§ 45. Методика оценки склонности металла шва к образованию горячих трещин	307
§ 46. Некоторые данные испытаний металла шва на технологическую прочность по методике МВТУ и ЖдМИ	312
§ 47. Влияние формы конструкции на образование горячих трещин при сварке	317
§ 48. Причины возникновения холодных трещин	319
§ 49. Пути повышения технологической прочности сварных соединений	326
Контрольные вопросы и задания	327
Глава VIII. Свариваемость металлов	327
§ 50. Свариваемость углеродистых конструкционных сталей	328
§ 51. Свариваемость низко- и среднелегированных сталей	330
§ 52. Свариваемость высоколегированных сталей	339
§ 53. Свариваемость чугунов	357
§ 54. Свариваемость меди и сплавов на основе меди	364
§ 55. Свариваемость никеля и его сплавов	370
§ 56. Свариваемость алюминия и его сплавов	375
§ 57. Свариваемость титана и его сплавов	387
§ 58. Свариваемость тугоплавких и активных металлов	392
§ 59. Свариваемость нержавеющих жаропрочных сталей с перлитными сталями	396
§ 60. Свариваемость стали с медью и ее сплавами	404
§ 61. Свариваемость стали с никелем и его сплавами	406
§ 62. Свариваемость стали с алюминием и его сплавами	408
§ 63. Свариваемость стали с активными и тугоплавкими металлами	410
Контрольные вопросы и задания	412
Сводка периода встречающихся в тексте различных единиц в единицы Международной системы (СИ)	415

Багрянский Константин Владимирович,
Добротина Зинаида Александровна,
Хренов Константин Константинович

ТЕОРИЯ СВАРОЧНЫХ ПРОЦЕССОВ

Издание второе, переработанное

*Допущено Министерством высшего и среднего специального
образования СССР в качестве учебника для студентов
сварочных специальностей вузов*

Издательское объединение «Вища школа»
Главное издательство

Редактор Г. В. Елисеєва
Обложка художника Д. Д. Грибова
Художественный редактор С. В. Аннен-
ков
Технические редакторы Т. И. Мазюк,
Н. А. Шалагина
Корректор Р. П. Киевская

Сдано в набор 22.12.1975 г. Подписано к печати 6.05.1976 г. Фор-
мат бумаги 60×90^{1/16}. Бумага тип. № 1. Печ. л. 26,5.
Уч.-изд. л. 28,22. Тираж 19000. Изд. № 2174. БФ 15851. Цена
1 руб. 23 коп. Зак. 5-612.

Главное издательство издательского объединения «Вища
школа», 252051, Киев, 54, Гоголевская, 7.

Книжная фабрика им. М. В. Фрунзе Республиканского произ-
водственного объединения «Полиграфкинг» Госкомиздата
УССР, Харьков, Донец-Захаржевская, 6/8