

М. К. ГОЛАНКО  
М. М. ГОЛДШТЕЙН  
И. М. МУРЗИН

# ВАНАДИЙ В СТАЛИ

FB

4387

И. Н. ГОЛИКОВ  
М. И. ГОЛЬДШТЕЙН  
И. И. МУРЗИН

## ВАНАДИЙ В СТАЛИ



ИЗДАТЕЛЬСТВО  
«МЕТАЛЛУРГИЯ»  
Москва 1968





FB 4387

**Ванадий в стали.** Голиков И. Н., Гольдштейн М. И., Мурзин И. И. Изд-во «Металлургия», 1968, 291 стр.

Освещены вопросы производства и потребления ванадия в металлургии, влияния его на свойства сталей. Излагаются данные исследований о фазовых превращениях, процессах карбидообразования и дисперсионного упрочнения в сталях, легированных ванадием. Приводятся сведения о составе, свойствах и обработке отечественных и зарубежных сталей и сплавов, даны рекомендации по их применению. Указаны пути сокращения расхода металла и дефицитных легирующих элементов (вольфрама, молибдена, ниобия и др.) благодаря использованию ванадиевых сталей.

Предназначена для научных и инженерно-технических работников, специализирующихся в области производства и использования сталей и сплавов. Полезна студентам вузов при изучении спецкурса по металловедению и термической обработке.

Илл. 108. Табл. 64. Библ. 305 назв.

*Vanadium im Stahl*

3-11-1  
103-68

TECHNISCHE  
INFORMATIONSBIBLIOTHEK  
HANNOVER

Патриотам КАЧКАНАРА  
посвящается

## ПРЕДИСЛОВИЕ

**Д**ирективами XXIII съезда КПСС по пятилетнему плану развития народного хозяйства СССР на 1966—1970 гг. предусматривается снижение расхода проката черных металлов в машиностроении и металлообработке на 20—25%, уменьшение удельного расхода стали на производство проката, улучшение качества металла, изготовление проката из высококачественных сталей. В решении этих задач важное место занимает использование легированных сталей.

Из металлов, применяемых для легирования стали, весьма эффективен ванадий. Он существенно повышает прочность стали, уменьшает размер зерна, снижает склонность стали к перегреву, улучшает свариваемость и многие другие физико-механические, технологические и эксплуатационные свойства. Легирование ванадием некоторых сталей позволяет экономить вольфрам, молибден и ниобий.

Несмотря на это, до 1964—1965 гг. ванадий для легирования сталей применяли ограниченно. При потреблении в черной металлургии около 85% всего производимого в стране ванадия потребность в нем удовлетворялась далеко не полностью. В основном ванадий использовали для легирования некоторых инструментальных сталей и сплавов специального назначения. Это объяснялось прежде всего большой дефицитностью ванадия из-за недостаточного объема его производства.

Промышленное производство ванадия в СССР было организовано с 1935 г. на Чусовском металлургическом



заводе (ЧМЗ), на котором ванадий извлекали при комплексной переработке титано-магнетитовых руд Кусинского и Первоуральского месторождений.

Относительно небольшие запасы этих руд и не отвечающий современным условиям уровень техники их переработки обусловили недостаточные масштабы производства ванадия и высокие цены на него.

В 1958 г. на Урале начато строительство Качканарского горнообогатительного комбината им. Я. М. Свердлова (КГОК) для переработки титано-магнетитовых ванадийсодержащих железных руд Качканарского месторождения, запасы которых составляют миллиарды тонн. Железованадиевое сырье перерабатывают на Нижне-Тагильском металлургическом комбинате имени В. И. Ленина (НТМК). Пуск уже первой очереди новых промышленных объектов на КГОК, НТМК и ЧМЗ позволил значительно расширить переработку качканарских руд и извлечение из них ванадия. Благодаря этому производство ванадиевых продуктов в 1965—1966 гг. уже значительно возросло. С завершением строительства КГОК, в 1970 г., производство ванадия в СССР увеличится в несколько раз.

Все это открывает возможности для более широкого использования ванадия в черной металлургии.

Использование ванадиевых сталей в народном хозяйстве страны позволит сократить расход проката, улучшить его качество, сэкономить некоторые дорогие и дефицитные легирующие элементы.

В монографии освещены итоги работы коллектива исследователей ЦНИИЧМ и УралНИИЧМ, а также обобщены многочисленные исследования по ванадию, опубликованные в отечественной и зарубежной литературе.

В научно-исследовательских работах принимали участие: в ЦНИИЧМ — А. А. Бабаков, А. Г. Иванов, И. Ф. Красных, Е. В. Кручинина, К. А. Ланская, Я. П. Селицкий, Н. П. Слотвинский-Сидак, Р. И. Энтин и др.; в УралНИИЧМ — Э. Э. Блюм, С. Г. Гутерман, А. В. Гринь, Э. Л. Колосова, В. М. Мельникова, М. С. Михалев, Е. А. Муравьев, Л. М. Панфилова, Г. Д. Суслопаров и др.

В подготовке материалов к публикации большую помощь авторам оказали Т. И. Романова, О. Н. Липская, Н. И. Немчинова, Д. Я. Ярославцева, Е. И. Сохранная.

# I

## ГЛАВА

### ПРОИЗВОДСТВО И ПРИМЕНЕНИЕ ВАНАДИЯ

**В** 1801 г. мексиканский минералог проф. Мануэль дель Рио, работая со свинцовой рудой, получил вещество с металлическим блеском, которое принял за новый элемент. Вследствие красного цвета его солей в кислотах новый элемент был назван эритронием. Иногда его называли полихромом из-за цвета, подобного соединению хрома.

В 1805 г. французский химик Колле-Де Костеля, анализируя мексиканскую руду, посланную на анализ во Французскую Академию наук, дал ошибочное заключение, что новое вещество — это вид свинцового хромита. После этого эритроний был забыт на несколько десятилетий.

Второе открытие ванадия (эритрония) произошло в 1830 г. Шведский химик проф. Н. Сефстрем обнаружил в образцах чугуна, выплавленного на Тибергском металлургическом заводе, неизвестный ранее элемент, который он назвал именем богини красоты скандинавской мифологии — ванадием.

Позднее немецкий проф. Веллер доказал тождество вновь открытого элемента ванадия с эритронием, обнаруженным впервые в мексиканских рудах.

С этого времени ванадий стали изучать химики и минерологи.

Новый элемент всесторонне был изучен известным химиком Берцелиусом (1831 г.). Позднее Роско (1867 г.) получил ванадий в виде металлического порошка и исследовал его свойства.



## Свойства ванадия

Свойства ванадия в значительной степени зависят от его химической чистоты. Вследствие того что особо чистый ванадий получить крайне трудно<sup>1</sup>, большинство исследований проведено на сплавах с различным содержанием примесей (кислорода, азота, водорода, углерода), поэтому данные разных исследований различаются. Ниже приведены свойства ванадия, представляющие интерес в связи с проблемой легирования стали, заимствованные из обобщающих исследований по металлургии ванадия у У. Ростокера [1], А. Ю. Полякова [2] и из справочных данных [3—5].

Ванадий, как ниобий и тантал, переходный металл VB группы периодической системы элементов Д. И. Менделеева. Из металлов этой группы он наиболее легкий. Полиморфных превращений не имеет. Атомный номер 23. Атомная масса (вес) 50,95. Кристаллическая решетка — о.ц.к. Параметр решетки зависит от чистоты ванадия: при 99,8%  $V$   $a=0,3033$  нм (3,0330Å), а при 99,998%  $V$   $a=0,30231$  нм (3,0231Å) [6]. Межатомное расстояние равно 0,2617 нм (2,617Å). Атомный диаметр составляет 0,271 нм (2,71Å) для координационного числа 12 и 0,263 нм (2,63Å) для координационного числа 8.

Физические свойства ванадия следующие:

|                                                      |                     |
|------------------------------------------------------|---------------------|
| Плотность при 20° С, г/см <sup>3</sup> . . . . .     | 6,11                |
| Температура плавления, °С . . . . .                  | 1912                |
| Температура кипения, °С . . . . .                    | 3352                |
| Теплоемкость при 20° С:                              |                     |
| дж/(г·град) . . . . .                                | 0,50                |
| кал/(г·град) . . . . .                               | 0,12                |
| Теплопроводность при 20° С:                          |                     |
| вт/(м·град) . . . . .                                | 30,9                |
| кал/(см·сек·град) . . . . .                          | 0,074               |
| Коэффициент линейного расширения на градус . . . . . | $8,3 \cdot 10^{-6}$ |
| Электросопротивление:                                |                     |
| ом·м . . . . .                                       | $26 \cdot 10^{-8}$  |
| ом·см . . . . .                                      | $26 \cdot 10^{-6}$  |
| Температурный порог сверхпроводимости, °К . . . . .  | 4,3                 |

<sup>1</sup> По сообщению Г. Бауэра и В. Шнелла [6], при нагреве на 1650° С в высоком вакууме удалось получить металлический ванадий очень высокой чистоты 99,998%.

Металлический ванадий имеет серо-стальной цвет. Чистый ванадий хорошо принимает пластическую деформацию.

Механические свойства его в значительной степени зависят от чистоты. Ванадий, содержащий 0,012% — 0,015% О, 0,005% Н, 0,0007—0,008% N, имеет следующие механические свойства [2]:

|                                                                     |              |
|---------------------------------------------------------------------|--------------|
| Модуль упругости, Гн/м <sup>2</sup> (кг/мм <sup>2</sup> ) . . . . . | 141 (14 100) |
| Предел прочности, Мн/м <sup>2</sup> (кг/мм <sup>2</sup> ) . . . . . | 222 (22,2)   |
| Предел текучести, Мн/м <sup>2</sup> (кг/мм <sup>2</sup> ) . . . . . | 118 (11,8)   |
| Относительное удлинение, % . . . . .                                | 17           |
| Относительное сужение, % . . . . .                                  | 75           |
| Угол загиба, град. . . . .                                          | 180          |

В ванадии с большим количеством примесей (С, О, N) предел прочности достигает 520 Мн/м<sup>2</sup> (52 кг/мм<sup>2</sup>), а предел текучести 450 Мн/м<sup>2</sup> (45 кг/мм<sup>2</sup>). После холодной пластической деформации ванадий рекристаллизуется при нагреве до 800—1000° С. Чистый ванадий при температуре около (—30) ÷ (—50° С) переходит из вязкого в хрупкое состояние.

В зависимости от содержания ванадия металлический ванадий делят на карботермический: ВАМ-1 ( $V \geq 99,5\%$ ), ВАМ-2 ( $V \geq 98,7\%$ ) и алюмотермический ( $V \geq 95,0\%$ ). Из-за очень высоких цен металлический ванадий применяют в сплавах, не содержащих железа.

## Сырье для получения ванадия

Среднее содержание ванадия в литосфере (0,015% в земной коре и 0,0003 г/м<sup>3</sup> в морской воде) превосходит содержание никеля, цинка, меди, ниобия, молибдена, тантала, вольфрама и др. и почти равно содержанию циркония и хрома [7, 8].

Ванадийсодержащее сырье комплексное, оно содержит железо, алюминий, титан, фосфор, свинец, цинк, уран и другие элементы. Известно более 70 минералов, в которых обнаружено присутствие ванадия, и только десять из них имеют промышленное значение — патронит, роскоэлит, карнотит, моттрамит, деклазит, бравоит, сульфонит и др.

Наиболее богатым ванадиевым сырьем являются перуанские асфальтиты (месторождение Минас—Пагра).



Патронит, входящий в асфальтиты, содержит 19—25%  $V_2O_5$ . Асфальтиты с ванадием найдены в СССР и в США на Колорадском плато.

Роскоэлитовые руды содержат до 3—5,5%  $V_2O_5$ . Месторождения этих руд имеются в США, Западной Австралии, СССР. Роскоэлитовые концентраты содержат до 20%  $V_2O_5$  [9].

Известные месторождения карнотитовых руд ( $K_2O \cdot 2UO_3 \cdot V_2O_5 \cdot 3H_2O$ ) находятся в западной части США на Колорадском плато. Ванадий из этих руд добывают после извлечения из них урана и радия. Запасы руды оцениваются в 220 тыс. т с содержанием 1,5—2%  $V_2O_5$ .

Крупнейшие месторождения ванадийсодержащих руд находятся в Юго-Западной Африке. Эти руды содержат ванадиевые, свинцовые и цинковые минералы. Среднее содержание  $V_2O_5$  составляет 1,4%. К этой разновидности могут быть отнесены руды месторождений Брокен-Хилл (Северная Родезия).

Кроме того, ванадий содержится в бокситах. В венгерских, югославских, итальянских и других бокситах присутствует от 0,05 до 0,15%  $V_2O_5$ .

Месторождения ванадийсодержащих руд черных металлов известны во многих странах, в том числе в СССР, США, Индии, Швеции, Норвегии, Финляндии, КНР, ЮАР.

В США ванадийсодержащие титаномagnetиты выявлены в штатах Нью-Йорк, Вайоминг, Нью-Джерси, Северная Каролина, Миннесота, Колорадо [8].

Богатыми месторождениями титаномagnetитов в Швеции являются Тиберг, в Норвегии — Редсанд и Сольваог, в Финляндии — месторождения Вуолотоки и Отанмяки [8]. В финских титаномagnetитах при содержании в руде 0,25% V запасы ванадия составляют около 115 тыс. т. Запасы ванадия в титаномagnetитах Бушвельдского комплекса (ЮАР) исчисляются в 4,5 млн. т при содержании в руде 0,25% V [11].

Железофосфористые руды, содержащие ванадий, обнаружены в Западной Лотарингии, Скандинавии, СССР и в других странах.

Большие запасы ванадия сосредоточены в фосфоритах США. Фосфориты штата Айдахо содержат около 450 тыс. т. ванадия при содержании в руде 0,1—0,3%  $V_2O_5$ . В СССР месторождения фосфоритов, содержа-

щих ванадий, находятся в районе Кара-Тау и Джабагли.

В России ванадий впервые был обнаружен Г. Розе в 1833 г. в свинцовых рудах Березовских рудников (Урал). В 1902 г. Б. Г. Карпов обнаружил ванадий в медных ферганских рудах. Ванадий в керченских бурых железняках был открыт проф. М. И. Контар, а в 1923 г. проф. Сырокомский обнаружил ванадий в уральских титано-магнетитовых рудах.

В настоящее время СССР располагает многими крупными месторождениями титано-магнетитовых руд и фосфористых железных руд, содержащих большие запасы ванадия. На Урале разведано более 25 месторождений, из которых наиболее крупные Качканарское, Кусинское, Первоуральское, Чернореченское, Волковское, Висимское и др. В Карельской АССР имеются Пудожгорское и Крайкарское титано-магнетитовые месторождения. В Мурманской области открыто Цагинское. Ванадий имеется в морских титано-магнетитовых песках Курильских островов и Кавказского побережья.

К железным рудам, содержащим ванадий в незначительных количествах, относятся руды Керченского, Аятского, Лисаковского, Забайкальского, Байгарского и других месторождений [2, 10].

Сырьем для производства ванадия в СССР до недавнего времени были руды Кусинского и Первоуральского месторождений. В 1963 г. введено в эксплуатацию крупнейшее месторождение железованадиевых титаномagnetитов — Качканарское. Это месторождение было известно более двухсот лет, но детально изучено Н. К. Высоцким в 1902—1904 гг. [12].

Качканарская группа титаномagnetитов представлена собственно Качканарским и Гусевгорским месторождениями. Минералогический состав этих руд отличается разнообразием. Рудные минералы представлены главным образом титаномagnetитом (около 50%) с редкими зернами ильменита (не более 5%). В них также присутствуют пирит, халькопирит, мартит.

Руды Качканарской группы месторождений вкрапленные и относятся к типу малотитанистых ванадийсодержащих титаномagnetитов с низким содержанием серы и фосфора. Руды имеют высокую основность пустой породы. Они содержат около 16—17% Fe; 1,3—1,4%



TiO<sub>2</sub>; 16% CaO; 39% SiO<sub>2</sub>; 6,6% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; 12% MgO; 0,12—0,15% V<sub>2</sub>O<sub>5</sub>.

Зарождение ванадиевой промышленности можно отнести к 1856 г. — началу эксплуатации урановых отходов в Иоакимстале. В 1871 г. в Англии начали переработку медьсодержащих песчаников с получением метаванадата аммония. На металлургическом заводе Крезе во Франции в 1882 г. было осуществлено промышленное извлечение ванадия из томасовских шлаков. Завод давал 60 т пятиокиси ванадия в год.

Впервые в России переработка ванадиевого сырья была организована в 1916—1917 гг. на Петроградском опытном заводе, на котором было переработано 800 т руды. Полученный при этом уранованадиевый концентрат был продан за границу.

В 1931 г. на Московском заводе редких элементов из ферганской руды были получены соединения ванадия, из которых в Советском Союзе был выплавлен первый феррованадий. Через год на заводе им. Войкова в Керчи начала работать промышленная опытная установка по переработке ванадиевых шлаков и получению ванадата кальция. В 1935 г. на Чусовском металлургическом заводе был пущен в эксплуатацию цех по получению пятиокиси ванадия и феррованадия сначала из мартеновских, а затем из конвертерных шлаков.

### Переработка ванадийсодержащего сырья

Технологические схемы извлечения ванадия из ванадийсодержащего сырья определяются его составом. При переработке ванадиевого сырья обычно получают готовый продукт в виде пятиокиси ванадия или ванадатов натрия, кальция, железа или других металлов.

Около половины мирового производства ванадия получают из титано-магнетитовых и других железосодержащих руд.

Титано-магнетитовые руды — основной источник ванадия в СССР.

Извлечение ванадия из железорудного сырья производится по двум основным схемам: гидрометаллургической и металлургической с последующей переработкой шлака по гидрометаллургической схеме.

По первой схеме (рис. 1, а) железованадиевые концентраты в смеси со щелочными добавками (NaCl, Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub> или Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>) окомковываются и подвергаются окислительно-натрирующему обжигу при температуре до 1300°С. Обоженные окатыши обрабатываются водой с целью извлечения из них растворимых соединений ванадия. Ванадийсодержащие растворы направляются на осаждение ванадия методом нейтрализации минеральными кислотами. Полученный осадок содержит около 95—97% V<sub>2</sub>O<sub>5</sub>. Железородные окатыши после выщелачивания используют в металлургической промышленности.

Этой схемой пользуются в Финляндии для извлечения ванадия из титано-магнетитовых руд [13].

Методом гидрометаллургии можно перерабатывать железованадиевые концентраты, содержащие не более 3,0% SiO<sub>2</sub> и незначительные количества CaO [13].

Извлечение ванадия из железованадиевых концентратов в СССР ведут по металлургической схеме (рис. 1, б).

Принятая схема включает обогащение титано-магнетитовых руд, агломерацию железованадиевого концентрата, доменную плавку, в процессе которой трехвалентный ванадий восстанавливается и переходит в чугуны, деванадацию чугуна в воздушном или кислородном конвертере.

В процессе деванадации титан, кремний, марганец, хром, ванадий и часть железа окисляются и переходят в шлак.

В табл. 1 показано содержание ванадия в процессе переработки руд по металлургической схеме.

Химический состав конвертерного ванадиевого шлака, полученного из качканарского железованадиевого концентрата после размолла и очистки от железа, приведен ниже, %:

| V <sub>2</sub> O <sub>5</sub> | FeO  | Fe <sub>мет</sub> | SiO <sub>2</sub> | CaO | MgO | MnO | TiO <sub>2</sub> | Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub> | Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> | P <sub>2</sub> O <sub>5</sub> |
|-------------------------------|------|-------------------|------------------|-----|-----|-----|------------------|--------------------------------|--------------------------------|-------------------------------|
| 10,6                          | 40,2 | 4,0               | 20,6             | 1,7 | 1,9 | 6,8 | 7,0              | 3,0                            | 4,0                            | 0,14                          |

Ванадий в шлаке сконцентрирован в ванадиевой шпинели Fe<sub>2</sub>O · V<sub>2</sub>O<sub>5</sub>. Выход шлака в конвертере составляет 50—62 кг на 1 т чугуна.

Для перевода ванадия в растворимые соединения конвертерный шлак после дробления, размолла и очист-



ки от металлического железа подвергают в смеси со щелочными добавками (сильвинитом, поваренной солью или содой) окислительно-натрирующему обжигу при температуре  $840-860^{\circ}\text{C}$ . Обожженная шихта обрабатывается водой, а затем 7%-ным раствором серной кислоты. Щелочной и сернокислый растворы смешивают и при  $\text{pH}=1,7-2$  и температуре  $80-95^{\circ}\text{C}$  из них выпадает осадок поливанадата натрия, называемый технической пятиокисью ванадия. Осадок после отделения от сливных вод направляют на сушку-плавку. Расплавлен-

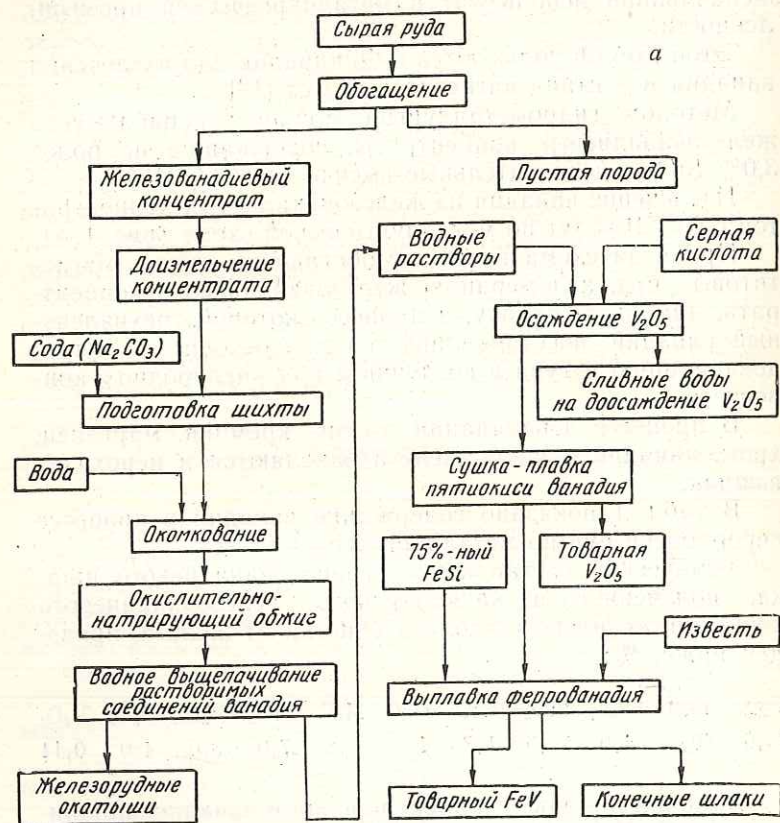


Рис. 1. Схемы методов извлечения ванадия из титано-магнетитовых руд:

а — гидрометаллургический; б — пирометаллургический

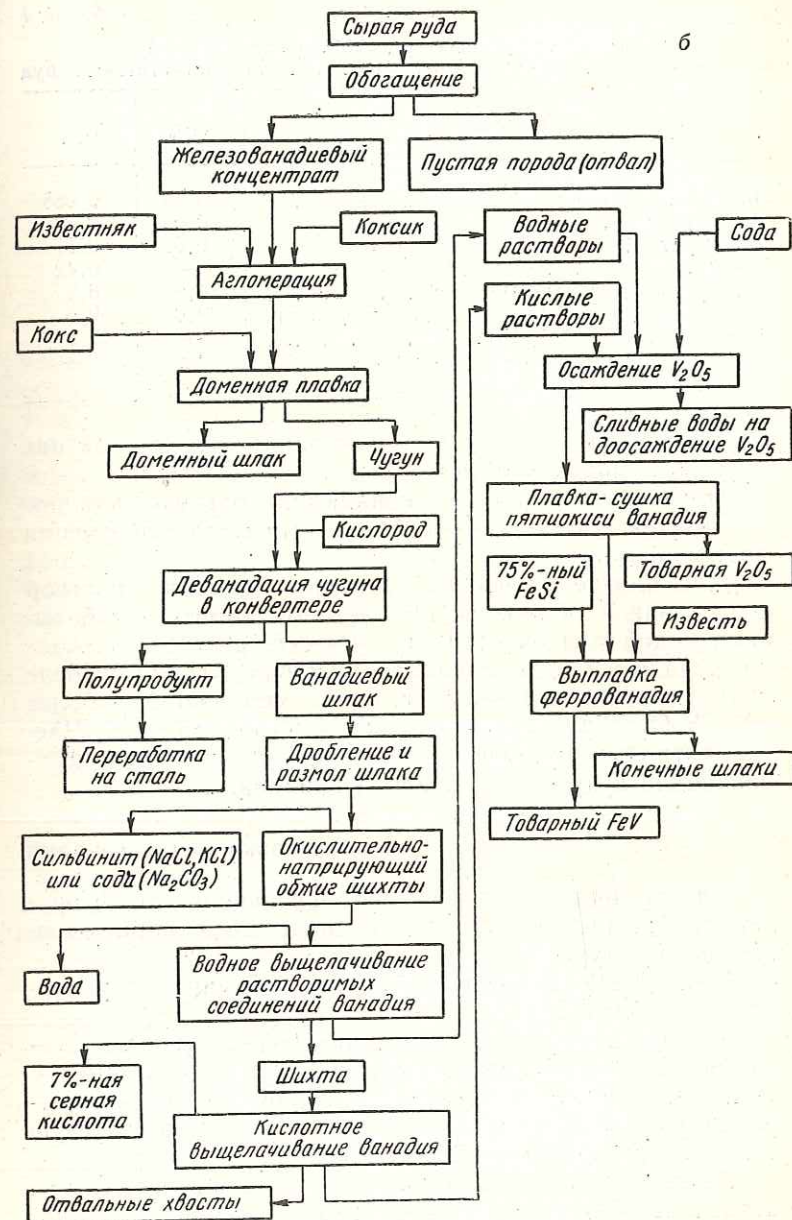




Таблица 1

Изменение среднего содержания ванадия (%)  
в процессе металлургической переработки титано-магнетитовых руд

| Материал                                     | V <sub>2</sub> O <sub>5</sub> | V <sub>мет</sub> |
|----------------------------------------------|-------------------------------|------------------|
| Исходная (сырая) руда . . . . .              | 0,15                          | 0,085            |
| Концентрат . . . . .                         | 0,65                          | 0,37             |
| Агломерат . . . . .                          | 0,55                          | 0,31             |
| Чугун . . . . .                              | —                             | 0,42             |
| Конвертерный ванадиевый шлак . . . . .       | 14,0                          | 8,0              |
| Пятиокись ванадия (техническая, плавленая)   | 90,0                          | 50,0             |
| Феррованадий, ГОСТ 4760—49 . . . . .         | —                             | 40,0             |
| Химически чистая пятиокись ванадия . . . . . | 99,8                          | —                |

ная пятиокись ванадия на грануляционных столах застывает в виде пластинок.

Плавленную пятиокись ванадия используют как товарный продукт и как исходное сырье для получения феррованадия.

Для получения чистой пятиокиси ванадия раствор после водной обработки обожженной шихты обрабатывают содой для очистки от примесей, а затем осаждают ванадий в виде ванадата аммония NH<sub>4</sub>VO<sub>3</sub>. После прокаливании получают продукт, содержащий более 99% V<sub>2</sub>O<sub>5</sub> и незначительное количество примесей. Чистую пятиокись применяют для получения 80%-ного феррованадия и других соединений ванадия.

### Выплавка феррованадия

Для легирования стали ванадием используют феррованадий разных сортов или специальные ванадийсодержащие лигатуры.

ГОСТ 4760—49 предусматривает три марки феррованадия (табл. 2).

Фактически выплавляемый на Чусовском металлургическом заводе феррованадий содержит более 40% V. При таком содержании ванадия сплавы, согласно диаграмме состояния железо—ванадий, имеют минимальную температуру плавления 1470—1500°С.

Выплавку феррованадия осуществляют в дуговой сталеплавильной печи с магnezитовой футеровкой. Вна-

Таблица 2

Химический состав (%) феррованадия по ГОСТ 4760—49

| Марка | V    | C        | Si  | P    | S    | Al  | As   |
|-------|------|----------|-----|------|------|-----|------|
|       |      | не более |     |      |      |     |      |
| Вд1   | ≥ 35 | 0,75     | 2,0 | 0,10 | 0,10 | 1,0 | 0,05 |
| Вд2   |      |          | 3,0 | 0,20 |      | 1,5 |      |
| Вд3   |      | 1,0      | 3,5 | 0,25 | 0,15 | 2,0 |      |

чале расплавляют железную часть шихты, которую необходимо подбирать с возможно меньшим содержанием углерода и фосфора. Затем в жидкой ванне восстанавливают ванадий из пятиокиси, для чего в печь загружают смесь из пятиокиси ванадия, рафинировочного шлака, 75%-ного ферросилиция и извести.

При электрометаллургическом способе выплавки феррованадия достигнуты следующие технико-экономические показатели по расходу сырья и электроэнергии (на одну базовую тонну):

|                                              |           |
|----------------------------------------------|-----------|
| Пятиокись ванадия (75%-ная), кг . . . . .    | 955—965   |
| Ферросилиций (75%-ный), кг . . . . .         | 380—400   |
| Алюминий (вторичный), кг . . . . .           | 85—90     |
| Известь, кг . . . . .                        | 1300—1400 |
| Железная обрезь и металлоотсев, кг . . . . . | 300—350   |
| Электроды графитированные, кг . . . . .      | 22—27     |
| Электроэнергия, квт·ч . . . . .              | 1300—1600 |
| Извлечение ванадия из пятиокиси, % . . . . . | 98        |

Кроме ванадия, в ферросплав переходят в заметных количествах хром и марганец, окислы которых содержатся в пятиокиси ванадия. Содержание хрома достигает 1%, а марганца 1,5%.

Важной задачей ближайшего времени является получение феррованадия, более богатого по ванадию, и улучшение его качества.

Феррованадий 70—80% V получают преимущественно алюминотермическим способом, что позволяет значительно снизить содержание углерода.

В табл. 3 приведен химический состав феррованадия по ASTM A102-64.

В некоторых случаях целесообразно применять для легирования стали специальные лигатуры с ванадием или



Таблица 3

Химический состав феррованадия (%) по ASTM A102-64

| Элементы | A     | B     | C     | Для чугуна |
|----------|-------|-------|-------|------------|
| V        | 50—55 | 50—55 | 50—55 | 38—42      |
|          | 70—80 | 70—80 | —     | 50—55      |
| C        | 0,2   | 1,5   | 3     | 3          |
| Si       | 1,5   | 2,3   | 8     | 7—11       |
| P        | 0,050 | 0,060 | 0,050 | 0,10       |
| S        | 0,10  | 0,10  | 0,10  | 0,10       |
| Al       | 1,5   | 1,5   | 1,5   | 1,5        |

Примечание. Содержание примесей во всех сплавах, % (не более): 0,50 Cr; 0,15 Cu; 0,10 Ni; 0,02 Pb; 0,05 Sn; 0,02 Zn; 0,75 Mo; 0,15 Ti.

комплексные сплавы, которые выплавляют алюминотермическим способом. Содержание ванадия в лигатурах может быть любым, нужным для тех или иных целей; в большинстве случаев в лигатурах содержится от 50 до 80% V. За рубежом находят применение комплексные сплавы, содержащие, кроме ванадия, бор, титан, цирконий, алюминий.

Легирование ванадием может быть осуществлено более простыми способами, например восстановлением ванадия из конвертерных ванадиевых шлаков непосредственно в электросталеплавильной печи, минуя стадию получения пятиокси ванадия и феррованадия. Такой кремневосстановительный процесс был описан инж. В. И. Тыжновым, а в настоящее время разрабатывается Уральским политехническим институтом, УралНИИЧМ и Уральским вагоностроительным заводом.

#### Ванадий при выплавке стали

Ванадий обладает сродством к кислороду и особенно к азоту — элементам, обязательно присутствующим в жидкой стали.

Если ванадий введен в нераскисленную сталь, то он будет реагировать с кислородом и образовывать неметаллические включения.

В ряду легирующих элементов и элементов-раскислителей активность ванадия по отношению к кислороду, однако, невелика. Его способность к раскислению усту-

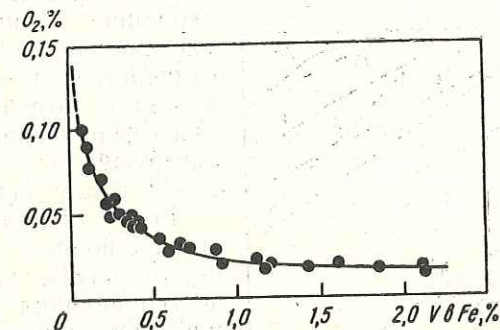


Рис. 2. Влияние ванадия на содержание кислорода в жидкой стали при 1595°С

пает даже кремнию и углероду и лишь немного превышает раскисляющую способность марганца.

На рис. 2 показано влияние ванадия на содержание кислорода в жидкой стали при 1595°С, а на рис. 3 — зависимость, характеризующая относительную раскисляющую способность большинства раскислителей и легирующих элементов, используемых при производстве стали [14].

В общем случае раскислительная способность ванадия по мере повышения его концентрации убывает [15].

Изменение содержания ванадия в стали сопровождается снижением коэффициента активности кислорода [16]:

|                                  |       |       |       |       |
|----------------------------------|-------|-------|-------|-------|
| Содержание ванадия в стали, %    | 0,3   | 0,4   | 0,5   | 1,0   |
| Коэффициент активности кислорода | 0,906 | 0,852 | 0,800 | 0,624 |

При взаимодействии ванадия, присутствующего в количестве ~0,2%, с кислородом ванны образуются шпинели типа  $FeV_2O_4$ . При содержании ванадия 0,2—0,3%



образуется самостоятельный окисел  $V_2O_3$ , а при большем содержании встречается включение  $V_2O_5$  [17, 18].

Стали с высоким содержанием ванадия обычно выплавляют в электропечах. Если плавку ведут методом переплава легирующих отходов без окисления или с частичным окислением, то практически весь ванадий, содержащийся в отходах, остается в металле. При этом содержание ванадия по

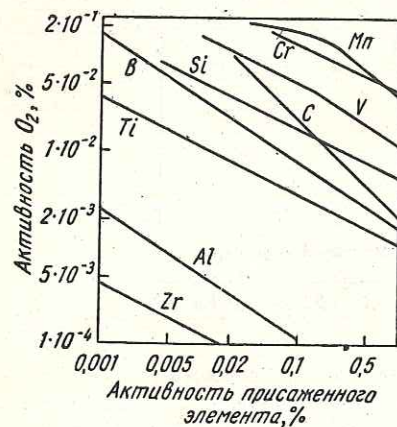


Рис. 3. Относительная раскисляющая способность некоторых элементов при выплавке стали

которой наблюдается длительный период активного кипения ванны из-за окисления углерода, ванадий практически полностью окисляется и переходит в шлак.

При выплавке стали в электропечах феррованадий присаживают в конце плавки после рафинирования; введен ли ванадий до или после конечного раскисления ванны алюминием, существенного значения не имеет. Содержащийся в стали кремний практически полностью предупреждает окисление ванадия.

Если металл сливают из печи нераскисленным (мартеновская плавка, кислородно-конвертерная плавка), а раскислители присаживают в ковш, то феррованадий необходимо вводить в металл при выпуске его из печи в ковш. При этом угар ванадия составляет около 15%.

расплавлении почти не отличается от его содержания к моменту введения феррованадия как легирующего элемента, т. е. к концу плавки.

Если электроплавку ведут с полным окислением, то значительное количество ванадия к концу рафинирования восстанавливается и переходит из шлака в металл. Не выгорает ванадий из металла и при вакуум-дуговом переплаве ванадийсодержащих электродов.

В условиях мартеновской или кислородно-конвертерной плавки, при

Ванадий обладает большим сродством к азоту. Его можно приравнять в этом отношении к таким элементам, как алюминий, титан, цирконий. Поскольку в стали всегда имеется азот, то часть ванадия в готовой стали содержится в виде нитридов VN. Азот в ванадийсодержащей жидкой стали находится частично в виде нитридов, а частично в растворе. В общем случае ванадий повышает растворимость азота в жидком железе (рис. 4) [19].

Кроме того, ванадий реагирует с растворенной в металле серой, образуя сульфиды ванадия [18].

При содержании до 0,2% V сульфиды ванадия чаще встречаются в комплексе с оксидами и карбидами ванадия. При содержании около 5% V сульфиды его в сочетании с оксидами и карбидами могут образовывать включения эвтектического типа, располагающиеся по границам первичных кристаллов.

Следует отметить влияние ванадия на растворимость водорода в жидком железе. При постоянных температуре и давлении по мере повышения содержания ванадия в стали растворимость водорода возрастает [20, 21]. При 1560°С и атмосферном давлении содержание водорода по мере увеличения ванадия от 0 до 10% возрастает с 27,4 до 30,8 см<sup>3</sup>/100 г металла.

По мере снижения температуры в процессе выпуска из-за пребывания металла в ковше и при разливке металлургическая активность ванадия практически не меняется, так как она уже парализована другими легирующими и более активными раскислителями. Как легирующий элемент ванадий равномерно распределяется в объеме жидкого металла. Это может нарушаться только при кристаллизации из-за ликвационных явлений.

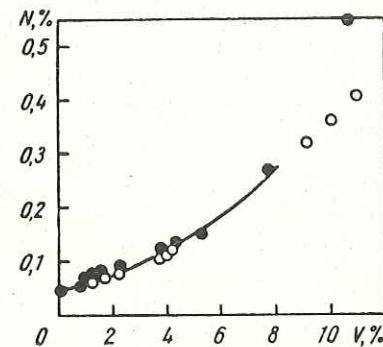


Рис. 4. Влияние ванадия на растворимость азота в жидком железе



**Ликвация ванадия  
в стальном слитке**

Зональную неоднородность ванадия в объеме стального слитка изучали многие исследователи, но практически она не была обнаружена. Это справедливо даже для очень крупных слитков.

В работе [22] изучали зональную ликвацию в стальных слитках массой (весом) 9,2 и 75 т. Ни на одном из 16 горизонтов при пяти анализах по сечению каждого горизонта зональной ликвации ванадия не было обнаружено.

Однако ликвация ванадия резко меняется, если рассматривать микронеоднородность распределения ванадия.

Впервые ликвацию ванадия обнаружили Конвей и Олдфилд [23] при изучении химического состава ликвационных стволов (усов) в слитках конструкционных легированных сталей. Авторы использовали микроспектральный метод анализа с площадью обыскривания диаметром 0,2 мм. При этом неоднородность распределения ванадия (%) составляла:

|                         |      |      |      |      |      |
|-------------------------|------|------|------|------|------|
| В участке сегрегата . . | 0,20 | 0,25 | 0,25 | 0,20 | 0,30 |
| В соседнем участке . .  | 0,02 | 0,05 | 0,10 | 0,05 | 0,10 |

Аналогичные данные были получены Н. И. Хворинным [24]: неоднородность по ванадию составляла 0,13 и 0,18% по «стволовой» ликвации. При более высоких содержаниях ванадия в стали ликвационный участок мало отличался от основного металла (1,50 и 1,46%).

Большой интерес представляет дендритная ликвация ванадия, так как она определяет полосчатую неоднородность и анизотропию свойств готового проката.

Работы в этом направлении были проведены И. Н. Голиковым с сотрудниками в ЦНИИЧМ на базе микро-рентгеноспектрального анализа. Определение дендритной ликвации осуществляли на микроанализаторе «КАМЕКА» при диаметре электронного зонда 1 мкм и ускоряющем напряжении 20 кВ.

В табл. 4 приведены характерные примеры дендритной ликвации ванадия в слитках легированных сталей.

Таким образом, если зональная ликвация ванадия практически не наблюдается, то дендритная ликвация его проявляется вполне отчетливо и все меры по ее

Таблица 4

**Дендритная ликвация ванадия в стальном слитке**

| Сталь                                   | Содержание ванадия, % |                            |                                | Степень неоднородности<br>$V_{м.о}/V_{о.с}$ |
|-----------------------------------------|-----------------------|----------------------------|--------------------------------|---------------------------------------------|
|                                         | среднее               | в осях дендритов<br>(о. с) | в межосных участках<br>(м. о.) |                                             |
| Хромоникельмарганцеволибдено-ванадиевая | 1,42                  | Верхний горизонт           |                                |                                             |
|                                         |                       | 1,24—1,46                  | 2,04—2,48                      | 2,0                                         |
|                                         |                       | Средний горизонт           |                                |                                             |
|                                         |                       | 1,12—1,32                  | 1,52—1,70                      | 1,5                                         |
|                                         |                       | 1,11—1,20                  | 1,44—1,88                      | 1,7                                         |
|                                         |                       | 1,10—1,27                  | 1,82—2,14                      | 1,9                                         |
|                                         |                       | 1,15—1,36                  | 1,84—2,20                      | 1,9                                         |
|                                         |                       | Нижний горизонт            |                                |                                             |
| 1,12—1,28                               | 1,26—2,18             | 1,95                       |                                |                                             |
| Хромоникельмедьванадиевая               | 0,11                  | Верхний горизонт           |                                |                                             |
|                                         |                       | 0,06                       | 0,12                           | 2,0                                         |
|                                         |                       | 0,06                       | 0,14                           | 2,3                                         |
|                                         |                       | Средний горизонт           |                                |                                             |
|                                         |                       | 0,06                       | 0,12                           | 2,0                                         |
|                                         |                       | 0,08                       | 0,16                           | 2,0                                         |
|                                         |                       | 0,07                       | 0,15                           | 2,1                                         |
|                                         |                       | Нижний горизонт            |                                |                                             |
|                                         |                       | 0,08                       | 0,14                           | 1,7                                         |
| 0,06                                    | 0,15                  | 2,5                        |                                |                                             |



уменьшению, применяемые в металлургическом производстве [25], должны быть распространены на ванадий-содержащие стали.

### Производство ванадия и его потребление в черной металлургии

Производство ванадия в капиталистических странах с 1950 по 1960 г. увеличилось более чем в два раза [26]. В табл. 5 приведены данные по производству ванадиевого сырья в основных капиталистических странах.

Таблица 5  
Производство ванадиевого сырья [Mg(т)]  
в капиталистических странах [26—28]

| Страны                        | 1960 г. | 1961 г. | 1962 г. | 1963 г. | 1964 г. | 1965 г. |
|-------------------------------|---------|---------|---------|---------|---------|---------|
| США . . . . .                 | 4510    | 4847    | 4727    | 3504    | 3957    | 4741    |
| ЮАР . . . . .                 | 597     | 1291    | 1265    | 1256    | 1162    | 1377    |
| Юго-Западная Африка . . . . . | 760     | 1040    | 918     | 1031    | 917     | 1147    |
| Финляндия . . . . .           | 567     | 635     | 577     | 699     | 984     | 965     |
| Замбия . . . . .              | 132     | 96      | 3       | —       | —       | —       |
| Аргентина . . . . .           | 2       | 10      | 8       | 2       | 2       | —       |
| Франция . . . . .             | 102     | 55      | 32      | 28      | 34      | —       |
| Всего . . . . .               | 6670    | 7974    | 7530    | 6520    | 7056    | 8260    |

Основным производителем ванадия в капиталистических странах являются США. Добычу ванадия там осуществляют главным образом попутно с ураном в штате Колорадо и при переработке фосфористых руд. Большое количество ванадия добывают в странах Африки, а также в Финляндии. В Англии, ФРГ, Италии и других странах организовано производство феррованадия главным образом на привозном сырье. Основную часть производимого в капиталистических странах ванадия выпускают в виде феррованадия и используют для легирования стали. Так, черная металлургия США расходует ежегодно около 85% V от всего количества потребляемого в промышленности. Расход ванадия в США в 1961—1966 гг. для производства различных сталей и сплавов, а также

Таблица 6  
Потребление ванадия (т) в США [29]

| Продукция                                                   | 1961 г. | 1962 г. | 1963 г. | 1964 г. | 1965 г. | 1966 г. |
|-------------------------------------------------------------|---------|---------|---------|---------|---------|---------|
| Инструментальные стали, в том числе быстрорежущие . . . . . | 383     | 526     | 501     | 466     | 276     | 454     |
| Легированные и высокопрочные стали . . . . .                | —       | —       | —       | —       | 208     | 247     |
| Нержавеющие стали . . . . .                                 | 988     | 1135    | 1651    | 2210    | 3158    | 3412    |
| Ковкий чугун . . . . .                                      | 25      | 17      | 31      | 32      | 29      | 34      |
| Сплавы титана . . . . .                                     | 15      | 19      | 17      | 24      | 30      | 33      |
| Химикалии и пр. . . . .                                     | 270     | 213     | 271     | 301     | 496     | 703     |
| Всего . . . . .                                             | 146     | 189     | 165     | 190     |         |         |
| Всего . . . . .                                             | 1827    | 2099    | 2636    | 3223    | 4197    | 4883    |

для химикалиев характеризуется данными, указанными в табл. 6.

В нашей стране ванадий в основном применяют в черной металлургии для легирования сталей.

Основное количество ванадия в черной металлургии США потребляется при производстве легированных высокопрочных сталей, причем за последние пять лет потребление его для этих целей возросло более чем в 3 раза. В США широко используют ванадий также для улучшения свойств углеродистых сталей (370 т ванадия в 1964 г.) [27].

Если в 1965 г. по сравнению с 1964 г. производство стали в США возросло только на 3%, то использование ванадия в легированных сталях увеличилось в целом на 33%, а в высокопрочных на 43% [30]. В странах Западной Европы потребление ванадия также значительно увеличивается и в 1965 г. составляет около 3800 т ванадия.

Во время второй мировой войны в Германии ванадием заменяли такие дефицитные легирующие элементы, как молибден, вольфрам, хром. Средний удельный расход ванадия [2] на выплавку стали достиг там в 1944 г. рекордной величины: 92 г/т, тогда как в США в 1964 г. он был 22 г/т [31].

По данным [28], производство ванадиевых продуктов в США до 1970 г. не будет увеличиваться; несмотря на



это, по перспективным наметкам потребление ванадия в капиталистических странах к 1970 г. может достигнуть 13600—15800 т ванадия против потребления в 1964 г. около 6200 т.

Цены на ванадиевые продукты на мировом рынке на протяжении многих лет оставались относительно стабильными. Так, цена 1 кг ванадия в феррованадии с 1928 по 1963 г. была в пределах 7,1—7,5 долл. [26], в 1964 г. она несколько упала, а в 1965—1966 гг. возросла до 7,75—8,25 долл. [32].

Во всех странах большая часть инструментальных сталей содержит ванадий. По данным [33], в США около 95% инструментальных сталей имеют в своем составе ванадий, в Чехословакии и ГДР — около 75%, в Англии, Франции, Швеции — ~55%. Доля конструкционных ванадийсодержащих сталей в стандартах зарубежных стран значительно меньше. Исключение составляет Чехословакия. В Чехословакии ванадий широко используют для конструкционных сталей (около 40% марок конструкционных сталей содержат ванадий).

В отечественные ГОСТы на инструментальные стали (ГОСТ 5950—63 и 9373—60) включены 27 сталей с ванадием, что составляет 56%. В ГОСТах на конструкционные стали (ГОСТ 4543—61, 5058—65 и 2052—53) имеется только 13 сталей из 131. Некоторые новые ванадиевые стали поставляют по специальным техническим условиям. Разработка новых сталей с ванадием и расширение их применения — одна из важнейших задач в настоящее время в связи с увеличением производства ванадия и относительной недефицитностью его в нашей стране.

## II

### ГЛАВА

## ВЛИЯНИЕ ВАНАДИЯ НА ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛИ

### Соединения с ванадием

Применительно к стали наибольший интерес представляют двойные соединения ванадия с железом, углеродом, азотом и тройные: железо — углерод — ванадий, железо — азот — ванадий и железо — легирующий элемент — ванадий, а также соединения ванадия в многокомпонентных сплавах на основе железа.

### Система железо — ванадий

Атомный радиус ванадия всего на 6% больше, чем у железа, поэтому железо и ванадий образуют непрерывный ряд твердых растворов по типу замещения. С повышением содержания ванадия параметр решетки  $\alpha$ -железа увеличивается.

Ниже приведены данные из работ [34, 35] по влиянию ванадия на изменение параметра решетки  $\alpha$ -железа:

|                                    |         |         |         |         |         |
|------------------------------------|---------|---------|---------|---------|---------|
| Содержание V, % . . . .            | 0,00    | 0,43    | 1,08    | 2,69    | 3,64    |
| Параметр решетки $\alpha$ -железа: |         |         |         |         |         |
| нм . . . . .                       | 0,28606 | 0,28612 | 0,28619 | 0,28633 | 0,28643 |
| Å . . . . .                        | 2,8606  | 2,8612  | 2,8619  | 2,8633  | 2,8643  |

На рис. 5 представлена диаграмма состояния системы железо — ванадий, построенная по результатам от-



дельных работ А. Е. Волом [36], а на рис. 6 — в увеличенном масштабе  $\gamma$ -область этой же системы [37].

Ванадий относится к элементам, выклинивающим  $\gamma$ -область. Предельное содержание ванадия, при котором  $\gamma$ -область полностью отсутствует при всех температурах, в различных исследованиях разное — это следствие неодинаковой чистоты исследованных сплавов. В работе [37] установлено, что полное замыкание  $\gamma$ -пет-

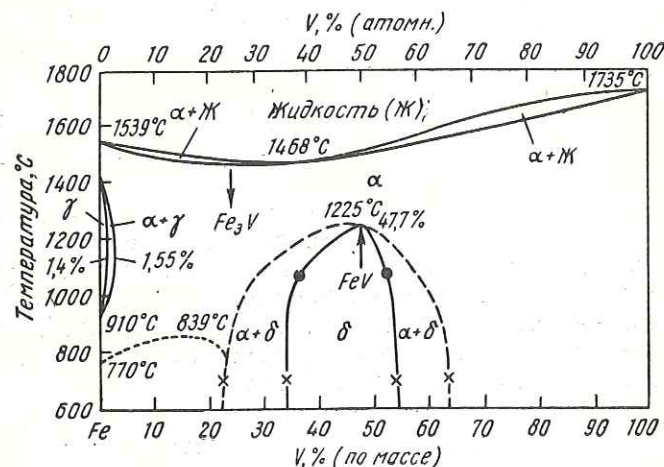


Рис. 5. Диаграмма состояния системы железо — ванадий

ли при 1115° С наблюдается при содержании 1,47—1,62% V. При содержании ~1,35% V существует двухфазная  $\gamma$  +  $\alpha$ -область.

В присутствии небольшого количества углерода образуются карбиды ванадия и граница существования  $\gamma$ -фазы сдвигается в область более высоких содержаний ванадия.

Таким образом, двойные Fe—V сплавы при содержании более 1,5—2,0% V ферритные.

Легирование феррита ванадием повышает его твердость и предел прочности. При исследовании чистых сплавов железа с ванадием (~0,01% C) в отожженном состоянии установлено [36], что увеличение содержания ванадия на 1% повышает предел прочности феррита на 28,0 Мн/м<sup>2</sup> (2,8 кг/мм<sup>2</sup>); при этом повышается и предел

текучести, а относительные удлинение и сужение почти не меняются.

По данным М. М. Штейнберга [34], ванадий, как и Nb, Ti, Cr и Mo, значительно упрочняет феррит после закалки и сильно задерживает разупрочнение феррита при отпуске. Легированный ванадием феррит практически не разупрочняется при отпуске до 600° С.

Влияние ванадия и других легирующих элементов на свойства феррита после отжига и после закалки изучал также А. Ф. Алексеев [38].

На рис. 7 показано влияние некоторых легирующих элементов на твердость феррита, закаленного с 1200° С в воду. Ванадий и ниобий более других элементов повышают твердость закаленного феррита при 20° С.

Твердость при 300° С изменяется аналогично.

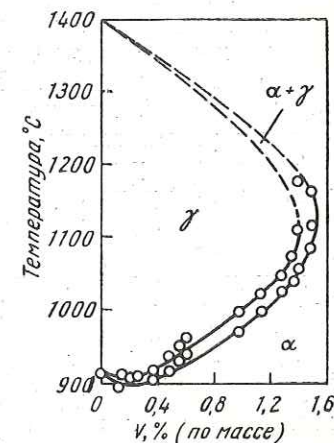


Рис. 6.  $\gamma$ -область в системе железо — ванадий

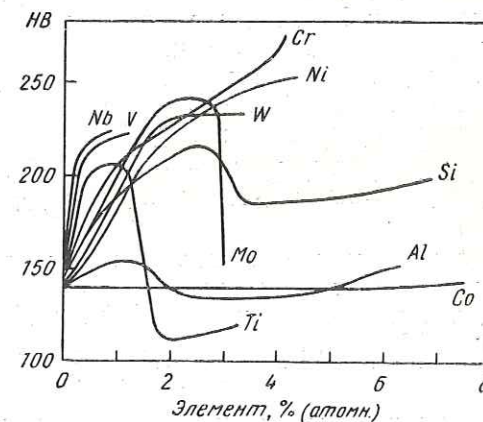


Рис. 7. Влияние легирующих элементов на твердость феррита



Ванадий — сильный карбидообразующий и нитридообразующий элемент. Образующие им карбиды и нитриды являются фазами внедрения.

В литературе можно встретить ссылки на следующие карбиды в системе ванадий — углерод:  $V_5C$  (4,5% C);  $V_2C$  (10,54% C);  $V_4C_3$  (15,02% C);  $VC$  (19,08% C) и  $V_2C_3$  (26,12% C) [36]. Однако при исследовании стали наиболее часто упоминаются только карбиды  $VC$  и  $V_4C_3$ .

Как твердо установлено [39, 40], оба карбида имеют одинаковую кубическую решетку типа  $NaCl$ . Можно считать, что карбид ванадия, встречающийся в стали, является фазой переменного состава, отвечающей составу между  $V_4C_3$  и  $VC$ . Нижний предел карбида ванадия в стали с дефицитом по углероду (твердый раствор вычитания) будет соответствовать составу  $V_4C_3$ , а верхний предел составу  $VC$ . Область гомогенности охватывает состав от 43% до 50% C (атомн.). Полного стехиометрического соотношения в карбиде практически не достигается, так как часть углерода может быть замещена либо кислородом, либо азотом, т. е. формула соединения будет  $V(C, N, O)$ .

В разных работах приняты неодинаковые обозначения карбидов ванадия  $VC$  и  $V_4C_3$  в стали<sup>1</sup>. Карбид ванадия имеет очень прочные межатомные связи, вследствие чего он весьма стоек. При составе, близком к стехиометрическому, карбид ванадия  $VC_{0,96}$  имеет параметр решетки  $a=0,4190$  нм (4,182 кХ), а при дефиците по углероду  $VC_{0,75}$   $a=0,4144$  нм (4,136 кХ) [41]. Параметр карбида ванадия высоколегированных инструментальных сталей  $a=0,416$  нм (4,16 Å) [42]. По данным [41], для области гомогенности  $VC_{0,63}-VC$   $a=0,415-0,416$  нм (4,15—4,16 кХ).

В высоколегированных нержавеющей сталях с низким содержанием углерода найдены гексагональные карбиды ванадия с параметрами  $a=0,2958$  нм (2,900 кХ);  $c=0,4597$  нм (4,588 кХ);  $c/a=1,582$  [43]. Карбид ванадия имеет очень высокую микротвердость 2094 HV [40].

<sup>1</sup> В дальнейшем при изложении результатов исследований авторов принято обозначать карбид ванадия  $VC$ , при цитировании оригинальных работ принято то обозначение, которое используется в этой работе.

Как отметил В. С. Меськин [44], изолированный карбид ванадия, полученный химическим путем, имеет ту же твердость, что и карбид ванадия в быстрорежущей стали. Плотность карбида ванадия равна  $5,36$  г/см<sup>3</sup>. Он химически устойчив и не растворяется в соляной и серной кислотах. При комнатной температуре растворяется только в азотной кислоте. Температура плавления  $VC$  около  $2827^\circ C$ .

Температурная зависимость изменения свободной энергии образования карбида ванадия характеризуется следующим уравнением [45]:

$$\Delta F_T = -27870 + 0,32T \ln T - 0,14 \cdot 10^{-3} T^2 - 0,075 \cdot 10^5 T^{-1} - 0,53T.$$

Ванадий обладает большим химическим сродством к азоту. Существуют два нитрида ванадия:  $V_3N$  (8,4% N) и  $VN$  (21,56% N). В исследованиях стали чаще всего упоминается  $VN$ . Этот нитрид, так же как и карбид ванадия, имеет кубическую решетку типа  $NaCl$ , его интервал гомогенности располагается при 41—50% N (атомн.).

Период решетки  $VN$  типа вычитания зависит от количества связанного азота и при  $VN_{1,0}$   $a=0,41398$  нм (4,1398 Å), а при  $VN_{0,72}$   $a=0,40662$  нм (4,0662 Å) [6]. По данным [5], для  $VN$   $a=0,4169$  нм (4,169 Å).

Нитрид  $V_3N$  имеет гексагональную решетку. Его состав колеблется в пределах  $V_3N$  и  $V_2N$ . Параметры решетки:  $a=0,2836$  нм (2,831 кХ);  $c=0,4542$  нм (4,533 кХ);  $c/a=1,60$  [43]. Твердость нитрида ванадия близка к твердости карбида  $VC$ . Плотность  $=6,04$  г/см<sup>3</sup>. Нитрид ванадия, как и карбид  $VC$ , растворяется только в азотной кислоте. Температура плавления  $VN$  составляет  $2047^\circ C$ . Температурная зависимость изменения свободной энергии реакции образования нитрида ванадия  $VN$  может быть представлена уравнением [45]

$$\Delta F_T = -42180 - 2,21T \ln T + 0,205 \cdot 10^{-3} T^2 + 1105 \cdot 10^5 T^{-1} + 36,91T.$$

Из сравнения нитрида  $VN$  и карбида ванадия  $VC$  видно большое сходство их. Вследствие того что они имеют однотипные решетки с весьма близкими параметрами, их



очень трудно разделить при обычном рентгенографическом и электронографическом исследованиях стали. Поэтому одновременное присутствие в стали углерода и азота, что всегда наблюдается на практике, указывает на присутствие в стали карбонитрида ванадия.

На рис. 8 показано изменение свободной энергии образования карбида и нитрида ванадия при разных тем-

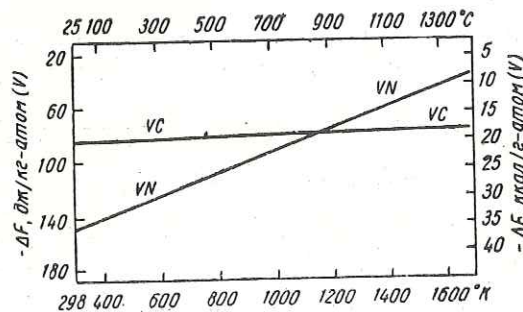


Рис. 8. Изменение свободной энергии образования нитрида VN и карбида ванадия VC в зависимости от температуры

пературах, по справочным данным Г. Эллиота и М. Глейзера [3]\*.

При равных кинетических условиях до температур 800—900°С термодинамически более устойчив нитрид ванадия, а выше этих температур — карбид ванадия.

Поскольку кинетический фактор (скорость диффузии, степень структурной и химической близости материнской и образующейся фаз) для карбида и нитрида ванадия практически одинаков, существование того или иного соединения будет, по-видимому, определяться термодинамическим фактором, т. е. изменением свободной энергии при образовании карбида или нитрида ванадия.

#### Система железо — углерод — ванадий

На рис. 9 даны политермические разрезы системы Fe—C—V при разных содержаниях ванадия [4]. Присад-

\* Значения изменения свободной энергии образования VN и VC на рис. 8 приведены для соединений в свободном виде. В случае, если VN и VC находятся в металлической матрице, изменение свободной энергии образования количественно будет другим.

ка ванадия в сплав железо — углерод уменьшает растворимость углерода в аустените и увеличивает его растворимость в феррите. Присутствие ванадия в железоуглеродистом сплаве не влияет на температуру эвтектоидной линии и она лежит при 695°С. Но ванадий заметно сдвигает линию образования цементита в сторону более высокого содержания углерода. Поскольку ванадий образу-

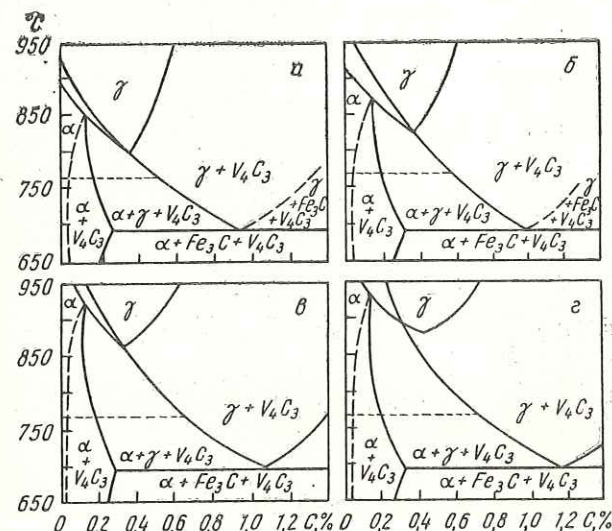


Рис. 9. Политермические разрезы системы железо—ванадий—углерод при разном содержании ванадия (%):

а — 0,5; б — 1,0; в — 1,5; г — 2,0

ет стойкий карбид и тем самым как бы обедняет твердый раствор углеродом, он сдвигает эвтектоидную точку влево, т. е. в область более высокого содержания углерода.

Как следует из рис. 9, ванадий в железоуглеродистом сплаве влияет на положение эвтектоидной точки по углероду следующим образом:

|                              |      |      |      |      |      |      |
|------------------------------|------|------|------|------|------|------|
| Содержание V, %              | 0,00 | 0,50 | 1,00 | 1,50 | 2,0  | 5,0  |
| Содержание C в эвтектоиде, % | 0,83 | 0,95 | 1,00 | 1,08 | 1,20 | 1,80 |

Изотермические разрезы диаграммы Fe—C—V при температурах 20, 750, 900 и 1100°С, построенные Э. Гуд-



ремоном [46] на основе обобщения результатов разных исследований, приведены на рис. 10. В первых исследованиях по тройной системе Fe—C—V, проведенных Ф. Фогелем и Е. Мартиным [47], считалось, что при содержании менее 0,5% V карбид ванадия не образуется.

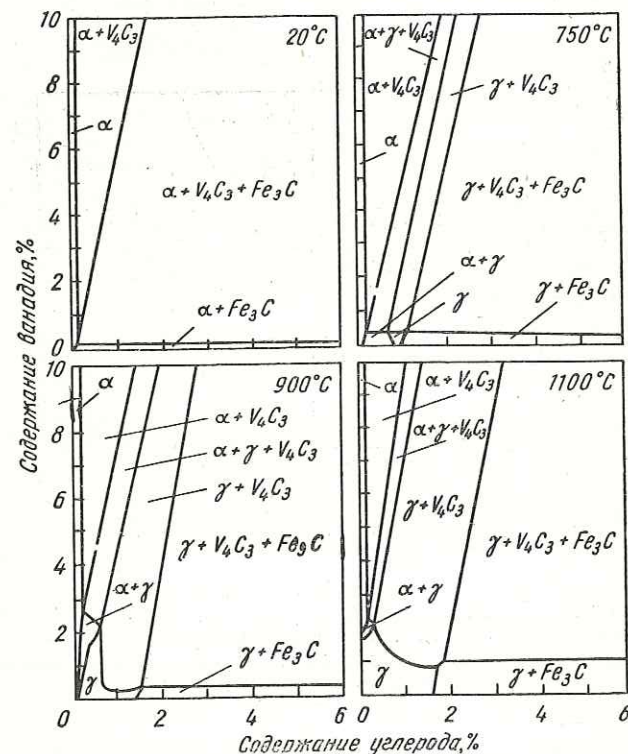


Рис. 10. Изотермические разрезы диаграммы железо — ванадий — углерод при 20, 750, 900 и 1000°С

Однако в дальнейшем, как указывает Э. Гудремон, было показано, что уже при 0,1% V происходят процессы выделения, которые могут быть связаны только с образованием карбида ванадия. Поэтому на диаграмме при комнатной температуре (см. рис. 10) линия, разграничивающая области  $\alpha + \text{Fe}_3\text{C} + \text{VC}$  и  $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ , лежит при 0,1—0,2% V.

Сейчас данные уточнены. В работах [48, 49] прямыми методами установлено, что карбид ванадия образуется в стали, содержащей даже меньше 0,1% V. Процессы выделения, связанные только с присутствием карбида ванадия, наблюдались и в углеродистой стали с 0,01—0,02% V.

Неточно обозначена область существования  $\gamma$ -фазы без свободных карбидов и при 900 и 1100°С (см. рис. 10). Согласно этим диаграммам, в стали с 0,4% C уже при 900°С в аустените растворяется более 1% V, а при 1100°С 2% V. Исследование [50], проведенное на сталях аналогичного состава, подробные результаты которого даны ниже, показало, что при этих температурах в аустените растворяется соответственно лишь 0,15 и 0,4% V. Остальной же ванадий присутствует в виде карбида.

#### Система железо — углерод — хром — ванадий

Сведения о безуглеродистой системе Fe—Cr—V приведены в работах [1, 51]. Однако более важна для техники, особенно для разработки жаропрочных сталей и сплавов, система Fe—C—Cr—V в области больших содержаний железа. При содержании около 0,2% C и температуре 700°С до содержаний 12% Cr и 2% V С. Шоу и А. Куарелл [52] исследовали систему Fe—C—Cr—V. Чешские ученые И. Чадек, З. Чохнар и Р. Фрейвиллиг [53] исследовали эту же систему при концентрации до 16% Cr, 5% V и постоянном содержании углерода (0,30%). В обеих работах построен изоконцентрационный разрез изотермическим тетраэдром этой системы (при 700°С). В работах [52, 53] в основном использованы методы электролитического выделения карбидов и рентгенографического и химического их анализов.

В системе Fe—Cr—V—C в виде стабильных фаз могут существовать следующие самостоятельные карбиды:  $\text{Fe}_3\text{C}$ ,  $\text{V}_4\text{C}_3$ ,  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  и  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ .\*

Авторы подчеркивают, что в системе не образуется более сложных карбидных фаз. Имеется лишь некоторая взаимная растворимость одного металла в карбиде другого.

\* Перечисленные карбиды могут растворять другие элементы. Поэтому часто принято их обозначать как  $\text{Me}_3\text{C}$ ,  $\text{Me}_4\text{C}_3$ ,  $\text{Me}_7\text{C}_3$  и  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$ . Мы приняли обозначение карбидов по основному карбидообразующему элементу.



На рис. 11 приведены диаграммы, на которых указаны области существования каждой из карбидных фаз. В оригинальных работах диаграммы построены для сплавов с несколькими отличающимися содержаниями углерода. Однако некоторые сплавы, исследованные в обеих работах, имели содержание углерода около 0,25—

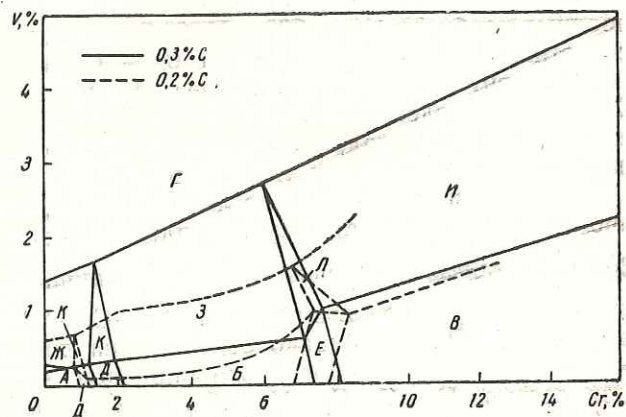


Рис. 11. Изоконцентрационный разрез изотермического (700°С) тетраэдра системы Fe—C [52, 53]:

| Обозначение | Фазы                                                        | Обозначение | Фазы                                                                               |
|-------------|-------------------------------------------------------------|-------------|------------------------------------------------------------------------------------|
| А           | $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$                              | Ж           | $\alpha + \text{Fe}_3\text{C} + \text{V}_4\text{C}_3$                              |
| Б           | $\alpha + \text{Cr}_7\text{C}_3$                            | И           | $\alpha + \text{Cr}_{23}\text{C}_6 + \text{V}_4\text{C}_3$                         |
| В           | $\alpha + \text{Cr}_{23}\text{C}_6$                         | К           | $\alpha + \text{Fe}_3\text{C} + \text{Cr}_7\text{C}_3 + \text{V}_4\text{C}_3$      |
| Г           | $\alpha + \text{V}_4\text{C}_3$                             | Л           | $\alpha + \text{Cr}_7\text{C}_3 + \text{Cr}_{23}\text{C}_6 + \text{V}_4\text{C}_3$ |
| Д           | $\alpha + \text{Fe}_3\text{C} + \text{Cr}_7\text{C}_3$      |             |                                                                                    |
| Е           | $\alpha + \text{Cr}_7\text{C}_3 + \text{Cr}_{23}\text{C}_6$ |             |                                                                                    |

0,27% и были очень близки по составу. В связи с этим может быть сделано приближенное сравнение результатов обеих работ. Так, сравнение диаграмм показывает, что количество областей на диаграммах и их характер расположения совпадают. Не совпадает лишь положение областей по содержанию хрома и ванадия. Так, на диаграмме С. Шоу и А. Куарелла (пунктирные линии), как правило, те же области существования карбидов сдвинуты в сторону меньших содержаний хрома и ванадия, чем на диаграмме чешских исследователей. Это не-

совпадение может быть связано с небольшим различием в содержании углерода и отличием в методике эксперимента. Обращает внимание то, что линия, разделяющая области с  $\text{V}_4\text{C}_3$  и без него, наряду с карбидом хрома (между областями З и Б, Н и В) с увеличением содержания хрома поднимается в область более высоких содержаний ванадия. По результатам исследования [54] в сталях с 0,2% и 9% Cr и содержанием 0,38 и 0,97% V весь ванадий после высокого отпуска находится в виде твердого раствора в карбиде хрома.

По данным [55], в стали с 0,2% и 0,7% V, но 3% Cr после высокого отпуска, кроме  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ , обнаруживается еще самостоятельный карбид  $\text{V}_4\text{C}_3$ .

Следовательно, с увеличением содержания хрома в его карбиде увеличивается растворимость ванадия. Однако на обеих диаграммах, по-видимому, не вполне правильно положение линии, разделяющей области А и Ж, К и Д, т. е. определяющей содержание ванадия, при котором появляются самостоятельные его карбиды. Это количество ванадия во всяком случае при содержании хрома до 2% завышено. Так, в работе [56] на стали с 0,4% C, 1,78% Cr и 0,07% V после отпуска при 650 и 700°С электронномикроскопическим и электронографическим исследованиями был обнаружен, кроме карбида хрома  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ , самостоятельный карбид ванадия VC. При таких малых содержаниях ванадия VC был обнаружен и в стали с меньшим содержанием хрома (~1%). Следовательно, линия, разделяющая области А и Ж, К и Д, должна быть сдвинута в область концентраций меньше 0,07% V. Практически эти четыре области следовало бы обозначить на диаграмме как две, а именно А и Ж, как область существования  $\alpha + \text{Fe}_3\text{C} + \text{V}_4\text{C}_3$ , и К и Д, как область существования  $\alpha + \text{Fe}_3\text{C} + \text{Cr}_7\text{C}_3 + \text{V}_4\text{C}_3$ .

Несовпадение результатов исследования при малом содержании ванадия в работах [52, 53] и [56], на наш взгляд, происходит из-за разных методик исследования. Так, в работах [52, 53] ту или иную фазу определяли методом рентгеноструктурного анализа выделенного электролитически карбидного осадка. Как известно, метод рентгеноструктурного анализа не всегда позволяет определить присутствие фазы, если ее относительное содержание меньше 5% и если она мелкодисперсна. Электронномикроскопический метод в сочетании с электроногра-



фией позволяет обнаружить мелкодисперсные частицы и при очень малом их количестве.

По другим сложным системам Fe—C—Mn—V, Fe—C—Si—V и т. п. в литературе данных еще недостаточно.

#### Влияние ванадия на критические точки стали

При изучении влияния какого-либо элемента на критические точки вначале необходимо рассмотреть его влияние на положение критических точек  $Ac_1$  и  $Ac_3$ , так как  $Ar_3$  и  $Ar_1$  сильно зависят от скорости охлаждения и прежде всего определяются устойчивостью переохлажденного аустенита.

Кроме того, как справедливо отметил В. С. Меськин [44], в легированной стали, которая как минимум составляет тройную систему, превращение двойного эвтектоида происходит не при постоянной температуре, а в интервале температур. В работе И. Н. Голикова [25] показано, что этот интервал еще значительно расширяется из-за неизбежной в сплавах дендритной химической неоднородности. Поэтому полученные в опытах критические точки следует рассматривать лишь как средние значения начала и конца превращения, протекающего в определенном интервале температур. Само же понятие «критическая точка» для легированной стали условно.

Ванадий относится к числу элементов, выклинивающих  $\gamma$ -область, в связи с этим в безуглеродистых сплавах он повышает точку  $Ac_3$  и понижает точку  $Ac_1$  (см. рис. 6).

И. С. Гаев [57], обобщив многочисленные литературные данные, пришел к выводу, что ванадий относится к элементам (наряду с титаном, цирконием, молибденом и др.), не влияющим на положение точки  $Ac_1$  и увеличивающим интервал  $Ac_1—Ac_3$ .

Как следует из этой работы, в стали с 0,3% С введение 2% V повышает  $Ac_3$  с 830 до 880°С, а при 3% V она повышается выше 1000°С.

На малоуглеродистой марганцовистой стали (~0,1% С и 1% Mn) систематическое исследование влияния легирующих элементов на положение критических точек провели японские исследователи [58]. По их

данным, ванадий следующим образом влияет на положение  $Ac_1$  и  $Ac_3$  (°С):

|        |      |      |      |
|--------|------|------|------|
| V, %   | 0,10 | 0,26 | 0,65 |
| $Ac_1$ | 714  | 717  | 807  |
| $Ac_3$ | 876  | 879  | 912  |

Таблица 7

#### Влияние ванадия на критические точки (°С)

| Сталь | V, % | $Ac_1$ | $Ac_3$ |
|-------|------|--------|--------|
| 40    | 0,07 | 725    | 785    |
|       | 0,23 | 735    | 805    |
|       | 0,85 | 730    | 850    |
|       | 2,05 | 790    | 970    |
| 40Г2  | 0,10 | 715    | 790    |
|       | 0,26 | 715    | 815    |
|       | 0,99 | 710    | 850    |
|       | 2,32 | 830    | 1000   |
| 40Х2  | 0,11 | 765    | 825    |
|       | 0,26 | 770    | 855    |
|       | 0,95 | 775    | 875    |
|       | 2,67 | 905    | 1000   |

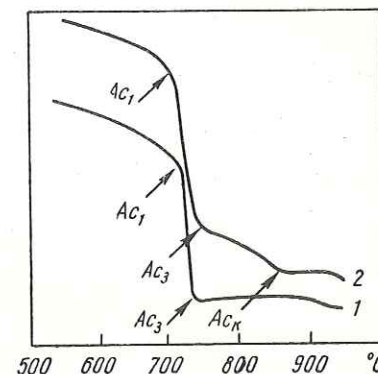


Рис. 12. Дилатометрические кривые для стали 65:

1 — без ванадия; 2 — 0,093% V

Влияние ванадия на сталь с содержанием менее 0,1% С сказалось лишь при 0,65% V.

В связи с проблемой использования качканарского ванадия было проведено исследование влияния ванадия на положение критических точек при нагреве различных углеродистых и легированных конструкционных сталей. Критические точки определяли на дифференциальном оптическом дилатометре с автоматической фотозаписью при скорости нагрева 240 град/ч.

В табл. 7 приведены содержание основных элементов в сталях и полученные значения критических точек.

Влияние ванадия до 1% практически не сказывается на положении точки  $Ac_1$ , которая в основном определяется наличием основного легирующего элемента (марганца или хрома). При содержании около 2% V наблюдается резкое повышение точки  $Ac_1$ .

Ванадий сильно влияет на положение точки  $Ac_3$ , которая во всех сталях непрерывно повышается с увеличе-



нием ванадия и при его содержании более 2% поднимается до 1000° С.

Аналогичный результат был получен в работе [59] при исследовании влияния ванадия (до 2%) на критические точки среднеуглеродистых хромомарганцовистых сталей (типа 30ХГ и 40ХГ).

Особый интерес представляет исследование влияния малых добавок ванадия.

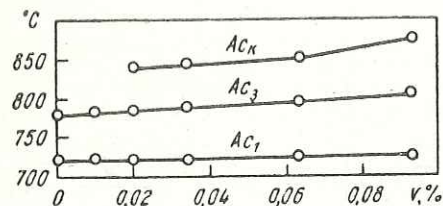


Рис. 13. Влияние малых добавок ванадия на критические точки стали 40 (0,40% С; 0,66% Мн; 0,25% Si)

На рис. 12 приведены дилатометрические кривые, полученные при нагреве стали 65 без ванадия и с добавкой 0,093% V. Если для стали без ванадия на кривой имеется два четких перегиба, соответствующих точкам Aс<sub>1</sub> и Aс<sub>3</sub>, то для стали с 0,093% V имеется три перегиба. Таким образом, для стали с ванадием характерен дополнительный перегиб в области температур выше Aс<sub>3</sub>. Указанный перегиб на дилатометрической кривой, по-видимому, связан с растворением карбидов ванадия в аустените (температура растворения их условно обозначена Aс<sub>к</sub>). То, что Aс<sub>к</sub> представляет собой температуру перехода карбидов ванадия в аустенит и не является температурой конца растворения феррита в аустените, было подтверждено металлографическим анализом структуры образцов, закаленных с температур, лежащих между точками Aс<sub>1</sub> и Aс<sub>3</sub> (избыточный феррит в указанных образцах отсутствовал).

На рис. 13 приведены результаты определения критических точек Aс<sub>1</sub>, Aс<sub>3</sub> и Aс<sub>к</sub> для стали 40 в зависимости от содержания ванадия.

Нижняя критическая точка Aс<sub>1</sub> независимо от содержания ванадия соответствует температуре 720° С. Точка Aс<sub>3</sub> в стали незначительно изменяется от содержания ванадия. Интерес представляют данные по изменению Aс<sub>к</sub>: в стали 40 точка Aс<sub>к</sub> становится заметной уже при 0,023% V, а в стали 65 она появляется на дилатомет-

рической кривой при 0,054% V. При 0,1% V температура Aс<sub>к</sub> составляет 870—875° С, т. е. находится выше Aс<sub>3</sub> на 70° для стали 40 и на 120° для стали 65.

Изложенное выше влияние ванадия на критические точки стали можно объяснить взаимодействием его с углеродом и ферритом. До тех пор пока будет хватать углерода для связывания ванадия в карбид, в металле будет оставаться нелегированная перлитная составляющая и точка Aс<sub>1</sub>, определяющая ее растворение, не будет меняться. В том случае, когда ванадий свяжет весь углерод, перлит исчезнет, а избыточное количество ванадия будет растворяться в феррите, и благодаря этому точка Aс<sub>1</sub> повысится. Следовательно, граница по содержанию ванадия, при которой повышается точка Aс<sub>1</sub>, будет зависеть не от абсолютного его содержания в стали, а от отношения ванадия к углероду.

Повышение точки Aс<sub>3</sub> с введением ванадия в вышеуказанных сталях связано с тем, что часть углерода идет на образование карбида ванадия, вследствие чего содержание углерода в стали как-бы уменьшается, а следовательно, точка Aс<sub>3</sub> повышается. Повышение же точки Aс<sub>3</sub> в стали с 2% V выше температуры перехода α → γ, т. е. 910° С, может быть связано с легированием феррита и неточностью определения ее дилатометрическим методом из-за фиксирования растворения карбида ванадия в аустените.

#### Растворимость ванадия в аустените

При нагреве стали для термической обработки карбида или нитриды ванадия могут растворяться в аустените или оставаться нерастворенными. От этого зависят многие свойства термически обработанной стали: закаливаемость, прокаливаемость, устойчивость против отпуска, износостойкость и др.

В работах, описывающих растворимость ванадия в аустените, чаще всего изучают условия растворения карбида ванадия. Лишь в исследованиях, проведенных в последние годы, рассматривают растворимость нитрида ванадия.

Растворимость карбида ванадия в аустените углеродистых сталей весьма полно исследована К. Бургардтом, К. Киндом и В. Ольсеном [60].



Они исследовали 15 плавок сталей с содержанием от 0,12 до 1,17% С и от 0,11 до 2,78% V.

Содержание примесей в исследованных плавках было в обычных пределах (до 0,23% Si; 0,12—0,22% Mn; 0,012—0,018% P; 0,007—0,027% S), а содержание азота в большинстве плавок не превышало 0,006%.

Исследование растворимости карбида ванадия в аустените в зависимости от температуры нагрева проведено различными методами; установлено, что растворимость зависит от соотношения углерода и ванадия, т. е. количества карбида ванадия.

Так, например, в сталях с 1,1—1,2% V полное растворение карбида ванадия в аустените в зависимости от содержания углерода наступало при следующих температурах:

|                        |      |      |      |      |      |
|------------------------|------|------|------|------|------|
| Содержание углерода, % | 0,18 | 0,34 | 0,46 | 0,86 | 1,17 |
| Температура, °C        | 1120 | 1160 | 1215 | 1250 | 1275 |

При одинаковом содержании углерода (0,28—0,29%) полная растворимость ванадия в зависимости от его содержания наступает при следующих температурах:

|                       |      |      |      |      |      |
|-----------------------|------|------|------|------|------|
| Содержание ванадия, % | 0,11 | 0,35 | 0,50 | 1,04 | 1,57 |
| Температура, °C       | 950  | 1045 | 1065 | 1165 | 1215 |

Было установлено, что константа равновесия  $k = [V]^4 \cdot [C]^3$  растворимости  $V_4C_3$  в аустените может быть определена по следующей формуле:

$$\ln k = -\frac{Q}{RT} + 50,7,$$

где  $Q$  — теплота растворения карбида ванадия;  
 $R$  — газовая постоянная, равная 8,317 Дж/(моль · град) [1,987 кал/(моль · град)];  
 $T$  — температура аустенизации, °K.

Для растворимости  $V_4C_3$  в аустените

$$Q = 590,52 \text{ кДж/моль (1406 кал/моль)}.$$

По результатам исследования построены диаграммы растворимости  $V_4C_3$  в зависимости от температуры нагрева и содержания в стали ванадия и углерода (рис. 14). На диаграммах нанесены линии содержаний ванадия и изотермы, выше которых  $V_4C_3$  полностью переходит в твердый раствор.

К. Нарита [61] установил равновесные концентрации ванадия в железе для обратимой реакции  $V_4C_3 \rightleftharpoons 4[V] + 3[C]$ .

Для сталей с 0,3 и 0,5% С произведение растворимостей (константа равновесия  $k = [V]^4 \cdot [C]^3$ ) приведено ниже:

|                             |                     |                     |                     |                     |                     |
|-----------------------------|---------------------|---------------------|---------------------|---------------------|---------------------|
| Температура, °C             | 850                 | 900                 | 925                 | 1000                | 1100                |
| Константа равновесия, $k$ : |                     |                     |                     |                     |                     |
| при 0,3% С                  | $3,2 \cdot 10^{-6}$ | $4,6 \cdot 10^{-5}$ | $1,6 \cdot 10^{-4}$ | $5,0 \cdot 10^{-3}$ | $2,8 \cdot 10^{-1}$ |
| при 0,5% С                  | $6,5 \cdot 10^{-7}$ | $9,1 \cdot 10^{-6}$ | $3,2 \cdot 10^{-5}$ | $1,0 \cdot 10^{-3}$ | $5,5 \cdot 10^{-2}$ |

По этим данным можно рассчитать предельную растворимость ванадия в аустените при заданной температуре. Например, для стали 0,3% С: при 900° C

$$V\% = \sqrt[4]{\frac{4,6 \cdot 10^{-5}}{[0,3]^3}} = \sim 0,2,$$

при 1100° C

$$V\% = \sqrt[4]{\frac{2,8 \cdot 10^{-1}}{[0,3]^3}} = \sim 1,8.$$

Сравнение вышеизложенных результатов работ [60, 61] показывает, что, по данным К. Нарита, в аустените при заданной температуре растворяется примерно в два раза больше ванадия, чем по результатам исследования К. Бургардта с сотр. Такое расхождение может зависеть от многих факторов, в частности от дисперсности карбидной фазы, чистоты сплавов, условий нагрева и т. д. Однако данные К. Бургардта с сотр. следует считать более реальными для промышленных сталей.

Как видно из приведенных данных, карбид ванадия весьма труднорастворимый, что обусловлено высокой температурой его диссоциации. Сравнимые результаты по температуре растворимости имеют карбиды Ti, Zr, Nb и Ta. Трудность перехода карбида ванадия в аустенит в некоторых случаях может затруднять применение ванадия для легирования стали из-за отрицательного влияния нерастворенного карбида ванадия на некоторые свойства стали, в частности на прокаливаемость. Этого



можно избежать, если легировать стали, кроме ванадия, еще элементами, образующими менее стойкие карбиды.

Л. И. Коган и Р. И. Энтин [62] на стали, содержащей около 0,6% С и 1,7% V, показали, что в присутствии 0,28% Mn при 1000°С в аустените остается нерастворенным 1,21% V, а при 2,5 и 4,5% Mn — соответственно 1,0 и 0,68% V. При нагреве до 1200°С в карбидной фазе

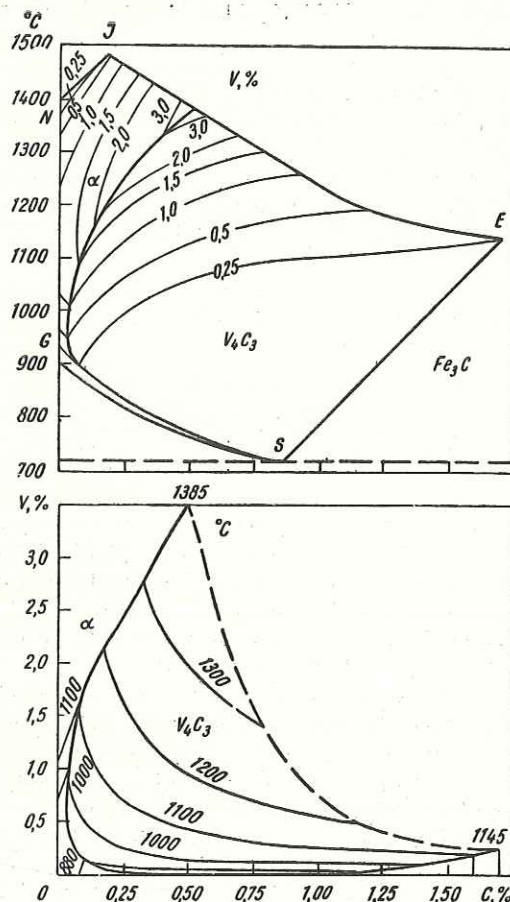


Рис. 14. Диаграммы растворимости карбида ванадия  $V_4C_3$  в аустените при разных содержаниях углерода в зависимости от температуры нагрева и содержания ванадия

сталей, легированных 0,28; 2,5 и 4,5% Mn, содержится соответственно 0,63; 0,26 и 0,12% V. При нагреве стали с 0,11—0,15% V и 2% Mn до 950°С ванадий полностью переходит в твердый раствор, а при содержании 0,62% Mn ванадий растворяется в аустените лишь на половину.

Исследование растворимости ванадия в аустените в зависимости от температуры аустенизации и исходного содержания ванадия (~0,9 и 2%) было проведено на углеродистой, марганцевистой и хромистых сталях [50].

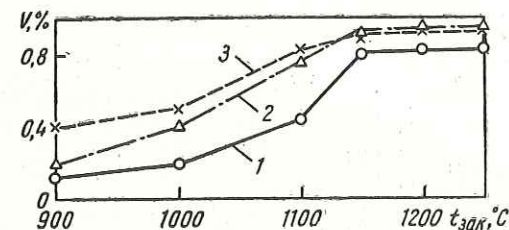


Рис. 15. Влияние температуры закалки ( $t_{зак}$ ) на содержание ванадия в аустените некоторых сталей, содержащих ~0,9% V:

| Сталь | Содержание, % |      |      |      |
|-------|---------------|------|------|------|
|       | C             | Mn   | Cr   | V    |
| 1     | 0,42          | 0,48 | 0,23 | 0,85 |
| 2     | 0,39          | 1,91 | 0,18 | 0,99 |
| 3     | 0,41          | 0,23 | 1,87 | 0,95 |

Количество ванадия, не перешедшего в твердый раствор, определяли методом химического анализа карбидного осадка, электролитически выделенного из стали. Содержание ванадия, растворенного в аустените, устанавливали по разнице между общим содержанием его в стали и содержанием в карбидном осадке. Образцы для карбидного анализа нагревали до 900, 1000, 1100, 1200 и 1250°С, выдерживали при заданной температуре 30 мин, а затем закачивали в воде. На каждую точку делали от 2 до 4 анализов.

На рис. 15 приведены результаты определения растворимости ванадия в аустените в зависимости от состава стали и температуры нагрева. Растворимость ванадия значительно увеличивается в присутствии марганца и хрома при всех температурах. Хром оказывает более сильное действие, чем марганец. Особенно это заметно



при температурах нагрева 900—1000° С, близких к реальным температурам закалки. Так, при 900° С в углеродистой стали растворяется в аустените 0,11%, в марганцовистой 0,18%, а в хромистой 0,40% V. Следовательно, положительное влияние ванадия на свойства сталей, связанное с растворением его в аустените (повышение прокаливаемости, увеличение устойчивости против отпуска, появление эффекта дисперсионного твердения и т. д.), наиболее полно должно проявляться на сталях, легированных марганцем и хромом.

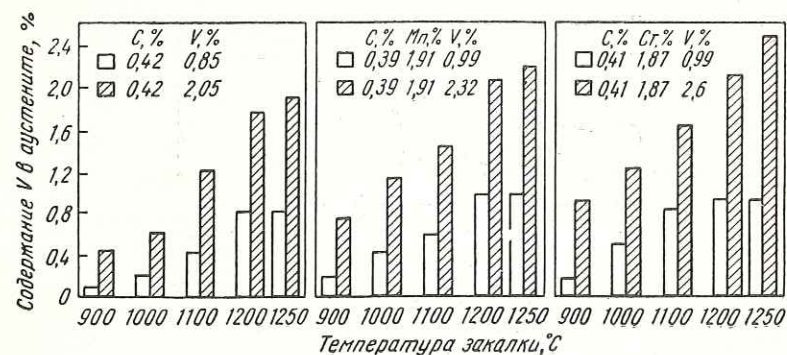


Рис. 16. Содержание ванадия в аустените при исходном его количестве в стали около 0,9 и 2% в зависимости от температуры закалки и легированности стали

Растворимость ванадия в аустените сильно зависит также от исходного его содержания в стали (рис. 16). С увеличением содержания ванадия в стали растворимость его в аустените при постоянной температуре заметно увеличивается. Так, при всех исследованных температурах увеличение содержания ванадия от 0,9 до 2,00% повышает растворимость ванадия в аустените углеродистой и легированных сталей в два и более раза.

Как известно [63], кинетика растворения карбидов в аустените зависит от прочности межатомных связей металла и углерода в решетке карбида. Ослабление сил связей в карбиде ванадия можно достигнуть при растворении в нем марганца и хрома, т. е. при замещении части атомов сильнокарбидообразующего элемента — ванадия менее сильными карбидообразователями — марганцем и хромом. Однако возможно, что роль марганца

и хрома в увеличении растворимости карбида ванадия в аустените связана с влиянием этих элементов на свойства самого аустенита, поскольку карбиды марганца и хрома переходят в аустенит при тех же кинетических условиях раньше, чем карбиды ванадия. С целью установления причин влияния марганца и хрома на ускорение растворимости карбида ванадия в аустените в УралНИИЧМ были поставлены специальные опыты. Спрессованный порошок карбида ванадия состава  $VC_{0,83}$  с помощью специальной струбины прижимался поверхностью металлографического шлифа к шлифу на образцах исследуемых сталей: хромистой (40X2), марганцовистой (40Г2) и углеродистой (40). Находящиеся в контакте карбид и сталь подвергали вакуумному отжигу при 1100° С в течение 10 ч при разрежении 0,0133 н/м<sup>2</sup> ( $10^{-4}$  мм рт. ст.). По окончании отжига образцы быстро извлекали из печи и закачивали в воде. Поверхность стыка стали и карбида после отжига была чистой, не окисленной. На образцах стали готовили металлографический шлиф в плоскости, перпендикулярной поверхности стыка образца с карбидом. Затем на рентгеноспектральном микроанализаторе MAP-1 количественно определяли распределение ванадия от контактной поверхности в глубь образца, т. е. устанавливали содержание ванадия, перешедшего из карбида в аустенит (рис. 17).

Глубина проникновения карбида ванадия в сталь и его концентрация оказались наибольшими в хромистой стали и наименьшими в углеродистой. Промежуточные результаты получены на марганцовистой стали. В указанном опыте насыщение всех сталей проводили из карбида ванадия, не содержащего растворенных карбидообразующих элементов — марганца и хрома. Последнее устанавливали также рентгеноспектральным методом — путем определения этих элементов в карбиде до и после отжига. Полученные данные позволяют считать, что ослабление сил связи в карбиде ванадия в легированной марганцем и хромом стали не связано с замещением части атомов ванадия в решетке карбида марганцем или хромом. Очевидно, что разная растворимость карбида ванадия в хромистой, марганцовистой и углеродистой сталях определяется различием в свойствах аустенита этих сталей.



В исследованиях, выполненных Л. А. Шварцманом с сотрудниками [64], показано, что легирование аустенита марганцем и особенно хромом уменьшает относительный коэффициент термодинамической активности углерода в аустените. Как известно, уменьшение коэффициента термодинамической активности углерода в аустените в свою очередь повышает равновесную концентрацию углерода, увеличивает степень диссоциации карбида ванадия, ослабляет силы межатомной связи в нем и способствует переходу ванадия в аустенит с большей скоростью.

Таким образом, роль легирования аустенита марганцем и хромом в ускорении перехода карбида ванадия в аустенит связана не с растворением этих элементов в карбиде, а с влиянием их на термодинамические свойства аустенита.

Растворимость ванадия в аустените легированных инструментальных сталей более сложна. Она в значительной степени зависит от присутствия в стали других карбидообразующих элементов и их количества.

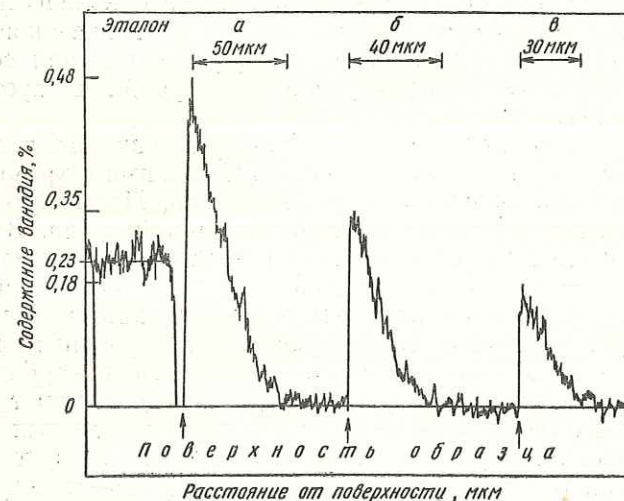


Рис. 17. Рентгеноспектральные кривые, характеризующие переход ванадия из карбида в аустенит стали после нагрева ее при 1100°С в течение 10 ч:

а — 40Х2; б — 40Г2; в — 40

Так, в присутствии вольфрама образуется карбид типа  $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$  ( $\text{Me}_6\text{C}$ ). Ванадий частично растворяется в нем, а частично остается в виде самостоятельного карбида VC. С увеличением содержания ванадия или уменьшением вольфрама при нагреве переходит в аустенит меньшая часть карбида ванадия, а большая остается нерастворенной в виде самостоятельного карбида [44]. Чем больше в стали вольфрама, тем больше растворяется в карбиде вольфрама ванадия. Благодаря этому значительно увеличивается переход последнего в аустенит при более низких температурах, а также происходит более полное насыщение аустенита ванадием [65]: в стали Р9 до температуры 1100°С и до 1200—1250°С в стали Р18. При нагреве выше этих температур количество ванадия в аустените быстрорежущих сталей практически не увеличивается [66]. Из литературных данных [67] известно, что из присутствующих в быстрорежущей стали карбидов  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ ,  $(\text{W}, \text{Mo})_6\text{C}$  и VC при нагреве под закалку карбид ванадия растворяется в аустените последним. Твердый раствор быстрорежущих сталей (Р9, Р9Ф5, Р10К5Ф5, Р18, Р18Ф2) при нагреве под закалку до оптимальных температур содержит примерно одинаковое количество ванадия (до 1—2%). При этом в стали Р18 (содержащей в среднем 1,2% V) большая часть ванадия (~1%) растворяется в аустените; в сталях Р9 и Р18Ф2 (2—2,5% V) в аустените растворяется около 1,5% V, а в сталях Р9Ф5 и Р10К5Ф5 (~5% V) — около 2,0% V.

Необходимо также отметить, что ванадий уменьшает образование карбидной сетки в заэвтектоидных сталях [44, 65].

Растворимость нитрида ванадия в аустените исследована в основном на малоуглеродистых сталях [68—71]. Как будет показано ниже, наилучшие свойства сталей с азотом (до 0,04%) получаются при одновременном введении в оптимальных соотношениях алюминия и ванадия. Поэтому при рассмотрении растворимости нитридов ванадия при нагреве часто определяют растворимость нитрида алюминия.

Наиболее обстоятельными исследованиями о растворимости различных нитридов являются работы [72, 73].

П. Кениг, В. Шульц и Х. Ульмер [72], исследуя малоуглеродистую сталь состава 0,20% С, 0,5% Si, 1,5% Mn и 0,02% N с различными добавками алюминия и ванадия,



показали, что нитрид ванадия в стали без алюминия начинает растворяться в аустените при 900°С; заканчивается этот процесс при 1100°С. Если алюминия достаточно

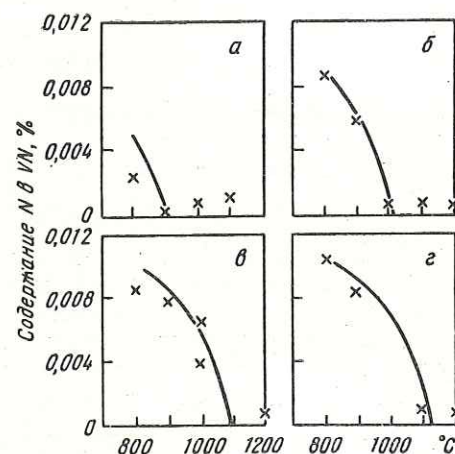


Рис. 18. Растворение нитрида ванадия в аустените при разном содержании в стали ванадия (%):  
а — 0,032; б — 0,10; в — 0,20; г — 0,26

для связывания азота, то нитрид ванадия при 700°С переходит в нитрид алюминия, который растворяется в аустените при более высокой температуре (1100—1350°С).

К. Нарита [74] определил равновесные концентрации ванадия в железе для обратимой реакции  $VN \rightleftharpoons [V] \cdot [N]$ . Произведение растворимостей (константа равновесия  $k = [V] \cdot [N]$ ) для этой реакции при разных температурах следующее:

|                     |                     |                     |                     |                     |                   |
|---------------------|---------------------|---------------------|---------------------|---------------------|-------------------|
| $T, ^\circ\text{C}$ | 900                 | 1000                | 1100                | 1200                | 1300              |
| $k$                 | $2,5 \cdot 10^{-4}$ | $8,3 \cdot 10^{-4}$ | $2,3 \cdot 10^{-3}$ | $5,5 \cdot 10^{-3}$ | $1 \cdot 10^{-2}$ |

Л. Эрасмус [73] исследовал растворимость нитрида ванадия в аустените при содержании ванадия в стали до 0,26%. Была исследована ковкая сталь индукционных плавков состава: 0,2% С, 0,2% Si, 0,55% Mn и

0,010% N. После нагрева до заданной температуры образцы закалывали, затем определяли в них количество азота, связанного в VN.

Установлено, что константа равновесия ( $k = [V] \cdot [N]$ ) растворимости VN в аустените выражается уравнением

$$\log k = -\frac{6900}{T} + 2,35.$$

Данные этого исследования представлены на рис. 18, на котором экспериментальные результаты нанесены крестиками, а равновесные кривые рассчитаны по вышеуказанному уравнению.

С повышением содержания ванадия температура полного растворения нитрида ванадия в аустените возрастает, причем повышение наблюдается даже до 0,26% V, что автором работы не объясняется. Казалось бы, что повышение температуры растворимости ванадия в аустените с увеличением содержания ванадия в стали может наблюдаться только до определенного содержания ванадия, а именно до его количества, достаточного для полного связывания азота в нитрид. По-видимому, в указанной работе при содержании более 0,10% V в стали образовывался карбонитрид.

#### Величина зерна в сталях с ванадием

Одно из наиболее ценных качеств ванадия как легирующего элемента в стали — его способность измельчать зерно.

Как известно, при медленном нагреве стали со структурой феррито-карбидной смеси переход через критическую точку вызывает образование мелкого зерна аустенита.

При дальнейшем повышении температуры происходит процесс собирательной рекристаллизации зерен аустенита<sup>1</sup>. Существуют различные мнения о причинах, тормозящих рост зерна аустенита. Наибольшее признание по-

<sup>1</sup> При больших скоростях нагрева и в случае перекристаллизации предварительно закаленной стали наблюдается более сложная картина роста зерна, что установлено В. Д. Садовским, К. А. Малышевым и Б. Г. Сазоновым [77].



лучила теория «барьеров», которыми являются различные примеси в стали. С повышением температуры примеси коагулируют и растворяются в аустените. При этом зерно растет скачкообразно.

Наиболее часто в качестве регулятора величины зерна применяют раскисление стали алюминием. Алюминий в стали образует нитриды и оксиды (глинозем).

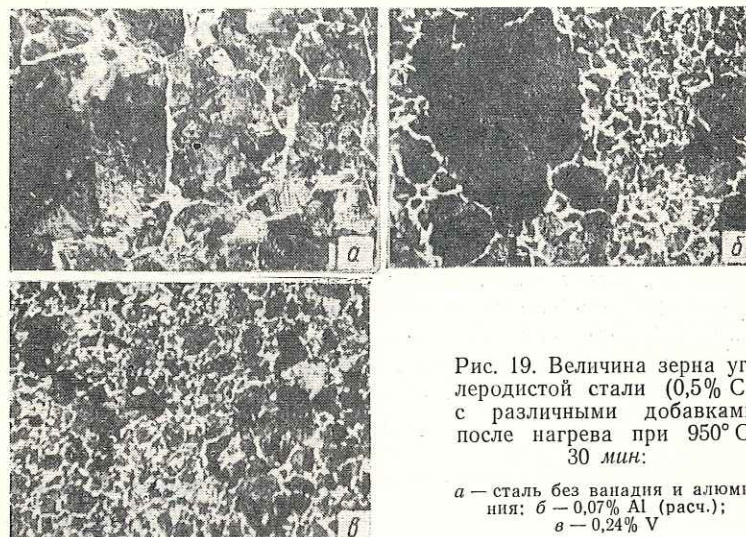


Рис. 19. Величина зерна углеродистой стали (0,5% С) с различными добавками после нагрева при 950° С, 30 мин:

а — сталь без ванадия и алюминия; б — 0,07% Al (расч.); в — 0,24% V

Большинство исследователей считает, что нитриды алюминия — наиболее важный ингибитор зерна в стали до тех пор, пока они не растворятся в аустените [75]. Промышленная технология производства мелкозернистой стали давно разработана для различных сталей (например, [76]).

Влияние ванадия на размер зерна аустенита освещено во многих исследованиях, на основании которых установлено, что при температурах закалки выше  $A_{c3}$  на 20—40° С карбиды ванадия остаются нерастворенными и препятствуют росту зерна аустенита. При нагреве до более высоких температур часть карбидов переходит в твердый раствор, однако сталь остается еще мелкозернистой. Лишь при нагреве до температуры, при которой

карбиды ванадия переходят в аустенит, сталь становится крупнозернистой.

В работе С. Г. Гутермана [78] показано, что действие ванадия на измельчение зерна сильнее, чем алюминия.

Так, в стали с 0,5% С без алюминия и ванадия при нагреве рост зерна идет плавно, не скачкообразно. У стали, раскисленной только 0,07% Al, а также у стали с 0,24% V наблюдается резкий рост зерна начиная с 1000° С. После нагрева при 950° С у стали с ванадием зерно было однородным, а у стали, раскисленной и нераскисленной алюминием, зерно очень неравномерное (рис. 19).

К. А. Малышев [79] также отмечает, что сталь с ванадием выгодно отличается от других сталей: в ней не наблюдается преимущественного роста отдельных зерен, а огрубление зерен происходит при определенной температуре.

По мнению К. Ирвина [80, 81], в малоуглеродистой марганцовистой строительной стали для измельчения зерна достаточно 0,1—0,2% V; при дальнейшем увеличении содержания ванадия размер зерна в этих сталях не меняется.

Влияние ванадия на рост зерна стали с 0,2% С детально было исследовано Л. Эрасмусом [73] (рис. 20). Из данных этой работы следует, что действие ванадия на замедление роста зерна проявляется начиная с 0,056% V. При содержании 0,1—0,2% V рост зерна при нагреве стали замедляется.

Д. Вебстер и Г. Аллен [82] исследовали рост зерна в конструкционных, легированных хромом, никелем, молибденом и ванадием сталях. Мелкозернистость этих сталей авторы объясняют присутствием карбидов ванадия размером более 0,700 нм (700Å).

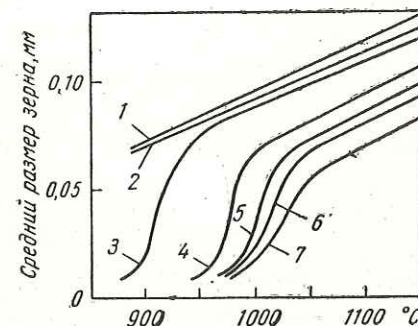


Рис. 20. Влияние содержания ванадия (%) на размер зерна стали с 0,2% С:

1 — 0,012; 2 — 0,032; 3 — 0,056; 4 — 0,102; 5 — 0,142; 6 — 0,205; 7 — 0,260



В исследованных сталях обнаружен аномальный рост зерен<sup>1</sup> (рост отдельных зерен) при малых скоростях нагрева  $\sim 100$  град/ч (рис. 21).

По мнению авторов, в этом случае происходит стремительное растворение карбидов ванадия. При более быстром нагреве (выше 300 град/ч) карбидов ванадия растворяется меньше и поэтому нет причин для аномального роста зерен.

Однако все исследованные стали содержали, кроме ванадия, большое количество молибдена, что могло сильно влиять на поведение зерна при нагреве.

Обнаруженный аномальный рост зерна в сталях, предварительно закаленных на мартенсит или бейнит, в соответствии с данными В. Д. Садовского, К. А. Малышева и Б. Г. Сазонова [77], возможно, связан с фазовым наклепом.

Влияние ванадия на свойства низколегированных инструментальных сталей изучено Ю. А. Геллером и Ц. Л. Олесовой [83]. При введении в стали типа У9Х, У11Х и У13Х 0,22—0,27% V рост

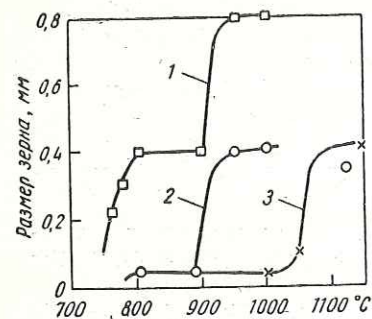


Рис. 21. Влияние скорости нагрева на размер зерна легированной стали, содержащей ванадий. Нагрев до 950°С:

1 — со скоростью 100 град/ч дважды; 2 — со скоростью 100 град/ч один раз; 3 — скорость 300 град/ч

зерна аустенита при нагреве резко задерживается. Так, в сталях без ванадия роста зерна не происходит до 800—810°С, в сталях с ванадием мелкое зерно сохраняется до 900—1000°С. Ванадий задерживает рост зерна в инструментальных сталях более эффективно, чем вольфрам. Благоприятное влияние карбидообразующих элементов, особенно ванадия, на мелкозернистость быстрорежущих сталей общеизвестно. Именно благодаря большому количеству ванадия и вольфрама в этих сталях

<sup>1</sup> Фотография аномального зерна в ванадиевой стали [82] аналогична по неравномерности отдельных зерен, приведенной на рис. 19, в, т. е. различие в величине разных зерен значительно меньше, чем в сталях, раскисленных только алюминием (см. рис. 19, б).

Таблица 8

Влияние содержания ванадия до 0,10% на величину зерна сталей 20, 40 и 65

| Сталь<br>(содержание<br>основных<br>элементов, %) | Содержа-<br>ние вана-<br>дия, % | Величина зерна в баллах по ГОСТ 5639—51 при<br>температуре нагрева, °С (выдержка 30 мин) |     |     |     |      |      |      |      |      |
|---------------------------------------------------|---------------------------------|------------------------------------------------------------------------------------------|-----|-----|-----|------|------|------|------|------|
|                                                   |                                 | 800                                                                                      | 850 | 900 | 950 | 1000 | 1050 | 1100 | 1150 | 1200 |
| 20<br>(0,19% C;<br>0,19% Si;<br>0,48% Mn)         | —                               | —                                                                                        | —   | 8   | 7,5 | 6,5  | 6    | 6    | 6    | 6    |
|                                                   | 0,011                           | —                                                                                        | —   | 8   | 7,5 | 6,5  | 6,5  | 6    | 6    | 6    |
|                                                   | 0,025                           | —                                                                                        | —   | 8   | 7,5 | 6,5  | 6,5  | 6    | 6    | 6    |
|                                                   | 0,038                           | —                                                                                        | —   | 8   | 7,5 | 6,5  | 6,5  | 6,5  | 6    | 6    |
|                                                   | 0,067                           | —                                                                                        | —   | 8   | 7,5 | 6,5  | 7    | 6    | 6    | 6    |
|                                                   | 0,077                           | —                                                                                        | —   | 8   | 7,5 | 6,5  | 7    | 6,5  | 6    | 6    |
| 40<br>(0,40% C;<br>0,25% Si;<br>0,66% Mn)         | —                               | 8                                                                                        | 8   | 6   | 4,5 | 3,5  | 3    | 3,5  | 3,5  | 3,5  |
|                                                   | 0,010                           | 8                                                                                        | 7,5 | 6   | 4,5 | 3,5  | 3,5  | 3,5  | 3,5  | 4    |
|                                                   | 0,023                           | 8                                                                                        | 8   | 6   | 5   | 3,5  | 3,5  | 3,5  | 3,5  | 3,5  |
|                                                   | 0,034                           | 8                                                                                        | 8   | 6   | 5   | 4    | 3,5  | 3,5  | 3,5  | 4    |
|                                                   | 0,063                           | 8                                                                                        | 8   | 6   | 6   | 4,5  | 4    | 3,5  | 3,5  | 4    |
|                                                   | 0,093                           | 8                                                                                        | 8   | 6,5 | 6   | 4,5  | 4    | 3,5  | 3,5  | 4    |
| 65<br>(0,65% C;<br>0,41% Si;<br>0,89% Mn)         | —                               | 8                                                                                        | 7   | 5,5 | 4,5 | 4,5  | —    | 3    | 1    | 1    |
|                                                   | 0,014                           | 8                                                                                        | 7   | 6   | 5   | 4,5  | 4    | 3,5  | 1,5  | 1,5  |
|                                                   | 0,025                           | 9                                                                                        | 7,5 | 6   | 5   | 4,5  | —    | 3,5  | 1,5  | 1,5  |
|                                                   | 0,030                           | 8                                                                                        | 7,5 | 6   | 5   | 4,5  | 4    | 3,5  | 1,5  | 2    |
|                                                   | 0,054                           | 8                                                                                        | 7,5 | 6   | 5,5 | 4,5  | 4    | 3,5  | 1,5  | —    |
|                                                   | 0,068                           | 8                                                                                        | 8   | 6   | 5,5 | 4,5  | 4,5  | 3,5  | 1,5  | 2    |
|                                                   | 0,093                           | 8                                                                                        | 8   | 6   | 5,5 | 4,5  | 4,5  | 3,5  | 2    | 3    |
|                                                   |                                 |                                                                                          |     |     |     |      |      |      |      |      |

сохраняется мелкое зерно при нагреве под закалку (1240—1280°С).

В УралНИИЧМ было проведено специальное исследование по выявлению влияния малых добавок ванадия (до 0,1%) на кинетику роста зерна аустенита сталей с различным содержанием углерода. Сталь 20 раскисляли алюминием в количестве 1000 г/т, а стали 40 и 65 400 г/т.

В табл. 8 приведены результаты исследования сталей 20, 40 и 65.

Заметного влияния малых добавок ванадия на рост зерна аустенита в малоуглеродистой стали 20 не обнаружено. В сталях 40 и 65 при 950—1000°С при содержании 0,05—0,09% V наблюдается уменьшение величины зерна



Таблица 9

Средняя величина зерна в баллах рельсовой стали  
при содержании 0,04% V в зависимости  
от технологии раскисления

| Количество<br>раскислителя | 900° С | 950° С | 1000° С | 1050° С | 1100° С |
|----------------------------|--------|--------|---------|---------|---------|
| <i>Алюминий</i>            |        |        |         |         |         |
| 300*                       | 7,5    | 5,5    | 5       | 4       | 3       |
| 150                        | 7,5    | 5,5    | 5       | 4       | 3       |
| <i>Силикокальций</i>       |        |        |         |         |         |
| 1500*                      | 5,5    | 4,5    | 3       | 3       | 2       |
| 1500                       | 7,5    | 5,5    | 5       | 3,5     | 3       |

\* Без ванадия.

на 1,0—1,5 балла. Небольшое влияние ванадия в этом случае, очевидно, связано с тем, что размер зерна в исследованных сталях определялся прежде всего содержанием алюминия, который в металл вводили в достаточном для измельчения зерна количестве.

Влияние малых добавок ванадия на величину зерна аустенита при меньших содержаниях алюминия или без него определяли на рельсовой стали промышленных плавок состава: ~0,70% С; ~0,20% Si и ~0,85% Mn.

Исследование проводили на плавках, раскисленных только силикокальцием или алюминием (150 или 300 г/т).

Зерно аустенита выявляли путем нагрева в исследуемом интервале температур в вакууме при разрежении  $0,133 \text{ н/м}^2$  ( $1 \cdot 10^{-3} \text{ мм рт. ст.}$ ) с выдержкой 30 мин.

В табл. 9 приводятся результаты оценки величины зерна плавок с различным раскислением по шкале ГОСТ 5639—65.

Нормальным для рельсовой стали является раскисление ее алюминием в количестве 300 г/т. Раскисление в количестве в два раза меньшем должно было привести к росту зерна, но благодаря одновременному введению ванадия зерно аустенита не изменилось. При полном исключении алюминия и замене его силикокальцием

размер зерна аустенита при температурах 900—1000° С становится больше. Добавка ванадия (0,04%) измельчает зерно этой стали до такой же величины, как у обычной стали, раскисленной 300 г/т алюминия.

Это иллюстрируется приведенными на рис. 22 фотографиями зерна рельсовой стали при различной технологии раскисления.

Изложенное имеет практическую ценность, так как исключение из раскисления алюминия и замена его на

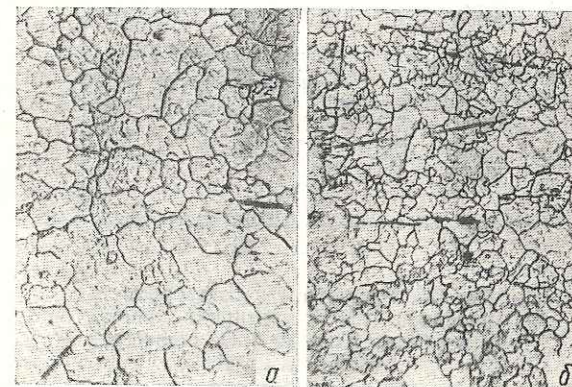


Рис. 22. Зерно аустенита рельсовой стали при 900° С:

а — раскисление силикокальцием; б — раскисление силикокальцием+0,04% V

силикокальций позволяют устранить в стали строчечные глиноземные включения. Однако это же вызвало рост зерна стали и соответственно уменьшение ее вязкости. Введение в сталь ванадия устраняет этот недостаток.

Благоприятное влияние ванадия на измельчение зерна аустенита большинство исследователей, как было показано выше, связывает с «барьером» в виде карбида ванадия, который труднорастворим в аустените. Лишь при его переходе в аустенит зерно начинает расти. В последнее время появились веские доказательства решающей роли в торможении роста зерна нитрида ванадия.



В исследовании Л. Эрасмуса [73] четко показано, что температуры начала и конца интенсивного роста зерна в стали при содержании до 0,1% V хорошо совпадают с температурой растворения нитрида ванадия (рис. 23).

Интересное исследование провели Такао, Симосэ и Нарита [84]. Созданием специальных условий выплавки им удалось получить в стали ванадий в виде  $V_{мет}$  (в твердом растворе),  $V_2O_3$  и VN. При этом установили, что  $V_{мет}$  при содержании до 0,25% почти не влияет на

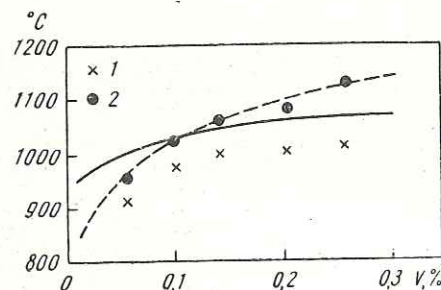


Рис. 23. Рост зерна и растворимость нитридов VN (пунктирная линия) и карбидов ванадия  $V_4C_3$  (сплошная линия) в стали:

1 — температура, при которой начинается рост зерна; 2 — температура, при которой рост зерна заканчивается

размер зерна аустенита. Ванадий в виде  $V_2O_3$  влияет на размер зерна до 0,02% V, а при больших количествах не оказывает влияния на зерно. Заметно влияет на рост зерна аустенита нитрид VN.

На основании результатов этих исследований можно предположить, что при малых содержаниях ванадия (примерно до 0,1%) «барьерами», препятствующими росту зерна аустенита, являются нитриды ванадия, так как при таких содержаниях большая часть ванадия связывается с азотом. При больших содержаниях ванадия основным фактором, тормозящим рост зерна, являются карбиды ванадия. То, что именно карбиды ванадия тормозят рост зерна инструментальных и быстрорежущих сталей при нагреве их до высоких температур, не вызывает сомнений.

## Влияние ванадия на устойчивость переохлажденного аустенита и прокаливаемость стали

Как известно, прокаливаемость стали определяется устойчивостью переохлажденного аустенита, а изотермические и термокинетические диаграммы распада аустенита дают полные представления о ней. Поскольку закономерности влияния легирующих элементов на кинетику распада аустенита были установлены и систематически исследованы под руководством С. С. Штейнберга к концу 30-х годов, то первые данные по ванадию освещают только его влияние на прокаливаемость сталей.

Установлено, что при закалке углеродистых и легированных сталей с ванадием от нормальных температур (на 30—40° выше  $A_{c3}$ ) ванадий уменьшает прокаливаемость, при закалке с более высоких температур глубина закаленного слоя ванадиевой стали больше, чем у стали без ванадия. Это связано с тем, что при нормальных температурах закалки карбиды ванадия, оставаясь нерастворенными в аустените, служат зародышевыми центрами, ускоряющими его распад при охлаждении. При нагреве стали до более высоких температур вследствие перехода заметного количества карбидов в аустенит его устойчивость при переохлаждении повышается и глубина закаленного слоя увеличивается.

На рис. 24 приведено распределение твердости по сечению образцов диаметром 25 мм инструментальной углеродистой стали (0,9% C) без ванадия и с 0,27% V в зависимости от температуры закалки [85]. На кривых указаны температура закалки и полученная при этом величина зерна. В простой углеродистой стали при закалке с 820°С прокаливаемость равна прокаливаемости ванадиевой стали, закаленной с 900°С, несмотря на то, что в последней величина зерна меньше на 3 балла (как известно, измельчение зерна уменьшает прокаливаемость). Это обусловлено тем, что при 900°С аустенит начинает обогащаться ванадием. При температуре нагрева 980°С, когда количество перешедшего в аустенит ванадия возросло, прокаливаемость стали с ванадием равна прокаливаемости углеродистой стали, закаленной с той же температуры, хотя в первом случае зерно имело балл 4—5, а во втором 1—2.



Как указывает Э. Бейн [86], когда размер зерна ванадиевой стали приближается к размеру зерна углеродистой стали, прокаливаемость еще в большей степени повышается.

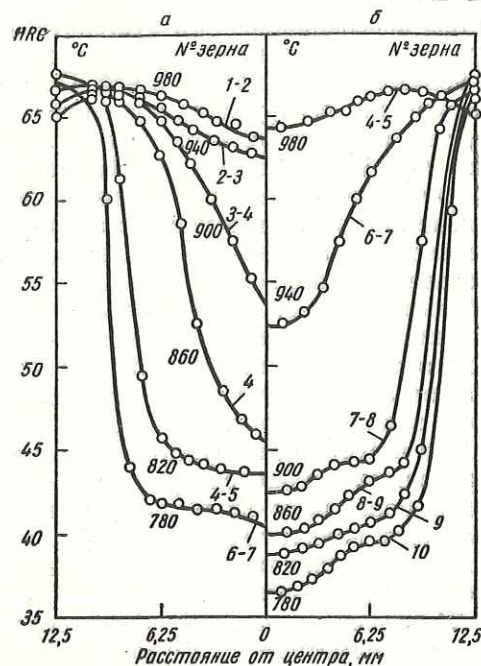


Рис. 24. Прокаливаемость углеродистой и ванадиевой инструментальных сталей в сечении 25 мм (температуры закалки в °C и номер зерна в баллах указаны на кривых):

а — сталь с 0,9% С; б — сталь с 0,9% С и 0,27% V

Из изложенного следует, что при рассмотрении влияния ванадия на прокаливаемость какой-либо стали следует учитывать не только температуру нагрева, но и величину зерна.

С. Г. Гутерман [78] построил диаграммы изотермического распада аустенита среднеуглеродистой стали с добавкой 0,24% V. При этом было установлено, что время

полного распада аустенита при 550°С под влиянием ванадия увеличивается с 10 до 60 сек.

В. И. Зюзин [87], построив диаграммы изотермического превращения аустенита сталей с 1% С и 0,5—1,6% V, показал, что легирование ванадием не только увеличивает инкубационный период, но и обуславливает появле-

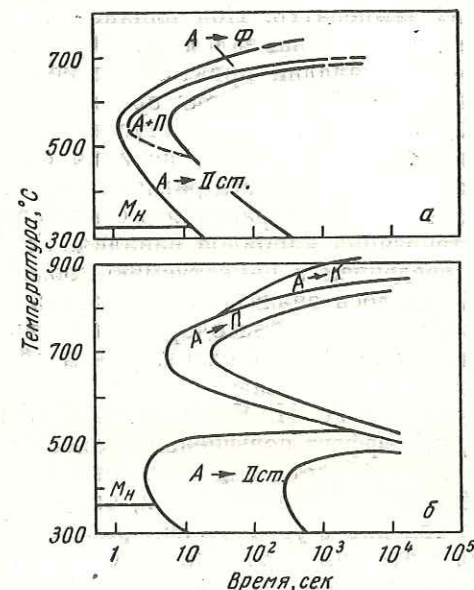


Рис. 25. Влияние ванадия на характер диаграммы изотермического распада аустенита:

а — сталь с 0,4% С; б — сталь с 0,4% С и 2,0% V

ние двух максимумов скорости изотермического распада аустенита, разделенных интервалом относительной устойчивости переохлажденного аустенита, т. е. диаграмма распада аустенита сталей с ванадием имеет две ступени распада — перлитную и промежуточную — бейнитную. Такие диаграммы характерны и при введении в сталь других карбидообразующих элементов (Cr, Mo, W и др.).

На рис. 25 даны диаграммы распада переохлажденного аустенита углеродистой стали (0,4% С) и ана-



логичной стали, но с добавкой  $\sim 2,0\% V$ , построенные для температуры нагрева  $1100^\circ C$ , при которой большая часть карбида ванадия перешла в твердый раствор [88, 89]. Присутствие в аустените ванадия вызвало появление двух четких максимумов на диаграмме его распада и смещение аустенито-перлитного превращения в область более высоких температур. Под влиянием ванадия это превращение несколько замедлилось. Обращает на себя внимание то, что ванадий практически не повлиял на величину инкубационного периода при температуре распада около  $450^\circ C$ , т. е. в районе II ступени.

Иногда используют присадку ванадия в сталь, наоборот, для повышения скорости распада аустенита в перлитной области за счет сохранения в стали нерастворенных при аустенизации карбидов ванадия. Так, в исследовании [90] введением в цементуемую хромоникелевую сталь  $0,1\% V$  удалось значительно ускорить аустенито-перлитное превращение, благодаря чему уменьшилась свойственная обычной стали склонность к образованию трещин в цементованном слое.

В исследованиях Л. И. Коган и Р. И. Энтина [63, 91] показано, что эффект повышения устойчивости аустенита в перлитной области под влиянием ванадия проявляется в большей степени в стали, содержащей  $1,5\text{—}2,5\% Mn$ , что связано с увеличением растворимости карбида ванадия в аустените. Это же было позднее найдено и для стали, содержащей хром [50].

Влияние ванадия на прокаливаемость в легированных инструментальных и быстрорежущих сталях также определяется его карбидами, т. е. растворимостью их в аустените. Как указывает Ю. А. Геллер [65], изменение содержания ванадия в быстрорежущих сталях в пределах  $1\text{—}5\%$  почти не влияет на устойчивость аустенита, так как эти количества мало влияют на концентрацию его в аустените. В связи с этим для высокованадиевых быстрорежущих сталей применяют те же условия охлаждения при закалке, что и для сталей P9 и P18.

Аналогично и в низколегированных инструментальных сталях типа У9ХФ, У11ХФ и У13ХФ ванадий мало повлиял на их прокаливаемость из-за невысокой температуры нагрева их под закалку [83].

Исследовали влияние небольших добавок ванадия на прокаливаемость и устойчивость аустенита некоторых

углеродистых и легированных сталей на металле лабораторных и промышленных плавок. При разливке промышленных плавок в один из слитков массой  $4,5\text{ т}$  в мелкодробленном виде вводили феррованадий. Для сравнения исследовали от этой же плавки рядом стоящий слиток без ванадия.

Диаграммы изотермического распада переохлажденного аустенита строили структурным и дюрOMETрическими методами.

На рис. 26 приведены изотермические диаграммы распада переохлажденного аустенита металла промышленных плавок, характеризующие влияние ванадия.

В углеродистых сталях 40 и 60 ванадий незначительно повлиял на устойчивость переохлажденного аустенита. Кривые для сталей с ванадием несколько сдвинуты вправо.

В легированных сталях 40Х и 38ХС влияние ванадия более заметно. Его действие сказывается существенно на увеличении устойчивости аустенита в перлитной области. На устойчивость аустенита в промежуточной области малые добавки ванадия не влияли.

При построении указанных диаграмм изотермического распада переохлажденного аустенита температура аустенизации ( $T_H$ ) сталей с  $0,06\text{—}0,1\% V$  была на  $40^\circ$  выше, чем сталей без ванадия. Это обеспечило растворение ванадия в аустените. При этом величина зерна сталей одной и той же марки с ванадием и без него была одинаковой. Это позволяет считать, что увеличение устойчивости аустенита в сталях с ванадием связано с легированием им аустенита.

Определение [94] прокаливаемости методом торцевой закалки на стали 40 (рис. 27) показало незначительное увеличение перлитной прокаливаемости (при твердости около  $20\text{ HRC}$ ). Прокаливаемость стали 40 определяли также путем измерения твердости по сечению закаленной шестигранной заготовки. На рис. 28 приведены результаты измерения твердости по сечению заготовки диаметром  $36\text{ мм}$  после закалки и после закалки и отпуска при  $600^\circ C$ .

Из этих данных также следует, что добавка  $0,01\text{—}0,03\% V$  практически не влияет на прокаливаемость стали 40 (рис. 28, а). Незакаленная сердцевина заготовок с ванадием и без него имела практически одинако-



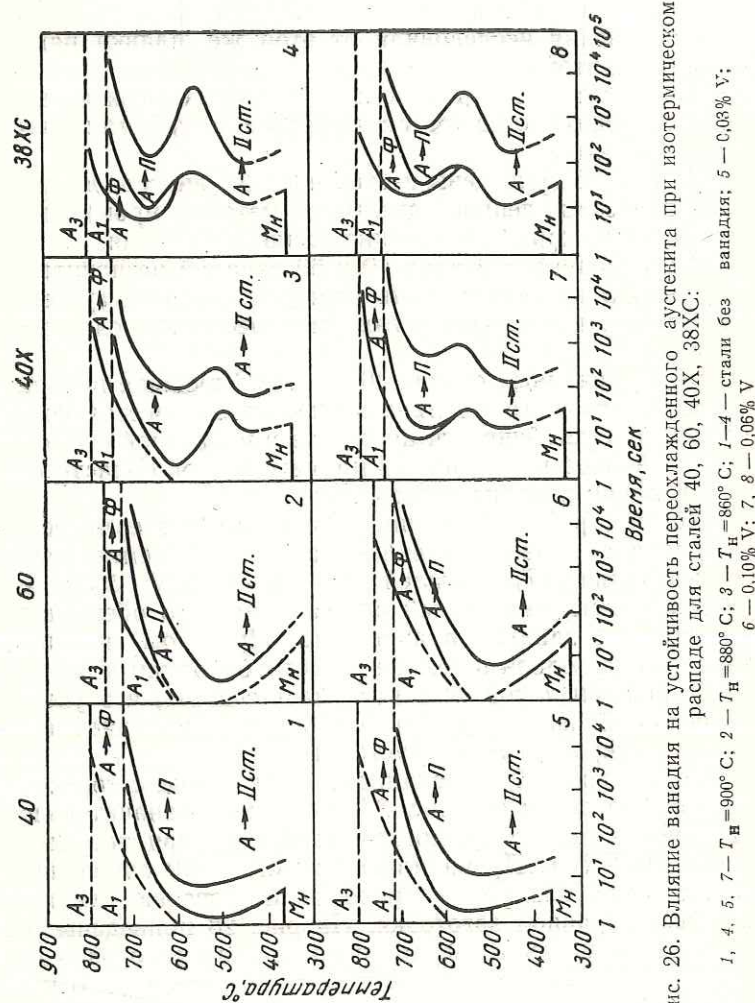


Рис. 26. Влияние ванадия на устойчивость переохлажденного аустенита при изотермическом распаде для сталей 40, 60, 40Х, 38ХС:

1, 4, 5, 7 —  $T_{\text{H}} = 900^\circ\text{C}$ ; 2 —  $T_{\text{H}} = 880^\circ\text{C}$ ; 3 —  $T_{\text{H}} = 860^\circ\text{C}$ ; 1 — 4 — стали без ванадия; 5 — 0,03% V; 6 — 0,10% V; 7, 8 — 0,06% V

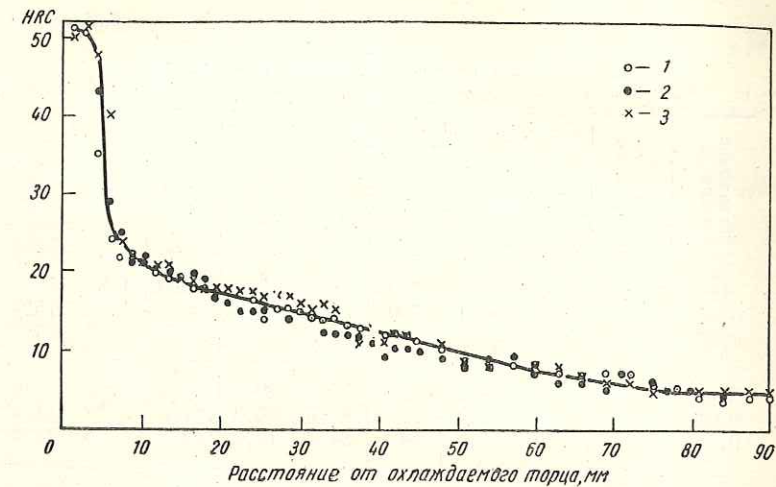


Рис. 27. Кривые торцевой прокаливаемости стали 40 с ванадием и без него (температура нагрева под закалку  $850^\circ\text{C}$ ):

1 — без ванадия; 2 — 0,01% V; 3 — 0,03% V

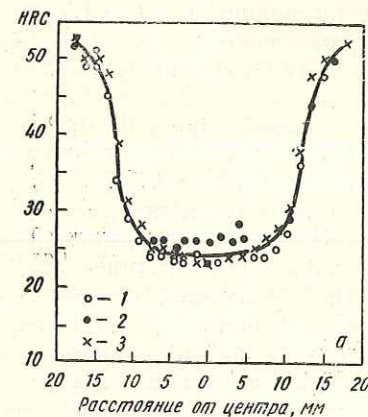
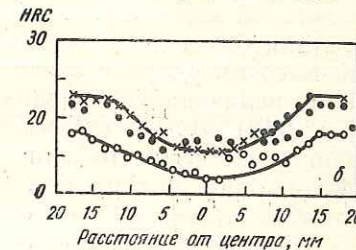


Рис. 28. Твердость по сечению шестигранной заготовки сечением 36 мм из стали 40:

а — после закалки с  $850^\circ\text{C}$ ; б — после закалки и отпуска при  $600^\circ\text{C}$ , 2 ч; 1 — без ванадия; 2 — 0,01% V; 3 — 0,029% V



вую твердость и структуру, состоящую из перлита и сетки феррита по границам бывшего зерна аустенита.

Наибольший интерес представляют результаты определения свойств указанной заготовки после отпуска ее при  $600^\circ\text{C}$  в течение 2 ч (рис. 28, б). Твердость стали с ванадием при этом выше, чем стали без него.



Таблица 10

Механические свойства стали 40 после закалки  
и отпуска при 600° С

| Содержание<br>ванадия, % | Сечение за-<br>готовки, мм | $\sigma_T$         |                    | $\sigma_B$         |                    | $\delta_5, \%$ | $\psi, \%$ | $a_H$               |                         |
|--------------------------|----------------------------|--------------------|--------------------|--------------------|--------------------|----------------|------------|---------------------|-------------------------|
|                          |                            | Мн/мм <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup> | Мн/мм <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup> |                |            | Мдж/мм <sup>2</sup> | кг/мм/с/мм <sup>2</sup> |
| Нет<br>0,01<br>0,03      | 36                         | 507                | 50,7               | 753                | 75,3               | 19,2           | 66,0       | 1,63                | 16,3                    |
|                          |                            | 531                | 53,1               | 750                | 75,0               | 18,2           | 65,5       | 1,54                | 15,4                    |
|                          |                            | 589                | 58,9               | 792                | 79,2               | 16,3           | 65,0       | 1,42                | 14,2                    |
| Нет<br>0,01<br>0,03      | 6                          | 643                | 64,3               | 753                | 75,3               | 20,7           | 64,5       | 1,77                | 17,7                    |
|                          |                            | 733                | 73,3               | 817                | 81,7               | 16,3           | 61,6       | 1,19                | 11,9                    |
|                          |                            | 760                | 76,0               | 840                | 84,0               | 15,2           | 62,4       | 1,18                | 11,8                    |

Аналогичное влияние ванадия подтверждается также и при испытании механических свойств сердцевинки улучшенной заготовки диаметром 36 мм (табл. 10). Для сравнения в этой же таблице приведены свойства стали после закалки и отпуска по аналогичному режиму для образцов диаметром 6 мм, т.е. имевших после закалки мартенситную структуру.

Как видно из приведенных данных, пределы прочности и текучести стали с 0,03% V в центре заготовки сечением 36 мм выше на 40—80 Мн/мм<sup>2</sup> (4—8 кг/мм<sup>2</sup>), чем у стали без добавок ванадия, при сохранении достаточно высокой ударной вязкости. Для образцов диаметром 6 мм величина упрочнения<sup>1</sup> больше и составляет 90(9) и 120(12) Мн/мм<sup>2</sup> (кг/мм<sup>2</sup>). Из сравнения имеющихся данных следует, что величина упрочнения стали с феррито-карбидной структурой (сечение 36 мм) меньше, чем у стали с мартенситной структурой (сечение 6 мм).

Упрочнение сердцевинки заготовки после отпуска подтверждается и результатами по твердости, определенной для стали, охлажденной с 850 и 1000° С на воздухе, с печью и отпущенной при 600° С, 2 ч (табл. 11). Во всех случаях, за исключением нагрева до 850° С и ох-

<sup>1</sup> Под величиной упрочнения понимается повышение прочности за счет легирования ванадием.

Таблица 11

Влияние добавок ванадия на твердость (HRC) стали 40

| Термическая обработка                     | Содержание V, % |      |      |
|-------------------------------------------|-----------------|------|------|
|                                           | 0,00            | 0,01 | 0,03 |
| Нагрев при 1000° С охлаждение с печью     | 85,5            | 86,5 | 87,0 |
| То же + отпуск 600° С, 2 ч                | 84,5            | 87,0 | 88,5 |
| Нагрев при 1000° С, охлаждение на воздухе | 94,5            | 95,5 | 96,5 |
| То же + отпуск 600° С, 2 ч                | 92,5            | 95,5 | 97,5 |
| Нагрев при 850° С, охлаждение с печью     | 81,0            | 81,5 | 81,5 |
| То же + отпуск 600° С, 2 ч                | 82,0            | 81,0 | 81,0 |
| Нагрев при 850° С, охлаждение на воздухе  | 88,5            | 86,0 | 87,0 |
| То же + отпуск 600° С, 2 ч                | 85,0            | 87,0 | 90,0 |

лаждения с печью, твердость стали с добавками ванадия выше, чем чисто углеродистой.

Таким образом, после высокого отпуска у сталей с малыми добавками ванадия повышение прочностных свойств наблюдается не только после закалки на мартенситную структуру, но и в случае феррито-карбидной структуры. По-видимому, и при замедленном охлаждении часть ванадия сохраняется при комнатной температуре в феррите, а при последующем отпуске выделяется в виде мелкодисперсных карбидов, вызывающих эффект дисперсионного твердения. Основанием для такого предположения являются работы [92, 93], в одной из которых было обнаружено повышение твердости нормализованной малоуглеродистой стали с сотыми долями процента ванадия после отпуска при 600° С [92], а в другой непосредственно показано электронномикроскопическим исследованием присутствие в феррите нормализованной и дополнительно отпущенной при 650° С стали с 0,16% V выделений высокодисперсных карбидов ванадия [93].

Результаты исследования [94] позволяют считать, что в сталях, способных к дисперсионному твердению, под влиянием ванадия глубина мартенситной прокаливаемости еще не определяет свойств изделий по сечению. Даже при трооститных феррито-карбидных структурах в центре закаленных изделий из дисперсионно твердею-



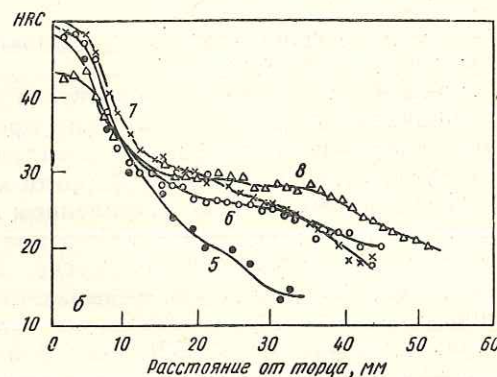
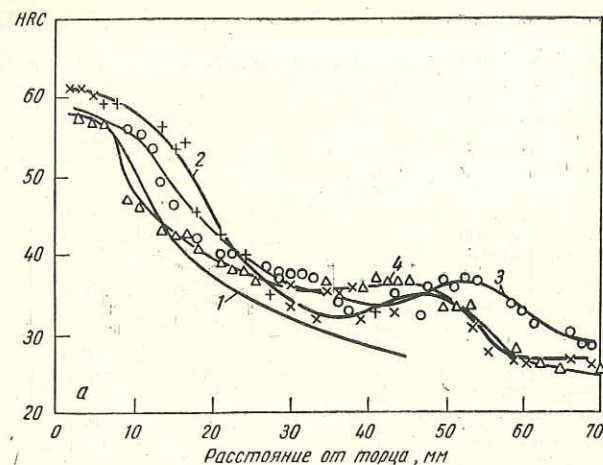


Рис. 29. Кривые торцевой прокаливаемости малолегированных сталей с ванадием и без него:

а — марганцовистая сталь 0,42% С, 1,46% Мп, 0,38% Cr; б — хромистая сталь 0,31% С, 0,31% Мп, 1,05% Cr; 1, 5 — без ванадия; 2 — 0,022% V; 3 — 0,076% V; 4 — 0,19% V; 6 — 0,065% V; 7 — 0,12% V; 8 — 0,18% V.

щих сталей с ванадием прочностные свойства их после высокого отпуска заметно выше, чем у обычных сталей. Это существенное преимущество ванадиевых сталей.

Кроме того, исследовали прокаливаемость среднеуглеродистых сталей — марганцовистой (типа 40Г) и хромистой (типа 30Х).

На рис. 29 приведены данные по прокаливаемости методом торцевой закалки этих сталей с температуры 860° С. Заметное влияние небольших добавок ванадия на повышение прокаливаемости сталей наблюдается в участках образца, далеко отстоящих от торца, т. е. при твердости около 30 HRC. Это свидетельствует о том, что в этих сталях ванадий также увеличил устойчивость аустенита в перлитной области. При этом наибольшее влияние на прокаливаемость достигнуто при 0,02—0,07% V. Более высокое содержание (около 0,2% V) не вызвало дополнительного повышения прокаливаемости марганцовистой стали, тогда как прокаливаемость хромистой стали несколько увеличилась.

Необходимо отметить, что для указанных низколегированных сталей влияние ванадия на прокаливаемость более существенно, чем для углеродистых. Изложенное находится в полном соответствии с ранее приведенными результатами об увеличении растворимости ванадия в аустените в присутствии марганца и особенно хрома.

Ванадий в стали влияет на положение мартенситной точки. По данным В. Д. Садовского [95], введение в сталь 1% V снижает точку  $M_n$  на 30 град. В соответствии с этим влияние добавок до 0,1—0,2% V на  $M_n$  должно быть ничтожным.

В ряде исследований (например, [58]) приводятся данные о повышении мартенситной точки при введении в сталь ванадия. Такая аномалия, как правило, вызвана тем, что часть углерода связана в карбиде ванадия, который при нагреве не растворился в аустените. Вследствие этого аустенит содержит меньшее количество углерода, а последний наиболее существенно влияет на температуру  $M_n$ .



# КАРБИДООБРАЗОВАНИЕ И УПРОЧНЕНИЕ СТАЛЕЙ С ВАНАДИЕМ

Свойства стали в значительной степени определяются составом, размером, формой и характером распределения карбидной фазы. Так как ванадий сильно влияет на карбидные превращения в стали, то он существенно влияет и на ее свойства. Основным достоинством применения ванадия для легирования сталей, особенно конструкционных, является их способность к упрочнению.

В работах [48, 96—98] было показано, что при легировании различных конструкционных сталей небольшим количеством ванадия их прочностные свойства повышаются в среднем на 10—20% при небольшом в некоторых случаях снижении пластичности и вязкости. Результаты этих исследований будут изложены ниже.

В последние годы [99—102] для упрочнения малоуглеродистых сталей начали применять небольшие добавки ниобия. Однако эффективность упрочнения стали ванадием по сравнению с ниобием лишь не на много меньше. Кроме того, ванадий значительно дешевле и менее дефицитен, чем ниобий.

Стали с ванадием можно разделить на две группы по способу обработки, в результате которой проявляется упрочняющий эффект ванадия:

1. Стали, применяемые в горячекатаном и нормализованном состоянии, т. е. со структурой, полученной в результате  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения.

2. Стали, применяемые после закалки и отпуска, т. е. со структурой, полученной при распаде мартенсита.

В обоих случаях упрочняющее влияние ванадия связано с влиянием его на процессы карбидообразования и, следовательно, на структуру стали.

## Влияние ванадия на структуру и карбидообразование при $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении

Такой сильный карбидообразующий элемент, как ванадий, влияет на процессы карбидообразования при  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении и на структуру стали.

Р. И. Энтин [91, 103] показал, что на начальной стадии изотермического распада аустенита стали с 0,8% С и 1,86% V выделяется самостоятельный карбид ванадия. Ф. Вефер, А. Розе и В. Петер [104] наблюдали выделение карбида ванадия при изотермическом распаде аустенита в стали с 0,37% С и 2,2% V при 550°С. При 400°С появляется лишь цементит. Аналогичные данные были получены на сталях с 0,5% С и 0,5% V [105, 118] и с 0,3% С; 0,67 и 1,34% V [106].

Таким образом, выделение карбида ванадия при распаде аустенита по первой ступени и отсутствие его при распаде по второй ступени признаны всеми исследователями. Существуют лишь разные мнения по вопросу о механизме выделения карбида ванадия при распаде аустенита.

М. Е. Блантер [107] считает, что в общем виде справедлив механизм, при котором сначала из стали выделяется легированный цементит и лишь затем он распадается с образованием специального карбида. В том случае, когда содержание легирующего элемента превышает его растворимость в цементите, возможно образование стабильного карбида ванадия. Такого же мнения и авторы работы [104]. Р. И. Энтин [91] не согласен с таким мнением. Он экспериментально показал, что специальные легированные карбиды выделяются непосредственно из аустенита при распаде в диффузионной области (перлитной). Это согласуется с предположением Р. Ф. Мейля [108].

Недавно Д. Маккан и К. Ридал [106] с помощью электронной микроскопии показали, что во время распада аустенита при 650°С из аустенита сначала выделяется карбид ванадия, а затем цементит. Такие же исследо-



вания были проведены на сталях с большим содержанием ванадия.

С целью установления возможности выделения карбида ванадия при  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении в сталях с неболь-

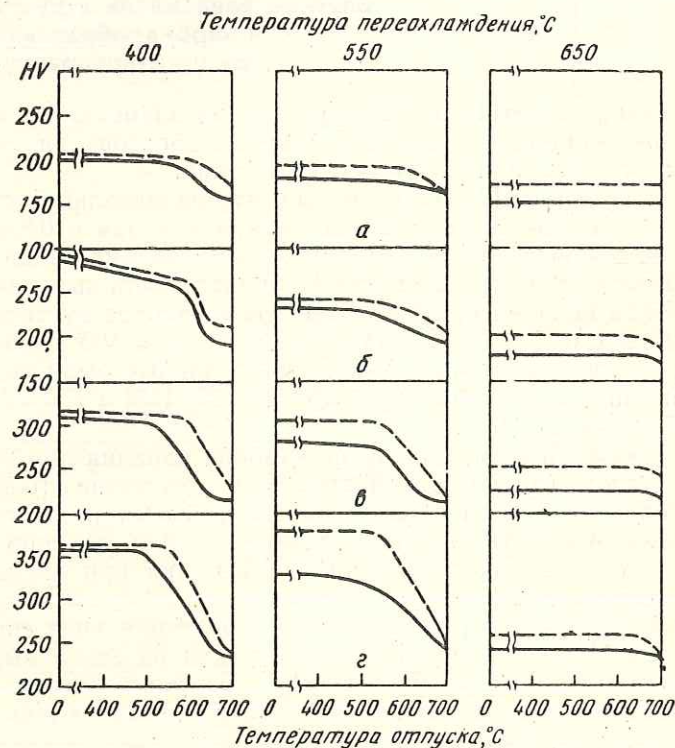


Рис. 30. Влияние температуры переохлаждения (распада) аустенита на твердость сталей 20 (а), 40 (б), 40Х (в) и 38ХС (г) с ванадием и без него. Сплошная кривая — без ванадия; пунктирная — 0,03% V; штрихпунктирная — 0,06% V

шим количеством ванадия исследовали [109, 110] стали 20, 40, 40Х и 38ХС с небольшими добавками ванадия.

Образцы в виде пластин толщиной 1,0 мм после нагрева на 1000°С переохлаждали в свинцовой ванне на 400, 550 и 650°С, выдерживали 30 мин и далее охлаждали в воде. При указанных температурах переох-

лаждения были получены соответственно структуры бейнита (игольчатого троостита), сорбита и пластинчатого перлита. После каждой температуры переохлаждения образцы отпускали в течение 2 ч при различных температурах, после чего измеряли твердость по Виккерсу.

На рис. 30 приведены результаты исследования. После переохлаждения на 400°С без отпуска разницы в твердости у сталей с ванадием и без него не наблюдается. При переохлаждении до 550 и 650°С стали с добавками ванадия имеют более высокую твердость, чем без ванадия. После переохлаждения до 400°С влияние ванадия на твердость наблюдается после отпуска при 500—600°С. При переохлаждении до 550 и особенно 650°С дополнительный отпуск при всех температурах практически не увеличил разницы между твердостью сталей с ванадием и без него. После высокого отпуска при 700°С наблюдалось уменьшение этой разницы.

Приведенные данные могут быть объяснены тем, что при распаде аустенита в перлитной области, когда происходят диффузионные процессы (переохлаждение до 550 и 650°С), по-видимому, выделяется карбид ванадия и сталь становится более прочной. Дополнительный высокий отпуск лишь понижает твердость стали. В случае, когда процессы диффузионного распада аустенита заторможены (переохлаждение до 400°С), ванадий остается в твердом растворе и в неотпущенной стали упрочнения не наблюдается. Увеличение твердости стали с ванадием в этом случае происходит лишь после отпуска при 550—600°С благодаря выделению карбидов ванадия из твердого раствора.

На стали с ванадием, близкой по составу к эвтектоидной (0,7%С; 0,9%Мп и 0,07%V), в горячекатаном состоянии и после изотермического отжига при 650°С с помощью электронной микроскопии можно наблюдать [110] выделение карбида ванадия в перлитных участках (рис. 31). При этом установлено, что частицы карбида ванадия располагаются между пластинами цементита, а не на нем.

В случае, когда карбид легирующего элемента выделяется из легированного цементита, он расположен непосредственно на цементите в виде самостоятельной фазы. Так, известно, что хром до определенных пределов растворяется в цементите. В исследованиях [111—



113] с помощью электронномикроскопического метода показано, что частицы  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  образуются внутри пластин цементита.

Из результатов приведенного исследования следует, что для карбида ванадия это не наблюдается. Подтвер-

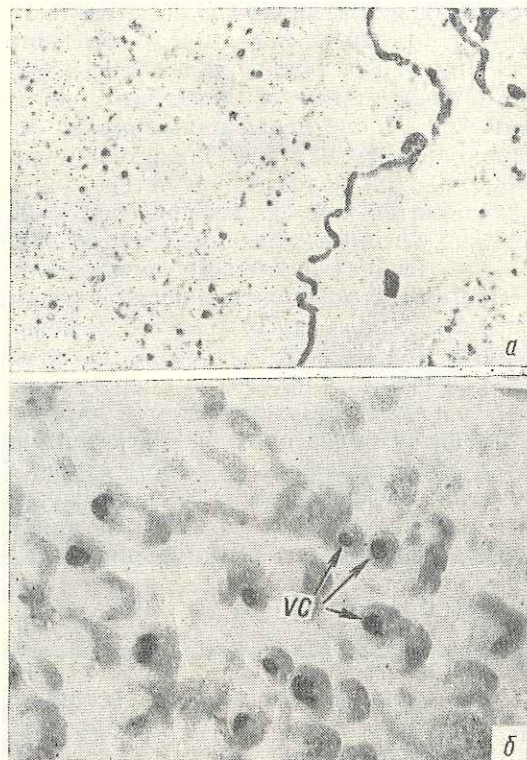


Рис. 31. Карбид ванадия VC в перлите эвтектоидной стали,  $\times 36\,000$ :

*a* — охлажденной после прокатки на воздухе; *b* — переохлажденной после прокатки до  $650^\circ\text{C}$ , выдержка 2 ч (изотермический стжиг)

ждением является выделение его непосредственно из твердого раствора.

В малоуглеродистой стали карбид ванадия может выделяться в перлите и в феррите.

Применение электронной микроскопии высокого разрешения позволило выявить частицы карбида ванадия в феррите нормализованной стали с 0,2% C и 0,16% V (рис. 32).

Электронномикроскопическими исследованиями<sup>1</sup> установлено, что специальный карбид может образовываться:

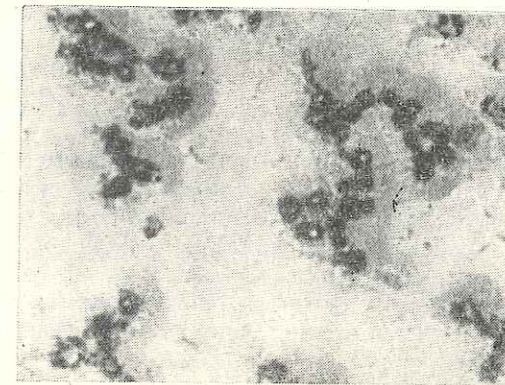


Рис. 32. Карбид ванадия в феррите малоуглеродистой стали,  $\times 90\,000$

1. Непосредственно в переохлажденном аустените до начала  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения.
2. В избыточном феррите.
3. В феррите эвтектоида (перлита).

При отсутствии избыточного феррита (эвтектоидная сталь) второй стадии не будет.

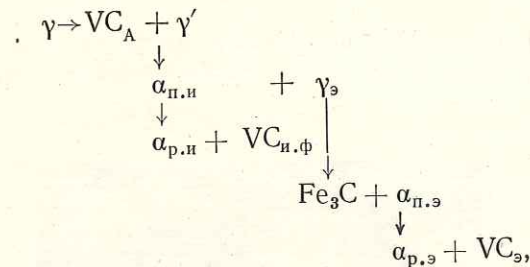
Карбид ванадия на первой стадии (в аустените) образуется по границам зерен и субзерен аустенита, дефектам упаковки и дислокациям;

на второй — по границам раздела фаз в виде прерывистых выделений и внутри зерен феррита в виде непрерывных выделений. Местами зарождения в основном являются различные дислокации; на третьей стадии — большей частью между пластинами цементита.

<sup>1</sup> Работа выполнена Э. Л. Колосовой, М. И. Гольдштейном и Г. Д. Суслопаровым (УралНИИЧМ).



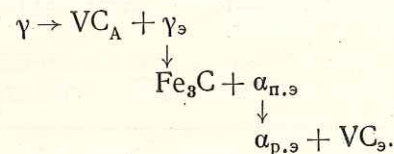
В соответствии с вышеизложенным реакцию распада легированного ванадием аустенита и процесс карбидообразования можно представить следующей схемой:



где

- $\gamma$  — переохлажденный исходный аустенит;
- $VC_A$  — карбид ванадия, выделившийся в аустените;
- $\gamma'$  — аустенит после выделения  $VC_A$ ;
- $\alpha_{п.н}$  — пересыщенный ванадием и углеродом избыточный феррит;
- $\alpha_{р.н}$  — равновесный избыточный феррит;
- $VC_{н.ф}$  — карбид ванадия, выделившийся в избыточном феррите;
- $\gamma_{\text{э}}$  — аустенит эвтектоидного состава;
- $Fe_3C$  — цементит эвтектоида (перлита);
- $\alpha_{п.э}$  — пересыщенный ванадием и углеродом феррит эвтектоида (перлита);
- $\alpha_{р.э}$  — равновесный феррит эвтектоида;
- $VC_{\text{э}}$  — карбид ванадия, выделившийся в феррите эвтектоида.

Такая схема справедлива для доэвтектоидной стали. Для эвтектоидной стали схема реакции дана ниже:



Для стали с ниобием распад аустенита и карбидообразование происходят по аналогичной схеме. На основании изложенного можно заключить, что образование специальных карбидов ванадия и ниобия даже при малом содержании их в стали происходит непосредственно в аустените и феррите независимо от цементита.

Карбиды ванадия и ниобия появляются в аустените и избыточном феррите задолго до первых выделений цементита.

Однако по результатам исследования сталей с такими сильными карбидообразователями, как ванадий и ниобий с очень малой растворимостью в цементите, еще нельзя сделать однозначного вывода о невозможности образования других специальных карбидов (например,

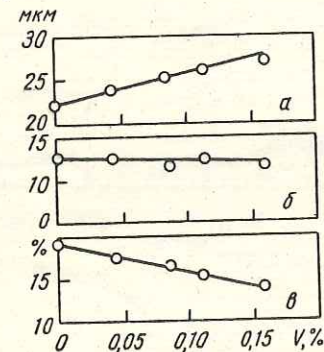


Рис. 33. Влияние ванадия на структурные характеристики малоуглеродистой стали:

а — расстояние между перлитными участками (мкм); б — размер перлитных участков (мкм); в — количество перлита (%)

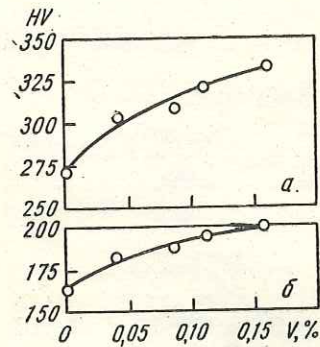


Рис. 34. Влияние ванадия на микротвердость перлита (а) и феррита (б) малоуглеродистой стали с 0,17% С и 1,0% Мп

хрома и молибдена) через легированный цементит. Необходимы исследования карбидообразования при изотермическом распаде в хромистых и молибденовых сталях электронномикроскопическим методом.

Образование карбида ванадия при распаде аустенита влияет на структуру стали. Так как ванадий отбирает часть углерода на образование карбида, то в результате этого может уменьшиться количество перлита (цементита). По микроструктуре это заметно лишь при большом содержании ванадия. При малых количествах ванадия в стали уменьшение количества перлита может быть заметно лишь в малоуглеродистой стали.

На рис. 33 показано влияние ванадия на структурные характеристики малоуглеродистой стали с 0,17% С и



1,0% Mn после нормализации. Из приведенных данных следует, что в стали с ростом содержания ванадия уменьшается количество перлита, вследствие чего увеличивается расстояние между перлитными участками; при этом размер их не меняется.

Твердость перлита и феррита нормализованной стали растет с повышением содержания ванадия (рис. 34).

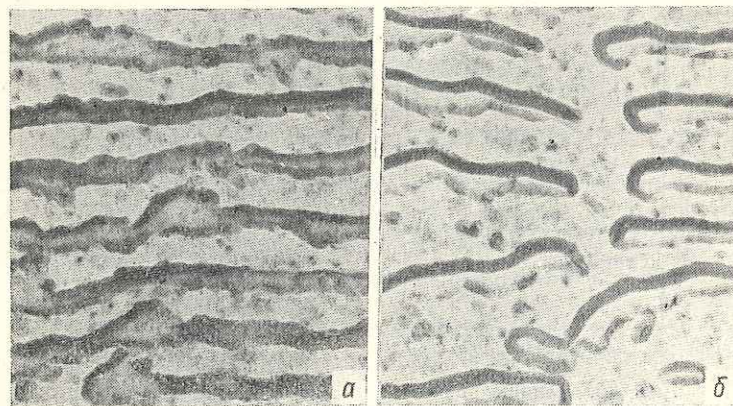


Рис. 35. Влияние ванадия на строение перлита горячекатаной эвтектоидной стали,  $\times 36000$ :

*a* — без ванадия; *b* — 0,07% V

Резкий подъем твердости перлита наблюдается при добавке до 0,05% V.

Малые добавки ванадия в средне- и высокоуглеродистых сталях (стали 40 и 65) не влияют на количество перлита, так как в этих сталях его много. Однако твердость перлита возрастает. Электронномикроскопическими исследованиями показано, что это является следствием более тонкодисперсного строения в сталях с ванадием (рис. 35).

И. В. Навроцкий [114] показал, что при введении в малоуглеродистую марганцовистую сталь ванадия дисперсность перлита растет.

Таким образом, можно считать установленным, что карбид ванадия образуется в перлите между пластинами цементита при распаде аустенита. Его возникновение не связано с образованием цементита. В малоуглеродистых

сталях, для которых характерно большое количество феррита, возможно также выделение карбида ванадия из избыточного феррита, пересыщенного углеродом и ванадием. Возникновение высокодисперсных карбидов в перлите и феррите упрочняет их.

При превращении аустенита по II ступени (промежуточной) или по мартенситному типу ванадий остается в твердом растворе.

### Устойчивость ванадиевых сталей против отпуска

Легирование стали ванадием значительно влияет на поведение стали при отпуске.

Закаленная сталь, в которой карбид ванадия при нагреве под закалку перешел в твердый раствор, при отпуске разупрочняется меньше, чем сталь без ванадия. Чем больше карбида ванадия в стали и чем больше его переходит в твердый раствор, тем более устойчива сталь против отпуска. Если карбид ванадия не растворяется в аустените при нагреве под закалку, то задерживающее влияние ванадия на разупрочнение стали при отпуске не проявляется. Таким образом, повышенная устойчивость ванадиевой стали против отпуска определяется не абсолютным содержанием ванадия в стали, а его количеством, растворяющимся в аустените. Это первоначально было установлено Э. Гудремоном с сотрудниками и в дальнейшем неоднократно подтверждено другими исследователями.

Меньшая скорость распада легированного мартенсита при отпуске объясняется в основном тем, что карбидообразующие элементы задерживают выделение углерода из  $\alpha$ -раствора [115]. По данным К. Ирвина [80], задерживающее влияние различных элементов при низком отпуске стали следующее:

| Легировующий элемент                                             | C  | Cr | Co | Mn | Ni | W  | Mo | Si | V  |
|------------------------------------------------------------------|----|----|----|----|----|----|----|----|----|
| Изменение твердости HV на 1% легировующего элемента при отпуске— | 40 | 0  | 8  | 8  | 8  | 10 | 17 | 20 | 30 |

На этот процесс сильно влияет ванадий.

При высоком отпуске действие ванадия на устойчивость против отпуска по сравнению с другими элементами



ми еще сильнее. В сталях, содержащих определенное количество ванадия, после высокого отпуска наблюдается явление «вторичной твердости», характерное для процесса дисперсионного твердения [96].

Влияние содержания ванадия на поведение углеродистой стали с 0,37% C при отпуске характеризуется данными, приведенными на рис. 36. Закалку сталей проводили с температур полного растворения карбида ванадия в аустените. Ниже указаны температуры закалки в зависимости от содержания ванадия:

|                         |      |      |      |      |      |      |      |
|-------------------------|------|------|------|------|------|------|------|
| Содержание ванадия, %   | 0,00 | 0,02 | 0,09 | 0,25 | 0,47 | 0,91 | 1,70 |
| Температура закалки, °C | 840  | 900  | 950  | 1050 | 1100 | 1180 | 1250 |

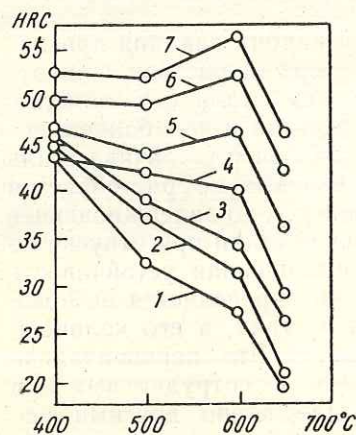


Рис. 36. Влияние температуры отпуска на твердость стали 40 с различным содержанием ванадия (%):

1 — без ванадия; 2 — 0,02%;  
3 — 0,09%; 4 — 0,25%; 5 — 0,47%;  
6 — 0,91%; 7 — 1,70

максимум тем больше, чем выше в стали содержание ванадия.

Таким образом, из приведенных данных видно, что кривые для разных содержаний ванадия однотипные. Они различаются только тем, что при больших количествах ванадия на кривых наблюдается максимум «вторичной» твердости, а при малых количествах его нет;

при этом хорошо проявляется эффект в замедлении падения твердости при отпуске. Необходимо отметить, что после отпуска при 400° C твердость сталей, содержащих до 0,47% V, практически одинакова, и только стали с 0,91 и 1,7% V имеют более высокую твердость, несмотря на то, что после закалки твердость всех сталей была примерно одинаковой (52—54 HRC).

После отпуска при 650° C твердость всех сталей независимо от содержания ванадия начинает резко падать, причем темп падения твердости (наклон прямых на графике) для всех сталей примерно одинаков.

В работах японских исследователей [116, 117], выполненных на углеродистой стали, подтверждены указанные закономерности. Отмечено, что при содержании 2,8—3,0% V пик вторичной твердости смещается в область более низкой температуры отпуска, а именно к 550° C.

У среднеуглеродистых низколегированных сталей [59] пик вторичной твердости наблюдался после отпуска при 600° C и содержаниях ванадия выше 0,4%. Для меньших содержаний ванадия характерно лишь замедление разупрочнения сталей при отпуске. Однако в малоуглеродистой стали (~0,1—0,15% C) К. Ирвин [80] зафиксировал пик вторичной твердости при содержаниях 0,1—0,3% V.

Как известно, пик вторичной твердости после высокого отпуска обуславливается выделением высокодисперсной карбидной фазы — дисперсионным твердением. Отсутствие пика вторичной твердости у стали с низким содержанием ванадия объясняется тем, что полученные значения прочности являются результатом двух процессов — разупрочнения вследствие распада мартенсита и коагуляции цементита и упрочнения, связанного с выделением карбида ванадия в высокодисперсном состоянии. При небольшом содержании ванадия уменьшение твердости, вызванное первым процессом, превышает увеличение твердости, вызванное вторым.

Устойчивость против отпуска при малых добавках ванадия (до 0,1%) исследовали на сталях 20, 40 и 65 с разным количеством углерода. После закалки в воде твердость сталей не зависела от содержания ванадия, а определялась количеством углерода.

Влияние отпуска на твердость исследованных сталей характеризуется кривыми, приведенными на рис. 37—40.



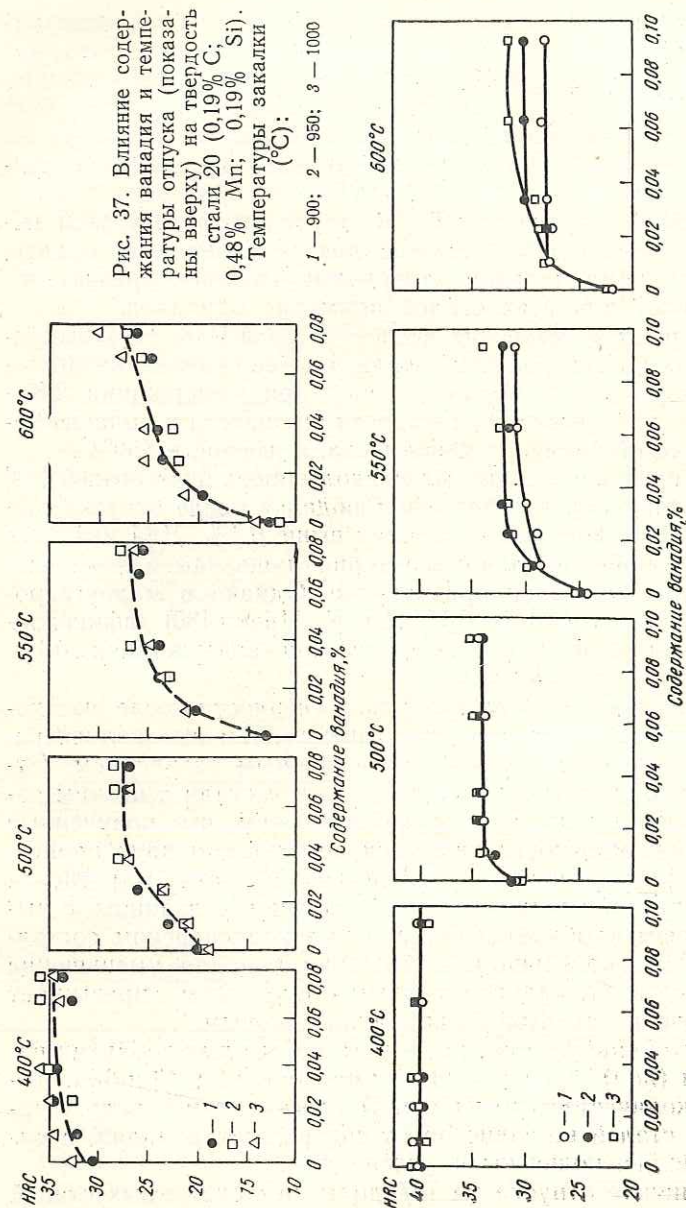


Рис. 37. Влияние содержания ванадия и температуры отпуска (показаны вверху) на твердость стали 20 (0,19% С; 0,48% Мп; 0,19% Si). Температуры закалки (°С):

1 — 900; 2 — 950; 3 — 1000

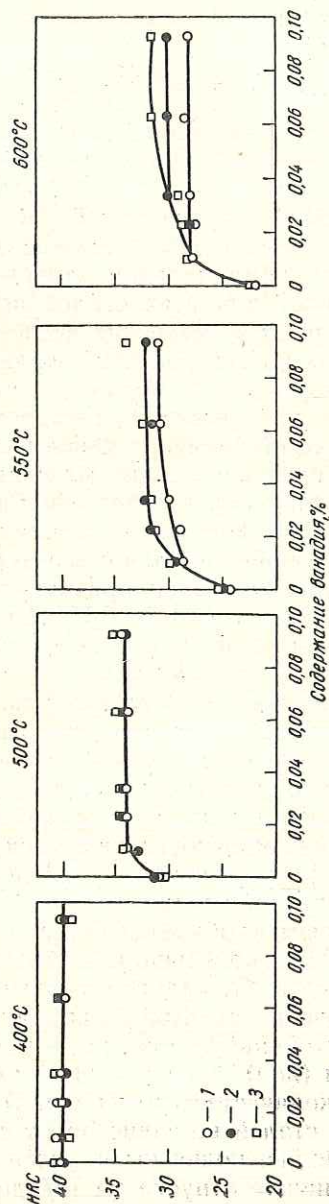


Рис. 38. Влияние ванадия и температуры отпуска на твердость стали 40 (0,40% С; 0,66% Мп; 0,25% Si).

Температура закалки (°С): 1 — 840; 2 — 900; 3 — 950

После закалки и отпуска при 400°С разница в твердости у стали 20 с малыми добавками ванадия и без него (рис. 37) незначительная. После отпуска при 500°С она резко увеличивается и при 550 и 650°С составляет 15 HRC. Влияние температуры закалки в интервале 900—1000°С практически не сказывается на твердости после отпуска, что свидетельствует о полном переводе (рис. 38) ванадия до 0,1% в аустенит при этих температурах.

На сталях 40 (рис. 38) влияние ванадия на твердость проявляется с температуры отпуска 500°С и выше. При 400°С оно не наблюдается, а после 600°С максимально. Для температур 550—600°С при содержании 0,06—0,1% V характерно повышение устойчивости против отпуска при более высоких температурах закалки, что связано с наиболее полным переходом ванадия в аустенит.

Интересно отметить, что наибольший прирост твердости наблюдается после добавки в сталь до 0,02—0,03% V. При повышении содержания до 0,1% V прирост твердости после отпуска закаленных образцов меньше.

Ниже для сопоставления приведены данные о падении твердости после отпуска при 600°С для сталей с разным содержанием углерода при содержании ванадия 0,06—0,08% или без него:

|                 |     |     |      |
|-----------------|-----|-----|------|
| Содержание С, % | 0,2 | 0,4 | 0,65 |
| Прирост HRC     | 15  | 8—9 | 6—7  |

Из вышеизложенного следует, что эффект повышения твердости при введении ванадия с увеличением содержания углерода снижается.

Для изучения влияния других легирующих элементов на разупрочнение при отпуске в присутствии ванадия исследовали стали: 40 (0,40% С; 0,66% Мп; 0,25% Si; 0,18% Cr), 40Г2 (0,40% С; 1,82% Мп; 0,30% Si; 0,28% Cr) и 40Х2 (0,41% С; 0,30% Мп; 0,37% Si; 1,78% Cr) с содержанием ванадия до 0,26%. Исследование проводили на кованых образцах, закаленных с 1000°С в воду и отпущенных при разных температурах в течение 2 ч.

На рис. 39, а приведены данные по влиянию ванадия при разных температурах отпуска на твердость указанных сталей, а на рис. 39, б показан прирост твердости, полученный только благодаря введению ванадия. Прирост твердости ( $\Delta HRC$ ) представляет собой разницу меж-



ду твердостью стали с определенным содержанием ванадия и твердостью той же стали без него.

Эффект упрочнения под влиянием ванадия наблюдается на всех сталях. Особенно сильное упрочнение за счет ванадия наблюдается при температурах отпуска 550—600°С.

При всех исследованных температурах отпуска и содержаниях ванадия (см. рис. 39, а) твердость хроми-

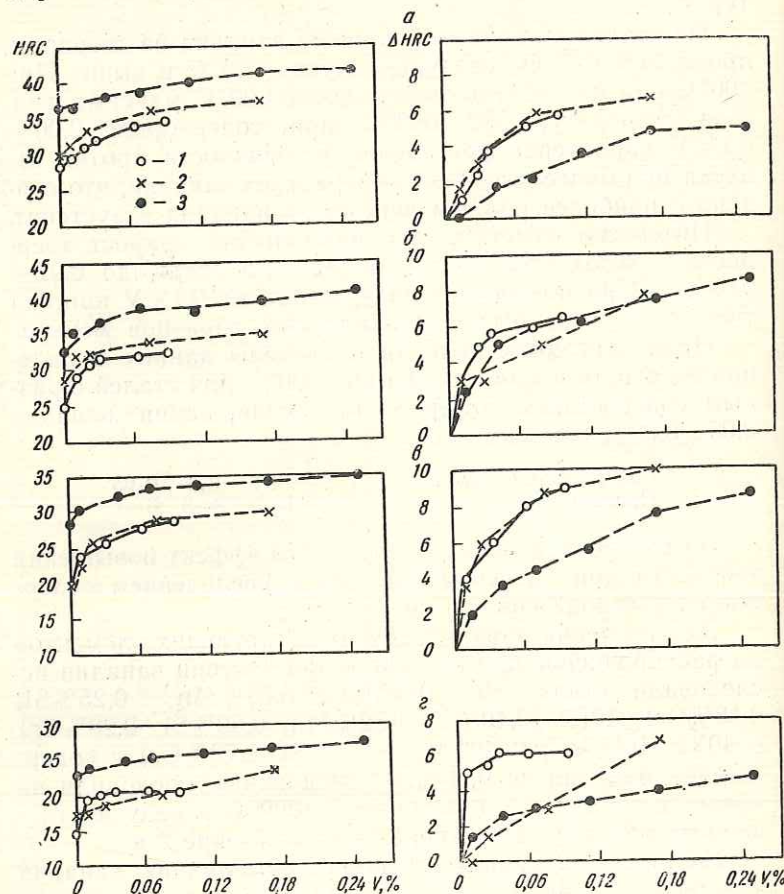


Рис. 39. Влияние ванадия на упрочнение стали 40 (1), 40Г2 (2) и 40Х2 (3) при разных температурах отпуска, °С:

а — 500; б — 550; в — 600; г — 650

стой стали на 5—9 HRC выше углеродистой и марганцовистой. Даже при отсутствии ванадия твердость 40Х2 выше, что свидетельствует о том, что в упрочнении этой стали участвуют не только карбиды ванадия, но и карбиды хрома. Твердость сталей 40 и 40Г2 практически одинаковая.

Интерес представляют данные по приросту твердости, полученному только благодаря ванадию (см. рис. 39, б). Величина прироста твердости в этом случае в углеродистой и марганцовистой сталях при температурах отпуска 500, 550 и 600°С практически одинаковая, за исключением температуры отпуска 650°С. Наибольшее различие наблюдается для хромистой стали, прирост твердости у которой почти при всех исследованных температурах отпуска меньше.

Прирост твердости хромистой стали достигает значений, равных значениям углеродистой и марганцовистой сталей при значительно более высоких содержаниях ванадия. Это, по-видимому, связано с большим уровнем «начальной» твердости хромистой стали (без ванадия), так как чем больше упрочнена сталь за счет каких-либо других факторов, тем труднее ее упрочнить ванадием.

Таким образом, малые добавки ванадия задерживают разупрочнение при отпуске углеродистых и легированных сталей.

Известно, что если время отпуска составляет 2 ч, то эффект упрочнения в сталях при температурах отпуска 400—450°С практически не наблюдается. При более длительном отпуске выявляется высокая сопротивляемость против разупрочнения в сталях с ванадием и при этих температурах отпуска.

В табл. 12 приведена твердость стали 40 после закалки с 950°С в воду и отпуска при 450°С с временем выдержки от 1 до 1000 ч.

После отпуска в течение 5 ч при 450°С уже выявляется разница в твердости сталей с ванадием и без него. Эта разница достигает 5—6 HRC после выдержки 100 ч и более.

После отпуска при 400°С наблюдалось повышение твердости на 2—3 HRC у сталей с 0,02—0,03% V и выше только при 100-ч выдержке и более. Уменьшение эффекта изменения твердости с понижением температуры отпуска связано с замедлением диффузионного процесса



Таблица 12

Твердость *HRC* стали 40 после закалки и отпуска  
при 450°С различной продолжительности\*

| V, %  | Продолжительность отпуска, ч |      |      |      |      |      |      |      |
|-------|------------------------------|------|------|------|------|------|------|------|
|       | 1                            | 2    | 5    | 10   | 100  | 300  | 750  | 1000 |
| —     | 35,5                         | 35,0 | 32,0 | 32,0 | 30,0 | 30,5 | 30,0 | 30,0 |
| 0,010 | 36,5                         | 36,5 | 34,5 | 34,5 | 33,5 | 33,5 | 33,0 | 32,0 |
| 0,034 | 37,0                         | 36,5 | 35,0 | 35,0 | 34,5 | 35,0 | 35,0 | 35,0 |
| 0,063 | 37,0                         | 35,5 | 35,0 | 34,5 | 35,0 | 35,0 | 35,0 | 35,0 |
| 0,093 | 37,5                         | 35,5 | 35,5 | 35,5 | 35,5 | 36,0 | 36,0 | 35,0 |

\* Ошибка измерения твердости составляла  $\pm 0,5$  *HRC*.

выделения карбидов ванадия. Это подтверждается тем, что с увеличением продолжительности отпуска при более низкой температуре может быть достигнут тот же эффект, что и при более коротких выдержках при более высокой температуре. Так, в результате отпуска при 450°С в течение 100 ч и более разница по твердости для стали с небольшими добавками ванадия и без него почти такая же, как и после отпуска при 550°С в течение 1 ч. Аналогичную закономерность для максимума на кривой «вторичной твердости» заметили исследователи [54]: после 1 ч отпуска стали с 0,23% С и 0,97% V пик был расположен при 600°С, а после 1000 ч отпуска — при 500°С.

Такое перемещение максимума характерно для дисперсионно твердеющих сплавов.

Аналогия в поведении исследованных сталей с малыми добавками ванадия со сталями с повышенным содержанием ванадия (более 0,4%) дает основание полагать, что присутствие в стали 0,01—0,02% V уже достаточно, чтобы вызвать эффект дисперсионного твердения.

#### Карбидообразование и дисперсионное твердение при отпуске сталей с ванадием

Существенное влияние ванадия на повышение устойчивости против отпуска связано с замедлением распада мартенсита, задержкой выделения углерода из него и об-

разованием высокодисперсных карбидов ванадия, вызывающих эффект дисперсионного твердения.

И. Н. Богачев и В. Г. Пермяков [115] на основании литературных и многих экспериментальных данных по отпуску сталей, легированных различными элементами, пришли к выводу, что влияние карбидообразующих элементов в затруднении распада мартенсита проявляется в задержке выделения углерода из твердого раствора. Мартенсит, содержащий растворенные карбидообразующие элементы, сохраняет повышенное содержание углерода до более высоких температур отпуска, чем нелегированный. Чем выше карбидообразующая способность элемента, тем большее количество углерода задерживается в  $\alpha$ -растворе. При повышении температуры отпуска  $\alpha$ -раствор обедняется карбидообразующим элементом и из него выделяется избыточный углерод в виде второй порции карбида.

Это для стали с ванадием было экспериментально показано С. З. Бокштейном [119]. До температур отпуска 300°С ванадий слабо влияет на выделение углерода из мартенсита. При 500°С в стали с высоким содержанием ванадия полного выделения углерода из мартенсита не происходит. Выделение ванадия из  $\alpha$ -раствора в карбидную фазу наблюдалось при температурах отпуска выше 500°С.

Влияние ванадия, как и других карбидообразующих элементов, на замедление распада мартенсита С. З. Бокштейн объясняет уменьшением коэффициента диффузии углерода в феррите и снижением скорости коагуляции карбида.

Исследование карбидной фазы при отпуске углеродистой (40), марганцовистой (40Г2), хромистой (40Х2) сталей проводили при различном количестве ванадия и без него [48, 49, 56].

Состав карбидов определяли методом химического анализа электролитически выделенного карбидного осадка по методике Н. М. Поповой [120]. Форму, характер расположения и размер карбидных частиц определяли электронномикроскопическим методом, а фазовый состав карбидов — электронографическим с применением метода микродифракции.

Содержание ванадия (% от металла) в карбидном осадке стали с 0,4% С и 0,093% V, закаленной с 950°С



и отпущенной при 400 и 650°С в течение 1 ч при 400°С, было 0,017%, а при 650°С 0,064%.

На рис. 40 показано изменение содержания ванадия в карбидном осадке той же стали после отпуска при 600°С, 1 ч в зависимости от содержания ванадия (0,01—0,093%).

После отпуска при 400°С в карбидном осадке содержится значительно меньше ванадия, чем после отпуска

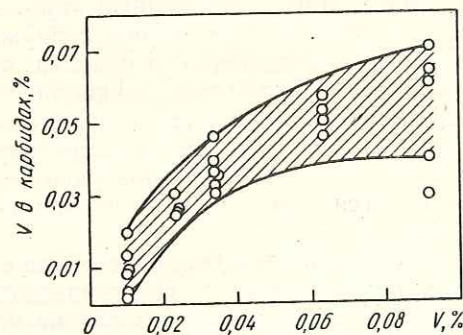


Рис. 40. Содержание ванадия в карбидном осадке стали 40 после отпуска при 600°С в зависимости от общего содержания ванадия в стали

при 650°С. С увеличением общего содержания ванадия в стали количество его в карбидах увеличивается; при этом после отпуска при 600 и 650°С большая часть ванадия находится в карбидном осадке. Это свидетельствует о том, что наблюдаемое упрочнение в сталях с малыми добавками ванадия связано с эффектом дисперсионного твердения.

На рис. 41 приведены результаты карбидного анализа сталей 40, 40Г2 и 40Х2, содержащих ~ 0,25% V. С увеличением температуры отпуска в карбидах увеличивается содержание ванадия, марганца и хрома и уменьшается содержание железа. Температуры отпуска, при которых в карбидном осадке содержится минимальное количество железа и практически полностью выделяется в карбиды ванадий, совпадают, что связано с перераспределением углерода между железом и ванадием. В хромистой стали непрерывное уменьшение количества же-

леза в карбидной фазе связано еще с увеличением в ней хрома.

Изменение доли ванадия, марганца и хрома, находящихся в карбидной фазе, с температурой отпуска показано на рис. 42.

Видно, что с увеличением температуры отпуска и времени выдержки с 1 до 10 ч содержание ванадия в карбидной фазе увеличивается во всех сталях. При отпуске 600—650°С в карбидах углеродистой стали присутству-

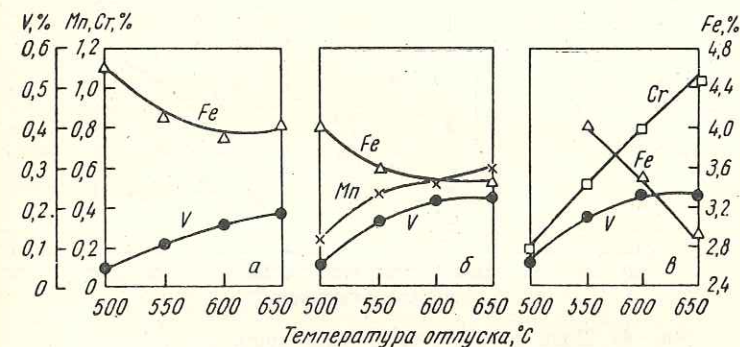


Рис. 41. Влияние температуры отпуска на содержание ванадия, хрома, марганца и железа в карбидной фазе (% к металлу):

а — сталь 40 (0,42% С, 0,23% V); б — 40Г2 (0,39% С, 1,91% Mn, 0,26% V); в — 40Х2 (0,41% С, 1,87% Cr, 0,26% V)

ет около 70—80% всего ванадия, содержащегося в стали, в марганцовистой стали 80—95%, а в хромистой 90—100%. Легирование стали марганцем и особенно хромом способствует более полному переходу ванадия в карбиды.

В стали, легированной марганцем, с повышением температуры отпуска наблюдается небольшое увеличение содержания марганца в карбидной фазе, а в хромистой стали содержание хрома в карбидной фазе увеличивается значительно. После отпуска при 650°С в карбидной фазе находится около 30—35% Mn и 55—70% Cr. Эти данные совпадают с результатами, полученными С. З. Бокштейном [119] при исследовании аналогичных сталей.



Однако приведенные данные по химическому анализу карбидного осадка не позволяют судить о фазовом составе карбидов.

Электронномикроскопическим исследованием тех же сталей с разным содержанием ванадия первоначально было установлено, что в образцах присутствуют три вида частиц, различающихся по форме и размерам. Поэтому для каждого вида частиц с разных образцов были сняты электронограммы методом микродифракции

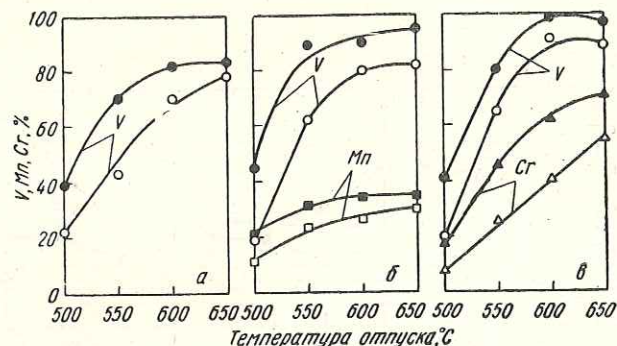


Рис. 42. Доли ванадия, марганца и хрома в карбидном осадке (% к металлу) в зависимости от температуры отпуска стали те же, что и на рис. 41.

Светлые точки — выдержка при отпуске 1 ч,

с локального участка диаметром около 0,3 мкм. Анализ и расчет полученной точечной дифракционной картины сводились к нахождению теоретически построенной плоскости сечения обратной решетки кристалла по методике [121]. Если в реплике наблюдались мелкодисперсные частицы одного типа (кроме цементита), то со всей реплики снимали обычные кольцевые электронограммы.

Было установлено, что частицами, встречающимися в репликах, являются карбид ванадия ( $VC$ ), карбид хрома ( $Cr_7C_3$ ) и цементит ( $Fe_3C$ ). Карбидные частицы после 10 ч отпуска были более крупными, чем после отпуска в течение 1 ч.

Исследовали также углеродистую сталь 40 с содержанием 0,02; 0,093; 0,25 и 2,46% V и без него. Образцы закачивали с температур полного растворения карбида

ванадия в аустените и отпускали при 550, 600 и 650° C в течение 1 ч. Образцы без ванадия и с 2,46% V применяли для сравнения, так как после указанной термической обработки углерод в первом образце находился в виде цементита, а во втором — в виде карбида ванадия.

Электронномикроскопическим исследованием (рис. 43) было установлено, что в образце без ванадия имеются только выделения цементита зернистой формы (рис. 43, а). При добавке в сталь 0,02% V, кроме цементита, существуют очень мелкие выделения карбидных частиц (рис. 44, б); электронографическим анализом установлено, что это карбид ванадия. С увеличением ванадия до 0,093% (рис. 43, в) и особенно до 0,25% (рис. 43, г) количество дисперсных частиц карбида ванадия растет, кроме того, увеличивается их размер. При небольших содержаниях ванадия, особенно при 0,093%, отчетливо виден внутризеренный сеточный характер залегания карбидов ванадия. При содержании 2,46% V присутствуют только карбиды ванадия, цементита не наблюдается (рис. 43, д). Карбид ванадия на фотографии имеет округлую форму или форму пластинок.

При температуре отпуска 600 и особенно 550° C частицы карбида ванадия настолько малы, что в стали с 0,02% V их очень трудно увидеть и только в стали с содержанием 0,093% V и выше они заметны.

На электронных микрофотографиях при меньших увеличениях (рис. 44) видно, что более крупные карбиды залегают вдоль межзеренных границ, а не внутри зерна (рис. 44, а); кроме того, наблюдается цепочкообразное расположение карбидов несколько больших размеров по границам бывших игл мартенсита (рис. 44, б).

Эти особенности могут быть объяснены особым состоянием пограничных областей металла. Известно, что в пограничных объемах обычных зерен или на границах блоков наблюдается нарушение правильной кристаллической структуры и эти области имеют повышенную свободную энергию. Вследствие этого энергия активации процессов диффузии уменьшается, а коэффициент диффузии увеличивается. Поэтому можно полагать, что сеточный характер расположения карбидов ванадия внутри зерен объясняется преимущественным выделением их по границам блоков. Это предположение подтверждается тем, что размер участков металла, окаймленных



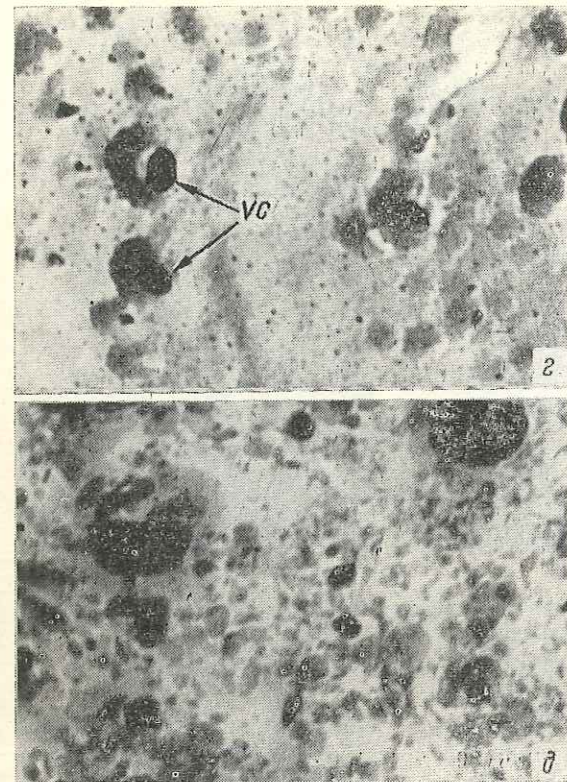
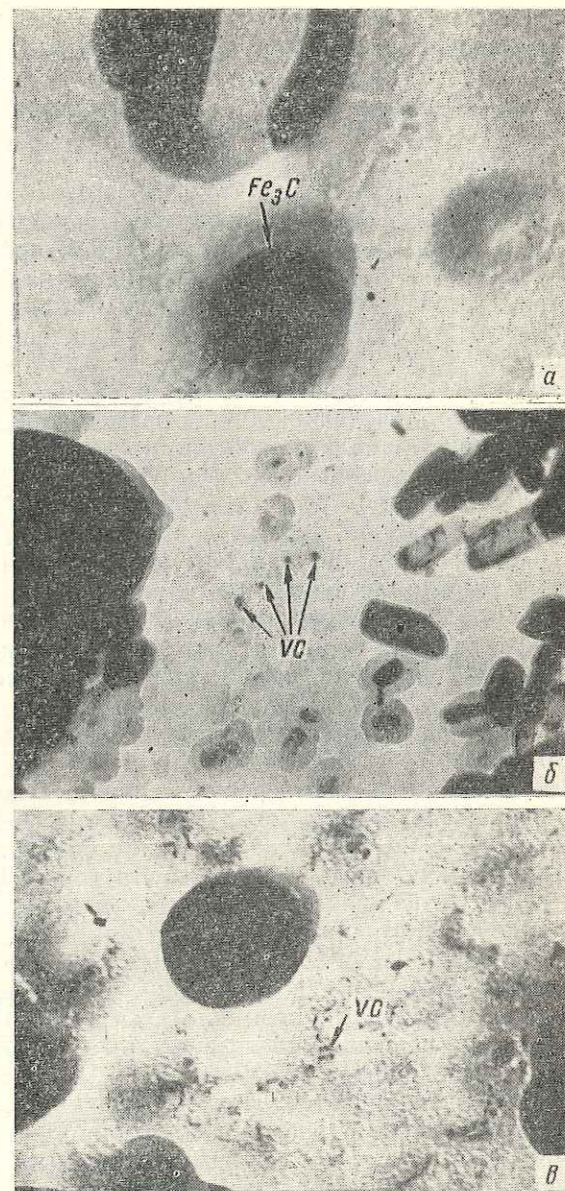


Рис. 43. Карбид ванадия в стали 40 с различным количеством ванадия (%) после отпуска при 650°С,  $\times 90\,000$ :

*a* — без ванадия; *б* — 0,02; *в* — 0,093; *г* — 0,25; *д* — 2,46

карбидами ванадия (см. рис. 44, *a*), составляет около  $10^{-5}$  —  $10^{-6}$  см, что соответствует порядку величин для размеров блоков. Образование крупных карбидов по границам бывших зерен аустенита также может быть объяснено ускорением поступления атомов к растущему карбиду.

В марганцевистой стали 40Г2 (рис. 45) без ванадия, как и в углеродистой стали, наблюдаются только частицы цементита. Крупные частицы цементита в реплику не



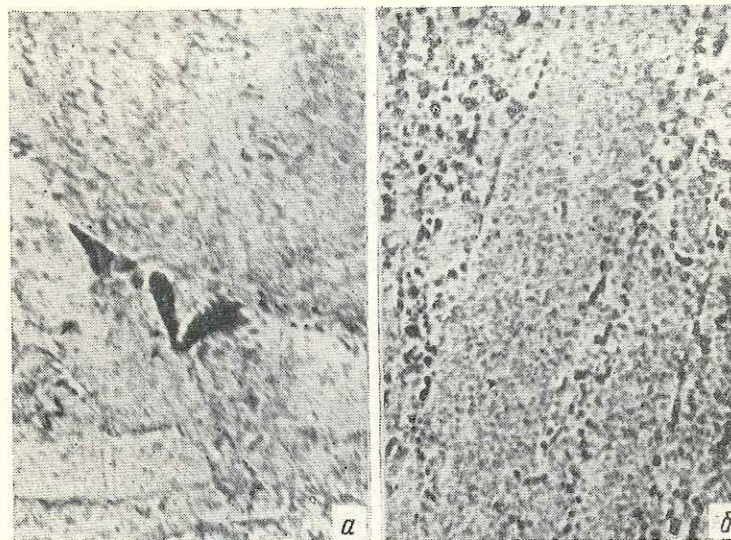


Рис. 44. Расположение карбида ванадия в углеродистой стали с 2,46% V после отпуска при 650°С,  $\times 14\,000$ :  
а — по границам зерна; б — по границам бывших игл мартенсита

захватываются, поэтому на электронномикроскопических снимках видны лишь следы от них в виде темных ореолов. В отдельных случаях видны более мелкие, захваченные в реплику частицы цементита в виде темных непрозрачных частиц различной неправильной формы. При добавлении к марганцовистой стали небольших количеств ванадия (0,07%) в высокоотпущенной стали наряду с цементитом появляется большое количество частиц карбида ванадия округлой формы. Размер их колеблется в пределах 60—70 нм (600—700Å).

В хромистой стали без ванадия после закалки и высокого отпуска при 650°С, кроме цементита, присутствует карбид хрома (рис. 46), частицы которого крупнее карбида ванадия. Частицы карбида хрома имеют продолговатую форму; длина их 100—200 нм (1000—2000Å), ширина 25—60 нм (250—600Å). Мелкие частицы карбида хрома иногда имеют округлую форму. Наблюдала даже сросток двух частиц карбида хрома

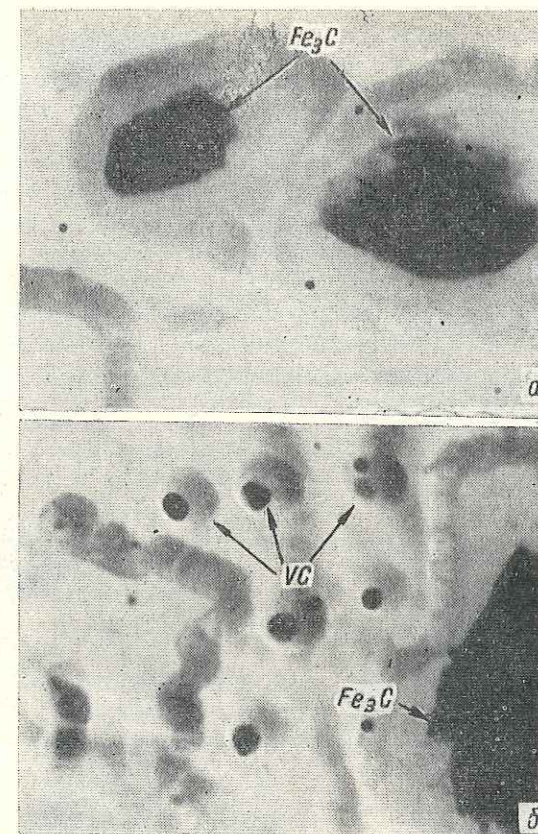


Рис. 45. Карбиды стали 40Г2 с разным содержанием ванадия (%) после отпуска при 650°С, 1 м,  $\times 90\,000$ :  
а — без ванадия; б — 0,07 V

с сохранившимися участками гексагональной формы. В присутствии небольших добавок ванадия в карбидной фазе, кроме цементита и карбида хрома, появляется еще карбид ванадия (см. рис. 46, б). Карбиды хрома и ванадия различаются по форме.

В результате повышения температуры отпуска или времени выдержки при отпуске размер частиц карбидов



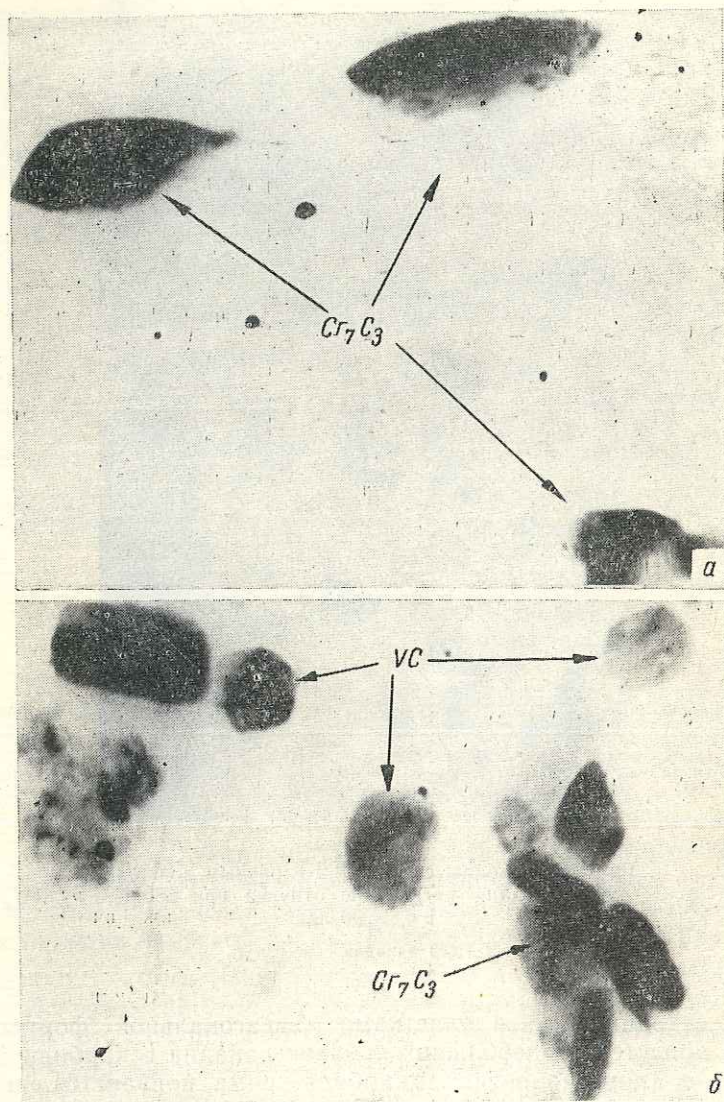


Рис. 46. Карбидные частицы в хромистой стали 40X2 с ванадием (%) после отпуска при  $650^\circ C$ , 1 ч,  $\times 150\,000$ :  
а — без ванадия; б — 0,07 V

ванадия и хрома увеличивается. Особенно резко увеличивается размер карбидов хрома.

В хромистой стали с ванадием электронномикроскопическим и электронографическим исследованиями самостоятельные карбиды хрома и ванадия были обнаружены не только после отпуска при  $650^\circ C$ , но и после отпуска при  $550^\circ C$  в течение 1 ч. В марганцевованадиевой стали при таком же отпуске также присутствует карбид ванадия, карбиды легирующих элементов очень мелко-дисперсны.

Существуют различные точки зрения на механизм образования карбида ванадия при отпуске.

С. З. Бокштейн [119] считает, что образование карбида ванадия возможно непосредственно из твердого раствора только в сталях с высоким содержанием ванадия (1,37% V); при меньших содержаниях ванадия вначале выделяется в виде легированного цементита  $(Fe, V)_3C$ , а затем только выделяется карбид ванадия.

Аналогичное мнение имеют и некоторые другие исследователи [122—124].

Во всех исследованиях были применены методы химического и рентгеноструктурного анализа карбидного осадка.

Как известно, первый метод не позволяет достоверно определить фазовый состав карбидов, а с помощью второго можно определить его только при содержании фазы более 5%. Кроме того, при рентгеноструктурном анализе могут быть не выявлены очень дисперсные фазы.

Поэтому в сталях примерно с 0,5% V в работах [119, 122—124] не был обнаружен самостоятельный карбид ванадия. Авторы этих исследований считали, что при этих количествах ванадия целиком растворен в цементите.

Однако при электронномикроскопических исследованиях [54, 55] в сталях, содержащих около 0,5% V, были обнаружены самостоятельные карбиды ванадия.

В исследованиях [125, 126], хотя и косвенными методами, показано, что ванадий очень мало растворяется в цементите. На основании этого предполагается, что при отпуске легированных сталей карбид ванадия выделяется непосредственно из твердого раствора.

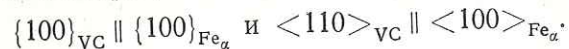
Обнаружение в настоящем исследовании прямым методом самостоятельных карбидов ванадия (при 0,02% V и выше) после высокого отпуска закаленной стали



свидетельствует о том, что ванадий практически нерастворим в цементите и карбид ванадия даже при малых содержаниях ванадия в стали выделяется непосредственно из  $\alpha$ -раствора независимо от цементита. Этот вывод подтверждается также тем, что на приведенных электронномикроскопических снимках расположение карбида ванадия не связано с местами нахождения цементита.

Полученные к настоящему времени экспериментальные данные<sup>1</sup> и теоретические соображения позволяют в общих чертах сформулировать механизм образования карбида ванадия при распаде пересыщенного  $\alpha$ -железа.

Зарождение карбида ванадия происходит непосредственно в твердом растворе, а не через промежуточную фазу (легированный цементит). Этому предшествует образование скоплений атомов ванадия и углерода у вакансий и дислокаций (400—450° С). Местами предпочтительного зарождения первых выделений карбида ванадия при указанных температурах являются дислокации. Образование самостоятельной решетки карбида ванадия происходит в следующем кристаллоструктурном соответствии с матрицей:



Это соответствие определяет пластинчатую форму первых когерентных выделений карбида ванадия. При ширине пластин более 15—20 нм (150—200 Å) и толщине 1,5—2,0 нм (15—20 Å) происходит разрыв когерентности. С повышением температуры возможно образование карбидов на границах бывших игл мартенсита и образующихся субзернах рекристаллизации; при этом частицы карбидов укрупняются и приобретают сферическую форму. Как сами выделения, так и скопления атомов у дефектов тормозят перемещение дислокаций. Последние оказываются закрепленными в ванадиевой стали до более высоких температур отпуска, чем в углеродистой. Вследствие этого процессы полигонизации и начала рекристаллизации в стали с ванадием происходят медленнее и при более высоких температурах, чем в стали без ванадия.

<sup>1</sup> Исследования выполнены М. И. Гольдштейном и В. М. Фарбером (УралНИИЧМ).

## Ванадий и хладноломкость стали

Порог хладноломкости стали, или температура перехода ее из вязкого в хрупкое состояние, имеет большое значение для конструкций, работающих при низких температурах. Порог хладноломкости конструкционных сталей в определенной степени отражает запас вязкости металла, склонность его к хрупким разрушениям при

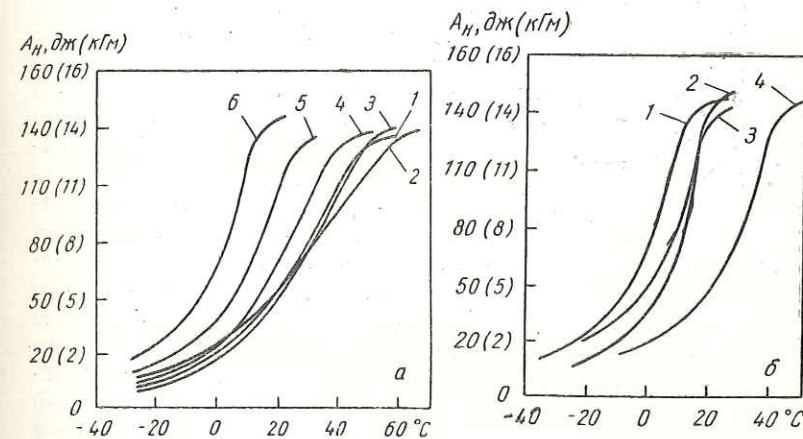


Рис. 47. Влияние ванадия на работу удара  $A_n$  малоуглеродистой стали с 0,2% С:

*a* — до 0,10% V (1 — 0,012; 2 — 0,009; 3 — 0,03; 4 — 0,032; 5 — 0,056; 6 — 0,102);  
*б* — 0,10—0,26% V (1 — 0,102; 2 — 0,205; 3 — 0,142; 4 — 0,26)

наличии концентраторов напряжения, способность стали сопротивляться нагрузкам, прилагаемым с большой скоростью, и т. д. Чем ниже порог хладноломкости, тем лучше указанные служебные характеристики стали. Повышение прочности стали в принципе увеличивает склонность ее к хрупким разрушениям и повышает порог хладноломкости. Следовательно, ванадий как сильный упрочнитель стали может придавать ей хрупкость. Это свойственно и многим другим легирующим элементам, вызывающим упрочнение стали. Однако при определенных количествах ванадия в стали и сочетании его с другими элементами, присутствующими в стали, ванадий может благоприятно влиять на порог хладноломкости.



Л. Эрасмус [73] исследовал влияние разных добавок ванадия на порог хладноломкости малоуглеродистой нормализованной стали, содержащей около 0,2% С и примеси в обычных количествах (рис. 47). Из результатов исследования видно, что при содержании ванадия до 0,10% заметно снижается порог хладноломкости стали, и только при больших его количествах, особенно при 0,26%, сказывается отрицательное влияние ванадия на температуру перехода из вязкого в хрупкое состояние.

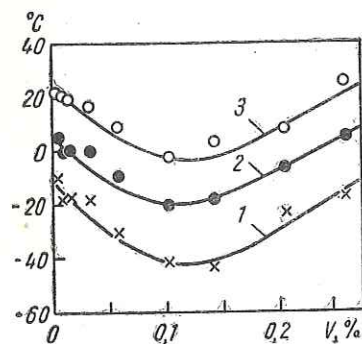


Рис. 48. Влияние ванадия на порог хладноломкости стали при различных значениях работы удара  $\Delta K$  (кг·м):  
1 — 13,8 (1,38); 2 — 27,8 (2,78);  
3 — 55,2 (5,52)

При содержании ванадия более 0,1—0,15% дальнейшего уменьшения размера зерна практически не происходит, но увеличиваются количество дисперсных выделений и их размер, вследствие чего ударная вязкость при отрицательных температурах ухудшается. В этом случае возможно влияние ванадия на свойства феррита.

Положительно влияет ванадий на порог хладноломкости в сталях, легированных элементами, которые вызывают огрубление зерна. Так, в марганцовистых и марганцевокремнистых сталях повышение содержания марганца и кремния (особенно более 1% каждого) вызывает рост зерна и повышает температуры перехода [81, 128]. Небольшие добавки ванадия в этом случае парализуют отрицательное действие указанных элементов.

Благоприятную роль ванадия в повышении сопротивления стали хрупким разрушениям следует отметить

в сталях, легированных азотом в сочетании с нитридообразующими элементами.

В табл. 13 приведены данные<sup>1</sup>, показывающие влияние легирования ванадием и азотом марганцовистой полупоклойной стали. Введение в сталь нитрида ванадия обусловило значительное повышение прочности при понижении температуры перехода из вязкого в хрупкое состояние.

Из диаграммы, приведенной на рис. 49 [81] для спокойной стали, содержащей 0,2% С и 1,5% Мп, видно, что легирование марганцовистой стали ниобием (С—Мп—Nb), действие которого аналогично ванадию, повышает прочность и снижает порог хладноломкости. При упрочнении стали нитридом алюминия С—Мп—Al—N проч-

<sup>1</sup> Патент (США), № 3173782, 1965 [эксп. инф. «Металловедение и термообработка»].  
ВИНИТИ, 1966, № 8, с. 1—13].

Таблица 13  
Влияние ванадия и азота на свойства полупоклойной марганцовистой стали в нормализованном состоянии (лист 10—11 мм)

| Легирование добавками | Содержание основных элементов, % |      |      |        |        | Механические свойства                                  |                                                        |                 |            | Число ферритных зерен на 1 см <sup>2</sup> при X100 |                                                     |
|-----------------------|----------------------------------|------|------|--------|--------|--------------------------------------------------------|--------------------------------------------------------|-----------------|------------|-----------------------------------------------------|-----------------------------------------------------|
|                       | C                                | Mn   | Si   | V      | N      | $\sigma_T$<br>Мн/мм <sup>2</sup><br>кг/мм <sup>2</sup> | $\sigma_B$<br>Мн/мм <sup>2</sup><br>кг/мм <sup>2</sup> | $\delta_5$<br>% | $\psi$ , % | Порог хладноломкости, °С                            | Число ферритных зерен на 1 см <sup>2</sup> при X100 |
|                       |                                  |      |      |        |        |                                                        |                                                        |                 |            |                                                     |                                                     |
| Мп                    | 0,17                             | 1,20 | 0,04 | 0,002* | 0,004* | 267                                                    | 26,7                                                   | 480             | 48,0       | 39,0                                                | 20—23                                               |
| Мп+V                  | 0,17                             | 1,22 | 0,04 | 0,061  | 0,004* | 323                                                    | 32,3                                                   | 502             | 50,2       | 35,5                                                | 27—30                                               |
| Мп+N                  | 0,17                             | 1,23 | 0,04 | 0,062  | 0,019  | 425                                                    | 42,5                                                   | 551             | 55,1       | 35,5                                                | 30—35                                               |
| Мп+V+N                | 0,16                             | 1,36 | 0,04 | 0,054  | 0,012  | 404                                                    | 40,4                                                   | 544             | 54,4       | 35,5                                                | —                                                   |
| Мп+N                  | —                                | —    | —    | —      | —      | —                                                      | —                                                      | —               | —          | —                                                   | 15—18                                               |
| Мп+N                  | —                                | —    | —    | —      | —      | —                                                      | —                                                      | —               | —          | —                                                   | 23—27                                               |
| Мп+N                  | —                                | —    | —    | —      | —      | —                                                      | —                                                      | —               | —          | —                                                   | 77—85                                               |
| Мп+N                  | —                                | —    | —    | —      | —      | —                                                      | —                                                      | —               | —          | —                                                   | —                                                   |

\* Остаточное содержание; специально не вводили.

\*\* Температуру условного порога хладноломкости определяли при испытании на удар по Шарпи образцов с V-образным надрезом. За условный порог хладноломкости принимали температуру, при которой работа удара была 21 Дж (2,1 кг·м).



ность несколько увеличивается, значительно снижается температура порога хладноломкости. В сталях, упроченной нитридами ванадия и алюминия  $C-Mn-Al-N-V$ , достигается наибольшее упрочнение при достаточно низком пороге хладноломкости, существенно меньшем, чем в обычной марганцовистой стали.

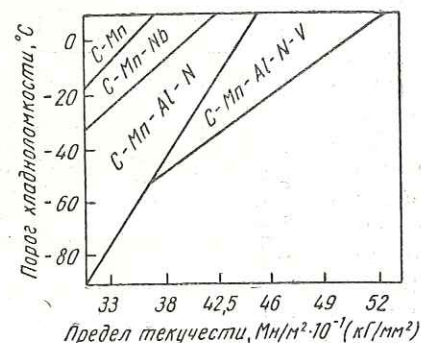


Рис. 49. Влияние легирования на соотношение предела текучести и порога хладноломкости (по Шарпи) малоуглеродистой марганцовистой стали

В сталях, подвергаемых улучшению (закалке и высокому отпуску), весьма дисперсная структура получается уже при самой термической обработке. При легировании ванадием в этом случае практически структура уже не измельчается, но оно способствует повышению прочности стали. Вследствие этого легирование таких сталей ванадием в общем действует неблагоприятно на порог хладноломкости. Однако до 0,1—0,15% V это влияние незначительно и только при больших количествах заметно повышается склонность стали к хрупким разрушениям. Поэтому легирование конструкционных сталей ванадием следует производить технически и научно обоснованно.

Приведенные в настоящем разделе соображения о действии ванадия на порог хладноломкости сталей будут в дальнейшем проиллюстрированы более детально при описании влияния ванадия на свойства различных сталей.

Повышения прочности металлов на практике достигают путем увеличения числа и плотности дислокаций в результате той или иной обработки.

В работах Г. В. Курдюмова и его сотрудников [129—131] показана роль некоторых физических факторов в упрочнении металлов и сплавов. Повышения прочности металлов, т.е. повышения сопротивления их деформированию, достигают созданием тонкой субструктуры зерна — уменьшением размера блоков мозаики и их разориентировкой, наличием препятствий продвижению дислокаций в виде упрочняющих фаз и изменением свойств в объеме субмикрообластей (блоков).

Плотность дислокаций характеризует величину блоков и изменение свойств внутри них. В результате увеличения числа замкнувшихся цепочек дислокаций измельчаются блоки. При увеличении числа и протяженности дислокаций внутри блоков изменяются свойства субмикрообластей, их предел упругой деформации, что характеризуется искажениями II рода.

Было показано [132], что ванадий, образующий с железом твердый раствор замещения, мало влияет на силы межатомных связей и статистические искажения в решетке железа. Поэтому изменение этих свойств не может быть решающим фактором в упрочнении стали, особенно при небольших добавках ванадия.

Из вышеизложенного следует, что введение ванадия до 0,1% приводит к выделению в стали дисперсных частиц карбида ванадия при превращении по перлитной ступени и при распаде мартенсита в процессе высокого отпуска.

В связи с этим целесообразно рассмотреть роль выделений мелкодисперсных частиц карбида ванадия на изменение тонкой структуры стали.

Л. И. Лысак, Л. Г. Хандрос и Е. Г. Нестеренко [133, 134] установили, что путем легирования углеродистой стали с 0,82% C, 1,07% V можно полностью затормозить рост блоков при отпуске закаленных сталей до 700°С. Напряжения II рода в такой стали при всех температурах отпуска больше, чем в чисто углеродистой, и лишь



после отпуска при 500°С и выше они снижаются до  $(1-2) \cdot 10^{-3}$ .

Влияние добавок ванадия на размер блоков и величину искажений II рода изучали в работах [109, 110, 135] на среднеуглеродистой стали 40 и эвтектоидной после различной обработки.

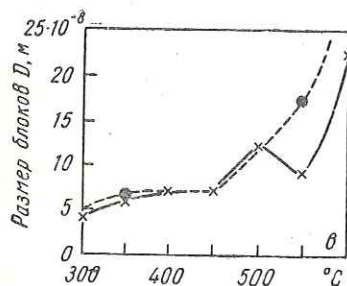
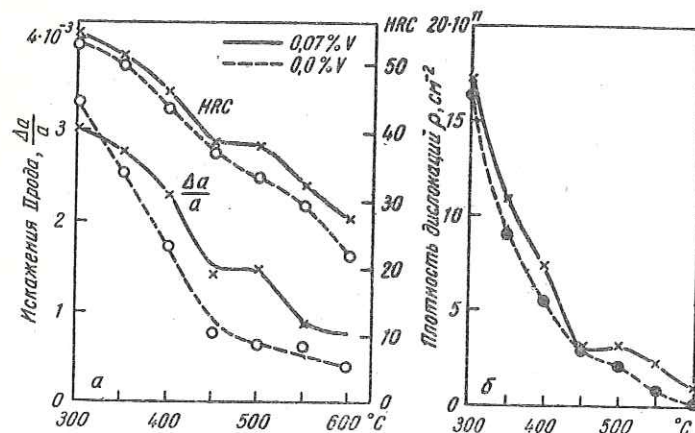


Рис. 50. Влияние содержания ванадия и температуры отпуска (°С) на твердость и характеристики тонкой структуры закаленной на мартенсит эвтектоидной стали:

а — твердость и искажения II рода; б — плотность дислокаций; в — размер блоков мозаики

Исследование проводили на рентгеновской ионизационной установке УРС-50И в железном излучении с фиксированием отражений от плоскостей (110) и (220) по методике Г. В. Курдюмова и Л. И. Лысака [136, 137]. Эталонном был отожженный образец из высокоуглеродистой стали.

Плотность дислокаций определяли рентгенографическим методом по методике, указанной в работе [138].

На рис. 50 приведены данные по влиянию температуры отпуска закаленной на мартенсит эвтектоидной стали без ванадия и с добавкой 0,07% V на твердость, искажения II рода, величину блоков мозаики и плотность дислокаций.

Закалка на мартенсит создает большие искажения II рода и измельчает блоки. С повышением температуры отпуска искажения II рода и твердость снижаются. Снижение параметров углеродистой стали происходит плавно, а для ванадиевой приостанавливается при 500°С. Величина искажений II рода для ванадиевой стали выше, чем для углеродистой. Характер изменения плотности дислокаций аналогичен изменению твердости и искажений II рода.

После отпуска при 500°С наблюдается максимальная разница между значениями твердости, плотностью дислокаций и искажениями II рода в ванадиевой и углеродистой сталях. Размеры блоков до температур отпуска 450°С в обеих сталях растут медленно, а между температурами 450—500°С происходит их быстрый рост. В интервале 500—550°С величина блоков в стали с 0,07% V резко уменьшается, тогда как в стали без ванадия размеры блоков непрерывно растут. При отпуске выше 550°С происходит интенсивный рост блоков в обеих сталях, хотя размер их в стали с ванадием меньше.

В этой же стали при  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении была получена структура сорбита путем охлаждения массивных образцов диаметром 80 мм из аустенитного состояния в масло. Установить влияние ванадия на величину блоков в этом случае не удалось, так как их размер был велик и не мог быть определен по принятой методике. Величина искажений II рода в стали с сорбитной структурой была значительно меньше, чем после закалки на

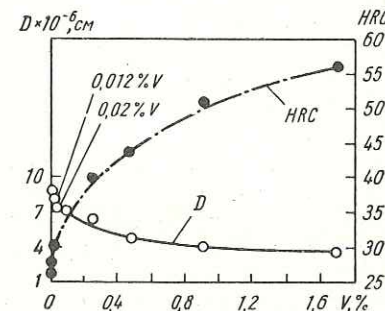


Рис. 51. Влияние содержания ванадия на твердость (HRC) и размер блоков (D) стали 40, закаленной и отпущенной при 600°С



мартенсит. Последующий отпуск мало повлиял на эти искажения.

На рис. 51 приведены кривые, иллюстрирующие изменение твердости и размера блоков образцов одной и той же плавки стали 40 с содержанием ванадия до 1,7%, закаленных от температур полного растворения карбидов ванадия в аустените и отпущенных при 600°С.

Размер блоков начинает уменьшаться уже при введении в сталь сотых долей процента ванадия. Довольно сильное уменьшение размеров блоков наблюдается до 0,2—0,4% V. При дальнейшем увеличении содержания ванадия измельчение постепенно прекращается, а при содержании 0,9% V и выше, хотя твердость продолжает расти вплоть до исследованного содержания ванадия (1,7%), размеры блоков почти не меняются. При этом как для стали с малым (до 0,1%), так и с большим содержанием ванадия наблюдаемые закономерности обусловлены одним и тем же явлением — выделением мелких частиц карбида ванадия при дисперсионном твердении.

Увеличение количества упрочняющей карбидной фазы приводит к уменьшению размера блоков. Это подтверждается тем, что при неполном переводе ванадия в твердый раствор из-за понижения температуры закалки стали с одним и тем же содержанием ванадия размер блоков увеличивается (табл. 14).

Таблица 14

Влияние температуры закалки на размер блоков

| Содержание ванадия, % | Температура закалки, °С | $D \cdot (10^{-8} \text{ м})$ | Содержание ванадия, % | Температура закалки, °С | $D \cdot (10^{-8} \text{ м})$ |
|-----------------------|-------------------------|-------------------------------|-----------------------|-------------------------|-------------------------------|
| 0,47                  | 1100                    | 4,9                           | 0,91                  | 1180                    | 3,8                           |
| 0,47                  | 950                     | 6,1                           | 0,91                  | 950                     | 5,8                           |

Е. Срабо [139] также было установлено, что чем выше температура закалки, тем больше эффект упрочнения после отпуска, обусловленный выделением карбида ванадия.

На основании полученных экспериментальных данных и современных взглядов на процесс дисперсионного твердения [140—144] может быть представлен механизм упрочнения стали ванадием.

Так, выделение карбидов ванадия сопровождается изменениями тонкой структуры, которые четко проявляются после закалки на мартенсит и последующего высокого отпуска. До температур отпуска 450°С в эвтектидной закаленной стали происходит обычный процесс разупрочнения, сопровождаемый понижением твердости, напряжений II рода, плотности дислокаций и некоторым увеличением размера блоков. При отпуске в интервале 450—500°С в стали с ванадием наблюдается остановка в падении твердости, искажений II рода и плотности дислокаций. Это можно объяснить появлением зародышей карбида ванадия, еще, по-видимому, когерентно связанных с матрицей. После отпуска при 550°С зародыши карбида ванадия вырастают до критических размеров и когерентная связь их с маточным раствором феррита нарушается. Экспериментально установлено [145—147], что в ванадиевой стали выделения на начальных стадиях когерентно связаны с матрицей; при этом плоскость  $\{100\}_{\text{VC}} \parallel \{100\}_{\text{Fe}_\alpha}$  а направление  $\langle 110 \rangle_{\text{VC}} \parallel \langle 100 \rangle_{\text{Fe}_\alpha}$  (принцип Веккера и Наттинга). Как пока-

зали исследования Е. Тэйкина и П. Келли [146], карбиды ванадия выделяются на дислокациях до появления пика вторичной твердости. При температуре отпуска, соответствующей пику вторичной твердости, кроме выделений на дислокациях, наблюдаются выделения дисперсных частиц в матрице. По мнению авторов, в основном на упрочнение влияют карбиды, выделившиеся на дислокациях. Е. Смит [148] также обнаружил сетки дислокаций около карбидов внутри зерен после отпуска при 600°С вблизи пика «вторичной» твердости.

Образование карбидов ванадия в момент разрыва когерентности вызывает измельчение блоков. Дальнейшее повышение температуры отпуска приводит к их росту и уменьшению числа дислокаций благодаря ускорению диффузионных процессов и протеканию рекристаллизации.

Выделения оказывают большое влияние на упрочнение стали перед потерей когерентности и в момент разрыва ее.

Однако и некогерентные выделения существенно влияют на сопротивление движению дислокаций. Движение дислокаций при приложении внешней нагрузки затруднено в участках с предвыделениями, высокодисперсными



частицами и повышенной плотностью дислокаций. Дислокации, проходя между такими участками, образуют замкнутые петли (механизм Е. Орована) [149] или вызывают сдвиг в выделившихся частицах [144]. Эффект упрочнения может быть обусловлен, кроме того, частицами, которые для распространения деформации вынуждают дислокации к поперечному скольжению (механизм П. Хирша) [150]. Вследствие этого происходит дальнейшее накопление дислокаций и увеличивается сопротивление их передвижению, благодаря чему увеличивается усилие, необходимое для разрушения, т. е. прочность стали повышается.

В исследовании [114] упрочнение малоуглеродистой марганцовистой стали ванадием объясняется суммарным упрочнением твердого раствора ванадием и марганцем. Роль в упрочнении карбидной фазы отрицается. Авторы этого исследования считают, что в сталях с ванадием основным фактором, препятствующим движению дислокаций, является рост микроискажений кристаллической решетки. Такая точка зрения противоречит экспериментальным данным. Г. В. Курдюмовым с сотрудниками убедительно показано, что «несмотря на то, что упрочнение металлов всегда сопровождается возникновением искажений II рода, т. е. неоднородной упругой деформацией микрообластей, их наличие не является необходимым условием прочности» [129]. «Наиболее важным кристалло-структурным фактором упрочнения сплавов является раздробление зерна на фрагменты размером  $10^{-3}$  —  $10^{-4}$  см со значительной разориентировкой решетки между фрагментами и образованием внутри фрагментов субмикроскопической блочной структуры» [131].

Таким образом, упрочнение углеродистых и легированных сталей ванадием связано с образованием высокодисперсных карбидов ванадия. В горячекатаных и нормализованных сталях карбиды ванадия выделяются при  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении по перлитной ступени, а в улучшенных сталях — при распаде  $\alpha$ -твердого раствора. Карбид ванадия выделяется непосредственно из твердого раствора и его образование не связано с появлением и разложением легированного цементита. Наличие в стали мелкодисперсных карбидов ванадия приводит к ее упрочнению вследствие измельчения блоков мозаики, увеличения плотности дислокаций и сопротивления их передвижению.

## ВАНАДИЙ В УГЛЕРОДИСТЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЯХ

Углеродистые стали производят в наибольшем количестве и применяют для самых различных целей. Особый интерес представляет использование ванадия в этих сталях как упрочнителя. Повышение прочности проката, особенно из малоуглеродистых сталей, путем легирования ванадием даже на относительно небольшую величину (10—15%) позволяет получить значительную экономию металла и средств благодаря большим масштабам производства этих сталей.

### Малоуглеродистые стали

К малоуглеродистым относят свариваемые стали с содержанием углерода не более 0,2—0,25%. Эти стали чаще всего применяют в горячекатаном состоянии или после нормализации.

На рис. 52 показано влияние содержания ванадия на характеристики прочности нормализованных малоуглеродистых сталей, а на рис. 53 — на ударную вязкость стали.

Ванадий повышает предел прочности и предел текучести стали. Введение в сталь 0,1% V повышает предел текучести в среднем на  $36 \text{ Мн/м}^2$  ( $3,6 \text{ кг/мм}^2$ ), а предел прочности — на  $32 \text{ Мн/м}^2$  ( $3,2 \text{ кг/мм}^2$ ). Пластические характеристики стали при увеличении ванадия, как показали результаты исследования, снижаются незначительно: при введении 0,1% V относительное удлинение умень-



шается на 1%, а относительное сужение — на 1,4%. Ванадий в указанных пределах незначительно влияет на ударную вязкость. Как будет показано ниже, ванадий

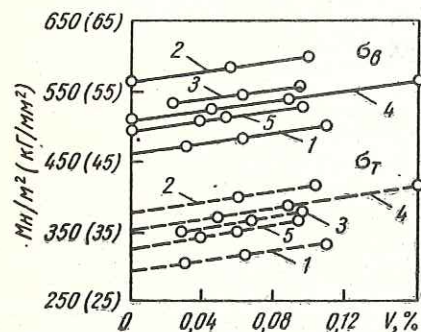


Рис. 52. Влияние ванадия на  $\sigma_{\text{в}}$  (сплошные линии) и  $\sigma_{\text{т}}$  (пунктирные линии) малоуглеродистых сталей с 0,16—0,18% С в нормализованном состоянии:

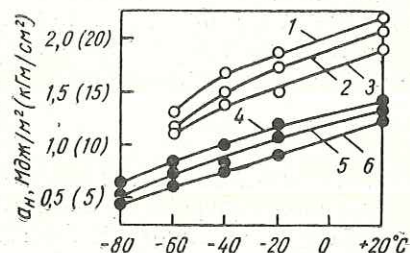
1 — без легирующих добавок;  
2 — 1,8% Мп; 3 — 0,77% Мп; 0,75% Сг;  
4 — 1,05% Мп; 5 — 0,72% Сг

отрицательно влияет на ударную вязкость при содержании более 0,1—0,2%.

Интересно отметить, что интенсивность упрочнения ванадием углеродистых и низколегированных сталей практически одинаковая (угол наклона прямых на гра-

Рис. 53. Влияние ванадия (1, 4 — без ванадия; 2 — 0,06%; 3, 6 — 0,16%; 5 — 0,09%) на  $a_{\text{н}}$  малоуглеродистых нормализованных сталей при отрицательных температурах:

1, 2, 3 — 0,17% С, 0,46% Мп; 4, 5, 6 — 0,17% С, 1,0% Мп



фике для разных сталей одинаков). Вследствие того что ванадий сильнее повышает предел текучести, чем предел прочности, отношение  $\sigma_{\text{т}}/\sigma_{\text{в}}$  с присадкой в сталь ванадия несколько повышается.

Рост прочности малоуглеродистых феррито-перлитных сталей при легировании можно приближенно характеризовать условным коэффициентом упрочнения, представляющим собой величину повышения предела прочности или предела текучести при пересчете на 1% легирующего элемента.

Условные коэффициенты упрочнения для  $\sigma_{\text{т}}/\sigma_{\text{в}}$  характеризуются следующими данными [98, 151]:

| Легирующий элемент        | С   | Мп  | Si  | Cr  | Ni  | Ti  | P   | V   |
|---------------------------|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|
| Для $\sigma_{\text{т}}$ : |     |     |     |     |     |     |     |     |
| $\text{Мн/мм}^2$          | 280 | 84  | 56  | 55  | 45  | 770 | 550 | 360 |
| $\text{кг/мм}^2$          | 28  | 8,4 | 5,6 | 5,5 | 4,5 | 77  | 55  | 36  |
| Для $\sigma_{\text{в}}$ : |     |     |     |     |     |     |     |     |
| $\text{Мн/мм}^2$          | 700 | 80  | 92  | 74  | 34  | 540 | 460 | 320 |
| $\text{кг/мм}^2$          | 70  | 8,0 | 9,2 | 7,4 | 3,4 | 54  | 46  | 32  |

Указанные коэффициенты применимы для сталей, содержащих легирующие элементы в количествах (%), не более):

| С   | Мп  | Si  | Cr  | Ni  | V    | Ti   | P    |
|-----|-----|-----|-----|-----|------|------|------|
| 0,2 | 1,6 | 1,0 | 1,3 | 1,0 | 0,15 | 0,05 | 0,15 |

Из сравнения коэффициентов упрочнения различных легирующих элементов видно, что ванадий упрочняет низколегированную малоуглеродистую сталь значительно сильнее (в 4—8 раз), чем марганец, кремний, хром, никель, медь. По силе упрочнения он уступает лишь титану и фосфору.

Установлено, что введение 0,04—0,08% V в широко распространенную сталь Ст.3сп позволяет повысить ее гарантированный предел текучести до 280—300  $\text{Мн/мм}^2$  (28—30  $\text{кг/мм}^2$ ) при сохранении значений относительного удлинения, ударной вязкости, установленных для низколегированных сталей.

Из изложенного следует, что применять ванадий для упрочнения малоуглеродистых сталей целесообразно.

В исследовании Р. Липпера и др. [152] получены аналогичные данные по упрочняющему действию ванадия на горячекатаную или нормализованную малоуглеродистую сталь. Так, установлено, что ванадий в малых количествах увеличивает прочность горячекатаной стали (0,2% С и 0,4% Мп) при 0,02—0,06% V на 28—70  $\text{Мн/мм}^2$  (2,8—7,0  $\text{кг/мм}^2$ ). На величину упрочнения стали ванадием при этом сильно влияла температура конца прокатки. Ванадий незначительно уменьшал ударную вязкость и почти не влиял на удлинение. Авторы сравнили влияние ванадия с действием малых количеств ниобия и пришли к выводу, что упрочнение стали под влиянием обоих элементов аналогично. Однако пластичность стали с ванадием лучше и она менее хладноломка, чем сталь с ниобием.



# Термически упрочненные стали

В промышленных условиях исследовали влияние добавок ванадия (0,02—0,04%) на свойства малоуглеродистых кипящей (Ст. 3кп) и спокойной (сталь 20) сталей. Ванадий в сталь вводили либо в изложницу при разливке, либо в ковш при выпуске плавки в два ковша. Из кипящей стали прокатывали листы толщиной 16 мм, а из спокойной стали — прутки диаметром 20 мм и другие профили.

Листы 2000×3000 мм закаливали с 890—910°С в воде и отпускали при разных температурах в течение 1 ч. Сортной прокат закаливали с прокатного нагрева.

Свойства листов кипящей стали Ст. 3кп с ванадием и без него после термического упрочнения приведены в табл. 15.

Небольшая добавка ванадия (0,016—0,04%) обеспечивает повышение предела текучести как минимум до 380 Мн/м<sup>2</sup> (38 кг/мм<sup>2</sup>). В большинстве же случаев предел текучести стали с ванадием больше 400 Мн/м<sup>2</sup> (40 кг/мм<sup>2</sup>). Отсюда следует, что наличие в термически обработанной стали 0,02—0,04% V обуславливает повышение предела текучести и предела прочности.

После термического упрочнения у стали с ванадием структурная неоднородность и количество феррита уменьшаются, зерно становится более равномерным.

Относительное удлинение термически упрочненной стали заметно меньше, чем горячекатаной.

Ударная вязкость термически обработанной кипящей стали при комнатной температуре не отличается практически от ударной вязкости горячекатаной стали. После термической обработки существенно повышается ударная вязкость кипящей стали при отрицательной температуре (—40°С). Порог хладноломкости понижается с —(15÷20°С) в горячекатаной стали до —(40÷50°С) в термически обработанной. Кроме того, в термически обработанной стали повышается ударная вязкость после старения, т. е. уменьшается ее склонность к старению.

Ванадий в малых количествах не влияет существенно на ударную вязкость до и после старения, а также на порог хладноломкости термически обработанной стали.

На стали 20 эффект упрочняющего влияния ванадия проявляется еще больше (табл. 16). Однако при этом

Таблица 15  
Механические свойства термически обработанных листов из стали Ст. 3кп с ванадием и без него после закалки с 890—910°С и отпуска при разных температурах (поперечные образцы)

| Температура<br>отпуска, °С | V, %  | σ <sub>в</sub>    |                    | σ <sub>т</sub>    |                    | δ <sub>5</sub> , % | a <sub>н</sub> (+20) |                      | a <sub>н</sub> (—40) |                      | a <sub>н</sub> [—20 (после<br>старения—54)]<br>ГОСТ 7268—54] |                      |
|----------------------------|-------|-------------------|--------------------|-------------------|--------------------|--------------------|----------------------|----------------------|----------------------|----------------------|--------------------------------------------------------------|----------------------|
|                            |       | Мн/м <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup> | Мн/м <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup> |                    | Мдж/м <sup>2</sup>   | кг·м/см <sup>2</sup> | Мдж/м <sup>2</sup>   | кг·м/см <sup>2</sup> | Мдж/м <sup>2</sup>                                           | кг·м/см <sup>2</sup> |
| Без отпуска                | —     | 535               | 53,5               | 382               | 38,2               | 15,5               | 0,93                 | 9,3                  | 0,63                 | 6,3                  | 0,17                                                         | 7,7                  |
| »                          | 0,016 | 592               | 59,2               | 440               | 44,0               | 13,5               | 0,87                 | 8,7                  | 0,38                 | 3,8                  | 0,85                                                         | 8,5                  |
| 500                        | —     | 505               | 50,5               | 385               | 38,5               | 17,0               | 1,06                 | 10,6                 | 0,64                 | 6,4                  | 0,73                                                         | 7,3                  |
|                            | 0,016 | 590               | 59,0               | 455               | 45,5               | —                  | 0,90                 | 9,0                  | 0,59                 | 5,9                  | 0,56                                                         | 5,6                  |
|                            | 0,04  | 557               | 55,7               | 427               | 42,7               | 14,0               | 1,11                 | 11,1                 | 0,63                 | 6,3                  | 0,71                                                         | 7,1                  |
| 550                        | 0,04  | 522               | 52,2               | 425               | 42,5               | 24,5               | 1,27                 | 12,7                 | 0,64                 | 6,4                  | 0,70                                                         | 7,0                  |
| 600                        | —     | 525               | 52,5               | 360               | 36,0               | 21,5               | 1,29                 | 12,9                 | 0,68                 | 5,8                  | 0,71                                                         | 7,1                  |
|                            | 0,016 | 510               | 51,0               | 380               | 38,0               | 27,5               | 0,95                 | 9,5                  | 0,54                 | 5,4                  | —                                                            | —                    |
|                            | 0,02  | 522               | 52,2               | 400               | 40,0               | 16,2               | 1,15                 | 11,5                 | 0,70                 | 7,0                  | 0,81                                                         | 8,1                  |
| 650                        | —     | 450               | 45,0               | 327               | 32,7               | 24,0               | 1,22                 | 12,2                 | 0,71                 | 7,1                  | 0,72                                                         | 7,2                  |
|                            | 0,03  | 485               | 48,5               | 387               | 38,7               | 19,7               | 0,94                 | 9,4                  | 0,56                 | 5,6                  | 0,77                                                         | 7,7                  |



Влияние ванадия на механические свойства стали 20 (диаметр 20 мм) в различных состояниях

| Состояние стали                          | V, %  | $\sigma_B$         |                    | $\sigma_S$         |                    | $\delta_s, \%$ | $\psi, \%$ | $a_H (+20)$         |                      |
|------------------------------------------|-------|--------------------|--------------------|--------------------|--------------------|----------------|------------|---------------------|----------------------|
|                                          |       | Мн/мм <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup> | Мн/мм <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup> |                |            | Мож/мм <sup>2</sup> | кг·м/см <sup>2</sup> |
| Горячекатаная                            | —     | 512                | 51,2               | 369                | 36,9               | 32,0           | 63,9       | 1,84                | 18,4                 |
|                                          | 0,026 | 520                | 52,0               | 382                | 38,2               | 30,6           | 66,8       | 1,47                | 14,7                 |
| После закалки с прокатного нагрева (п/н) | —     | 890                | 89,0               | 546                | 54,6               | 17,1           | 55,6       | 0,79                | 7,9                  |
|                                          | 0,026 | 966                | 96,6               | 795                | 79,5               | 14,5           | 49,8       | 0,61                | 6,1                  |
| Закалка (п/н) + отпуск при 450 °С        | —     | 737                | 73,7               | 617                | 61,7               | 23,2           | 68,6       | 2,11                | 21,1                 |
|                                          | 0,026 | 848                | 84,8               | 736                | 73,6               | 16,6           | 57,5       | 1,62                | 16,2                 |
| Закалка (п/н) + отпуск при 650 °С        | —     | 526                | 52,6               | 410                | 41,0               | 30,1           | 68,3       | 2,76                | 27,6                 |
|                                          | 0,026 | 694                | 69,4               | 597                | 59,7               | 23,1           | 70,3       | 2,05                | 20,5                 |

сталь имеет пониженные значения относительных удлинения и сжатия, а также ударной вязкости. После высокого отпуска (особенно при 650 °С) пластические характеристики стали и ударная вязкость сильно возрастают. Порог хладноломкости термически упрочненной стали с ванадием лежит около —80 °С. С увеличением толщины сортового проката (сечение 60 мм) эффективность упрочняющего действия ванадия снижается.

Таким образом, легирование малоуглеродистых сталей небольшими добавками ванадия позволяет повысить их прочность в горячекатаном и нормализованном состоянии на 10—20% и после термического упрочнения до 20—40% по сравнению со сталью без ванадия. Прочность и ударная вязкость термически упрочненной стали с ванадием практически равны значениям этих характеристик многих горячекатаных низколегированных сталей.

#### Малостареющая кипящая сталь

Существенно ограничено применение кипящих сталей из-за склонности их к старению (термическому и механическому) и хладноломкости.

В практике производства штампованных изделий из тонкого листа основное значение имеет устранение склонности стали к механическому старению, выражающееся в появлении линий скольжения Чернова—Людерса в сильнодеформированных при штамповке местах.

Установлено, что в основном процесс механического старения зависит от присутствия азота. Кроме того, на него влияет и углерод.

А. Коттрелл [153] предложил следующую дислокационную теорию механического старения. При пластической деформации возникает большое число дислокаций. Атомы азота и углерода скапливаются у дислокаций и образуют мелкие выделения (атмосферы), которые заклинивают дислокации и препятствуют их передвижению при пластической деформации. Атомы углерода вследствие меньшей растворимости в  $\alpha$ -железе будут выделяться из раствора быстрее атомов азота, поэтому преимущественно дислокации будут заклиниваться именно азотом. Подавить процесс старения можно, если связать азот в прочные соединения — нитриды, либо термической об-



работкой, после которой затрудняется снабжение дислокаций атомами азота и углерода.

Прочные нитриды образует алюминий. Сталь, в которой достаточно алюминия для связывания азота, не стареет. Однако алюминий, являясь хорошим раскислителем, делает сталь спокойной.

В 1944 г. С. Эпштейн получил патент<sup>1</sup> на изготовление кипящей нестареющей стали с ванадием. Ванадий как раскислитель значительно слабее алюминия, однако он образует относительно прочный нитрид ванадия. Благодаря этому присадка к кипящей стали 0,03—0,05 % V не раскисляет ее — сталь остается кипящей. Ванадий, связывая азот в нитрид ванадия, делает сталь малостареющей. В такой стали сохраняются преимущества кипящей стали и в значительной степени устраняются ее недостатки.

В результате механического старения, как известно, изменяются многие свойства металла — ударная вязкость, статическая и усталостная прочность, пластичность, электрические и магнитные свойства. Склонность стали к старению оценивают различными характеристиками: пределом прочности и текучести, относительным удлинением и сужением, наличием площадки текучести и ее длиной на диаграмме растяжения, твердостью, ударной вязкостью, внутренним трением и др. Результаты оценки склонности стали к старению зависят от условий старения — степени деформации, температуры и времени нагрева деформированного металла. В ГОСТ 7268—54 рекомендуется следующий метод испытания стали на чувствительность к механическому старению: деформация металла растяжением на 10% с последующим отпуском при 250°С в течение 1 ч.

Влияние ванадия на механическое старение кипящей стали типа 08кп освещено во многих работах.

В исследованиях [154—157] установлено, что для придания стали нестареющих свойств необходимо иметь остаточное содержание ванадия в стали ~ 0,03%, что обеспечивается присадкой 0,45 кг ванадия на 1 т стали. Присадка в этом количестве не влияет на характер кипения. Феррованадий присаживают в ковш после ферромарганца и силикомарганца, при этом усваивается 65%

<sup>1</sup> Патент (США), № 2356450.

ванадия. Выход годного остается прежним. Тонкий лист из кипящей стали с ванадием имеет хорошую поверхность. При изготовлении изделий методом глубокой вытяжки брак отсутствует.

Для выявления склонности к старению определяли предел прочности при растяжении при комнатной температуре и при 200°С. Разность между пределом прочности при 200°С и при комнатной температуре являлась показателем старения. У стали, склонной к старению, этот показатель положительный, а у нестареющей — отрицательный. Так, обычная стареющая кипящая сталь имела показатель старения +56 Мн/м<sup>2</sup> (+5,6 кг/мм<sup>2</sup>), тогда как у стали с добавкой ванадия этот показатель был —49 Мн/м<sup>2</sup> (—4,9 кг/мм<sup>2</sup>), а у стали, успокоенной алюминием, —53 Мн/м<sup>2</sup> (—5,3 кг/мм<sup>2</sup>).

Кроме того, склонность стали к старению определяли путем растяжения образца до остаточного удлинения 10% с фиксацией нагрузки. После остаривания вновь испытывали образец с фиксацией нагрузки при достижении предела текучести. Увеличение нагрузки до нового предела текучести выражали в процентах к первичной нагрузке. Были получены следующие значения показателей старения различных сталей для глубокой вытяжки (%):

|                                                     |       |
|-----------------------------------------------------|-------|
| Мартеновская кипящая сталь . . . . .                | 10—14 |
| Основная бессемеровская сталь . . . . .             | 14—18 |
| Мартеновская сталь, успокоенная алюминием . . . . . | 0—5   |
| Мартеновская сталь с добавкой ванадия . . . . .     | 8—11  |

На рис. 54 приведены кривые растяжения сталей после деформации и остаривания. У обычной кипящей стали отчетливо видна площадка текучести, а у стали, успокоенной алюминием, и кипящей стали с добавкой ванадия ее нет.

На 200-т плавках исследовали влияние присадок ванадия на свойства холоднокатаных листов для глубокой вытяжки деталей автомобильных кузовов [158]. В стали 08кп остаточное содержание ванадия составляло 0,03—0,04%. Сравнение проводили с обычной кипящей сталью и сталью, успокоенной алюминием (2 кг/т). Склонность стали к старению оценивали по площадке текучести на диаграмме растяжения.

Процесс механического старения в стали с ванадием был подавлен так же, как в спокойной стали. Листы из



кипящей стали с 0,03—0,04% V имели высокие механические свойства, не изменяющиеся со временем, и высокую штампуемость. Линии сдвига на них отсутствовали. Сталь для глубокой вытяжки, стабилизированную ванадием, исследовали чешские исследователи [159], которые установили на 200-т и 400-т мартеновских плавках, что присадка в кипящую сталь 0,09% V (по расчету) не только уменьшает склонность стали к старению, но и повы-

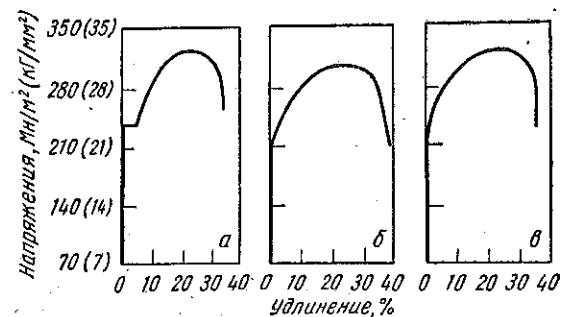


Рис. 54. Кривые растяжения стареющей (а) и нестареющей сталей (б, в) (после дроссирования и остаривания):

а — обычная кипящая сталь; б — успокоенная алюминием сталь; в — кипящая сталь с ванадием

шает ее предел текучести, относительное удлинение и ударную вязкость.

На Нижне-Тагильском металлургическом комбинате исследовали [97] влияние добавок ванадия на склонность к старению широко распространенной кипящей стали Ст. 3кп в горячекатаном состоянии и после термического упрочнения. Ванадий вводили при разливе в изложницу, либо в ковш. Угар ванадия составлял соответственно 20—40 и 60%. Результаты исследования сравнивали с данными для слитков тех же плавов без ванадия. Склонность к старению сталей всех плавов оценивали по ударной вязкости. На горячекатаной стали одной из плавов склонность к старению оценивали по площадке текучести, по изменению предела прочности и предела текучести, твердости и ударной вязкости. Остаривание во всех случаях осуществляли путем растяжения образцов на 10% с последующим отпуском при 250°С в течение 1 ч.

Ванадий практически не уменьшил склонность к старению горячекатаной стали, определяемую методом ударной вязкости. В термически упрочненной стали склонность к старению была уменьшена путем термической обработки. Роль ванадия в уменьшении склонности к старению термически упрочненной стали и в снижении порога хладноломкости не отмечается.

Ниже представлены результаты исследования чувствительности к старению стали Ст. 3кп в горячекатаном состоянии, оцененной различными методами.

|                                 | Без ванадия | 0,016% V |
|---------------------------------|-------------|----------|
| Площадки текучести . . . . .    | Есть        | Нет      |
| Повышение, %:                   |             |          |
| предела прочности . . . . .     | 10          | 4,1      |
| предела текучести . . . . .     | 8           | 3,4      |
| твердости . . . . .             | 8,7         | 3,8      |
| Понижение ударной вязкости, % . | 48          | 48,5     |

Из приведенных данных следует, что при оценке склонности к старению по площадке текучести сталь Ст. 3кп с добавками ванадия можно считать нестареющей. При оценке же склонности к старению по изменению предела прочности, предела текучести и твердости эта сталь оказывается малостареющей, а при оценке по ударной вязкости сталь Ст. 3кп с ванадием так же склонна к старению, как и без ванадия. Из этих результатов видно, что заключение о склонности стали к старению зависит от метода оценки.

На основании вышесказанного можно заключить, что нестареющую спокойную сталь для штамповки и глубокой вытяжки, для которой основным показателем старения является отсутствие линий скольжения в деформированных изделиях (отсутствие площадки текучести на диаграмме растяжения), можно заменить кипящей сталью с ванадием. Качество поверхности такой стали по сравнению со спокойной лучше, выход годного ее из слитка выше на 7—10%.

В ГОСТ 9045—59 на основании изложенного выше включена нестареющая кипящая сталь с ванадием 08Фкп, равноценная по свойствам успокоенной алюминием стали 08Ю.



## Среднеуглеродистые машиностроительные стали

К среднеуглеродистым конструкционным сталям относятся стали с содержанием углерода 0,25—0,50%. Обычно эти стали используют в машиностроении после закалки и отпуска, а иногда в горячекатаном или нормализованном состояниях.

Систематические исследования влияния добавок ванадия на свойства углеродистых сталей 30, 40 и 50 были проведены первоначально на лабораторных, а затем на промышленных плавках [48, 94, 96].

Влияние различных добавок ванадия на механические свойства стали 30 приведено на рис. 55. После закалки и отпуска при 400°С разница в прочности сталей без ванадия и с ванадием незначительная. С повышением температуры отпуска она возрастает и достигает максимального значения после отпуска при 600°С. Указанные закономерности изменения пределов прочности и текучести аналогичны изменению твердости. Наиболее значительно повышается прочность при введении первых сотых долей ванадия (до 0,03—0,04%). Дальнейшее повышение содержания его в меньшей степени увеличивает прочность.

Для сталей 40 и 50 наблюдается аналогичная зависимость. Однако максимальная разница в прочности стали с ванадием и без него наблюдается у стали, содержащей меньше углерода. Так, у стали 30 после отпуска при 600°С предел прочности повышается на 120 Мн/м<sup>2</sup> (12 кг/мм<sup>2</sup>), а предел текучести — на 160 Мн/м<sup>2</sup> (16 кг/мм<sup>2</sup>), тогда как у сталей 40 и 50 предел прочности увеличивается на 100 Мн/м<sup>2</sup> (10 кг/мм<sup>2</sup>), а предел текучести — на 130—140 Мн/м<sup>2</sup> (13—14 кг/мм<sup>2</sup>).

Относительное удлинение и сужение стали уменьшаются при добавках ванадия соответственно росту прочности, а при равной прочности после отпуска при различных температурах характеристики пластичности сталей практически одинаковые.

Добавка ванадия (~0,01%) при всех температурах отпуска снижает ударную вязкость (рис. 56), что связано с повышением прочности стали. Однако при дальнейшем увеличении содержания ванадия (0,04—0,08%) наблюдается увеличение ударной вязкости, что, по-видимому, определяется измельчением зерна.

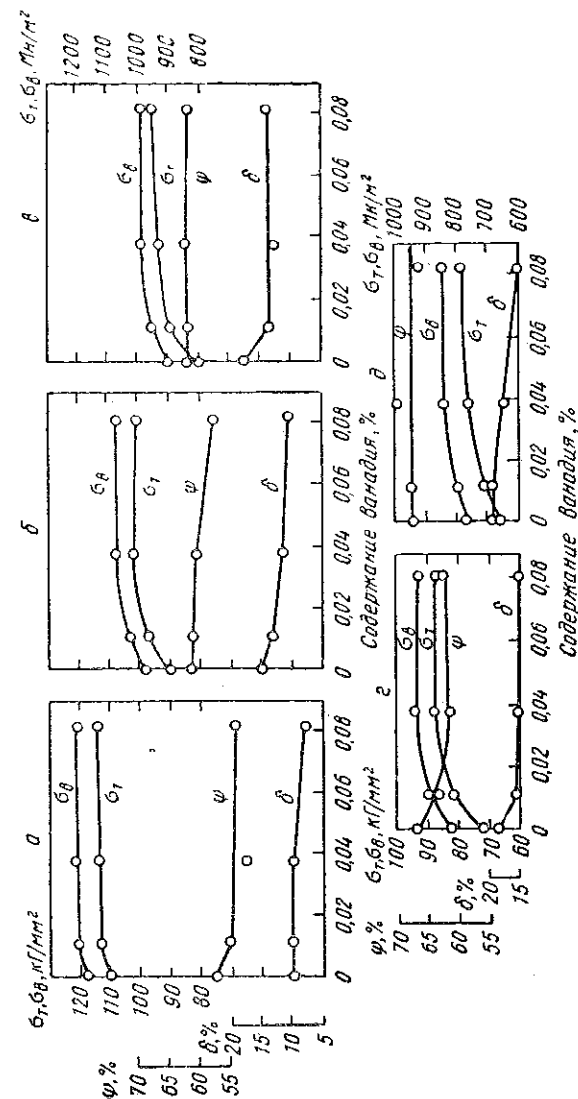


Рис. 55. Механические свойства стали 30 в зависимости от содержания ванадия при различных температурах отпуска (°С):  
а — 400; б — 500; в — 550; г — 600; д — 650



При равной твердости (прочности) (31—32 HRC), что достигается отпуском сталей на разные температуры (без ванадия 535°С, при 0,011% V 550°С; при 0,038—0,082% V 600°С), ударная вязкость при добавках до 0,04% V одинакова со сталью без ванадия, а при большем его содержании — выше, чем у обычной стали.

На рис. 57 приведены механические свойства промышленной плавки стали 40 с различным содержанием ванадия. Феррованадий вводили в 4,5 Мг(т)-слитки при раз-

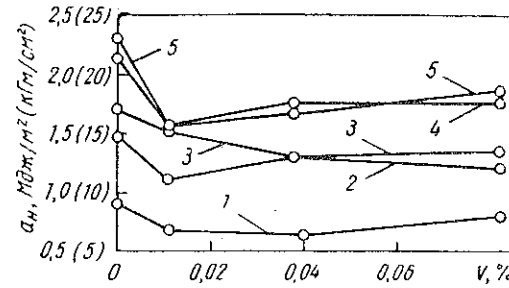


Рис. 56. Ударная вязкость стали 30 при 20°С в зависимости от содержания ванадия после разных температур отпуска (°С):

1 — 400; 2 — 500; 3 — 550; 4 — 600; 5 — 650

ливке. Полученные результаты аналогичны данным по лабораторным плавкам. Введение в сталь сотых долей процента ванадия существенно увеличивает сопротивление стали отпуску. Э. Гудремон [46] считает это одним из основных преимуществ стали с ванадием, так как внутренние напряжения в высокоотпущенной стали значительно меньше.

Другим преимуществом углеродистой стали с ванадием является то, что ее прочность в центре непрокалившейся заготовки после высокого отпуска выше, чем у стали без ванадия (см. гл. III).

Ударная вязкость стали 40 после улучшения (закалка 850°С, отпуск 600°С) в зависимости от температуры испытания приведена на рис. 58.

Различие в ударной вязкости стали с ванадием и без него объясняется разной прочностью при одинаковых условиях отпуска. Так, сталь с малыми добавками вана-

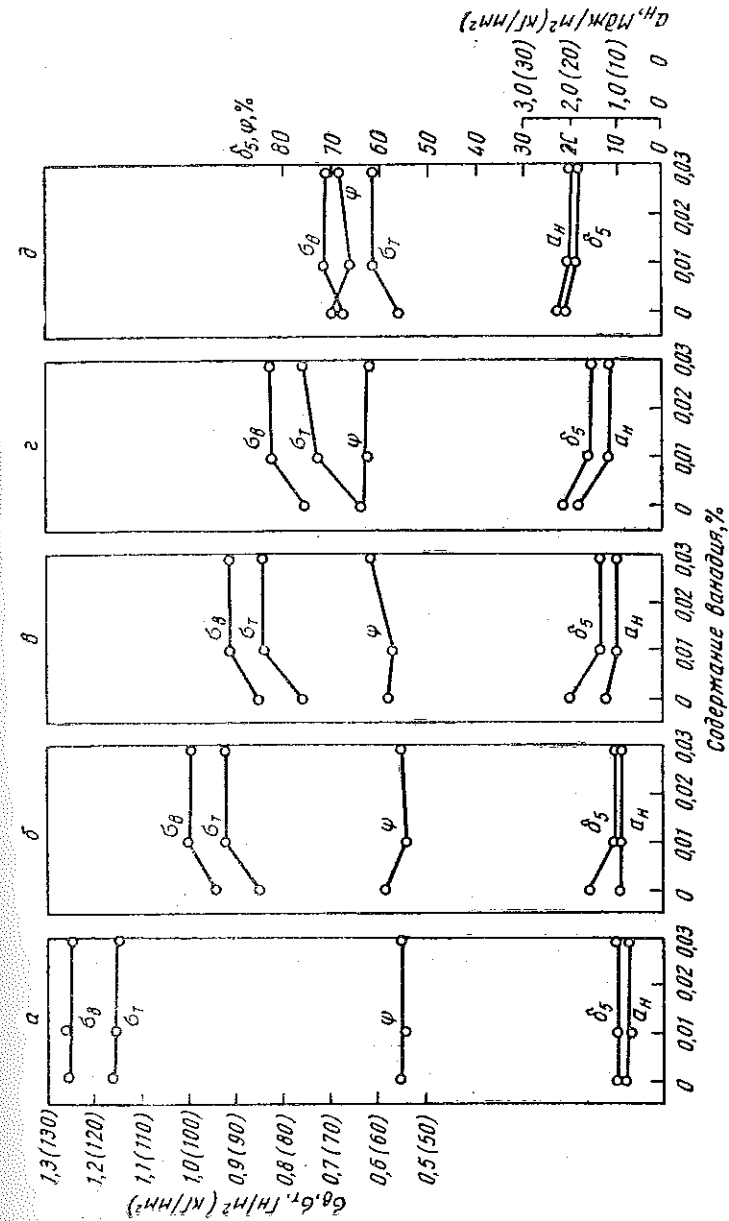


Рис. 57. Механические свойства стали 40 в зависимости от содержания ванадия при разных температурах отпуска (°С):

а — 400; б — 500; в — 550; г — 600; д — 650



дия после указанной выше термической обработки имела твердость в пределах 22—26 HRC, а твердость стали без ванадия ~ 15 HRC. Необходимо отметить, что в данном случае при наличии ванадия в стали отсутствует ясно выраженный порог хладноломкости. Условный порог хладноломкости этой стали лежит при температуре около  $-80^{\circ}\text{C}$ .

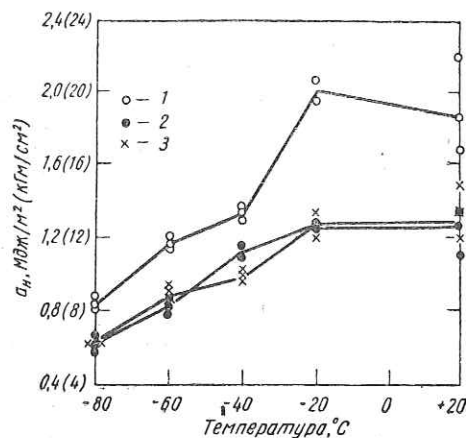


Рис. 58. Ударная вязкость стали 40 с разными добавками ванадия при различных температурах испытания:

1 — без ванадия; 2 — 0,01% V; 3 — 0,029% V

Полученные зависимости были подтверждены на других промышленных плавках.

Приведенные особенности о влиянии ванадия на свойства улучшаемых углеродистых сталей связаны с эффектом дисперсионного твердения, развивающимся после закалки и высокого отпуска.

Ванадий влияет также на свойства среднеуглеродистых сталей в горячекатаном и нормализованном состояниях (табл. 17), если стали имеют феррито-перлитную структуру.

В этом случае добавка ванадия в количестве 0,026% привела к заметному повышению пределов прочности и текучести при практически одинаковых значениях относительных удлинения и сжатия. Интересно отметить,

Таблица 17

Механические свойства сортового проката из стали 40 (0,43% C; 0,62% Mn; 0,22% Si) с 0,026% V (числитель) и без ванадия (знаменатель) в горячекатаном и нормализованном состоянии

| Состояние стали | Диаметр проката, мм | $\sigma_B$ |        | $\sigma_T$ |        | $\delta_5, \%$ | $\phi, \%$ | $a_H$  |          |
|-----------------|---------------------|------------|--------|------------|--------|----------------|------------|--------|----------|
|                 |                     | Мн/мм²     | кг/мм² | Мн/мм²     | кг/мм² |                |            | МДж/м² | кг·м/см² |
| Горячекатаная   | 20                  | 746        | 74,6   | 503        | 50,3   | 21,5           | 40,7       | 0,55   | 5,5      |
|                 |                     | 666        | 66,6   | 431        | 43,1   | 22,1           | 47,6       | 0,53   | 5,3      |
|                 | 40                  | 774        | 77,4   | 477        | 47,7   | 19,2           | 40,6       | 0,45   | 4,5      |
|                 |                     | 719        | 71,9   | 424        | 42,4   | 20,2           | 40,5       | 0,42   | 4,2      |
|                 | 62                  | 752        | 75,2   | 415        | 41,5   | 19,4           | 39,1       | 0,63   | 6,3      |
|                 |                     | 698        | 69,8   | 375        | 37,5   | 19,9           | 40,4       | 0,39   | 3,9      |
| Нормализованная | 20                  | 685        | 68,5   | 495        | 49,5   | 25,5           | 52,6       | 0,71   | 7,15     |
|                 |                     | 687        | 68,7   | 446        | 44,6   | 26,3           | 53,8       | 0,68   | 6,8      |
|                 | 40                  | 785        | 78,5   | 468        | 46,8   | 22,0           | 48,9       | 0,54   | 5,4      |
|                 |                     | 685        | 68,5   | 426        | 42,6   | 21,3           | 48,2       | 0,67   | 6,7      |
|                 | 62                  | 690        | 69,0   | 446        | 44,6   | 22,5           | 49,6       | 0,63   | 6,3      |
|                 |                     | 647        | 64,7   | 380        | 38,0   | 23,3           | 48,9       | 0,51   | 5,15     |

что ударная вязкость в стали с ванадием, имеющей феррито-перлитную структуру, была несколько выше, чем в обычной нелегированной стали.

Это может иметь практическое значение, так как среднеуглеродистые стали часто применяют без термической обработки или после нормализации.

Упрочнение ванадием углеродистых сталей в горячекатаном или нормализованном состоянии связано с выделением дисперсных карбидов ванадия при  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении по I ступени.

#### Рельсовые стали

В связи с возрастанием грузонапряженности железных дорог повышаются требования к стойкости рельсов. Перед металлургами и железнодорожниками стоит зада-



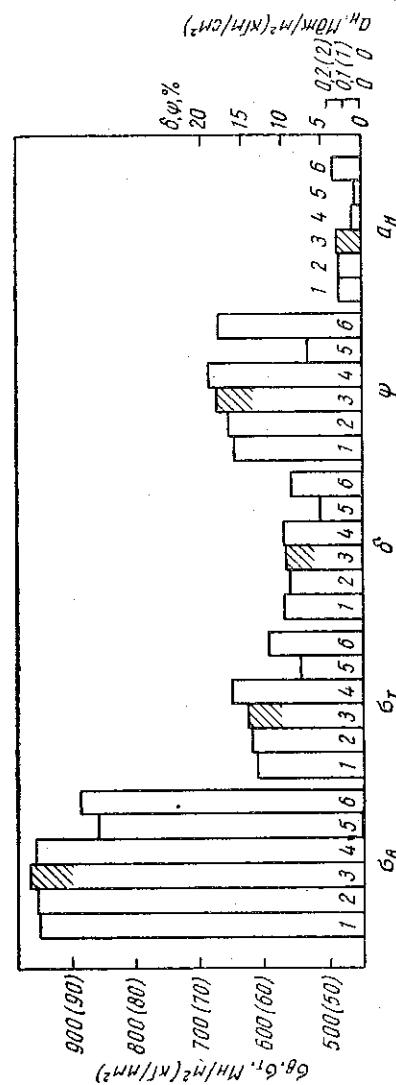


Рис. 59. Механические свойства рельсов из стали с ванадием и бором после изотермической обработки:

1 — 0,01% V; 2 — 0,03% V; 3 — 0,07% V; 4 — 0,03% V + 0,003% B; 5 — 0,003% B; 6 — без добавок.

ча увеличить прочность рельсов и поднять их эксплуатационную стойкость. Это позволит сократить расход и производство рельсов, которых в настоящее время изготовляют более 2,5 млн. т [160].

Основными путями повышения стойкости рельсов является термическая обработка их или легирование стали, из которой они изготовлены. На Нижне-Тагильском металлургическом комбинате разработан метод объемной закалки рельсов из углеродистой стали в масло, обеспечивающий высокие механические свойства и лучшую стойкость рельсов в пути [161]. С целью дальнейшего улучшения свойств объемнозакаленных рельсов, а также повышения прочности рельсов, не подвергаемых объемной закалке, были проведены исследования [162] по влиянию легирования рельсовой стали добавками до 0,07% V. Были проведены также исследования по влиянию до 0,003% B. Исследованию подвергали слитки рельсовой стали 6,8-т промышленной плавки (0,71% C; 0,86% Mn; 0,22% Si). Феррованадий и ферробор в различных количествах присаживали при разливке непосредственно в изложницы.

Опытные слитки рельсовой стали прокатывали на рельсы типа Р-50 длиной 12,5 м. После прокатки рельсы подвергали изотермическому отжигу при 600°С в течение 2 ч для устранения образования флокенов. Часть рельсов подвергали объемной закалке в масло и последующему отпуску.

Свойства рельсов исследовали в сыром состоянии, после изотермического отжига и после объемной закалки в масло и отпуска.

В результате исследования было установлено, что легирование до 0,07% V уменьшает склонность зерна стали к росту при нагреве, а легирование бором, наоборот, ее увеличивает.

Изучение механических свойств рельсов опытных партий после изотермической обработки (рис. 59) показало, что небольшие добавки ванадия приводят к упрочнению рельсов. При этом влияние ванадия отчетливо проявляется уже при содержании 0,01% V. Содержание до 0,07% V повышает предел прочности на 90 Мн/м<sup>2</sup> (9 кг/мм<sup>2</sup>). Упрочнение рельсовой стали ванадием обусловлено высокодисперсными карбидами ванадия, которые были обнаружены при электронномикроскопическом исследова-



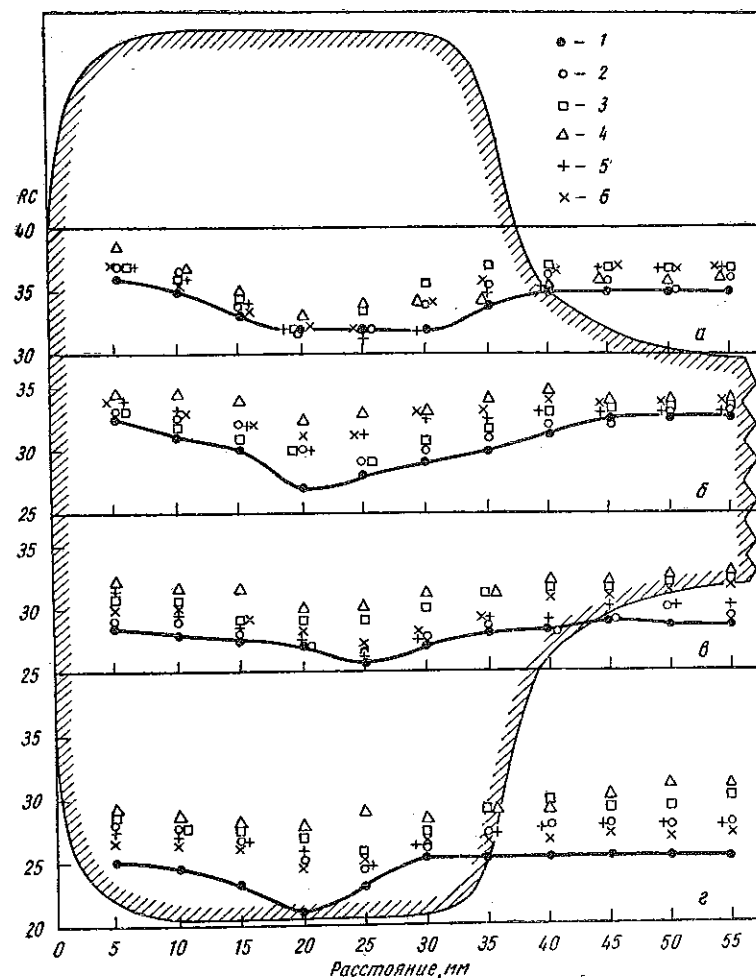


Рис. 60. Изменение твердости по сечению рельса из стали с добавками ванадия и бора после объемной закалки в масле с 890—920°С (а) и отпуска при различной температуре (°С): б—450; в—500; г—550; 1—без ванадия; 2—0,01% V; 3—0,03% V; 4—0,07% V; 5—0,03% V + 0,003% B; 6—0,003% B

нии. Характеристики пластичности и ударной вязкости рельсов с ванадием после изотермической обработки остаются такими же, как и у рельсов из углеродистой стали без ванадия.

Присадка одного бора снижает механические свойства.

Возможность повышения прочности рельсов после изотермической обработки путем присадок малых добавок ванадия была проверена на заводских плавках рельсовой стали. Феррованадий вводили непосредственно в ковш. Во всех плавках было получено содержание остаточного ванадия 0,03—0,04%. После изотермической обработки рельсы из сталей этих плавков имели предел прочности 940—1000 Мн/м<sup>2</sup> (94—100 кг/мм<sup>2</sup>), тогда как рельсы НТМК из обычной стали после такой обработки имеют прочность в среднем 880 Мн/м<sup>2</sup> (88 кг/мм<sup>2</sup>). Предел текучести рельсов из стали с ванадием был на 30—120 Мн/м<sup>2</sup> (3—12 кг/мм<sup>2</sup>) выше, чем у рельсов из обычной стали; другие свойства были одинаковыми. Рельсы из стали с ванадием выдержали испытания на удар. Преимущества рельсов из стали с ванадием были выявлены и при испытаниях на удар при отрицательных температурах.

Эксплуатационные испытания большой партии рельсов на тяжелонагруженном участке пути показали, что рельсы из стали с ванадием, подвергнутые изотермическому отжигу, имеют вертикальный износ в 1,5—2 раза, а боковой — в 2—3 раза меньше, чем рельсы из стали без ванадия. Ванадий не повлиял на образование контактно-усталостных дефектов.

На рис. 60 приведены результаты измерения твердости по сечению рельсов из стали с разными добавками после закалки с 850°С в масле и отпуска (объемная закалка). Наибольшее повышение твердости по сечению рельса наблюдается при добавках 0,03—0,07% V. Снижение твердости в центре сечения головки рельса из стали с ванадием значительно меньше, чем из обычной стали.

Исследование механических свойств опытных рельсов после объемной закалки в масле и отпуска показало, что добавки ванадия уменьшают разупрочнение рельсовой стали в процессе отпуска. Так, после отпуска при 450°С предел прочности и предел текучести рельсов из стали



с 0,03—0,07% V на 30—40 Мн/м<sup>2</sup> (3—4 кг/мм<sup>2</sup>), а после отпуска при 500°С на 50—70 Мн/м<sup>2</sup> (5—7 кг/мм<sup>2</sup>) выше каждый, чем у рельсов из углеродистой стали без добавок. С повышением температуры отпуска до 500—550°С эта разница увеличивается. Предел прочности и предел текучести рельсов из стали с 0,03—0,07% V после отпуска при 500°С благодаря дисперсным частицам карбидов ванадия находятся на том же уровне и даже несколько выше, чем у рельсов из углеродистой стали, отпущенных при 450°С. В результате этого рельсы из стали с добавками ванадия можно отпускать при температуре на 50—70 град выше, чем рельсы из обычной углеродистой стали. Это является важным преимуществом рельсов из стали с добавками ванадия, так как более высокая температура отпуска их обеспечит меньшие остаточные напряжения в рельсах. Остаточные напряжения в объемнозакаленных рельсах вызывают не только осложнения при их производстве, но и большие трудности при эксплуатации железнодорожного пути.

Исследования по модифицированию углеродистой рельсовой стали М75 добавками ванадия (0,05—0,06%) проведены также под руководством Ю. В. Грдины [163, 164]. Установлено, что введение модификаторов (ванадия, ванадия и титана, ванадия с титаном и бором) в рельсовую сталь обуславливает появление субмикроскопических частиц, тормозящих рост зерна при нагреве. У горячекатаных рельсов с ванадием прочность повышалась примерно на 20%, но несколько снижались пластичность и вязкость. Модифицированные стали имели более высокое сопротивление отрыву и большую прокаливаемость. По мнению авторов, такие рельсы в эксплуатации должны иметь меньшую склонность к образованию дефектов контактной усталости.

Таким образом, результаты исследований показывают, что легирование рельсовой стали небольшими добавками ванадия (0,03—0,07%) улучшает качество как горячекатаных, так и объемнозакаленных рельсов.

## V

### ГЛАВА

#### ВАНАДИЙ В ЛЕГИРОВАННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЯХ

**В**ведение ванадия в конструкционные стали прежде всего повышает их прочность и упругие свойства (отношение  $\frac{\sigma_T}{\sigma_B}$ ). Такое влияние ванадия обусловлено дисперсионным твердением в результате выделения мелкодисперсных карбидов ванадия при  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении или при высокотемпературном отпуске закаленной стали. В свариваемых малоуглеродистых сталях сочетание ванадия с марганцем обеспечивает малую склонность стали к хрупким разрушениям при повышенной прочности. Конструкционные стали с ванадием почти не склонны к перегреву, имеют мелкое зерно, высокую сопротивляемость отпуску. Получение в улучшаемых сталях с ванадием повышенной прочности после высокотемпературного отпуска — одно из основных преимуществ этих сталей. Отпуск при более высокой температуре дает возможность получить детали с минимальными остаточными внутренними напряжениями, что часто очень важно для надежности и высокой эксплуатационной стойкости изделий. Изложенные особенности влияния ванадия на свойства конструкционных сталей делают весьма перспективным легирование этих сталей ванадием.

#### Низколегированные строительные стали повышенной прочности

Большое количество стали расходуется в строительстве. В 1965 г. на изготовление металлических и железо-



бетонных конструкций, трубопроводов и др. было израсходовано около 11 млн. т стали.

В основном в строительстве в настоящее время используют сталь Ст. 3 с гарантируемым по ГОСТ 380—60 пределом текучести не менее 240 Мн/м<sup>2</sup> (24 кг/мм<sup>2</sup>). Применение низколегированных сталей повышенной прочности<sup>1</sup> (09Г2, 14ХГС, 10Г2С1, 15ХСНД и др.), имеющих гарантируемый предел текучести в пределах 310—380 Мн/м<sup>2</sup> (31—38 кг/мм<sup>2</sup>), позволяет снизить расход металла на 10—20% и стоимость изготовления конструкций на 5—10% по сравнению со сталью Ст. 3. Еще большую эффективность можно получить при использовании в строительстве сталей с более высоким гарантируемым пределом текучести, который можно получить на легированных ванадием сталях.

Малоуглеродистые свариваемые стали, легированные марганцем и ванадием, применяют и за рубежом: В ФРГ, например, сталь типа St52 ( $\leq 0,18\%$  С,  $\sim 1,5\%$  Мп) с добавкой 0,1—0,2% V [165], в США и Англии тоже имеются стали аналогичного состава [166, 167].

УралНИИЧМ совместно с Нижне-Тагильским металлургическим комбинатом разработана марганцеванадиевая сталь 15ГФ [151, 168], легированная более экономно, чем упомянутые зарубежные стали.

Сталь 15ГФ прошла промышленные испытания, внедрена на строительных объектах и включена в ГОСТ 5058—65, согласно которому она имеет следующий химический состав: 0,12—0,18% С; 0,9—1,2% Мп; 0,17—0,37% Si; 0,05—0,10% V;  $\leq 0,035\%$  Р;  $\leq 0,035\%$  S;  $\leq 0,3\%$  Cr;  $\leq 0,3\%$  Ni.

Сталь 15ГФ для улучшения стойкости против атмосферной коррозии поставляют с содержанием меди 0,15—0,30%, в этом случае ее обозначают 15ГФД.

Механические свойства стали 15ГФ в горячекатаном состоянии соответствуют нормам, указанным в табл. 18.

Из низколегированных сталей для металлических конструкций, включенных в ГОСТ 5058—65, поставляемых без термической обработки, сталь 15ГФ имеет более высокие характеристики прочности, чем широко распрост-

<sup>1</sup> В строительстве условно принято считать стали с пределом текучести 350—400 Мн/м<sup>2</sup> (35—40 кг/мм<sup>2</sup>) сталями повышенной прочности, а с пределом текучести выше 400 Мн/м<sup>2</sup> (40 кг/мм<sup>2</sup>) — высокопрочными.

Таблица 18

Гарантируемые механические свойства стали 15ГФ (не менее) в горячекатаном состоянии (по ГОСТ 5058—65)

| Толщина проката, мм | $\sigma_B$        |                    | $\sigma_T$        |                    | $\delta_5$ , % | $a_n$ при $-40^\circ\text{C}$ |                      | Угол загиба в холодном состоянии, град. (при $d = 2a$ )* |
|---------------------|-------------------|--------------------|-------------------|--------------------|----------------|-------------------------------|----------------------|----------------------------------------------------------|
|                     | Мн/м <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup> | Мн/м <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup> |                | Мдж/м <sup>2</sup>            | кг·м/см <sup>2</sup> |                                                          |
| 4—10                | 520               | 52                 | 380               | 38                 | 21             | 0,4                           | 4                    | 180                                                      |
| 11—20               | 520               | 52                 | 360               | 36                 | 21             | 0,3                           | 3                    | 180                                                      |
| 21—32               | 480               | 48                 | 340               | 34                 | 21             | 0,3                           | 3                    | 180                                                      |

\*  $d$  — толщина оправки;  $a$  — толщина проката.

раненные стали 09Г2, 14Г2, 09Г2С (М), 14ХГС, 15ХСНД и др. и одинаковые со сталью 10Г2С1 (МК).

Из стали 15ГФ изготавливают листы различной толщины, уголки, балки, периодическую арматуру и др.

На рис. 61 приведены результаты по хладноломкости стали 15ГФ (лист 16 мм вдоль и поперек направления прокатки). Ударная вязкость стали менее 0,3 Мдж/м<sup>2</sup> (3 кг·м/см<sup>2</sup>) наблюдается лишь при температуре ниже  $-60^\circ\text{C}$ . Ударная вязкость стали поперек направления прокатки составляет 60—70% от ударной вязкости вдоль прокатки. При большей толщине листа (32 мм) анизотропия свойств становится меньше.

Повышенная анизотропия свойств в сталях с ванадием в основном наблюдается при определении ударной вязкости. По другим характеристикам механических

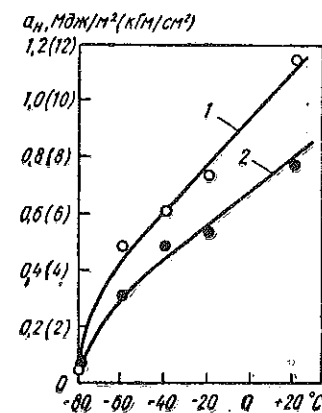


Рис. 61. Ударная вязкость горячекатаной стали 15ГФ (лист 16 мм) в зависимости от температуры испытания: 1 — вдоль направления прокатки; 2 — поперек направления прокатки



свойств, особенно по прочности, анизотропия свойств проявляется мало.

Сталь 15ГФ малочувствительна к старению, определяемому по падению ударной вязкости. Коэффициент чувствительности стали к старению составляет около 33%, что значительно ниже, чем для стали Ст.3.

Предел усталости стали 15ГФ выше, чем у сталей 15ХСНД и МСт. 3 (табл. 19).

Таблица 19

### Предел усталости $\sigma_{-1}$ сталей 15ГФ, 15ХСНД, МСт.3

| Сталь  | Гладкий образец     |                    | Образец с надрезом  |                    | $\frac{\sigma_{-1}}{\sigma_{\text{в}}}$ для |
|--------|---------------------|--------------------|---------------------|--------------------|---------------------------------------------|
|        | МПа/мм <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup> | МПа/мм <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup> | гладкого образца                            |
| 15ГФ   | 350                 | 35,0               | 230                 | 23,0               | 0,61                                        |
| 15ХСНД | 310                 | 31,0               | 210                 | 21,0               | 0,55                                        |
| МСт.3  | 210                 | 21,0               | 140                 | 14,0               | 0,50                                        |

Сталь 15ГФ имеет высокие прочностные свойства после термической обработки [169].

В табл. 20 приведены механические свойства листов толщиной 14 и 16 мм, размером 2×6 м, закаленных с 880—900°С в воде и отпущенных при разных температурах в течение 4 ч. Наиболее высокие характеристики прочности имеют листы из стали 15ГФ после закалки и отпуска при 480—500°С. Повышение температуры отпуска до 630—650°С несколько снижает прочность и увеличивает удлинение.

Термически обработанная сталь 15ГФ, как и другие стали, имеет низкий порог хладноломкости.

Сталь 15ГФ хорошо сваривается. Механические свойства ее в сварных соединениях высокие.

В табл. 21 приведены механические свойства сварных вагонных соединений из стали 15ГФ.

Прочность сварных соединений из стали 15ГФ при повторно ударной нагрузке больше, чем сварных соединений из сталей 15ХСНД и Ст. 3, что видно из ниже приведенных данных:

|                                                        |      |        |      |
|--------------------------------------------------------|------|--------|------|
| Сталь . . . . .                                        | 15ГФ | 15ХСНД | Ст.3 |
| Среднее число ударов<br>до появления трещины . . . . . | 199  | 176    | 188  |

Таблица 20

Механические свойства листов размером  $2 \times 6$  м из стали 15ГФ после закалки и отпуска

| Температура<br>отпуска<br>° C | Толщина<br>листа, мм | $\sigma_B$       |                       | $\sigma_T$       |                       | $\delta_{100}$ % | $\alpha_H$                         |                                      |                                    |                                      |  |
|-------------------------------|----------------------|------------------|-----------------------|------------------|-----------------------|------------------|------------------------------------|--------------------------------------|------------------------------------|--------------------------------------|--|
|                               |                      | $Mn/\text{мм}^2$ | $K\Gamma/\text{мм}^2$ | $Mn/\text{мм}^2$ | $K\Gamma/\text{мм}^2$ |                  | +20° C                             |                                      | -40° C                             |                                      |  |
|                               |                      |                  |                       |                  |                       |                  | $M\delta\epsilon\kappa/\text{м}^2$ | $K\Gamma \cdot \text{м}/\text{см}^2$ | $M\delta\epsilon\kappa/\text{м}^2$ | $K\Gamma \cdot \text{м}/\text{см}^2$ |  |
| 480-500                       | 14                   | 760              | 76,0                  | 688              | 68,8                  | 11,0             | 1,13                               | 11,3                                 | 0,90                               | 9,0                                  |  |
| 630-650                       | 16                   | 661              | 66,1                  | 555              | 55,5                  | 13,4             | 1,33                               | 13,3                                 | 0,93                               | 9,3                                  |  |
| 660-680                       | 16                   | 535              | 53,5                  | 442              | 44,2                  | 21,5             | 1,92                               | 19,2                                 | 1,23                               | 12,3                                 |  |
| 480-500                       | 16                   | 680              | 68,0                  | 556              | 55,6                  | 11,3             | 1,13                               | 11,3                                 | 0,92                               | 9,2                                  |  |
| 630-650                       | 14                   | 645              | 64,5                  | 539              | 53,9                  | 13,9             | 1,36                               | 13,6                                 | 0,93                               | 9,3                                  |  |
| 660-680                       | 14                   | 530              | 53,0                  | 425              | 42,5                  | 21,1             | 2,05                               | 20,5                                 | 1,33                               | 13,3                                 |  |

Механические свойства сварных соединений из стали 15ГФ

| Вид сварки     | Режим сварки                            | Сварочные материалы                 | Толщина, мм | $\sigma_B$         |                    | $a_H$               |                      |        | Угол заваривания, град. |        |
|----------------|-----------------------------------------|-------------------------------------|-------------|--------------------|--------------------|---------------------|----------------------|--------|-------------------------|--------|
|                |                                         |                                     |             | МН/мм <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup> | МДж/мм <sup>2</sup> | кг·м/см <sup>2</sup> | $a_H$  |                         |        |
|                |                                         |                                     |             |                    |                    |                     |                      | +20° С |                         | —40° С |
| Ручная         | $I_{св} = 280 \div 300$ а               | Электрод Э-42<br>Покрываете ЦМ-УП   | 6           | 533                | 53,3               | —                   | —                    | —      | —                       |        |
|                | $d_{эл} = 6$ мм                         |                                     | 8           | 512                | 51,2               | —                   | —                    | —      | —                       |        |
|                |                                         |                                     | 12          | 514                | 51,4               | 0,81                | 8,1                  | 0,5    | 5,0                     |        |
| Автоматическая | $I_{св} = 350 \div 380$ а               | Электрод Э-50<br>Покрываете УОНЦ-13 | 8           | 574                | 57,4               | —                   | —                    | —      | —                       |        |
|                | $d_{эл} = 8$ мм                         |                                     | 12          | 552                | 55,2               | —                   | —                    | —      | —                       |        |
|                |                                         |                                     |             |                    |                    |                     |                      |        |                         |        |
| Автоматическая | $I_{св} = 600 \div 700$ а               | Электрод 08А, 8 мм<br>Флюс ОСЦ-45   | 8           | 520                | 52,0               | —                   | —                    | —      | —                       |        |
|                | $u = 40 \div 42$ в                      |                                     | 12          | 520                | 52,0               | 0,88                | 8,8                  | 0,60   | 6,0                     |        |
|                | $V_{св} = 51$ м/ч<br>$V_{тол} = 72$ м/ч |                                     |             |                    |                    |                     |                      |        |                         |        |



\* Предел усталости сварных соединений из стали 15ГФ мало отличается от предела усталости соединений из сталей 15ХСНД и Ст. 3.

Исследование арматуры для железобетонных покрытий из стали 15ГФ показало [170, 171], что стержневая арматура из стали с ванадием имеет прочность, соответствующую арматурным сталям класса А-III, пластичность, соответствующую сталям класса А-I, высокую ударную вязкость, хорошую свариваемость. Сталь можно существенно упрочнить при холодной вытяжке, причем расчетные сопротивления, получаемые в результате упрочнения, для стали 15ГФ выше, чем для арматурной стали 25Г2С.

Сталь 15ГФ используют на многих объектах промышленного строительства с большим экономическим эффектом.

Так, например, применение стали 15ГФ для сварных конструкций грузовых вагонов позволило сократить их вес на 1—1,5 т по сравнению с конструкциями из стали Ст. 3.

Сталь 15ГФ использовали при строительстве блока цехов сварных машиностроительных конструкций на Уралмашзаводе, что позволило снизить вес стропильных ферм и подкрановых балок на 13—20%, а их стоимость на 8—12% [172, 173].

Изготовление из низколегированной стали с ванадием подкрановых балок только при строительстве одного из цехов дало экономию металла (табл. 22).

Таблица 22

Экономия металла при замене стали Ст.3  
в подкрановых балках на сталь 15ГФ

| Длина пролета<br>м | Общее количество балок шт. | Масса подкрановой балки, т |       | Экономия на 1 шт. т | Общая экономия металла |      |
|--------------------|----------------------------|----------------------------|-------|---------------------|------------------------|------|
|                    |                            | Ст.3                       | 15ГФ  |                     | т                      | %    |
| 12                 | 135                        | 3,95                       | 3,05  | 0,9                 | 121                    | 22,7 |
| 36                 | 3                          | 40,00                      | 31,00 | 9,0                 | 27                     | 22,5 |

Применение низколегированной стали с ванадием 15ГФ экономически целесообразно не только вместо угле-

родистой стали Ст. 3, но и вместо низколегированных сталей (15ХСНД, 14Г2, 09Г2 и др.), так как последние имеют меньшую прочность.

### Высокопрочные строительные стали

Большой экономический эффект может быть получен при частичном использовании в строительстве высокопрочных сталей с гарантированным пределом текучести 400, 500, 600 и 750 Мн/м<sup>2</sup> (40, 50, 60 и 75 кг/мм<sup>2</sup>). Из расчетов видно [172], что в этом случае расход стали может быть сокращен до 40%, а стоимость и трудоемкость изготовления конструкций до 30%. В настоящее время получить высокопрочные строительные стали можно упрочнением их путем комплексного легирования и термической обработкой и упрочнением нитридами.

В первом случае высокая прочность достигается благодаря образованию в стали бейнита или мартенсита, или продуктов их отпуска (бейнитные стали), а во втором — благодаря дисперсным нитридным фазам (стали, упрочненные нитридами).

#### Бейнитные стали

За границей [174—177] высокопрочные строительные стали легированы марганцем, хромом, никелем и, как правило, молибденом в количестве более 0,2—0,3%. Большинство их содержит ванадий, который упрочняет сталь и улучшает ее свариваемость. Содержание ванадия не должно быть выше чем 0,15%, так как при больших содержаниях его ухудшается ударная вязкость.

В табл. 23 приведен химический состав по основным элементам зарубежных высокопрочных сталей, применяемых в сварных металлических конструкциях.

Все указанные стали применяют в термически обработанном состоянии (закалка с отпуском). Упрочнение этих сталей происходит благодаря дисперсионному твердению.

Широкое распространение в США, ФРГ, Японии получила американская сталь T1 и ее варианты T1A и T1B



Таблица 23  
Химический состав (%) зарубежных высокопрочных строительных сталей [166, 177—179]

| Стали      | Стр.-на | C         | Mn        | Si        | Cr        | Mo        | Ni      | Cu        | V         | B            |
|------------|---------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|---------|-----------|-----------|--------------|
| T1         | США     | 0,10—0,20 | 0,6—1,10  | 0,15—0,35 | 0,4—0,80  | 0,45—0,60 | 0,7—0,9 | 0,15—0,50 | 0,03—0,10 | 0,002—0,006  |
| T1A        |         | 0,12—0,21 | 0,7—1,0   | 0,15—0,35 | 0,4—0,65  | 0,15—0,25 | —       | —         | 0,03—0,08 | 0,0035—0,005 |
| T1B        |         | 0,12—0,21 | 0,95—1,30 | 0,20—0,35 | 0,40—0,65 | 0,2—0,30  | 0,3—0,7 | 0,2—0,4   | 0,03—0,08 | 0,005        |
| Welten 80  | Япония  | 0,20      | 0,8       | —         | 0,5       | 0,4       | 1,0     | 0,3       | 0,10      | 0,003        |
| Welten 100 |         | 0,20      | 0,8       | —         | 0,6       | 0,5       | 1,2     | 0,3       | 0,10      | —            |
| Welten 60  |         | 0,17      | 1,5       | 0,55      | —         | —         | 0,5     | —         | 0,10      | —            |
| BH65V      | ФРГ     | 0,20      | 1,3       | —         | —         | —         | 0,6     | —         | 0,10      | —            |
| Fagersta   | Швеция  | 0,20      | 0,8       | —         | 2,3       | 0,2       | —       | —         | 0,10      | —            |

(более экономно легированные). Сталь обеспечивает в прокате до 50 мм следующие свойства:

|                                                      |                     |
|------------------------------------------------------|---------------------|
| $\sigma_B$ , Мн/м <sup>2</sup> (кг/мм <sup>2</sup> ) | 810—950 (81,0—95,0) |
| $\sigma_T$ , Мн/м <sup>2</sup> (кг/мм <sup>2</sup> ) | 700 (70,0)          |
| $\delta$ , %                                         | 18                  |
| $\psi$ , %                                           | 40—50               |

При толщине листа до 150 мм  $\sigma_T \geq 630$  Мн/м<sup>2</sup> (63 кг/мм<sup>2</sup>).

Из-за больших количеств никеля, молибдена и меди сталь T1 дорогая и перспективна только для ограниченного, специального назначения.

В Японии широко применяют высокопрочные строительные стали с ванадием после термической обработки [180]. Производство стальных листов из высокопрочной термически обработанной стали с  $\sigma_B = 600 \div 800$  Мн/м<sup>2</sup> ( $60 \div 80$  кг/мм<sup>2</sup>) составляет там около 60—100 тыс. т в год [177].

В Канаде начато производство свариваемой стали с  $\sigma_T \geq 700$  Мн/м<sup>2</sup> (70 кг/мм<sup>2</sup>) [181].

В Англии проведены успешные работы [182] по полной или частичной замене молибдена ванадием. Стали без молибдена и с 0,22% V хорошо свариваются. В США для газопроводов применена [178] сталь ХУ-60 с добавкой ванадия, имеющая  $\sigma_T \geq 400$  Мн/м<sup>2</sup> (40 кг/мм<sup>2</sup>).

В СССР над созданием высокопрочных сталей для строительства работают многие институты и заводы. В состав этих сталей в качестве одного из основных легирующих элементов входит ванадий.

На основании лабораторных исследований и полупромышленных испытаний были разработаны и предложены [183] для промышленных испытаний стали 15Г2СФ, 15ХГ2СФР и 15ХГ2СФМР с различной прочностью. В соответствии ЧМТУ/ЦНИИЧМ 1389—65 химический состав высокопрочных строительных сталей с ванадием следующий: 0,12—0,18% С; 1,5—1,8% Мн; 0,4—0,7% Si; 0,05—0,10% V;  $\leq 0,40\%$  Р;  $\leq 0,040\%$  S. Стали 15ХГ2СФР и 15ХГ2СФМР содержат 0,4—0,7% Cr и 0,002—0,005% В, в стали 15ХГ2СФМР имеется 0,15—0,25% Мо.

На рис. 62 приведены термокинетические кривые начала превращения аустенита для трех полупромышленных плавок исследованных сталей в сравнении со сталью 15ГФ.



В стали 15Г2СФ при скоростях охлаждения 3,3 град/мин — 10 град/сек превращение идет по феррито-перлитной ступени. При больших скоростях 15—50 град/сек в структуре, кроме перлита, присутствуют продукты превращения по второй ступени (бейнит). Полностью бейнитная структура для этой стали получается только при скоростях охлаждения более 50 град/сек.

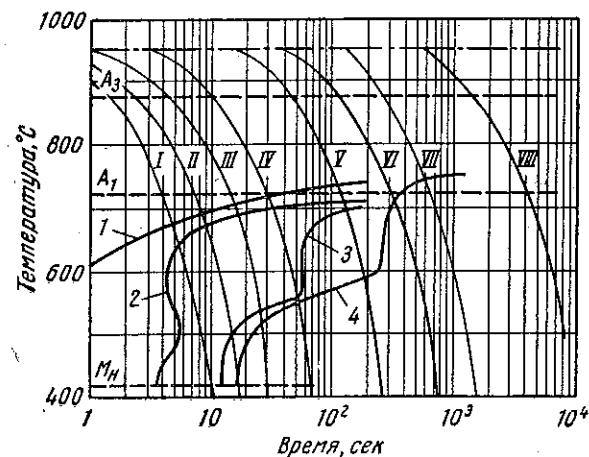


Рис. 62. Термокинетические кривые начала превращения аустенита в сталях:

1 — 15ГФ; 2 — 15Г2СФ; 3 — 15Г2СФР и 4 — 15ХГ2СФМР  
Скорость превращения град/мин:

град/сек: I — 50; II — 30; III — 15; IV — 7; град/мин:  
V — 100; VI — 40; VII — 20; VIII — 3,3

Из сравнения кривых 2 (сталь 15Г2СФ) и 3 (15ХГ2СФР) видно, что добавки хрома и бора в большой степени повлияли на превращение в перлитной и бейнитной ступенях. В стали с молибденом (15ХГ2СФМР) бейнитные структуры получают в сравнительно широком диапазоне скоростей охлаждения (менее 100 град/мин).

В промышленных условиях стали изготавливали в большегрузных мартеновских печах скрап-рудным процессом на Нижне-Тагильском металлургическом комбинате. Предварительное раскисление сталей проводили в печи силикомарганцем, а окончательное — в ковше алюминием около 500 г/т и ферротитаном. Феррованадий вводили в

ковш. Раскислители в ковш вводили в следующем порядке: алюминий, феррованадий и ферротитан. При выплавке сталей 15ХГ2СФР и 15ХГ2СФМР в ковш после феррованадия добавляли еще ферроборал.

Разливку стали осуществляли сифонным способом на слитки 5,87 т и 7,06 т. Из них изготавливали лист толщиной 32 мм, лист 12 и 20 мм и рулонную сталь толщиной 3 и 4 мм.

Результаты испытаний механических свойств сталей в горячекатаном состоянии представлены в табл. 24. Приведенные данные показывают, что характеристики прочности сталей 15Г2СФ и 15ХГ2СФМР в прокате толщиной 3—20 мм удовлетворяют требованиям технических условий, а для стали 15ХГ2СФР они оказались низкими. Ударная вязкость при температуре испытания —40° С на поперечных образцах для всех сталей оказалась выше 0,3 Мдж/м<sup>2</sup> (3 кг·м/см<sup>2</sup>). На горячекатаных листах толщиной 30 мм получены неудовлетворительные свойства по пластичности и вязкости для сталей 15ХГ2СФР и 15ХГ2СФМР. Механические свойства ленты толщиной 3 и 4 мм по сечению рулона из-за различия в скоростях охлаждения наружных и центральных витков оказались неоднородными.

Кроме того, исследовали механические свойства сталей после нормализации с 920° С. Нормализация по сравнению с горячекатаным состоянием весьма существенно повышает прочностные свойства, особенно стали 15ХГ2СФР (табл. 25). Однако нормализация неблагоприятно сказывается на ударной вязкости стали 15ХГ2СФМР: при температуре испытания —40° С она понизилась до 0,2 Мдж/м<sup>2</sup> (2 кг·м/см<sup>2</sup>). Это объясняется, по-видимому, повышением предела текучести этой стали выше 700 Мн/м<sup>2</sup> (70 кг/мм<sup>2</sup>).

Закалку и высокий отпуск сталей проводили на металле промышленных плавок. На рис. 63 приведены кривые зависимости механических свойств при растяжении от температуры отпуска листа толщиной 32 мм для стали трех марок. Из представленных графиков видно, что оптимальное сочетание свойств достигается после отпуска при 650° С. Величина ударной вязкости при температуре —40° С исследованных сталей после указанного отпуска составляет 0,4—0,5 Мдж/м<sup>2</sup> (4—5 кг·м/см<sup>2</sup>) (табл. 26). При снижении температуры отпуска до 600° С весьма



Таблица 24

Механические свойства (средние значения) проката различной толщины в горячекатаном состоянии

| Сталь (содержание основных элементов, %)                                             | Толщина проката мм | $\sigma_B$        |                    | $\sigma_T$        |                    | $\delta_5$ , % | $a_H (+20^\circ)$  |                      | $a_H (-40^\circ)$  |                      |
|--------------------------------------------------------------------------------------|--------------------|-------------------|--------------------|-------------------|--------------------|----------------|--------------------|----------------------|--------------------|----------------------|
|                                                                                      |                    | Мн/м <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup> | Мн/м <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup> |                | МДж/м <sup>2</sup> | кг·м/см <sup>2</sup> | МДж/м <sup>2</sup> | кг·м/см <sup>2</sup> |
| 15Г2СФ<br>(0,18С; 1,58 Мп;<br>0,46 Si; 0,07 V                                        | 3                  | 670               | 67,0               | 482               | 48,2               | 23,6           | —                  | —                    | —                  | —                    |
|                                                                                      | 12                 | 600               | 60,0               | 435               | 43,5               | 18,5           | 0,96               | 9,6                  | 0,50               | 5,0                  |
|                                                                                      | 20                 | 580               | 58,0               | 420               | 42,0               | 19,0           | 0,63               | 6,3                  | 0,41               | 4,1                  |
| 15ХГ2СФР<br>(0,14С; 1,54 Мп;<br>0,54 Si; 0,53 Cr;<br>0,08 V; ~0,003 В)               | 3                  | 703               | 70,3               | 446               | 44,6               | 22,0           | —                  | —                    | —                  | —                    |
|                                                                                      | 12                 | 670               | 67,0               | 395               | 39,5               | 18,5           | 0,53               | 5,3                  | 0,38               | 3,8                  |
|                                                                                      | 20                 | 630               | 63,0               | 410               | 41,0               | 20,5           | 0,66               | 6,6                  | 0,35               | 3,5                  |
| 15ХГ2СФМР<br>(0,18 С; 1,65 Мп;<br>0,55 Si; 0,54 Cr;<br>0,08 V; 0,17 Mo;<br>~0,003 В) | 3                  | 942               | 94,2               | 627               | 62,7               | 18,0           | —                  | —                    | —                  | —                    |
|                                                                                      | 12                 | 930               | 93,0               | 650               | 65,0               | 15,0           | 0,49               | 4,9                  | 0,36               | 3,6                  |
|                                                                                      | 20                 | 935               | 93,5               | 630               | 63,0               | 15,5           | 0,44               | 4,4                  | 0,30               | 3,0                  |

Таблица 25

Механические свойства (средние значения) сталей после нормализации

| Сталь     | Толщина на листа мм | $\sigma_B$        |                    | $\sigma_T$        |                    | $\delta_5$ , % | $a_H (-20^\circ \text{C})$ |                      | $a_H (-40^\circ)$  |                      | $a_H (-60^\circ)$  |                      |
|-----------|---------------------|-------------------|--------------------|-------------------|--------------------|----------------|----------------------------|----------------------|--------------------|----------------------|--------------------|----------------------|
|           |                     | Мн/м <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup> | Мн/м <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup> |                | МДж/м <sup>2</sup>         | кг·м/см <sup>2</sup> | МДж/м <sup>2</sup> | кг·м/см <sup>2</sup> | МДж/м <sup>2</sup> | кг·м/см <sup>2</sup> |
| 15Г2СФ    | 3                   | 720               | 72,0               | 500               | 50,0               | 21,5           | —                          | —                    | —                  | —                    | —                  | —                    |
|           | 12                  | 650               | 65,0               | 460               | 46,0               | 27,2           | 1,02                       | 10,2                 | 0,70               | 7,0                  | 0,61               | 6,1                  |
|           | 20                  | 600               | 60,0               | 420               | 42,0               | 28,0           | 1,30                       | 13,0                 | 0,88               | 8,8                  | 0,76               | 7,6                  |
| 15ХГ2СФР  | 3                   | 860               | 86,0               | 610               | 61,0               | 20,0           | —                          | —                    | —                  | —                    | —                  | —                    |
|           | 12                  | 820               | 82,0               | 595               | 59,5               | 19,0           | 0,37                       | 3,7                  | 0,30               | 3,0                  | 0,28               | 2,8                  |
|           | 20                  | 790               | 79,0               | 570               | 57,0               | 20,5           | 0,46                       | 4,6                  | 0,36               | 3,6                  | 0,25               | 2,5                  |
| 15ХГ2СФМР | 3                   | 1010              | 101,0              | 780               | 78,0               | 13,0           | —                          | —                    | —                  | —                    | —                  | —                    |
|           | 12                  | 1000              | 100,0              | 764               | 76,4               | 15,0           | 0,34                       | 3,4                  | 0,20               | 2,0                  | 0,15               | 1,5                  |
|           | 20                  | 980               | 98,0               | 700               | 70,0               | 17,0           | 0,49                       | 4,9                  | 0,26               | 2,6                  | 0,16               | 1,6                  |



Таблица 25

Ударная вязкость  $a_k$  сталей при различных температурах испытания после отпуска при 600 и 650°С

| Сталь     | Температура отпуска, °С | +20°С  |          | -20°С  |          | -40°С  |          | -60°С  |          |
|-----------|-------------------------|--------|----------|--------|----------|--------|----------|--------|----------|
|           |                         | МДж/м² | кг·м/см² | МДж/м² | кг·м/см² | МДж/м² | кг·м/см² | МДж/м² | кг·м/см² |
| 15Г2СФ    | 600                     | 0,71   | 7,1      | 0,59   | 5,9      | 0,53   | 5,3      | 0,46   | 4,6      |
|           | 650                     | 0,70   | 7,0      | 0,53   | 5,3      | 0,50   | 5,0      | 0,47   | 4,7      |
| 15ХГ2СФР  | 600                     | 0,12   | 1,2      | 0,07   | 0,7      | 0,05   | 0,5      | 0,05   | 0,5      |
|           | 650                     | 0,53   | 5,3      | 0,46   | 4,6      | 0,45   | 4,5      | 0,45   | 4,5      |
| 15ХГ2СФМР | 600                     | 0,40   | 4,0      | 0,31   | 3,1      | 0,37   | 3,7      | 0,21   | 2,1      |
|           | 650                     | 0,59   | 5,9      | 0,57   | 5,7      | 0,50   | 5,0      | 0,45   | 4,5      |

значительно уменьшаются значения ударной вязкости только стали 15ХГ2СФР. Структура сталей после высокого отпуска представляет троосто-сорбит с сохранением игольчатой ориентации.

Положительным для предложенных сталей является незначительное разупрочнение их в зоне термического влияния.

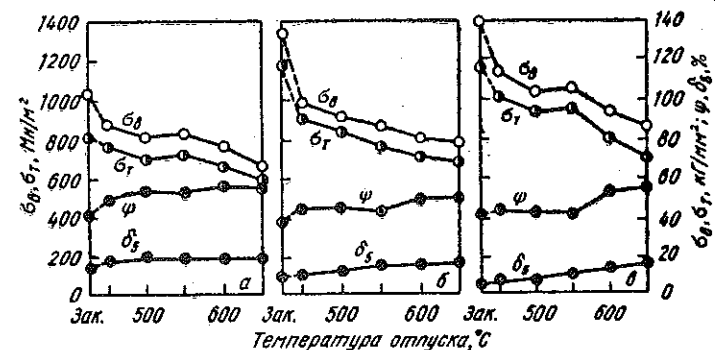


Рис. 63. Механические свойства некоторых сталей после закали (Зак.) и отпуска при разных температурах:  
а — 15Г2СФ; б — 15ХГ2СФР; в — 15ХГ2СФМР

Результаты испытаний механических свойств и свариваемости этих сталей позволяют рекомендовать их для изготовления металлических строительных конструкций в соответствии с данными, приведенными в табл. 27.

Таблица 27

#### Рекомендации по применению высокопрочных строительных сталей

| Класс прочности* | Толщина проката, мм | Сталь     | Состояние проката (вид термической обработки) |
|------------------|---------------------|-----------|-----------------------------------------------|
| C-40             | 3—30                | 15Г2СФ    | Горячекатаное                                 |
| C-50             | 3—20                | 15ХГ2СФР  | Нормализация                                  |
|                  | 3—30                | 15Г2СФ    | Закалка и отпуск                              |
| C-60             | 3—10                | 15ХГ2СФМР | Нормализация                                  |
|                  | 10—30               | 15ХГ2СФМР | Закалка и отпуск                              |

\* Гарантируемый предел текучести, кг/мм².



Проводятся исследования [68—71] по получению строительных сталей повышенной и высокой прочности благодаря образованию в стали упрочняющих фаз — нитридов: нитрида алюминия и нитрида ванадия, которые образуются в стали при введении в нее раздельно азота (до 0,04%) и нитридообразующих алюминия и ванадия.

Введение алюминия в томасовскую малоуглеродистую сталь, содержащую повышенное количество азота, позволило [184] улучшить свойства стали благодаря образованию нитрида алюминия.

В исследованиях по упрочнению стали нитридами в качестве основы взята сталь, содержащая около 0,20% С, 0,35% Si и 1,5% Mn. Марганец в стали обуславливает повышение растворимости в ней азота и облегчает введение азота в виде азотированного ферромарганца.

В работе [69] показано, что предел текучести стали типа St52, содержащей до 0,03% N, в нормализованном состоянии (лист толщиной 20 и 30 мм) при присадке 1,5 кг/т алюминия составляет 440—500 Мн/м<sup>2</sup> (44—50 кг/мм<sup>2</sup>) при высоких значениях относительного удлинения ( $\delta_5 \sim 28\%$ ) и ударной вязкости [ $a_n (+20^\circ) \geq 1,3$  Мдж/м<sup>2</sup> (13 кг·м/см<sup>2</sup>)]. Порог хладноломкости стали, модифицированной нитридом алюминия, равен около —100°С. Обычная сталь St 52, не модифицированная нитридами, имеет предел текучести ниже — около 350 Мн/м<sup>2</sup> (35 кг/мм<sup>2</sup>).

Было проведено большое исследование [68] аналогичной строительной стали с добавками азота, ванадия и алюминия. На плавках, изготовленных в однотонной высокочастотной печи, установили оптимальное соотношение между алюминием и ванадием. Затем было установлено, что с уменьшением суммарного содержания алюминия в стали с 0,087 до 0,01—0,031% при постоянном ванадии ( $\sim 0,14\%$ ) уменьшается количество нитрида алюминия и повышается содержание нитрида ванадия. На основе этих данных были изготовлены в промышленных мартеновских печах 40 плавки стали St 52 с добавками азота, ванадия и алюминия (C=0,16÷0,22%; Si=0,42÷0,52%; Mn=1,45÷1,71%; Al=0,015÷0,041%;

V=0,10÷0,15%; N=0,012÷0,026%). Слитки прокатывали на листы толщиной от 15 до 95 мм.

Механические свойства нормализованных листов всех плавов были следующие:  $\sigma_b = 611 \div 756$  Мн/м<sup>2</sup> (61,1—75,6 кг/мм<sup>2</sup>);  $\sigma_t = 450 \div 552$  Мн/м<sup>2</sup> (45,0 ÷ 55,2 кг/мм<sup>2</sup>);  $\delta_5 = 17 \div 29\%$ ;  $a_n (+20^\circ) = 0,65 \div 1,46$  Мдж/м<sup>2</sup> (6,5 ÷ 14,6 кг·м/см<sup>2</sup>) вдоль прокатки;  $a_n (+20^\circ) = 0,53 \div 1,14$  Мдж/м<sup>2</sup> (5,3 ÷ 11,4 кг·м/см<sup>2</sup>) поперек прокатки.

После старения значения ударной вязкости были:  $a_n (+20^\circ) = 0,32 \div 1,23$  Мдж/м<sup>2</sup> (3,2 ÷ 12,3 кг·м/см<sup>2</sup>) вдоль прокатки и 0,37 ÷ 0,73 Мдж/м<sup>2</sup> (3,7 ÷ 7,3 кг·м/см<sup>2</sup>) поперек прокатки.

Особенностью стали, упрочненной нитридами ванадия и алюминия, является то, что предел текучести ее мало зависит от толщины проката. Отпуск нормализованной стали при 550—650°С не вызывает заметного изменения механических свойств. Сталь хорошо сваривается при ручной и автоматической дуговой сварке. Установлено также, что сталь имеет высокие свойства при 350°С, что позволяет использовать ее в котлостроении.

Имеются сообщения [185—187] о применении в Японии высокопрочных сталей с азотом и нитридообразующими элементами для сварных конструкций корпусов судов, резервуаров высокого давления и т. д. Сообщается [186, 187] о «сверхпрочной» хорошо свариваемой стали с азотом «Welten 100», имеющей  $\sigma_b \approx 1000$  Мн/м<sup>2</sup> (100 кг/мм<sup>2</sup>),  $\sigma_t \approx 900$  Мн/м<sup>2</sup> (90 кг/мм<sup>2</sup>) и  $\delta \approx 15—16\%$ .

О положительной роли нитридов ванадия и алюминия сообщено в работах [72, 73, 188, 189].

Нитриды алюминия растворяются в аустените при температуре 1100—1350°С. В процессе охлаждения после прокатки они не выделяются, так как образование нитрида алюминия происходит при более медленной скорости охлаждения ( $\sim 2$  град/мин). Если горячекатаную сталь нагреть для нормализации, то дисперсные нитриды будут препятствовать росту зерна аустенита. Измельчение зерна и присутствие дисперсных нитридов способствуют улучшению механических свойств нормализованной стали, содержащей азот и алюминий. В стали, содержащей азот и ванадий, образуется нитрид ванадия, если алюминия недостаточно для полного связывания азота. Нитрид ванадия начинает растворяться в стали при 800—900°С и практически полностью растворяется



в аустените при 1050—1100° С. Растворенный в аустените нитрид ванадия выделяется в процессе  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения при температурах около 600—700° С при большей, чем у нитрида алюминия, скорости охлаждения (10—100 град/мин).

Указанными особенностями кинетики растворения и выделения нитридов обусловлена технологичность сталей. Сталь с нитридом ванадия более технологична, так как при нагреве под прокатку нитрид ванадия полностью растворяется в аустените и выделяется в последующем в высокодисперсной фазе. В стали с нитридом алюминия при невысоком нагреве последний может не раствориться в аустените, а увеличиться в размере, вследствие чего свойства стали с крупными частицами нитрида алюминия будут ухудшены. Такая сталь имеет пониженную пластичность при высоких температурах, и горячая обработка давлением ее затруднена.

Эти данные свидетельствуют о преимуществе стали, модифицированной нитридом ванадия, по сравнению со сталью, содержащей нитриды алюминия.

Е. А. Клаустинг и Е. В. Петунина [71] провели в лабораторных условиях исследование по модифицированию стали типа 18Г2 азотом и нитридообразующими элементами: ванадием, алюминием, цирконием, титаном, ниобием, молибденом и вольфрамом. Результаты исследования подтвердили вышеизложенные данные по влиянию нитридов алюминия и ванадия на свойства стали.

Так, если сталь 18Г2 имела в горячекатаном состоянии и после нормализации предел текучести 380—395 Мн/м<sup>2</sup> (38,0—39,5 кГ/мм<sup>2</sup>), то после введения в эту сталь 0,022% N и 0,12% Al предел текучести стали 18Г2АЮ в горячекатаном виде остался практически тем же, а после нормализации несколько повысился до 416 Мн/м<sup>2</sup> (41,6 кГ/мм<sup>2</sup>). В стали с азотом 0,024% N и 0,18% V при содержании ~0,02% Al (сталь типа 18Г2АФ) предел текучести значительно возрос как в горячекатаном [668 Мн/м<sup>2</sup> (66,8 кГ/мм<sup>2</sup>)], так и в нормализованном [480 Мн/м<sup>2</sup> (48,0 кГ/мм<sup>2</sup>)] состояниях. У всех сталей вязкость в нормализованном состоянии при всех температурах испытания высокая [ $\alpha_n(-60^\circ) \geq 0,7$  Мдж/м<sup>2</sup> (7 кГ·м/см<sup>2</sup>)]. Однако в горячекатаном состоянии стали 18Г2 и 18Г2АФ имеют высокий порог хладноломкости.

Присутствие в стали нитридов циркония и титана оказывало действие, аналогичное нитриду алюминия; мало изменялся предел текучести и заметно снижался порог хладноломкости стали. Модифицирование стали нитридами молибдена и вольфрама вообще не дало положительного эффекта.

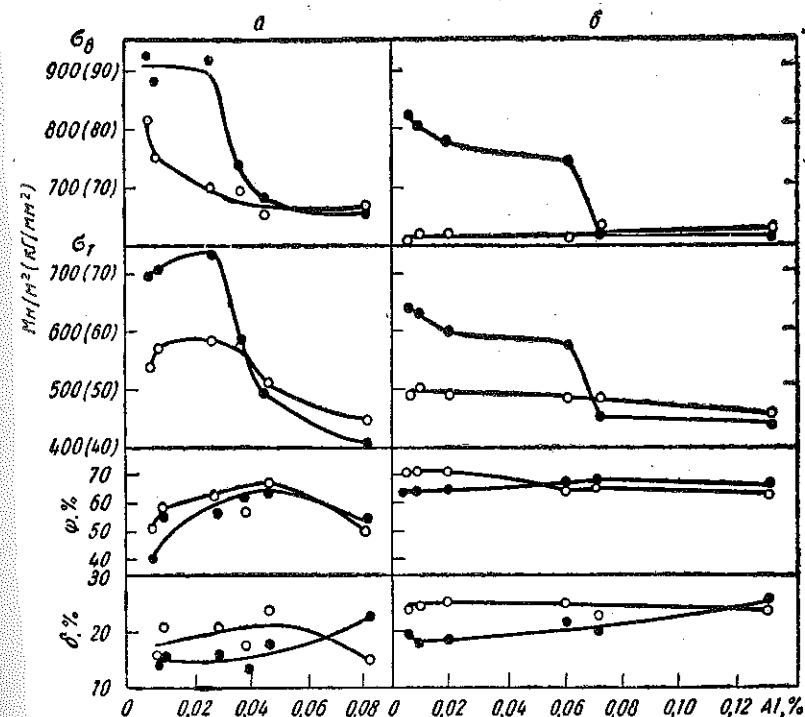


Рис. 64. Зависимость механических свойств стали типа 15Г2АФ от содержания алюминия и температуры нормализации:

а — 0,07% V; б — 0,15% V. Светлые кружки — нормализация с 920° С, черные кружки — нормализация с 1050° С

Авторы исследования [71] считают, что наилучший комплекс свойств обеспечивает сталь типа 18Г2, модифицированная нитридом ванадия (0,02% Al, 0,10—0,13% V, 0,02% N). Такая сталь после нормализации с 950° С обеспечивает в листах от 12 до 80 мм предел текучести не ниже 400 Мн/м<sup>2</sup> (40 кГ/мм<sup>2</sup>) при сохранении высоких пластических свойств и низкого порога хладноломкости.



Были проведены исследования [190, 191] по установлению оптимального количества ванадия и алюминия в малоуглеродистых сталях типа 15Г2 с азотом и изучены их свойства.

На рис. 64 приведены механические свойства стали 15Г2АФ в зависимости от содержания алюминия.

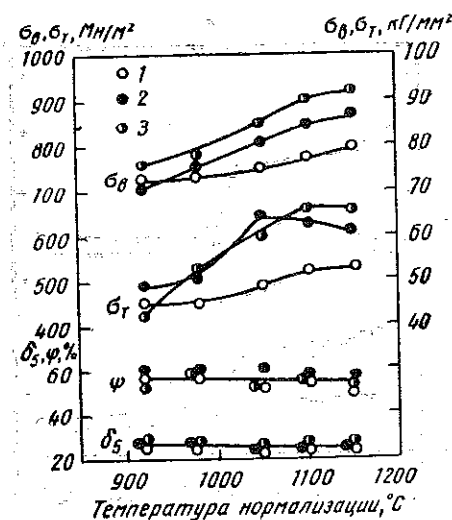


Рис. 65. Зависимость механических свойств стали типа 15Г2АФ от температуры нормализации и содержания ванадия (%):

1 — 0,01; 2 — 0,1; 3 — 0,23

лизации и имеет сравнительно низкие значения.

Высокие значения относительных удлинения и сужения получены при тех же концентрациях алюминия, при которых наблюдалось резкое изменение прочности.

На рис. 65 приведены механические свойства стали 15Г2АФ с 0,02—0,03% Al в зависимости от содержания ванадия и температуры нормализации. Прочность стали существенно возрастает при увеличении обоих факторов. Пластические характеристики стали практически не зависят от содержания ванадия и несколько понижаются при увеличении температуры нормализации. Оптималь-

Для исследованных сталей с разным содержанием ванадия существует определенная концентрация алюминия, при которой происходит резкое изменение прочности. Для стали с 0,07% V эта концентрация составляет около 0,03—0,04% Al, а для стали с 0,15% V — около 0,06% Al. При меньших содержаниях алюминия прочность, особенно при нормализации с 1050° С, у обеих сталей выше. При больших содержаниях алюминия прочность обеих сталей не зависит от температуры норма-

ной является температура нормализации около 1000—1050° С.

На рис. 66 показано влияние ванадия на свойства стали 15Г2АФ после нормализации с оптимальной температуры. Наибольшее упрочнение  $\sigma_T > 600 \text{ МПа}$  (60 кг/мм<sup>2</sup>) достигается при 0,10—0,15% V, при этом сталь имеет высокие значения относительного удлинения ( $\delta_5 \approx 20\%$ ) и сжатия ( $\psi \approx 50—60\%$ ).

Сталь, упрочненная нитридами азота, имеет высокую ударную вязкость при отрицательных температурах (рис. 67). Максимальные значения ее достигаются в стали с 0,10—0,18% V, и лишь при большем содержании ванадия ударная вязкость падает. Минимальную ударную вязкость имеет сталь без ванадия.

Полученные закономерности связаны с перераспределением азота между ванадием и алюминием, процессами растворения и выделения их нитридов и влиянием азота на устойчивость переохлажденного аустенита. Так, при повышении содержания алюминия выше 0,03—0,06% азот из нитрида ванадия переходит в нитрид алюминия, который труднорастворим в аустените. Наличие нерастворившегося нитрида алюминия понижает устойчивость аустенита и вызывает уменьшение в структуре стали количества продуктов распада по промежуточной ступени. При содержании алюминия меньше указанного предела в стали преобладает нитрид ванадия, который при нагреве для нормализации растворяется в аустените. Устойчивость аустенита в стали, легированной ванадием и азотом, существенно повышается по сравнению с марганцовистой сталью не содержащей этих элементов (рис. 68). Эффект упрочнения сильно зависит от темпе-

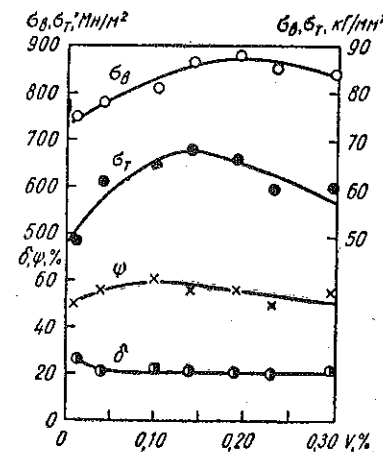


Рис. 66. Влияние содержания ванадия на механические свойства стали 15Г2АФ после нормализации



ратуры нормализации, так как при невысоком нагреве ( $\sim 920^\circ\text{C}$ ) в стали остаются нерастворенными относи-

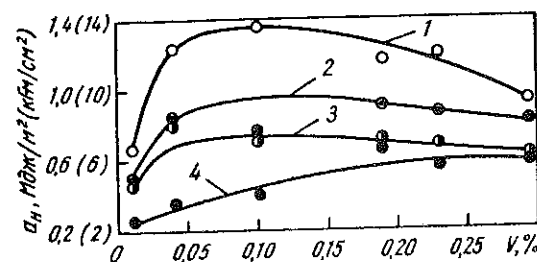


Рис. 67. Влияние ванадия на ударную вязкость нормализованной стали 15Г2АФ при разных температурах испытания ( $^\circ\text{C}$ ): 1 —  $(+20)$ ; 2 —  $(-20)$ ; 3 —  $(-40)$ ; 4 —  $(-60)$

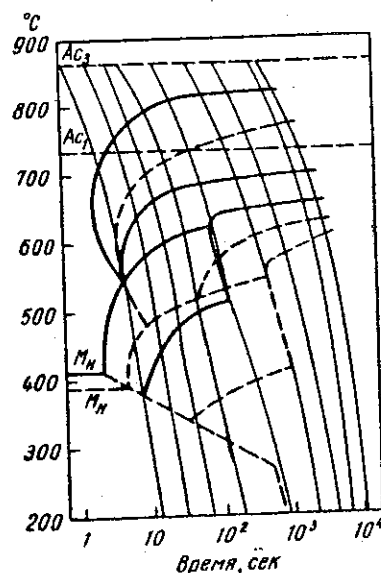


Рис. 68. Термокинетические кривые распада аустенита сталей 15Г2 (сплошные линии) и 15Г2АФ (пунктирные линии). Температура аустенизации  $950^\circ\text{C}$

тельно крупные нитриды ванадия (рис. 69, а), а при более высоком нагреве ( $\sim 1050^\circ\text{C}$ ) они почти полностью растворяются и в процессе охлаждения выделяются в дисперсном виде (рис. 69, б), повышая микротвердость феррита. У стали с азотом, но без ванадия, микротвердость феррита около  $150\text{ HV}$ , а у стали с азотом и ванадием — около  $200\text{ HV}$ . Кроме того, благодаря растворению азота и ванадия в аустените устойчивость его сильно повышается и в структуре появляются продукты превращения по промежуточной ступени (бейнит).

Необходимо отметить, что при нагреве до  $1050^\circ\text{C}$  у стали 15Г2АФ зерно остается очень мелким.

Интенсивный его рост начинается при  $1100\text{—}1150^\circ\text{C}$ . Это связано с присутствием в стали нитридов алюминия, которые препятствуют росту зерна. Кроме того, при  $1050^\circ\text{C}$  остается нерастворенным и некоторое количество нитридов ванадия.

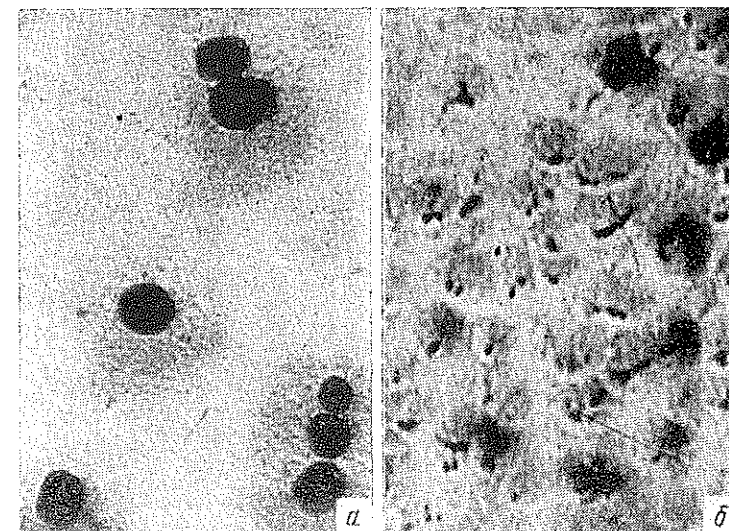


Рис. 69. Нитриды ванадия в стали 15Г2АФ после нормализации с  $920^\circ\text{C}$  (а) и  $1050^\circ\text{C}$  (б),  $\times 50000$

На основании проведенных исследований [68, 69, 71, 190, 191] для строительных металлических конструкций можно рекомендовать сталь типа 15Г2АФ или 18Г2АФ со следующим содержанием элементов:  $0,12\text{—}0,18$  ( $0,15\text{—}0,22$ ) % С;  $1,4\text{—}1,7$  % Мп;  $0,17\text{—}0,37$  % Si;  $0,08\text{—}0,15$  % V;  $0,015\text{—}0,030$  % Ni;  $0,02\text{—}0,04$  % Al;  $\leq 0,035$  % P;  $\leq 0,035$  % S.

Такая сталь после нормализации с  $920\text{—}980^\circ\text{C}$  в прокате толщиной  $10\text{—}30\text{ мм}$  может обеспечить предел текучести выше  $450\text{—}500\text{ Мн/м}^2$  ( $45\text{—}50\text{ кг/мм}^2$ ) при высоких значениях относительного удлинения ( $\delta_5 > 18\%$ ) и низком пороге хладноломкости (ниже  $-60^\circ\text{C}$ ).



## Малоуглеродистые машиностроительные стали

Механические свойства малолегированных сталей изучали после различной термической обработки. На рис. 70 показано влияние добавок ванадия на механические свойства марганцовистой стали типа 40Г2 (0,40% С;

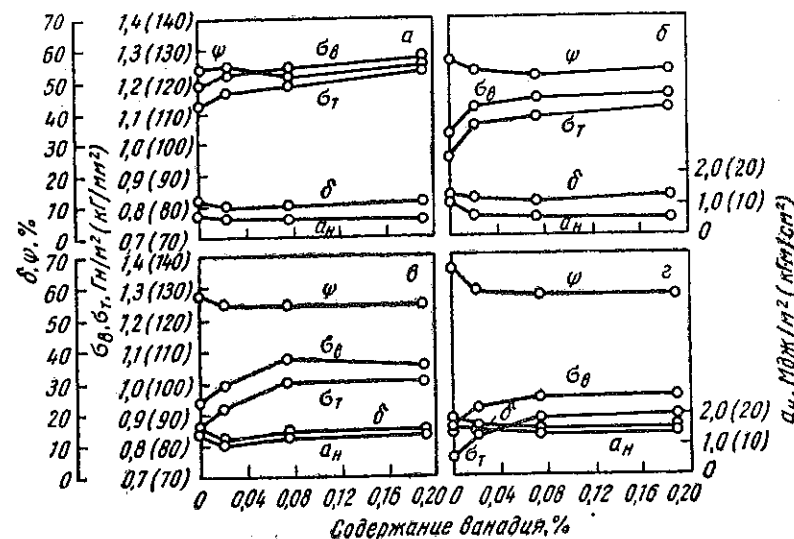


Рис. 70. Механические свойства стали 40Г2 в зависимости от содержания ванадия при разных температурах отпуска (°С): а — 500; б — 550; в — 600; г — 650. Закалка с 860° С

1,46% Мп) после закалки с 880° С и отпуска при разных температурах.

Действие ванадия на характеристики прочности аналогично влиянию его на твердость. Дисперсионное твердение после отпуска при 500° С еще мало. Максимальное упрочнение стали под влиянием дисперсионного твердения наступает после отпуска при 600° С и при содержании ванадия 0,08%. Пределы прочности и текучести при этом повышаются на 120—150 Мн/м<sup>2</sup> (12—15 кг/мм<sup>2</sup>). Повышение прочности приводит к некоторому уменьшению пластичности и ударной вязкости. Одинаковый уровень свойств ванадиевой стали со сталью без ванадия

наблюдается после отпуска первой на 70—80 град выше, чем второй. Интересно отметить, что после отпуска на одинаковую прочность сталь 40Г2 с 0,07% V имела ударную вязкость на 0,2—0,3 Мдж/м<sup>2</sup> (2—3 кг·м/см<sup>2</sup>) выше, чем сталь без ванадия. Ванадий при малых его содержаниях способствует повышению ударной вязкости при отрицательных температурах. Так, если сталь 40Г2 без ванадия после отпуска на твердость 25—27 HRC имела при —40° С  $\alpha_k = 0,6—0,65$  Мдж/м<sup>2</sup> (6,0—6,5 кг·м/см<sup>2</sup>), то у стали с 0,03—0,08% V при тех же условиях  $\alpha_k = 0,9—1,0$  Мдж/м<sup>2</sup> (9,0—10,0 кг·м/см<sup>2</sup>).

В соответствии с изложенным механические свойства широко распространенной стали 40Г2 могут быть улучшены путем легирования ее 0,03—0,10% V.

В хромистой стали 30Х2 (0,32% С; 1,96% Cr) (рис. 71) эффект дисперсионного твердения благодаря ванадию также сильно заметен, особенно после отпуска при 550—600° С. Если содержание ванадия более 0,08% в марганцовистой стали мало сказалось на дальнейшем ее упрочнении, то в хромистой стали оно привело к дальнейшему повышению прочности. При этом относительное удлинение в стали 30Х2 практически не менялось при повышении прочности стали за счет ванадия.

В табл. 28 приведены механические свойства сортового проката промышленной плавки стали 40Х (0,41% С; 0,62% Мп; 0,24% Si; 0,94% Cr; 0,027% Р и 0,027% S) с 0,06% V и без ванадия (ванадий вводили в часть слитков через центровую при разливке плавки).

Анализ данных, приведенных в табл. 28, показывает, что ванадий упрочняет сталь 40Х в горячекатаном и нормализованном состояниях в наибольшей степени в прокате диаметром 20 мм. С повышением толщины проката до 40 и 62 мм действие ванадия на упрочнение несколько уменьшается. Интересно, что значения относительных удлинения и сужения и ударной вязкости в стали с ванадием и без него практически одинаковы, несмотря на большую прочность в первом случае.

После закалки и отпуска в стали с ванадием наблюдается дисперсионное твердение. Если после отпуска при 400—500° С предел текучести у стали с 0,06% V выше на 70—80 Мн/м<sup>2</sup> (7—8 кг/мм<sup>2</sup>), то после отпуска при 550—600° С он выше на 180—200 Мн/м<sup>2</sup> (18—20 кг/мм<sup>2</sup>), и только после отпуска при 650—700° С эта разница



Таблица 23

Механические свойства сортового проката стали 40Х с 0,06% V (числитель) и без ванадия (знаменатель) после различной обработки

| Вид обработки                                                              | Диаметр<br>проката, мм | $\sigma_B$        |                    | $\sigma_T$        |                    | $\delta_{50}, \%$ | $\psi, \%$ | $a_K (+20^\circ)$  |                      |
|----------------------------------------------------------------------------|------------------------|-------------------|--------------------|-------------------|--------------------|-------------------|------------|--------------------|----------------------|
|                                                                            |                        | Мн/м <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup> | Мн/м <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup> |                   |            | Мдж/м <sup>2</sup> | кг·м/см <sup>2</sup> |
| Горячекатаная<br>сталь                                                     | 20                     | 959               | 95,9               | 652               | 65,2               | 18,8              | 64,0       | 0,93               | 9,3                  |
|                                                                            |                        | 823               | 82,3               | 566               | 56,6               | 20,0              | 63,9       | 0,91               | 9,1                  |
|                                                                            | 40                     | 860               | 86,0               | 538               | 53,8               | 16,7              | 48,9       | 0,50               | 5,0                  |
|                                                                            |                        | 837               | 83,7               | 454               | 45,4               | 19,1              | 54,0       | 0,59               | 5,9                  |
|                                                                            |                        | 741               | 74,1               | 382               | 38,2               | 20,0              | 39,4       | 0,48               | 4,8                  |
|                                                                            | 62                     | 697               | 69,7               | 365               | 36,5               | 20,1              | 38,8       | 0,47               | 4,7                  |
| Нормализация<br>870° С (сталь без<br>ванадия), 910° С<br>(сталь с 0,06% V) | 20                     | 917               | 91,7               | 612               | 61,2               | 19,2              | 63,9       | 1,02               | 10,2                 |
|                                                                            |                        | 823               | 82,3               | 541               | 54,1               | 23,7              | 63,9       | 0,79               | 7,9                  |
|                                                                            | 40                     | 869               | 86,9               | 551               | 55,1               | 18,7              | 57,6       | 0,65               | 6,5                  |
|                                                                            |                        | 783               | 78,3               | 481               | 48,1               | 22,9              | 58,1       | 0,74               | 7,4                  |
|                                                                            |                        | 798               | 79,8               | 503               | 50,3               | 20,9              | 57,6       | 0,75               | 7,5                  |
|                                                                            | 62                     | 771               | 77,1               | 490               | 49,0               | 19,2              | 55,4       | 0,65               | 6,5                  |

Закалка с 860° С  
(сталь без вана-  
дия), 890° С (сталь  
0,06% V) + отпуск  
(° С):

|     |      |       |      |       |      |      |      |      |
|-----|------|-------|------|-------|------|------|------|------|
| 400 | 1636 | 163,6 | 1421 | 142,1 | 9,5  | 46,5 | 0,53 | 5,3  |
|     | 1436 | 143,6 | 1344 | 134,4 | 9,7  | 43,7 | 0,35 | 3,5  |
| 450 | 1367 | 136,7 | 1302 | 130,2 | 10,7 | 48,9 | 0,63 | 6,3  |
|     | 1294 | 129,4 | 1220 | 122,0 | 14,6 | 51,0 | 0,57 | 5,7  |
| 500 | 1261 | 126,1 | 1195 | 119,5 | 12,8 | 49,9 | 0,88 | 8,8  |
|     | 1195 | 119,5 | 1125 | 112,5 | 12,9 | 55,2 | 0,85 | 8,5  |
| 500 | 1032 | 103,2 | 846  | 84,6  | 12,8 | 49,8 | 0,50 | 5,0  |
|     | 942  | 94,2  | 768  | 76,8  | 15,7 | 52,6 | 0,71 | 7,1  |
| 500 | 946  | 94,6  | 776  | 77,6  | 15,0 | 56,2 | 0,62 | 6,2  |
|     | 858  | 85,8  | 661  | 66,1  | 18,3 | 57,8 | 0,69 | 6,9  |
| 550 | 1150 | 115,0 | 1086 | 108,6 | 15,2 | 55,3 | 1,09 | 10,9 |
|     | 978  | 97,8  | 885  | 88,5  | 16,5 | 59,5 | 8,6  | 8,6  |
| 600 | 1007 | 100,7 | 932  | 93,2  | 16,9 | 60,1 | 1,42 | 14,2 |
|     | 866  | 86,6  | 753  | 75,3  | 21,7 | 65,6 | 1,46 | 14,6 |
| 650 | 816  | 81,6  | 709  | 70,9  | 21,5 | 66,8 | 1,61 | 16,1 |
|     | 793  | 79,3  | 674  | 67,4  | 21,0 | 66,0 | 1,80 | 18,0 |
| 700 | 695  | 69,5  | 598  | 59,8  | 27,2 | 70,7 | 1,69 | 16,9 |
|     | 687  | 68,7  | 548  | 54,8  | 24,0 | 70,7 | 1,94 | 19,4 |



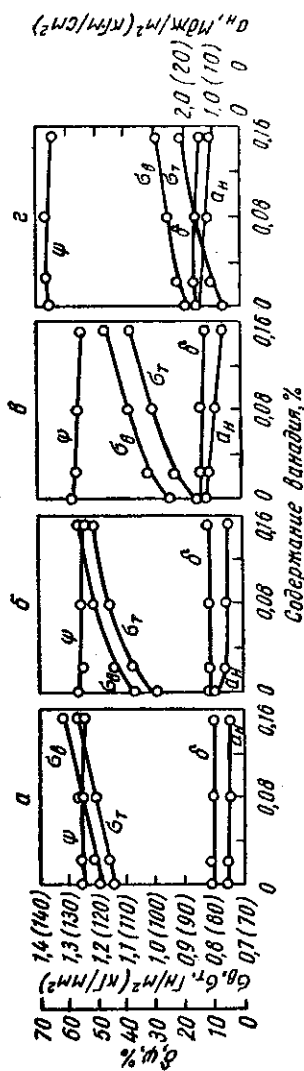


Рис. 71. Механические свойства стали 30X2 в зависимости от содержания ванадия при различных температурах отпуска (°C):  
а — 550; б — 600; в — 600; г — 650. Закалка с 880° C

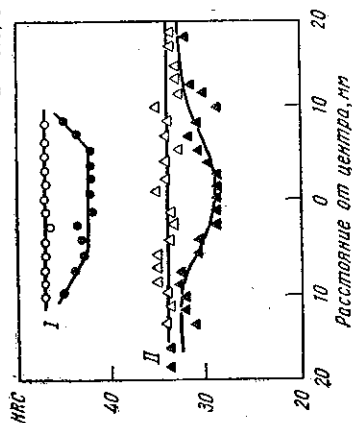


Рис. 72. Твердость по сечению проката из стали 40X диаметром 20 (I) и 40 мм (II) после закалки (светлые точки — без ванадия, темные — 0,06% V)

уменьшается до 30—40 Мн/м² (3—4 кг/мм²). Увеличение сечения проката с 20 до 40 и 62 мм приводит к общему уменьшению прочности, но разница в прочности стали с ванадием и без него практически не зависит от толщины проката. Интересно, что после закалки и отпуска при одинаковых температурах пластические и вязкие свойства под влиянием ванадия практически не изменяются, несмотря на упрочнение стали.

Проверка твердости по сечению изделий после закалки показала (рис. 72), что добавка 0,06% V к стали 40X увеличивает прокаливаемость. При диаметре проката 20 и 40 мм в стали с ванадием твердость после закалки в центре и на поверхности одинакова, тогда как в обычной стали 40X она несколько падает в центре.

Исследование влияния добавок ванадия до 0,1% к хромосилицистой (38ХС) и марганцевосилицистой (36Г2С) сталям, проведенное на металле промышленных плавок, также показало возможность повышения прочности этих сталей в горячекатаном, нормализованном и улучшенном состояниях при легировании небольшими добавками ванадия.

Особый интерес представляет исследование влияния ванадия на отпускную хрупкость конструкционных сталей.

В литературе существуют противоречивые мнения о влиянии ванадия на восприимчивость стали к отпускной хрупкости.

По мнению Г. В. Курдюмова и Р. И. Энтина [192], ванадий в количестве 0,2—0,3% не оказывает заметного влияния на склонность стали к отпускной хрупкости. Аналогичной точки зрения придерживаются М. Л. Бернштейн [193] и М. П. Браун [194], исследовавшие среднеуглеродистые хромоникелевые и хромомарганцевоникелевые стали. М. П. Браун отмечает, что комплексная добавка вольфрама и ванадия больше понижает склонность стали к отпускной хрупкости, чем добавка одного вольфрама. В. И. Просвирнин и Е. И. Квашкина [195] не обнаружили положительного влияния ванадия (0,16%) на уменьшение отпускной хрупкости хромоникелевой стали, тогда как титан (0,14%) и ниобий (0,40%) привели к ее усилению.



В исследовании Джоливет и Видаля [196] хрупкость хромистой стали после отпуска при 525° С в течение 24 ч усиливалась при легировании стали 0,23% V.

Ма Жу Чжан [197] не установил вредного влияния ванадия на отпускную хрупкость в количестве до 0,3%, а при содержании более 0,3% V в кремнемарганцовистой и хромистой сталях им отмечено повышение склонности стали к отпускной хрупкости. Это объясняется тем, что при небольшой добавке ванадия из-за влияния двух факторов — уменьшения величины зерна и действия самого ванадия — склонность стали к отпускной хрупкости не меняется. При содержании ванадия более 0,3%, по мнению Ма Жу Чжана, преобладает фактор увеличения склонности к отпускной хрупкости за счет ванадия.

В указанной работе и в некоторых других не учитывается то, что образцы сталей с ванадием, особенно при содержании его более 0,3%, после отпуска на одну и ту же температуру по сравнению с образцами стали без ванадия имели более высокую твердость, вследствие чего их ударная вязкость была ниже.

Влияние содержания ~0,07% V на восприимчивость стали к отпускной хрупкости исследовали на хромистой стали типа 40X2 (0,41% C; 0,30% Mn; 0,37% Si; 1,78% Cr; 0,028% P; 0,036% S) и марганцовистой стали типа 40Г2 (0,40% C; 1,82% Mn; 0,30% Si; 0,28% Cr; 0,035% P; 0,034% S).

Склонность стали к отпускной хрупкости оценивали, согласно [198], смещением критической температуры хрупкости (порога хладноломкости) стали под влиянием ванадия. Чтобы устранить влияние на ударную вязкость стали с ванадием и без него разной прочности, приняли следующую методику.

Ударные образцы типа Менаже нагревали в соляной ванне до температуры 870° С, 20 мин и закалывали в масле. Затем все образцы отпускали на твердость 23—24 HRC. Температуры отпуска на эту твердость соответствовали: для стали 40Г2 620° С, 40Г2Ф 655° С, 40X2 660° С, 40X2Ф 680° С. Продолжительность отпуска была равна 2 ч, охлаждение после отпуска осуществляли в воде. Для охрупчивания закаленные и отпущенные образцы подвергали дополнительному отпуску при 450, 500, 550 и 600° С в течение 11 ч с последующим охлаждением

с печью со скоростью 20 град/ч. Все образцы испытывали при температурах от +20° до —100° С.

В табл. 29 приведены данные по влиянию температуры дополнительного отпуска на ударную вязкость исследованных сталей.

Таблица 29

Ударная вязкость сталей 40Г2 и 40X2 с 0,07% V (числитель и без него (знаменатель) в зависимости от температуры дополнительного отпуска (°С)

| Сталь                 | Температура испытания, °С | 450    |          | 500    |          | 550    |          | 600    |          |
|-----------------------|---------------------------|--------|----------|--------|----------|--------|----------|--------|----------|
|                       |                           | Мдж/м² | кг·м/см² | Мдж/м² | кг·м/см² | Мдж/м² | кг·м/см² | Мдж/м² | кг·м/см² |
| Марганцовистая (40Г2) | + 20                      | 1,0    | 10,0     | 0,55   | 5,5      | 0,70   | 7,0      | 1,80   | 18,0     |
|                       |                           | 1,2    | 12,0     | 0,61   | 6,1      | 0,78   | 7,8      | 1,90   | 19,0     |
|                       | — 80                      | 0,58   | 5,8      | 0,27   | 2,7      | 0,50   | 5,0      | 0,80   | 8,0      |
|                       |                           | 0,60   | 6,0      | 0,40   | 4,0      | 0,50   | 5,0      | 1,0    | 10,0     |
|                       | —100                      | 0,45   | 4,5      | 0,20   | 2,0      | 0,40   | 4,0      | 0,60   | 6,0      |
|                       |                           | 0,45   | 4,5      | 0,20   | 2,0      | 0,40   | 4,0      | 0,80   | 8,0      |
| Хромистая (40X2)      | + 20                      | 1,72   | 17,2     | 1,78   | 17,0     | 1,75   | 17,5     | 1,80   | 18,0     |
|                       |                           | 1,68   | 16,8     | 1,48   | 14,8     | 1,60   | 16,0     | 1,77   | 17,7     |
|                       | — 80                      | 1,10   | 11,0     | 0,80   | 8,0      | 0,80   | 8,0      | 1,10   | 11,0     |
|                       |                           | 1,00   | 10,0     | 0,63   | 6,3      | 0,72   | 7,2      | 1,10   | 11,0     |
|                       | —100                      | 0,65   | 6,5      | 0,60   | 6,0      | 0,68   | 6,8      | 0,83   | 8,3      |
|                       |                           | 0,40   | 4,0      | 0,37   | 3,7      | 0,50   | 5,0      | 0,80   | 8,0      |

Как видно, максимальное охрупчивание исследованных сталей происходит после дополнительного отпуска при 500° С, причем присутствие в стали ванадия не изменяет температуру отпуска, при которой происходит максимальное развитие отпускной хрупкости.

На рис. 73 приведены кривые хладноломкости исследованных сталей при одинаковой твердости после улучшения (закалки и высокого отпуска) на твердость 23—24 HRC и улучшения с дополнительным охрупчивающим отпуском при 500° С в течение 11 ч.

В стали 40Г2 охрупчивающий дополнительный отпуск снижает ударную вязкость до одинаковой величин



ны при всех температурах испытания (кроме  $-80^{\circ}\text{C}$ ) как в стали с ванадием, так и без него. В стали 40Х2 в состоянии отпускной хрупкости общий уровень снижения ударной вязкости в сравнении с неохрупченной сталью меньше, чем в марганцовистой стали: хромистая сталь с ванадием имеет после охрупчивания ударную вязкость примерно на  $0,2 \text{ Мдж/м}^2$  ( $2 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$ ) выше, чем сталь без ванадия, а ее порог хладноломкости лежит на  $20^{\circ}\text{град}$  ниже. Такое благоприятное влияние ванадия на

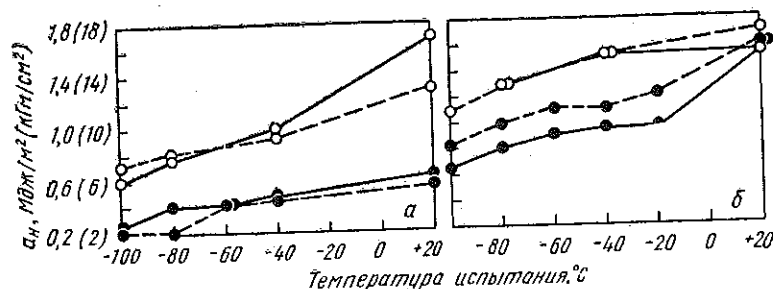


Рис. 73. Кривые хладноломкости марганцовистой (а) и хромистой (б) сталей после улучшения (светлые точки) и в состоянии отпускной хрупкости (темные точки) в зависимости от содержания ванадия. Сплошные линии — без ванадия; пунктирные 0,07% V

уменьшение хрупкости хромистой стали не может быть связано с уменьшением восприимчивости этой стали к отпускной хрупкости при введении в нее ванадия, так как проведенные исследования показали, что снижение порога хладноломкости в стали с ванадием связано с более мелким зерном в ней, чем в стали без ванадия.

Таким образом, результаты проведенного исследования, а также литературные данные позволяют заключить, что введение в конструкционную сталь небольших добавок ванадия не влияет отрицательно на восприимчивость стали к отпускной хрупкости.

#### Улучшаемые машиностроительные стали

Количество конструкционных улучшаемых сталей с ванадием в большинстве стран меньше, чем инструментальных, что обусловлено недостатком ванадия. При наличии резервов ванадия в научно обоснованном леги-

ровании им применение ванадия в этих сталях весьма перспективно, о чем свидетельствует опыт Германии во время второй мировой войны. Если в стандартах DIN до 1939 г. имелась только одна сталь с ванадием, то во время войны в связи с отсутствием никеля и молибдена на 17 заводах Германии было организовано изготовление ванадиевых продуктов и количество сталей с ванадием значительно увеличилось [199]. Эти стали с ванадием сохранились в стандартах ГДР и ФРГ до настоящего времени. Аналогичные хромованадиевые, хромомарганцевованадиевые и хромомолибденованадиевые стали имеются в стандартах Чехословакии, Франции, США и других стран.

В табл. 30 приведены данные об основных улучшаемых конструкционных сталях с ванадием, применяемых в СССР, Чехословакии, ГДР, ФРГ, США и Франции. Свойства указаны для сечений 25—30 мм.

Сталь 40ХФ применяют для деталей небольших сечений: валики, оси, втулки, шестерни и т. д. Аналогичные ей стали имеются в стандарте ФРГ (42CrV6). Хромоникельвольфрамванадиевые и хромоникельмолибденованадиевые стали (30ХН2ВФА, 38ХН3МФА и т. п.), включенные в ГОСТ 4543—61, имеют очень высокую прокаливаемость, их применяют для деталей ответственного назначения: коленчатых валов, шатунов, тяжело нагруженных шестерен и т. д.

В стандартах зарубежных стран широко распространены хромомарганцевованадиевые стали: 15231, 15240, 15241, 15260, 15261 — Чехословакия, 27 MnCrV4 — ГДР и ФРГ, 6117, 6145, 6150 — США и 30CV4, 40CV4, 50CV4 — Франция. В ряде стран применяют высокопрочную глубокопрокаливающуюся хромомолибденованадиевую сталь (15330 — Чехословакия, 30 CrMoV9 и Flieg 1456 — ГДР и ФРГ). Для этих сталей характерен высокий комплекс механических свойств. Так, сталь типа 27MnCrV4 обеспечивает после улучшения требуемые свойства в сечении до 60 мм, а сталь типа 30CrMoV9 и Flieg 1456 — в сечениях 130—150 мм. Особый интерес представляют хромомолибденованадиевые стали, имеющие высокий комплекс механических свойств (табл. 31) [200]. В табл. 32 [201] приведены сравнительные данные по ее пределу усталости в сравнении с хромоникельмолибденовыми сталями.

Химический состав \* и механические свойства (не менее) основных  
Чехословакии, ГДР,

| Марка стали         | Стандарт        | C                   | Si                  | Mn                  | Cr                  | Mo<br>(W)               | Ni                  | V                   |
|---------------------|-----------------|---------------------|---------------------|---------------------|---------------------|-------------------------|---------------------|---------------------|
| <b>СССР</b>         |                 |                     |                     |                     |                     |                         |                     |                     |
| 40ХФ                | ГОСТ<br>4543—61 | $\frac{0,37}{0,44}$ | $\frac{0,17}{0,37}$ | $\frac{0,50}{0,80}$ | $\frac{0,80}{1,10}$ | —                       | —                   | $\frac{0,10}{0,20}$ |
| 30ХН2ВФА            | ГОСТ<br>4543—61 | $\frac{0,27}{0,34}$ | $\frac{0,17}{0,37}$ | $\frac{0,30}{0,60}$ | $\frac{0,60}{0,90}$ | $\frac{(0,50)}{(0,80)}$ | $\frac{2,00}{2,40}$ | $\frac{0,15}{0,30}$ |
| 30ХН2ВФА            | ГОСТ<br>4543—61 | $\frac{0,27}{0,34}$ | $\frac{0,17}{0,37}$ | $\frac{0,30}{0,60}$ | $\frac{1,60}{2,00}$ | $\frac{(1,20)}{(1,60)}$ | $\frac{1,40}{1,80}$ | $\frac{0,18}{0,28}$ |
| 38ХН3ВФА            | ГОСТ<br>4543—61 | $\frac{0,34}{0,42}$ | $\frac{0,17}{0,37}$ | $\frac{0,25}{0,55}$ | $\frac{1,00}{1,40}$ | $\frac{(0,50)}{(0,80)}$ | $\frac{3,00}{3,40}$ | $\frac{0,10}{0,20}$ |
| 20ХН4ФА             | ГОСТ<br>4543—61 | $\frac{0,17}{0,24}$ | $\frac{0,17}{0,37}$ | $\frac{0,25}{0,55}$ | $\frac{0,70}{1,10}$ | —                       | $\frac{3,75}{4,15}$ | $\frac{0,15}{0,30}$ |
| 38ХН3МФА            | ГОСТ<br>4543—61 | $\frac{0,34}{0,42}$ | $\frac{0,17}{0,37}$ | $\frac{0,25}{0,55}$ | $\frac{1,20}{1,50}$ | $\frac{0,35}{0,45}$     | $\frac{3,00}{3,40}$ | $\frac{0,10}{0,20}$ |
| <b>Чехословакия</b> |                 |                     |                     |                     |                     |                         |                     |                     |
| 13242               | 413242          | $\frac{0,36}{0,46}$ | 0,40                | $\frac{1,50}{2,00}$ | —                   | —                       | —                   | $\frac{0,07}{0,12}$ |
| 15230               | 415230          | $\frac{0,24}{0,34}$ | 0,40                | $\frac{0,40}{0,80}$ | $\frac{2,20}{2,50}$ | —                       | —                   | $\frac{0,10}{0,20}$ |

Таблица 30

конструкционных сталей с ванадием, включенных в стандарты СССР,  
ФРГ, США и Франции

| Термическая обработка<br>в сечении 25 мм                      | $\sigma_B$          |                    | $\sigma_T$         |                    | $\delta, \%$ | $\phi, \%$ | $a_H$               |                      | HB                |
|---------------------------------------------------------------|---------------------|--------------------|--------------------|--------------------|--------------|------------|---------------------|----------------------|-------------------|
|                                                               | Мн/мм <sup>2</sup>  | кг/мм <sup>2</sup> | Мн/мм <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup> |              |            | Мдж/мм <sup>2</sup> | кг·м/см <sup>2</sup> |                   |
| Закалка с 880°С в масле, отпуск при 650°С в масле или воде    | 900                 | 90                 | 750                | 75                 | 10           | 50         | 0,9                 | 9                    |                   |
| Закалка с 860°С в масле + отпуск при 680°С на воздухе         | 900                 | 90                 | 850                | 80                 | 10           | 40         | 0,9                 | 9                    |                   |
| Закалка с 910°С + отпуск при 610—650°С в масле или на воздухе | 1050                | 105                | 850                | 85                 | 12           | 55         | 1,0                 | 10                   |                   |
| Закалка с 850°С в масле + отпуск или 550—620°С на воздухе     | 1200                | 120                | 1100               | 110                | 12           | 50         | 0,8                 | 8                    |                   |
| Закалка с 850°С в масле + отпуск при 630°С в воде             | 900                 | 90                 | 700                | 70                 | 12           | 50         | 1,0                 | 10                   |                   |
| Закалка с 850°С в масле + отпуск при 550—620°С на воздухе     | 1200                | 120                | 1100               | 110                | 12           | 50         | 0,8                 | 8                    |                   |
| Улучшение                                                     | $\frac{900}{1050}$  | $\frac{90}{105}$   | 650                | 65                 | 10           | 45         | 0,4                 | 4                    | $\frac{262}{331}$ |
| »                                                             | $\frac{1000}{1150}$ | $\frac{100}{115}$  | 800                | 80                 | 10           | 40         | 0,3                 | 3                    | $\frac{300}{345}$ |



| Марка стали | Стандарт | C                   | Si                  | Mn                  | Cr                  | Mo<br>(W)           | Ni | V                   |
|-------------|----------|---------------------|---------------------|---------------------|---------------------|---------------------|----|---------------------|
| 15231       | 415231   | $\frac{0,24}{0,30}$ | $\frac{0,15}{0,40}$ | $\frac{1,00}{1,30}$ | $\frac{0,60}{0,90}$ | —                   | —  | $\frac{0,10}{0,20}$ |
| 15240       | 415240   | $\frac{0,30}{0,40}$ | $\frac{0,15}{0,35}$ | $\frac{0,70}{1,00}$ | $\frac{0,70}{1,10}$ | —                   | —  | $\frac{0,15}{0,20}$ |
| 15260       | 415260   | $\frac{0,47}{0,55}$ | 0,40                | $\frac{0,70}{1,00}$ | $\frac{0,90}{1,20}$ | —                   | —  | $\frac{0,10}{0,20}$ |
| 15261       | 415261   | $\frac{0,55}{0,62}$ | 0,40                | $\frac{0,80}{1,10}$ | $\frac{0,90}{1,20}$ | —                   | —  | $\frac{0,10}{0,20}$ |
| 15330       | —        | $\frac{0,24}{0,34}$ | 0,40                | $\frac{0,40}{0,80}$ | $\frac{2,30}{2,70}$ | $\frac{0,20}{0,30}$ | —  | $\frac{0,15}{0,35}$ |
| 15241       | 415241   | $\frac{0,35}{0,42}$ | 0,35                | $\frac{0,60}{0,75}$ | $\frac{1,70}{2,00}$ | —                   | —  | $\frac{0,10}{0,20}$ |

## ГДР

|          |      |                     |                     |                     |                     |                     |   |                     |
|----------|------|---------------------|---------------------|---------------------|---------------------|---------------------|---|---------------------|
| 42MnV7   | Д340 | $\frac{0,38}{0,45}$ | $\frac{0,15}{0,35}$ | $\frac{1,6}{1,9}$   | —                   | —                   | — | $\frac{0,07}{0,12}$ |
| 30CrMoV9 | Д487 | $\frac{0,26}{0,34}$ | $\frac{0,15}{0,35}$ | $\frac{0,40}{0,70}$ | $\frac{2,20}{2,50}$ | $\frac{0,15}{0,20}$ | — | $\frac{0,10}{0,15}$ |
| 27MnCrV4 | Д453 | $\frac{0,24}{0,30}$ | $\frac{0,20}{0,35}$ | $\frac{1,00}{1,30}$ | $\frac{0,60}{0,90}$ | —                   | — | $\frac{0,07}{0,12}$ |
| 26CrV4   | Д407 | $\frac{0,22}{0,30}$ | $\frac{0,15}{0,30}$ | $\frac{0,50}{0,70}$ | $\frac{1,50}{1,80}$ | —                   | — | $\frac{0,10}{0,20}$ |

## ФРГ

|        |               |      |      |      |   |   |   |      |
|--------|---------------|------|------|------|---|---|---|------|
| 42MnV7 | VL Eh<br>5223 | 0,42 | 0,25 | 1,80 | — | — | — | 0,10 |
|--------|---------------|------|------|------|---|---|---|------|

| Термическая обработка<br>в сечении 25 мм                        | $\sigma_B$          |                    | $\sigma_T$          |                    | $\delta, \%$ | $\phi, \%$ | $a_H$               |                      | HB                |
|-----------------------------------------------------------------|---------------------|--------------------|---------------------|--------------------|--------------|------------|---------------------|----------------------|-------------------|
|                                                                 | МПа/мм <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup> | МПа/мм <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup> |              |            | МДж/мм <sup>2</sup> | кг·м/см <sup>2</sup> |                   |
| Улучшение                                                       | $\frac{900}{1050}$  | $\frac{90}{105}$   | 700                 | 70                 | 11           | 45         | 0,4                 | 4                    | $\frac{269}{317}$ |
| »                                                               | $\frac{750}{850}$   | $\frac{75}{85}$    | 500                 | 50                 | 16           | 50         | 0,5                 | 5                    |                   |
| »                                                               | $\frac{900}{1050}$  | $\frac{90}{105}$   | 750                 | 75                 | 10           | 45         | 0,4                 | 4                    | $\frac{264}{317}$ |
| »                                                               | $\frac{900}{1100}$  | $\frac{90}{110}$   | 700                 | 70                 | 12           | 40         | 0,2                 | 2                    | $\frac{269}{231}$ |
| »                                                               | —                   | —                  | —                   | —                  | —            | —          | —                   | —                    | —                 |
| »                                                               | $\frac{1100}{1250}$ | $\frac{110}{125}$  | 950                 | 95                 | 10           | 40         | 0,2                 | 2                    | $\frac{331}{373}$ |
| »                                                               | $\frac{900}{1300}$  | $\frac{90}{130}$   | 700                 | 70                 | 9            | —          | 0,6                 | 6                    | —                 |
| »                                                               | $\frac{900}{1150}$  | $\frac{90}{115}$   | 700                 | 70                 | 10           | —          | —                   | —                    | —                 |
| »                                                               | $\frac{650}{1050}$  | $\frac{65}{105}$   | 420                 | 42                 | 12           | —          | —                   | —                    | —                 |
| »                                                               | $\frac{900}{1350}$  | $\frac{90}{135}$   | 1000                | 100                | 9            | —          | 0,6                 | 6                    | —                 |
| Закалка с 830—870°С<br>в воде или масле+отпуск<br>при 530—670°С | $\frac{900}{1300}$  | $\frac{90}{130}$   | $\frac{700}{900}$   | $\frac{70}{90}$    | 10—9         | —          | —                   | —                    | —                 |

| Марка стали | Стандарт  | C    | Si   | Mn   | Cr   | Mo<br>(W) | Ni | V    |
|-------------|-----------|------|------|------|------|-----------|----|------|
| 42CrV6      | VDEh 7561 | 0,42 | 0,25 | 0,60 | 1,50 | —         | —  | 0,10 |
| 27MnCrV4    | VDEh 8162 | 0,27 | 0,25 | 1,10 | 0,80 | —         | —  | 0,10 |
| 30CrMoV9    | VDEh 7707 | 0,30 | 0,25 | 0,55 | 2,50 | 0,20      | —  | 0,15 |

## США

|      |      |      |      |      |      |   |   |      |
|------|------|------|------|------|------|---|---|------|
| 6117 | AISI | 0,15 | 0,20 | 0,70 | 0,70 | — | — | 0,10 |
|      |      | 0,20 | 0,35 | 0,90 | 0,90 |   |   |      |
| 6145 | AISI | 0,43 | 0,20 | 0,70 | 0,80 | — | — | 0,15 |
|      |      | 0,48 | 0,35 | 0,90 | 1,10 |   |   |      |
| 6150 | AISI | 0,48 | 0,20 | 0,70 | 0,80 | — | — | 0,15 |
|      |      | 0,53 | 0,35 | 0,90 | 1,10 |   |   |      |

## Франция

|       |       |      |     |      |      |   |   |      |
|-------|-------|------|-----|------|------|---|---|------|
| 30CV4 | AFNOR | 0,27 | 0,4 | 0,60 | 0,80 | — | — | 0,10 |
|       |       | 0,33 |     | 1,00 | 1,20 |   |   | 0,20 |
| 40CV4 | AFNOR | 0,37 | 0,4 | 0,60 | 0,80 | — | — | 0,10 |
|       |       | 0,43 |     | 1,00 | 1,20 |   |   | 0,20 |
| 50CV4 | AFNOR | 0,47 | 0,4 | 0,60 | 0,80 | — | — | 0,10 |
|       |       | 0,53 |     | 1,00 | 1,20 |   |   | 0,20 |

\* В числителе указан нижний, а в знаменателе — верхний пределы содержания

| Термическая обработка<br>в сечении 25 мм                          | $\sigma_B$         |                    | $\sigma_T$         |                    | $\delta, \%$ | $\psi, \%$ | $a_H$               |                      | HB |
|-------------------------------------------------------------------|--------------------|--------------------|--------------------|--------------------|--------------|------------|---------------------|----------------------|----|
|                                                                   | Мн/мм <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup> | Мн/мм <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup> |              |            | МДж/мм <sup>2</sup> | кг·м/см <sup>2</sup> |    |
| Закалка с 820—860° С<br>в воде или масле+отпуск<br>при 530—670° С | 750                | 70                 | 550                | 55                 | 14—12        | —          | —                   | —                    | —  |
|                                                                   | 1050               | 105                | 700                | 70                 |              |            |                     |                      |    |
| Закалка с 850—880° С<br>в воде или масле+отпуск<br>при 530—670° С | 650                | 65                 | 420                | 42                 | 16—12        | —          | —                   | —                    | —  |
|                                                                   | 1050               | 105                | 650                | 65                 |              |            |                     |                      |    |
| Закалка с 850—880° С<br>в воде или масле+отпуск<br>при 560—660° С | 900                | 90                 | 700                | 70                 | 13—10        | —          | —                   | —                    | —  |
|                                                                   | 1150               | 115                | 900                | 90                 |              |            |                     |                      |    |

|           |   |   |   |   |   |   |   |   |   |
|-----------|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| —         | — | — | — | — | — | — | — | — | — |
| Улучшение | — | — | — | — | — | — | — | — | — |
| »         | — | — | — | — | — | — | — | — | — |
| —         | — | — | — | — | — | — | — | — | — |
| —         | — | — | — | — | — | — | — | — | — |
| —         | — | — | — | — | — | — | — | — | — |

элементов.



Из сравнения данных, приведенных в табл. 32, видно, что предел усталости гладких ( $\sigma_{1r}$ ) и сверленных ( $\sigma_{1c}$ ) образцов хромомолибденованадиевой стали не меньше, а образцов с надрезом немного ниже, чем у хромоникельмолибденовой и хромоникельмолибденованадиевой сталей.

Таблица 31

Механические свойства хромомолибденованадиевой стали Flieg 1456\*

| Местоположение образца в штанге | Диаметр штанги мм | $\sigma_T$         |                    | $\sigma_B$         |                    | $\sigma_T/\sigma_B$ | $a_n$               |                       |
|---------------------------------|-------------------|--------------------|--------------------|--------------------|--------------------|---------------------|---------------------|-----------------------|
|                                 |                   | Мн/мм <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup> | Мн/мм <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup> |                     | Мдж/мм <sup>2</sup> | кг×мм/см <sup>2</sup> |
| Край                            | 100               | 983                | 98,3               | 1071               | 107,1              | 0,89                | 1,21                | 12,1                  |
| Сердцевина                      | 100               | 928                | 92,8               | 1067               | 106,7              | 0,87                | 0,67                | 6,7                   |
| Край                            | 80                | 1099               | 109,9              | 1235               | 123,5              | 0,89                | 0,66                | 6,6                   |
| Сердцевина                      | 80                | 1026               | 102,6              | 1178               | 117,8              | 0,87                | 0,56                | 5,6                   |

\* Закалка в масле.

Таблица 32

Предел усталости при изгибе образцов улучшаемых сталей

| Тип<br>стали      | $\sigma_B$<br>кг/мм <sup>2</sup> | Гладких           |                    | С над-<br>резом   |                    | Сверле-<br>ных    |                    | $\sigma_{-1r}$<br>$\sigma_B$ | $\sigma_{-1n}$<br>$\sigma_{-1r}$ | $\sigma_{-1c}$<br>$\sigma_{-1r}$ |
|-------------------|----------------------------------|-------------------|--------------------|-------------------|--------------------|-------------------|--------------------|------------------------------|----------------------------------|----------------------------------|
|                   |                                  | $\sigma_{-1r}$    |                    | $\sigma_{-1n}$    |                    | $\sigma_{-1c}$    |                    |                              |                                  |                                  |
|                   |                                  | Мн/м <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup> | Мн/м <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup> | Мн/м <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup> |                              |                                  |                                  |
| Cr—Mo—V<br>(1456) | 98,3                             | 520               | 52,0               | 250               | 25                 | 300               | 30                 | 0,530                        | 0,485                            | 0,582                            |
| Cr—Ni—Mo          | 101,9                            | 520               | 52,0               | 290               | 29                 | 290               | 29                 | 0,511                        | 0,558                            | 0,558                            |

В настоящее время большое внимание уделяется разработке и использованию безникелевых улучшаемых сталей. Снизить содержание никеля в конструкционной стали, как правило, можно не путем замены никеля каким-либо элементом, а путем создания комплексно-легированных сталей. В последние годы на основе этого

разработаны стали 35ХГФ и 30ХЗМФ [202, 203], приближающиеся по свойствам к никельсодержащим сталям 40ХН и 40ХНМА. Ниже приведен химический состав этих сталей в %:

|        | C         | Mn        | Cr      | Mo      | V         |
|--------|-----------|-----------|---------|---------|-----------|
| 35ХГФ  | 0,32—0,38 | 0,95—1,25 | 1,0—1,3 | —       | 0,06—0,12 |
| 30ХЗМФ | 0,27—0,33 | 0,30—0,50 | 2,3—2,7 | 0,2—0,3 | 0,06—0,12 |

Кроме того, в них содержится 0,17—0,37% Si и не выше 0,035% P и S каждого в отдельности.

Стали 35ХГФ и 30ХЗМФ выплавляли в основных мартеновских печах, а затем прокатывали на круг и квадрат различных сечений от 20 до 240 мм. Заготовки для избежания образования флокенов охлаждали в гравиевых дорожках.

Сталь 30ХЗМФ имеет значительно большую устойчивость аустенита в районе перлитной ступени, чем 35ХГФ; бейнитная ступень ее лежит при более низких температурах.

Прокаливаемость сталей определяли методами торцевой закалки по ГОСТ 5647—51 и замера твердости по сечению закаленных с 880°С цилиндрических образцов диаметрами 40 и 60 мм (длина образцов соответствовала четырем диаметрам). При исследовании торцевой прокаливаемости было установлено, что расстояние от торца до полумартенситной зоны для стали 35ХГФ состава (0,33% C; 1,07% Mn; 0,26% Si; 1,2% Cr; 0,11% V; 0,03% P; 0,038% S) равно 20—30 мм, а для 30ХЗМФ состава (0,3% C; 0,37% Mn; 0,28% Si; 2,34% Cr; 0,24% Mo; 0,12% V; 0,025% P; 0,02% S) 60—80 мм. Хромоникелевые стали, по справочным данным [4], имеют меньшую прокаливаемость — расстояние до полумартенситной зоны у стали 40ХН равно 12—30 мм, а для 40ХНМА 18—42 мм. Прокаливаемость по сечению цилиндрических образцов диаметром 40 и 60 мм после закалки в масле приведена на рис. 74. Сталь 30ХЗМФ имеет большую прокаливаемость, чем 35ХГФ.

Механические свойства сталей 35ХГФ и 30ХЗМФ определяли на образцах после закалки с 870°С в масле и последующего отпуска в течение двух часов при температурах от 100 до 650°С. Как видно из рис. 75, обе стали имеют высокие механические свойства после закалки и низкого отпуска при 150—200°С. Предел проч-

ности при этом около  $1700 \text{ Мн/м}^2$  ( $170 \text{ кг/мм}^2$ ), а ударная вязкость  $0,7 \text{ Мдж/м}^2$  ( $7 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$ ). После отпуска при  $300^\circ \text{С}$  сталь 35ХГФ имеет небольшой провал ударной вязкости:  $a_n = 0,36 \text{ Мдж/м}^2$  ( $3,6 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$ ). У стали 30ХЗМФ при этой температуре ударная вязкость выше,

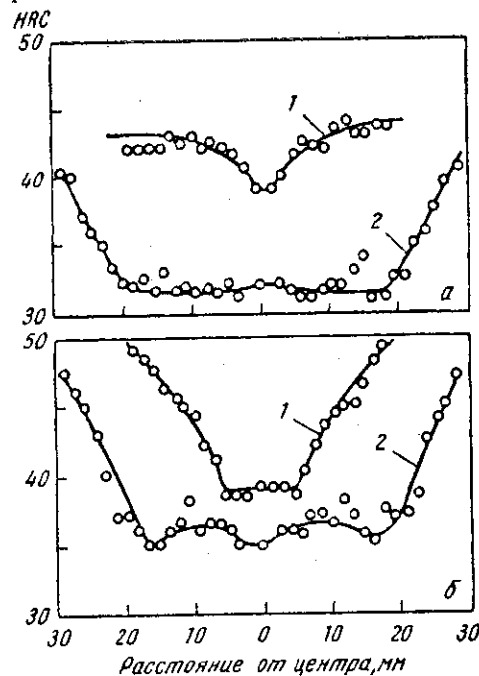


Рис. 74. Прокаливаемость цилиндрических образцов диаметром 40 мм (1) и 60 мм (2) в масле:  
а — 35ХГФ; б — 30ХЗМФ

т. е.  $0,57 \text{ Мдж/м}^2$  ( $5,7 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$ ). Заметное повышение ударной вязкости у стали 30ХЗМФ наступает при отпуске выше  $500^\circ \text{С}$ . Так, при  $550^\circ \text{С}$  значение  $a_n$  достигает  $1,00 \text{ Мдж/м}^2$  ( $10 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$ ). У стали 35ХГФ эти значения ударной вязкости получаются только после отпуска при  $610^\circ \text{С}$ .

Характерным для этих сталей является то, что после отпуска при  $610\text{--}630^\circ \text{С}$  и выше заметно падает их прочность и резко возрастает ударная вязкость. Это явление

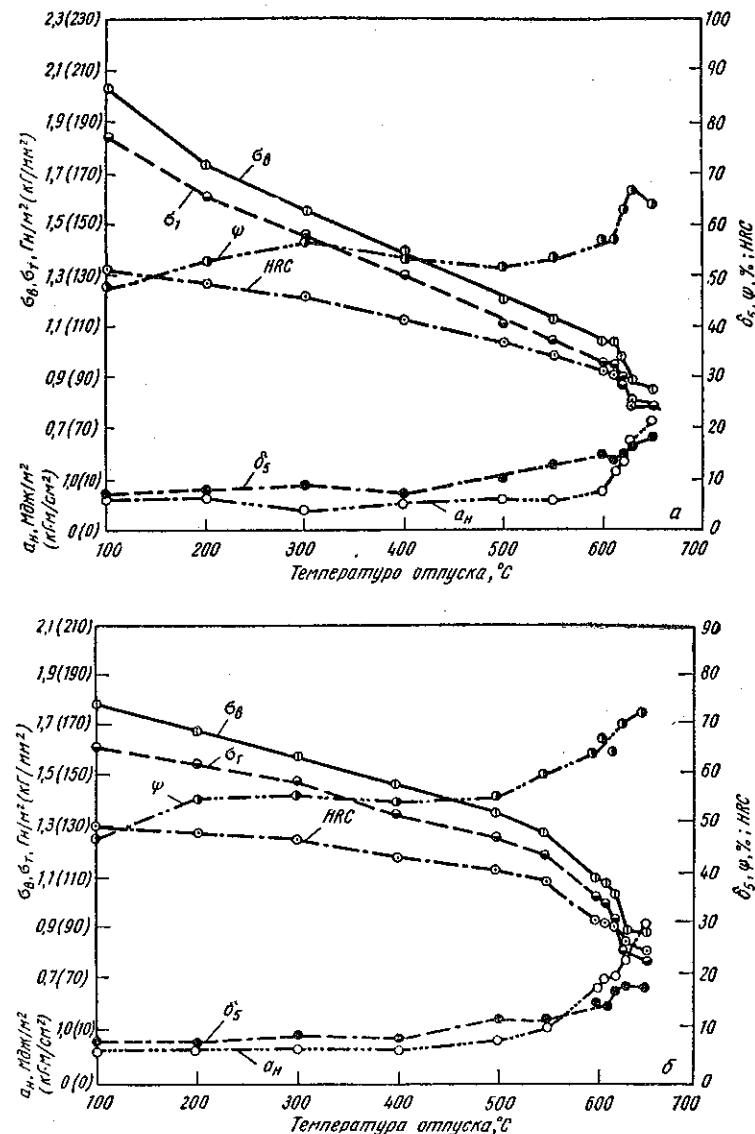


Рис. 75. Механические свойства сталей 35ХГФ (а) и 30ХЗМФ (б) в зависимости от температуры отпуска



вообще характерно для ванадийсодержащих конструкционных сталей.

Оптимальными механическими свойствами для стали 35ХГФ после закалки с 870°С в масле и отпуска при 630°С в воде или масле будут следующие:  $\sigma_B \geq 930 \text{ Мн/м}^2$  (93 кг/мм<sup>2</sup>);  $\sigma_T \geq 800 \text{ Мн/м}^2$  (80 кг/мм<sup>2</sup>);  $\delta \geq 14\%$ ;  $\psi \geq 55\%$ ;  $a_n \geq 0,8 \text{ Мдж/м}^2$  (8 кг·м/см<sup>2</sup>). Для стали 30ХЗМФ после закалки с 870°С в масле и отпуска при 600—620°С в воде или масле  $\sigma_B \geq 1000 \text{ Мн/м}^2$  (100 кг/мм<sup>2</sup>);  $\sigma_T \geq 850 \text{ Мн/м}^2$  (85 кг/мм<sup>2</sup>);  $\delta \geq 12\%$ ;  $\psi \geq 55\%$ ;  $a_n \geq 1,0 \text{ Мдж/м}^2$  (10 кг·м/см<sup>2</sup>).

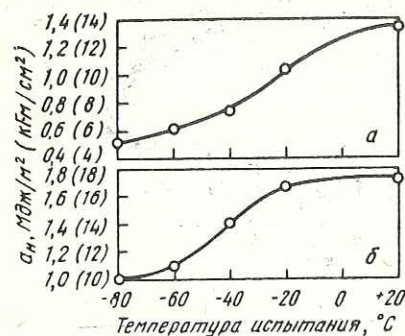


Рис. 76. Кривые хладноломкости сталей 35ХГФ (а) и 30ХЗМФ (б)

Результаты испытаний сталей на хладноломкость представлены на рис. 76. Хладноломкость сталей определяли на образцах, закаленных с 880°С в масле и отпущенных при 620°С в течение 2 ч с охлаждением в воде. Обе исследуемые стали не имеют резкого порога хладноломкости. Условный порог хладноломкости, соответствующий температуре, при которой ударная вязкость падает на 50%, по сравнению с ударной вязкостью при +20°С равен для стали 35ХГФ —55°С, а для стали 30ХЗМФ он ниже, чем —80°С.

Склонность сталей к отпускной хрупкости определяли после обработки образцов по режиму, аналогичному для образцов на хладноломкость, с дополнительным охрупчивающим отпуском при 500°С в течение 12 ч (с последующим охлаждением их в печи). Коэффициент чувствительности стали к отпускной хрупкости (% падения ударной вязкости) для стали 35ХГФ составляет 49%, а для стали 30ХЗМФ — только 13%. Следовательно, сталь 30ХЗМФ можно считать практически не склонной к отпускной хрупкости, как и сталь 40ХНМА, а сталь 35ХГФ — склонной к этому виду хрупкости аналогично стали 40ХН.

Изделия из конструкционных высокопрочных сталей, в частности из стали 34ХНЗА, иногда работают в условиях повышенных температур. В связи с этим были изучены свойства стали 30ХЗМФ при температурах до 600°С. Образцы для испытания при высоких температурах изготавливали из термически обработанных прутков (закалка с 870°С в масле и отпуск при 600°С, 2 ч). Для испытания на растяжение изготавливали образцы диаметром 10 мм с пятикратной расчетной длиной. Испытания проводили на разрывной машине при скорости растяжения 1,0—1,5 мм/мин. Образцы помещали на установленную на машине вертикальную печь с зоной равномерного нагрева, равной 100 мм. Как показали результаты испытания, сталь 30ХЗМФ может быть использована при работе в условиях повышенных температур до 500°С (табл. 33).

Таблица 33

Механические свойства при повышенных температурах стали 30ХЗМФ в сравнении со сталью 34ХНЗА

| Температура испытания, °С | 30ХЗМФ            |                    |              |            |                    |                      | 34ХНЗА [204]      |                    |              |            |                    |                      |
|---------------------------|-------------------|--------------------|--------------|------------|--------------------|----------------------|-------------------|--------------------|--------------|------------|--------------------|----------------------|
|                           | $\sigma_B$        |                    | $\delta$ , % | $\psi$ , % | $a_n$              |                      | $\sigma_B$        |                    | $\delta$ , % | $\psi$ , % | $a_n$              |                      |
|                           | Мн/м <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup> |              |            | Мдж/м <sup>2</sup> | кг·м/см <sup>2</sup> | Мн/м <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup> |              |            | Мдж/м <sup>2</sup> | кг·м/см <sup>2</sup> |
| 20                        | 1050              | 105                | 17           | 62         | 1,2                | 12,0                 | 980               | 98                 | 18           | 48         | 1,2                | 12,0                 |
| 100                       | 1050              | 105                | 19           | 63         | 1,2                | 12,0                 | 950               | 95                 | 15           | 61         | 1,2                | 12,0                 |
| 200                       | 980               | 98                 | 15           | 63         | 1,2                | 12,0                 | 920               | 92                 | 15           | 58         | 1,2                | 12,0                 |
| 300                       | 970               | 97                 | 15           | 63         | 1,2                | 12,0                 | 920               | 92                 | 15           | 55         | 1,5                | 15,0                 |
| 400                       | 950               | 95                 | 19           | 65         | 1,2                | 12,0                 | 880               | 88                 | 20           | 68         | 1,5                | 15,0                 |
| 500                       | 750               | 75                 | 19           | 67         | 1,5                | 15,0                 | 620               | 62                 | 20           | 75         | 0,9                | 9,0                  |
| 600                       | 550               | 55                 | 24           | 84         | 3,2                | 32,0                 | 580               | 58                 | 25           | 88         | 1,0                | 10,0                 |

Из новых сталей изготавливали баллоны высокого давления, буровые замки, высокопрочные болты, детали двигателя и т. д. Эти исследования показали возможность замены никельсодержащих сталей для некоторых изделий безникелевыми комплекснолегированными сталями 35ХГФ и 30ХЗМФ.



Стали с ванадием нашли применение при химико-термической обработке, когда детали и изделия подвергают азотированию или цементации.

**Азотируемые стали.** Для деталей, подвергаемых азотированию, с целью повышения твердости и износостойкости поверхностного слоя широко применяют сталь 38ХМЮА.

Однако сталь 38ХМЮА из-за высокого содержания алюминия (0,7—1,10%) имеет ряд существенных недостатков: сильную ликвацию примесей, высокое содержание неметаллических включений, большую склонность к обезуглероживанию, неоднородное зернистое строение и т. д. Высокое содержание алюминия в стали необходимо для образования при азотировании нитрида алюминия, придающего стали высокую твердость. В то же время известно, что стойкие нитриды могут образовывать ванадий и вольфрам.

В ЦНИИЧМ была разработана сталь 38ХВФЮА, заменяющая сталь 38ХМЮА.

Стали 38ХВФЮА и 38ХМЮА, согласно ГОСТ 4543—61, имеют следующий химический состав:

38ХВФЮА: 0,36—0,43% С; 0,2—0,4% Мп; 1,5—1,8% Cr; 0,2—0,4% W; 0,4—0,7% Al; 0,1—0,2% V.

38ХМЮА: 0,35—0,42% С; 0,3—0,6% Мп; 1,35—1,65% Cr; 0,15—0,25% Mo; 0,7—1,10% Al.

Кроме того, в сталях содержится 0,17—0,37% Si и не более 0,025% P и S каждого в отдельности.

Кроме высококачественной стали 38ХВФЮА, в ГОСТ 4543—61 включена качественная сталь 38ХВФЮ с повышенным содержанием фосфора и серы (до 0,035% каждого). В табл. 34, по данным ГОСТ 4543—61, для азотируемых сталей приведены гарантируемые механические свойства в заготовке сечением 30 мм после термической обработки.

Стали 38ХВФЮА и 38ХМЮА имеют одинаковые значения механических свойств и равную прокаливаемость.

Т. М. Погребецкая и А. А. Юргенсон [205] провели исследование по замене стали 38ХМЮА сталью 38ХВФЮА при изготовлении дизельных цилиндрических гильз. Было установлено, что оптимальными режимами улучшения

Гарантируемые механические свойства азотируемых сталей  
(не менее) по ГОСТ 4543—61

| Сталь   | Закалка, °С<br>(в масле или<br>теплой воде) | Отпуск, °С<br>(охлаждение<br>в масле или<br>воде) | $\sigma_B$ |                    | $\sigma_T$ |                    | $\delta$ , % | $\psi$ , % | $a_n$              |                      |
|---------|---------------------------------------------|---------------------------------------------------|------------|--------------------|------------|--------------------|--------------|------------|--------------------|----------------------|
|         |                                             |                                                   | МПа        | кг/мм <sup>2</sup> | МПа        | кг/мм <sup>2</sup> |              |            | МДж/м <sup>2</sup> | кг·м/см <sup>2</sup> |
| 38ХВФЮА | 930                                         | 640                                               | 1000       | 100                | 850        | 85                 | 12           | 50         | 0,9                | 9,0                  |
| 38ХВФЮ  | 930                                         | 640                                               | 1000       | 100                | 850        | 85                 | 10           | 45         | 0,8                | 8,0                  |
| 38ХМЮА  | 940                                         | 630                                               | 1000       | 100                | 850        | 85                 | 14           | 50         | 0,9                | 9,0                  |

гильз являются закалка с 920—930° С в воде или масле и отпуск при 670±10° С. Сталь 38ХВФЮА, как и 38ХМЮА, практически не склонна к отпускной хрупкости. Обезуглероживание поверхностного слоя в стали 38ХВФЮА меньше, чем у стали с высоким содержанием алюминия.

После азотирования стали 38ХФЮА при 510° С, 12 ч и 540° С, 40 ч твердость азотированного слоя составляла 80—84 HRA, а глубина 0,5—0,7 мм при требованиях технических условий по твердости для стали 38ХМЮА не менее 80 HRA и глубине слоя не менее 0,5—0,8 мм. Азотированный слой стали 38ХВФЮА имеет меньшую твердость, чем у стали 38ХМЮА, но он менее хрупок.

Кроме того, были проведены эксплуатационные испытания гильз из стали 38ХВФЮА в дизель-моторах. Из полученных данных следует, что стали с ванадием не уступают стали 38ХМЮА, и имеется возможность замены последней сталью 38ХФЮА. Эта замена создает экономии 4 кг ферромolibдена на 1 т жидкой стали.

Для азотирования применяют хромованадиевые стали 30ХФА и 40ХФА (ГОСТ 4543—61), из которых изготовляют различные машиностроительные детали (валики, оси, втулки, шестерни и т. п.).

Для тяжело нагруженных деталей, работающих в условиях знакопеременной нагрузки, используют для азотирования стали 30ХНМФ и 30Х2Н2ВФА. Твердость после азотирования указанных сталей 550—900 HV, азотированный слой их менее хрупок, чем у сталей 38ХМЮА и 38ХВФЮА.



В турбостроении для азотирования применяют стали 20Х3МВФ (паровые клапаны, втулки и др.), 15Х11МФ и 15Х12ВМФ (лопатки соплового аппарата, штоки, клапаны и др.).

Для повышения износостойкости горячих штампов, пресс-форм, валков и др. используют азотированную сталь Х12Ф.

В табл. 35, по данным А. Н. Минкевича [206], даны характеристики азотированного слоя различных сталей с ванадием в сравнении со сталью 38ХМЮА.

Таблица 35  
Режимы азотирования и характеристики азотированного слоя ванадиевых сталей

| Сталь    | Температура (°С), продолжительность (г) азотирования | Степень диссоциации аммиака, % | Глубина слоя мм | Поверхностная твердость HV <sub>10</sub> | Требования ТУ к поверхностной твердости (не менее) HV <sub>10</sub> |
|----------|------------------------------------------------------|--------------------------------|-----------------|------------------------------------------|---------------------------------------------------------------------|
| 38ХМЮА   | 510, 35                                              | 20—40                          | 0,30—0,35       | 1000—1150                                | 950                                                                 |
|          | 510, 55                                              | 20—40                          | 0,50—0,55       | 1000—1150                                |                                                                     |
| 38ХВФЮА  | 510, 35                                              | 20—40                          | 0,30—0,35       | 850—950                                  | 750                                                                 |
|          | 510, 55                                              | 20—40                          | 0,50—0,55       | 850—950                                  |                                                                     |
| 20Х3МФА  | 510, 25                                              | 20—40                          | 0,20—0,30       | —                                        | —                                                                   |
| 15Х11МФ  | I ступень 530, 10                                    | 35                             | —               | —                                        | —                                                                   |
| 15Х12ВМФ | II ступень 530, 18                                   | 65                             | 0,32—0,37       | 82,5 HRA                                 | —                                                                   |
| Х12Ф     | 510, 25                                              | 20—45                          | 0,15—0,20       | 900—1000                                 | 850                                                                 |
|          | 510, 55                                              | 20—45                          | 0,20—0,30       | 900—1000                                 |                                                                     |

В некоторых зарубежных странах также применяют стали с ванадием для азотирования. Во Франции наряду со сталью 45САД6-12, аналогичной стали 38ХМЮА,

применяют хромоалюминиеванадиевую сталь 45САV-12, отличающуюся от стали 38ХВФЮА отсутствием вольфрама и молибдена [33].

**Цементуемые стали.** Основное назначение легирующих элементов в цементуемой стали — повышать прокаливаемость и механические свойства сердцевин. Однако они могут существенно влиять и на свойства цементованного слоя.

Ванадий, как и титан, в цементуемых сталях способствует измельчению зерна в насыщенном углеродом слое. Это особенно важно, так как благодаря высокой температуре и длительности процесса цементации зерно в цементованном слое значительно укрупняется. Ванадий, как и большинство карбидообразующих элементов, должен увеличивать содержание углерода в поверхностной зоне цементованного слоя, так как он в сильной степени будет способствовать карбидообразованию. В то же время он уменьшает коэффициент диффузии углерода. Кроме того [207], установлено, что при содержаниях до 1—2% V он мало влияет на глубину цементованного слоя и содержание в нем углерода. Только при значительных содержаниях ванадия заметно влияет на характеристики цементованного слоя.

В работе [208] было изучено влияние добавок ванадия от 0,029 до 0,14% на размер зерна цементуемой хромо-молибденовой стали. Установлено, что при температуре цементации 925°С при введении ванадия зерно измельчается сильнее, чем при введении ниобия, титана или алюминия. Температура начала интенсивного роста зерна аустенита в цементованном слое повышается с 950 до 1015°С при увеличении содержания ванадия в указанных выше пределах. Следовательно, малые содержания ванадия в конструкционных сталях практически не влияют на диффузионное насыщение поверхности стали углеродом, а лишь способствуют измельчению зерна. Поэтому основная роль ванадия в цементуемых сталях заключается в измельчении зерна поверхностного слоя и упрочнении сердцевин детали.

В СССР применяют хромованадиевые стали 15ХФ и 20ХФ, поставляемые по ГОСТ 4543—61. Аналогичные им стали имеются в стандартах США (AISI 6117), ГДР (марки 15CrV4, 20CrV4), Чехословакии (15110) и других стран.

Химический состав хромованадиевых сталей по ГОСТ 4543—61 следующий:

сталь 15ХФ содержит 0,12—0,18% С; 0,4—0,70% Мп, а 20ХФ 0,17—0,23% С и 0,5—0,8% Мп. Содержание Si, Cr, V, P, S для этих сталей одинаковое: 0,17—0,37% Si; 0,8—1,1% Cr; 0,1—0,2% V, ≤0,035% P и ≤0,035% S.

Цементуемые хромистые стали 15Х и 20Х имеют аналогичный сталям 15ХФ и 20ХФ состав, но не содержат ванадия.

Присутствие ванадия в сталях 15ХФ и 20ХФ существенно сказывается на уменьшении чувствительности сталей к перегреву в процессе длительной цементации, что дает возможность в некоторых случаях закаливать детали из сталей 15ХФ и 20ХФ непосредственно с температуры нагрева под цементацию.

Гарантируемые механические свойства сердцевинны деталей (диаметр 15 мм) из 15ХФ и 20ХФ после закалки и низкого отпуска выше, чем у хромистых сталей 15Х и 20Х (табл. 36).

Стали 15ХФ и 20ХФ применяют для цементуемых деталей небольшого сечения.

Таблица 36

Гарантируемые механические свойства (не менее) цементуемых хромованадиевых и хромистых сталей по ГОСТ 4543—61

| Сталь | $\sigma_B$        |                    | $\sigma_T$        |                    | $\delta$ , % | $\psi$ , % | $a_H$              |                      |
|-------|-------------------|--------------------|-------------------|--------------------|--------------|------------|--------------------|----------------------|
|       | Мн/м <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup> | Мн/м <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup> |              |            | Мдж/м <sup>2</sup> | кг·м/см <sup>2</sup> |
| 15ХФ  | 750               | 75                 | 550               | 55                 | 13           | 50         | 0,8                | 8                    |
| 15Х   | 700               | 70                 | 500               | 50                 | 12           | 45         | 0,7                | 7                    |
| 20ХФ  | 800               | 80                 | 600               | 60                 | 12           | 50         | 0,8                | 8                    |
| 20Х   | 800               | 80                 | 650               | 65                 | 11           | 40         | 0,6                | 6                    |

Примечание. Режим термической обработки: 1-я закалка с 880° С, 2-я закалка с 770—820° С, отпуск при 180° С.

Ю. А. Нехендзи с сотрудниками [209] показали, что сложнолегированные стали с ванадием (25ХНФР и 25Х2ГН2Д2Ф) можно применять для цементуемых деталей, работающих в условиях многократного повторного удара. Однако для цементуемых деталей больших сечений стали с ванадием практического применения пока не нашли в основном из-за дефицитности ванадия. В этих

случаях применяют стали типа 18ХГТ, 15ХГНТ, 15Х2ГН2Т и др. с титаном. В настоящее время, когда ресурсы ванадия значительно увеличились, он должен найти широкое применение для цементуемых сталей в качестве упрочнителя и регулятора размера зерна.

### Рессорно-пружинные стали

Наиболее распространены легированные рессорно-пружинные кремнистые стали типа 55С2 и хромованадиевые типа 50ХФА. Меньше применяют стали типа 55Г, 55ГС и др.

Химический состав рессорно-пружинных сталей с ванадием в сравнении с наиболее распространенными другими легированными сталями согласно ГОСТ 2052—53, приведен в табл. 37.

Таблица 37

Химический состав (%) рессорно-пружинных сталей

| Сталь   | С         | Si        | Мп      |
|---------|-----------|-----------|---------|
| 55С2    | 0,52—0,60 | 1,5—2,0   | 0,6—0,9 |
| 50ХФА   | 0,46—0,54 | 0,17—0,37 | 0,5—0,8 |
| 50ХГА   | 0,46—0,54 | 0,17—0,37 | 0,8—1,0 |
| 50ХГФА  | 0,48—0,55 | 0,17—0,37 | 0,8—1,0 |
| 60С2ХФА | 0,56—0,64 | 1,4—1,8   | 0,4—0,7 |

Продолжение

| Сталь   | Cr       | V         | P      | S      |
|---------|----------|-----------|--------|--------|
| 55С2    | ≤0,3     | —         | ≤0,040 | ≤0,040 |
| 50ХФА   | 0,8—1,1  | 0,1—0,2   | ≤0,030 | ≤0,035 |
| 50ХГА   | 0,95—1,2 | —         | ≤0,030 | ≤0,030 |
| 50ХГФА  | 0,95—1,2 | 0,15—0,25 | ≤0,030 | ≤0,030 |
| 60С2ХФА | 0,9—1,2  | 0,1—0,2   | ≤0,030 | ≤0,035 |

Аналогичные хромованадиевые стали имеются в стандартах США — ASTM A-60-49, ASTM A-231-41 (SAE 6150), ГДР и ФРГ — 50CrV4, Франции — 50CV4, Чехословакии — 15260.



Хромованадиевые стали 50ХФ и 50ХГФ применяют для пружин ответственного назначения, работающих до 300°С. В отличие от кремнистых хромованадиевые стали имеют большую глубину прокаливаемости (50ХФ 35—38 мм, 50ХГФ 45—48 мм по сравнению с 60С2 20—25 мм и 50ХГ 25—30 мм) и устойчивы против роста зерна. Сталь 60С2ХФА применяют для весьма ответственных и высоконагруженных пружин и рессор; она прокаливается в сечениях до 50 мм [210].

В табл. 38 приведены режимы термической обработки и гарантируемые механические свойства указанных рессорно-пружинных сталей, согласно ГОСТ 2052—53.

Таблица 38

Гарантируемые механические свойства после закалки в масле и отпуска (не менее) рессорно-пружинных сталей по ГОСТ 2052—53

| Сталь   | Закалка, °С | Температура отпуска, °С | $\sigma_B$         |                    | $\sigma_T$         |                    | $\delta$ , % | $\psi$ , % |
|---------|-------------|-------------------------|--------------------|--------------------|--------------------|--------------------|--------------|------------|
|         |             |                         | Мн/мм <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup> | Мн/мм <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup> |              |            |
| 55С2    | 870         | 460                     | 1300               | 130                | 1200               | 120                | 6            | 30         |
| 50ХФА   | 850         | 520                     | 1300               | 130                | 1100               | 110                | 10           | 45         |
| 50ХГА   | 840         | 490                     | 1300               | 130                | 1200               | 120                | 6            | 35         |
| 50ХГФА  | 850         | 520                     | 1300               | 130                | 1200               | 120                | 6            | 35         |
| 60С2ХФА | 850         | 410                     | 1900               | 190                | 1700               | 170                | 5            | 20         |

Механические свойства мало характеризуют эксплуатационные свойства рессор и пружин. Действительно, все стали, кроме 60С2ХФА, имеют почти одинаковые механические свойства. Хромованадиевая сталь 50ХФА имеет высокий предел выносливости. Ниже приводится предел выносливости ( $\sigma_{-1}$ ) этой стали в зависимости от предела прочности [4]:

|                    |     |      |       |       |       |  |
|--------------------|-----|------|-------|-------|-------|--|
| $\sigma_B$ :       |     |      |       |       |       |  |
| Мн/мм <sup>2</sup> | ... | 716  | 1156  | 1413  | 1665  |  |
| кг/мм <sup>2</sup> | ... | 71,6 | 115,6 | 141,3 | 166,5 |  |
| $\sigma_{-1}$ :    |     |      |       |       |       |  |
| Мн/мм <sup>2</sup> | ... | 313  | 647   | 665   | 730   |  |
| кг/мм <sup>2</sup> | ... | 31,3 | 64,7  | 66,5  | 73,0  |  |

По данным [210], предел выносливости стали 60С2 ниже. При  $\sigma_B = 1300—1400$  Мн/мм<sup>2</sup> (130—140 кг/мм<sup>2</sup>)  $\sigma_{-1} = 500$  Мн/мм<sup>2</sup> (50 кг/мм<sup>2</sup>).

В последние годы в СССР и за рубежом большое внимание уделяется созданию конструкционных высокопрочных сталей. По классификации [211], к таким материалам относятся стали, имеющие при комнатной температуре предел прочности более 1575 Мн/мм<sup>2</sup> (157,5 кг/мм<sup>2</sup>). Наряду с высокими значениями предела прочности высокопрочная сталь должна иметь достаточную пластичность и вязкость, а в некоторых случаях высокое отношение предела текучести к пределу прочности.

Методами обычной термической обработки (закалки с отпуском) и легирования можно получить предел прочности 2000—2200 Мн/мм<sup>2</sup> (200—220 кг/мм<sup>2</sup>) при пределе текучести 1700—1800 Мн/мм<sup>2</sup> (170—180 кг/мм<sup>2</sup>). Применяя термомеханическую обработку легированных сталей, можно получить в некоторых случаях предел прочности 2800—3000 Мн/мм<sup>2</sup> (280—300 кг/мм<sup>2</sup>), а предел текучести 2400—2600 Мн/мм<sup>2</sup> (240—260 кг/мм<sup>2</sup>). При указанных обработках эффект упрочнения и его сохранение при нагреве достигается часто на сталях, легированных ванадием.

Роль ванадия в высокопрочных сталях в основном сводится к созданию упрочнения за счет дисперсионного твердения.

#### Стали, подвергаемые закалке и отпуску

В табл. 39 приведены данные о некоторых английских и американских высокопрочных сталях с ванадием.

Стали Rex544 и Rex539 относятся к малолегированым, а в сталях En40С и HСМ3 содержится около 3,0% Сг при 0,9% Мо и 0,20% V.

Стали H11 и H50 являются высоколегированными 5%-ными хромистыми сталями, содержащими обязательно молибден (1,35%) и ванадий.

На стали En40С можно получить предел прочности до 1,6—1,7 Гн/мм<sup>2</sup> (160—170 кг/мм<sup>2</sup>) при удовлетворительной пластичности и вязкости после закалки и среднего отпуска. Стали Rex539 и Rex544, содержащие никель, обеспечивают еще более высокую прочность при высоких значениях пластичности.

У указанных высокопрочных сталей значения относительных удлинения и сужения заметно ниже в попереч-



Таблица 39

Химический состав (%) и механические свойства после закалки и отпуска (не менее) высокопрочных сталей

| Сталь                  | C    | Si   | Mn   | Cr   | Ni   | Mo   | V    | Температура закалки, °С | Температура отпуска, °С | $\sigma_B$         |                    | $\sigma_T$         |                    | $\delta$ % | $\psi$ % | $\alpha_H$ |      | Литературный источник |
|------------------------|------|------|------|------|------|------|------|-------------------------|-------------------------|--------------------|--------------------|--------------------|--------------------|------------|----------|------------|------|-----------------------|
|                        |      |      |      |      |      |      |      |                         |                         | Мн/мм <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup> | Мн/мм <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup> |            |          | Мн         | кг-м |                       |
| En40C                  | 0,38 | 0,33 | 0,63 | 3,13 | —    | 0,87 | 0,24 | 820                     | 450                     | 1717               | 171,7              | 1443               | 143,3              | 8,5        | —        | —          | —    | [212]                 |
|                        |      |      |      |      |      |      |      | 550                     | 550                     | 1591               | 159,1              | 1323               | 132,3              | 9          | —        | —          | —    | [212]                 |
| Rex544                 | 0,36 | 1,38 | 0,59 | 1,35 | 3,59 | 0,38 | 0,20 | 850                     | 250                     | 1903               | 190,3              | 1578               | 157,8              | 14         | 42       | 0,277      | 2,77 | [212]                 |
| Rex539                 | 0,37 | 1,58 | 1,57 | —    | 1,77 | 0,40 | 0,21 | 850*1                   | 300                     | 2003               | 200,3              | 1701               | 170,1              | 12         | 39       | 0,235      | 2,35 | [212]                 |
|                        |      |      |      |      |      |      |      | 375                     | 375                     | 1871               | 187,1              | 1688               | 168,8              | 10         | 34       | 0,207      | 2,07 | [212]                 |
| HCM3                   | 0,39 | 0,24 | 0,64 | 3,12 | —    | 0,91 | 0,19 | 920                     | 400                     | 1893               | 189,3              | 1536               | 153,6              | 14         | 42       | 0,194      | 1,94 | [212]                 |
|                        |      |      |      |      |      |      |      | 940                     | 575                     | 1657               | 165,7              | —                  | —                  | 16         | 50       | 0,304      | 3,04 | [212]                 |
| H11                    | 0,44 | 0,11 | 0,44 | 4,68 | —    | 1,38 | 0,37 | 1050                    | 560*2                   | 1969               | 196,9              | 1449*3             | 144,9*3            | 15         | 28       | 0,124      | 1,24 | [213]                 |
|                        |      |      |      |      |      |      |      | 580                     | 580                     | 1843               | 184,3              | 1417*3             | 141,7*3            | 13         | 37       | 0,097      | 0,97 | [213]                 |
| H50                    | 0,42 | 0,94 | 0,55 | 4,7  | —    | 1,35 | 1,1  | 1050                    | 520*2                   | 2221               | 221,1              | 1528*3             | 152,8*3            | 9          | 17       | 0,083      | 0,83 | [213]                 |
|                        |      |      |      |      |      |      |      | 540                     | 540                     | 2110               | 211,0              | 1528*3             | 152,8*3            | 10         | 24       | 0,083      | 0,83 | [213]                 |
|                        |      |      |      |      |      |      |      | 560                     | 560                     | 2079               | 207,9              | 1591*3             | 159,1*3            | 13         | 31       | 0,097      | 0,97 | [213]                 |
|                        |      |      |      |      |      |      |      | 580                     | 580                     | 1921               | 192,1              | 1543*3             | 154,3*3            | 11         | 28       | 0,097      | 0,97 | [213]                 |
| H50 (вакуумная плавка) | 0,46 | 0,63 | 0,64 | 5,04 | —    | 1,35 | 0,84 | 1000                    | 560                     | 2016               | 201,6              | 1433*3             | 143,3*3            | 10         | 37       | 0,221      | 2,21 | [213]                 |

\*1 Охлаждение в масле. Остальные стали охлаждали на воздухе.

\*2 Двукратный отпуск.

\*3 Предел текучести  $\sigma_{0,1}$ 

ном направлении, чем в продольном, что, по-видимому, связано с влиянием неметаллических включений на свойства сталей. Поэтому выплавка стали под вакуумом обеспечивает повышение свойств в поперечном направлении. Усталостная прочность сталей также зависит от чистоты металла. При однократном переплаве в вакууме стали HCM3 усталостная прочность повышается незначительно, после двукратного переплава в вакууме усталостная прочность увеличивается примерно на 15—20% [212].

Большое внимание в зарубежной практике уделяется применению в качестве конструкционного материала фактически инструментальных штамповых сталей.

Интерес вызывает то, что 5%-ные хромо-молибденованадиевые стали H11, H50 и их модификации H12, H13, НТВ-2 (~5%

Mo) обладают высокой прочностью и вязкостью при высоком сопротивлении разупрочнению в процессе нагрева.

Лучшие свойства получаются в этих сталях при среднем содержании углерода (0,37—0,42%). Ванадий совместно с хромом и молибденом обеспечивает глубокую прокаливаемость, высокую прочность при температурах до 540°С и эффект вторичного упрочнения при отпуске, который зависит от температуры закалки (рис. 77) [213]. По-видимому, оптимальной температурой нагрева под закалку является 1050°С. Более низкий нагрев уменьшает эффект дисперсионного твердения, а более высокий — рост зерна и снижение пластичности и ударной вязкости. Температуру отпуска берут больше, чем та, при которой достигается максимум вторичной твердости.

В США и Англии 5%-ные хромомолибденованадиевые стали широко применяют в авиапромышленности и военной технике для изготовления высоконагруженных дета-

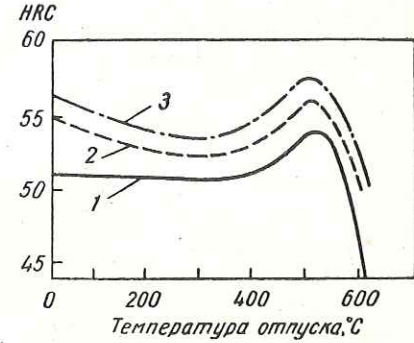


Рис. 77. Влияние температуры закалки на твердость стали H50 (типа 40X5MФ) после закалки на воздухе и различных температур отпуска (°С):

1 — 1010; 2 — 1080; 3 — 1150°



лей и узлов: шасси самолетов, корпусов ракет и снарядов, высокотемпературных подшипников реактивных двигателей, болтов, пружин, подвесок, высокоскоростных роторов и валов [213, 214]. Стали Н11 и Н50 сваривают специальными методами. Аналогичные стали известны и в ФРГ: MOG-510 и MOG-511.

Таким образом, хромистые стали с 5% Cr, дополнительно легированные молибденом и ванадием, пригодны не только для инструментов горячего деформирования, но и весьма перспективны как высокопрочный конструкционный материал.

Установлена возможность существенного упрочнения среднеуглеродистых сталей, подвергаемых закалке и отпуску, при их дополнительном легировании небольшими добавками азота и ванадия [215]. В этом случае упрочнение происходит благодаря увеличению прочности мартенсита при легировании азотом и эффекта дисперсионного твердения при выделении нитридных фаз из  $\alpha$ -твердого раствора закаленной стали в процессе отпуска. Влияние азота и ванадия на свойства улучшаемых сталей исследовали на хромистой (типа 30X2) и марганцовистой (типа 30Г2) сталях. Кроме того, в сталь вводили алюминий для регулирования состава и количества нитридных фаз.

В табл. 40 дан прирост предела прочности сталей при легировании азотом и нитридообразующими элементами — ванадием и алюминием.

Таблица 40

Прирост предела прочности  $\Delta\sigma_B$  хромистых и марганцовистых сталей при легировании азотом, ванадием и алюминием

| Сталь | Температура отпуска, °C | 0,08% V            |                    | 0,033% N           |                    | 0,033% N и 0,05% V |                    | 0,033% N и 0,05% Al |                    | 0,033% N, 0,06% V и 0,05% Al |                    |
|-------|-------------------------|--------------------|--------------------|--------------------|--------------------|--------------------|--------------------|---------------------|--------------------|------------------------------|--------------------|
|       |                         | Мн/мм <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup> | Мн/мм <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup> | Мн/мм <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup> | Мн/мм <sup>2</sup>  | кг/мм <sup>2</sup> | Мн/мм <sup>2</sup>           | кг/мм <sup>2</sup> |
| 30X2  | 400                     | 0                  | 0                  | 140                | 14                 | 140                | 14                 | 130                 | 13                 | 150                          | 15                 |
|       | 550                     | 170                | 17                 | 160                | 16                 | 250                | 25                 | 170                 | 17                 | 250                          | 25                 |
|       | 650                     | 0                  | 0                  | 50                 | 5                  | 70                 | 7                  | 40                  | 4                  | 90                           | 9                  |
| 0Г2   | 400                     | 0                  | 0                  | 100                | 10                 | 150                | 15                 | 80                  | 8                  | 80                           | 8                  |
|       | 550                     | 120                | 12                 | 210                | 21                 | 300                | 30                 | 80                  | 8                  | 200                          | 20                 |
|       | 650                     | 70                 | 7                  | 0                  | 0                  | 120                | 12                 | 50                  | 5                  | 100                          | 10                 |

Наибольший эффект упрочнения наблюдается после отпуска при 550°С и после низкого отпуска при 200—250°С. Прирост прочности только за счет азота больше, чем за счет ванадия. Максимальное упрочнение стали достигается при совместном введении в сталь азота и ванадия. У марганцовистой стали в этом случае упрочнение больше, чем у хромистой, и достигает 300 Мн/мм<sup>2</sup> (30 кг/мм<sup>2</sup>). Дополнительная добавка алюминия в стали с азотом уменьшает упрочнение, особенно в марганцовистой стали. Наилучшее сочетание прочности и пластичности достигается в стали при совместном легировании азотом, ванадием и алюминием. Так, сталь типа 30Г2АФ (~0,3% С; 1,5% Мп; 0,03% N; 0,1% V и 0,05% Al) имеет после закалки и отпуска при 200°С  $\sigma_B$  около 1900 Мн/мм<sup>2</sup> (190 кг/мм<sup>2</sup>),  $\sigma_T$  около 1700 Мн/мм<sup>2</sup> (170 кг/мм<sup>2</sup>) при  $\delta \sim 10\%$ ,  $\psi \sim 35\%$  и  $a_n(+20^\circ) \sim 0,5$  Мдж/мм<sup>2</sup> (5 кг·м/см<sup>2</sup>).

После отпуска при 550°С прочность сталей меньше [ $\sigma_B = 1200 \div 1300$  Мн/мм<sup>2</sup> (120 ÷ 130 кг/мм<sup>2</sup>)]. Как показали исследования, легирование указанных сталей азотом в сочетании с ванадием и алюминием существенно увеличивает прокаливаемость. Исследования по упрочнению среднеуглеродистых сталей азотом и ванадием продолжаются в направлении изыскания оптимальных составов и режимов термической обработки.

#### Стали, подвергаемые термомеханической обработке

Термомеханическая обработка стали в основном бывает двух видов: высокотемпературная (ВТМО) и низкотемпературная (НТМО). Деформацию металла при ВТМО осуществляют при температуре не ниже  $A_{с3}$ , т. е. выше порога рекристаллизации. При ВТМО достигается относительно небольшое упрочнение стали, значительное улучшение вязкости при комнатной и отрицательной температурах, уменьшение склонности стали к отпускной хрупкости, повышение хрупкой прочности [216—218].

Деформацию металла при НТМО проводят при температуре существования метастабильного аустенита ниже порога рекристаллизации. При такой обработке резко увеличивается прочность стали и сохраняются удовлетворительными пластические и вязкие свойства. Стали с ванадием наиболее часто подвергают НТМО. В табл. 41 приведены данные по влиянию НТМО на механические



Таблица 41

Влияние НТМО на механические свойства ванадиевых сталей  
(в числителе — свойства после обычной термической обработки,  
в знаменателе — после НТМО)

| Сталь                | $\sigma_B$         |                    | $\sigma_T$         |                    | $\delta$<br>% | $\psi$<br>% | $a_H$               |                      | Литератур-<br>ный источник |
|----------------------|--------------------|--------------------|--------------------|--------------------|---------------|-------------|---------------------|----------------------|----------------------------|
|                      | Мн/мм <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup> | Мн/мм <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup> |               |             | Мдж/мм <sup>2</sup> | кг·м/см <sup>2</sup> |                            |
| 42ХН5СМФ*1           | 2030               | 203                | 1570               | 157                | 3             | 45          | —                   | —                    | [220]                      |
|                      | 2300               | 230                | 2050               | 205                | 1,5           | 43          | —                   | —                    |                            |
| 35ХН3МФА*1           | 1800               | 180                | 1500               | 150                | 10            | 41          | 0,6                 | 6                    | [222]                      |
|                      | 2700               | 270                | 2600               | 260                | 11            | 38          | 0,5                 | 5                    |                            |
| 40Х5МФ*2             | 1960               | 196                | 1610               | 161                | 14            | 42          | 0,6                 | 6                    | [222]                      |
|                      | 2680               | 268                | 2500               | 250                | 10            | 31          | 0,4                 | 4                    |                            |
| 1Х12НВМФА*3          | 1420               | 142                | 1315               | 131,5              | 13,2          | —           | 0,5                 | 5                    | [221]                      |
|                      | 1735               | 173,5              | 1670               | 167                | 13,9          | —           | 0,86                | 8,6                  |                            |
| ВНС-6<br>(2Х12НВМФА) | 1385               | 183,5              | 1505               | 150,5              | 11,5          | —           | 0,34                | 3,4                  | [221]                      |
|                      | 2205               | 220,5              | 1710               | 171                | 13,5          | —           | 0,68                | 6,8                  |                            |

\*1 Отпуск 200° С.

\*2 Отпуск 350° С.

\*3 Отпуск 500° С.

свойства некоторых сталей с ванадием. Роль ванадия в сталях, подвергаемых НТМО, заключается в создании зоны высокой устойчивости аустенита при температурах деформации 400—550° С. Не менее важная роль принадлежит ванадию в сохранении эффекта упрочнения, полученного при НТМО, вплоть до температур 500° С и выше при последующем нагреве [219, 220]. В 12%-ных хромистых сталях с ванадием отпуск стали после НТМО при температурах вторичного твердения не вызвал охрупчивания, а, наоборот, привел к значительному повышению ударной вязкости, что, по-видимому, связано с изменением формы, дисперсности и характера распределения карбидов [221].

Таким образом, особенно перспективно применение ванадиевых сталей для НТМО, когда изделия работают при повышенных температурах и при этом требуется сохранить эффект упрочнения.

## VI

## ГЛАВА

# Ванадий в инструментальных сталях

## Значение ванадия для инструментальных сталей

**В**анадий для инструментальных сталей является ценным и перспективным легирующим элементом.

В сочетании с хромом, вольфрамом, молибденом и другими легирующими элементами ванадий способствует получению в инструментальной стали высокой твердости при достаточной пластичности, хороших режущих свойств, высокой сопротивляемости истиранию при разогреве инструмента до высоких температур (износостойкости и красностойкости).

Ванадий улучшает технологичность инструментальных сталей, т.е. обеспечивает приемлемые пластические свойства для горячей деформации — пониженную чувствительность к перегреву, хорошую термостойкость и достаточную устойчивость против обезуглероживания.

Однако следует иметь в виду, что положительный эффект в присутствии ванадия получается лишь при определенном сочетании его с другими легирующими элементами и при соответствующей термической обработке. Особенно это относится к быстрорежущей стали, для которой наиболее трудно объяснить влияние на ее свойства каждого элемента в отдельности, а можно говорить только об их комплексном влиянии.

Широко используют ванадий для легирования инструментальных сталей из-за его способности влиять на структуру и свойства этих сталей и процессы карбидообразования в них. Карбиды ванадия имеют наиболее вы-



сокую твердость, значительно превышающую твердость карбидов вольфрама (табл. 42) [44, с. 82, 443].

При одинаковой твердости инструментальных сталей наибольшую износостойкость имеют стали с большим количеством карбидной фазы. Это иллюстрируется рис. 78 [223].

Таблица 42

| Твердость быстрорежущей стали и карбидов |           |                   |
|------------------------------------------|-----------|-------------------|
| Наименование                             | HRC       | Микротвердость HV |
| Карбид ванадия VC:                       |           |                   |
| изолированный в стали                    | 83,5—85,0 | 3000<br>2700—2900 |
| Карбид вольфрама WC:                     |           |                   |
| изолированный в стали (сложный карбид)   | 73,5—77,0 | 2200<br>1495—1812 |
| Быстрорежущая сталь (основная масса)     | 65—67     | 1040—1141         |

Карбиды ванадия могут существовать, не переходя в раствор, при весьма высоких температурах. В зависимости от того, сколько карбидов ванадия будет растворено в аустените при нагреве стали под термическую об-

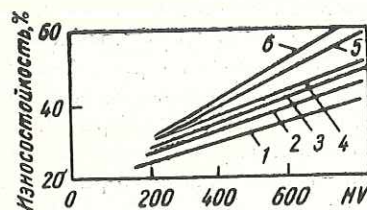


Рис. 78. Относительная износостойкость закаленных сталей:

1 — 40; 2 — У8; 3 — 9ХС; 4 — У12;  
5 — Х12; 6 — Р18

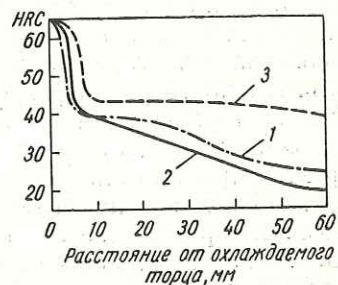


Рис. 79. Изменение прокаливаемости стали в зависимости от содержания ванадия и температуры закалки:

1 — 0,89% C, закалка с 825° С;  
2 — 0,87% C, 0,27% V, закалка с 815° С;  
3 — 0,87% C, 0,27% V, закалка с 1050° С

работку или останется нерастворенным, инструментальные стали будут обладать теми или иными служебными качествами. Известно, что ванадий увеличивает прокаливаемость стали, однако при низкотемпературной закалке прокаливаемость стали в присутствии ванадия может понижаться, что связано с меньшей легированностью аустенита и существованием в стали нерастворившихся карбидов, способствующих при охлаждении стали распаду аустенита (рис. 79) [224].

Мартенсит закаленной ванадиевой стали имеет повышенную устойчивость против отпуска, что обусловлено главным образом задерживающим влиянием ванадия на выделение углерода из  $\alpha$ -раствора. В этом случае ванадий действует сильнее, чем многие другие легирующие элементы, содержащиеся в стали.

Свойство ванадия повышать сопротивляемость отпуску широко используют в некоторых инструментальных сталях. Однако, если значительное количество карбидов ванадия будет не растворено в аустените, могут уменьшиться закаливаемость стали и устойчивость ее против отпуска. Так, введение в углеродистые и низколегированные стали для режущего инструмента 0,2—0,3% V с целью измельчения зерна при недостаточной температуре нагрева под закалку может несколько уменьшить их устойчивость при низком отпуске.

При высоком отпуске инструментальных сталей ванадий по сравнению с другими элементами еще больше повышает устойчивость стали против отпуска и обуславливает их «вторичную твердость».

Положительное влияние ванадия на повышение сопротивляемости отпуску проявляется в инструментальных сталях, работающих при повышенных температурах.

В быстрорежущих сталях сохранение большой твердости после высокого отпуска (550—580° С) и красностойкости при этих температурах обуславливается совместным влиянием вольфрама, молибдена, ванадия и других элементов.

На рис. 80 [65, с. 316] показано влияние ванадия на твердость быстрорежущей стали Р18 после отпуска. Видно, что при отсутствии ванадия даже при высоком содержании вольфрама (18%) не обеспечивается высокая твердость стали после отпуска при 550° С, только при введении более 1,0% V удается получить после отпуска



твердость более 64 HRC благодаря появлению пика «вторичной твердости».

Увеличение содержания ванадия в быстрорежущих сталях из-за его влияния на процессы отпуска позволяет снизить содержание в этих сталях вольфрама, например стали P9 (9% W, 2,5% V) и P9Ф5 (9% W, 5% V). Благоприятное действие ванадия в наибольшей степени проявляется при определенном соотношении углерода и ванадия:

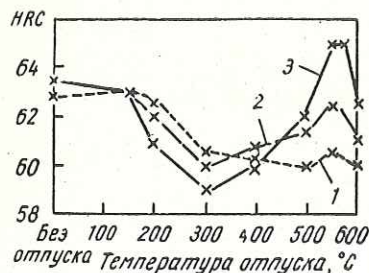


Рис. 80. Твердость стали типа P18 после закалки с 1280°С и различного отпуска в зависимости от содержания ванадия (%):

1 — без ванадия; 2 — 0,41% V; 3 — 1,12% V

Мо<sub>2</sub>С и VC в твердом растворе и выделением их при отпуске. Карбиды W<sub>2</sub>С и Мо<sub>2</sub>С полностью взаимно растворяются.

Карбид ванадия VC имеет наиболее высокую стойкость и требует для диссоциации высоких температур; далее по стойкости следует карбид Me<sub>6</sub>С и, наконец, карбид Me<sub>23</sub>С<sub>6</sub>. При нагреве стали под закалку карбид Me<sub>23</sub>С<sub>6</sub> почти полностью переходит в твердый раствор; карбид Me<sub>6</sub>С переходит в твердый раствор частично и при более высоких температурах, а карбид MeС при наиболее высоких температурах в наименьших количествах. Поэтому карбиды MeС и Me<sub>6</sub>С как наиболее устойчивые остаются в стали после закалки как «избыточные». Количеством избыточных карбидов, главным образом карбида ванадия, имеющего наибольшую твердость, в значительной мере определяется износостойкость быстрорежущей стали. После отпуска карбид ванадия в этой

стали чем больше вводится в сталь ванадия, тем больше должно быть содержание углерода в ней.

В. С. Меськин [44] рекомендует следующие соотношения между ванадием и углеродом в быстрорежущей стали: при содержании ванадия в количестве 3,0; 4,0 и 4,5% содержание углерода должно соответственно составлять 1,0; 1,3 и 1,4%.

Высокая устойчивость против отпуска и красностойкость быстрорежущей стали обеспечиваются растворением карбидов W<sub>2</sub>С,

стали присутствует, кроме того, в виде карбида, выделившегося при отпуске. Это же относится и к карбидам типа Me<sub>6</sub>С. В связи с указанным при рентгеноструктурном анализе карбидного осадка отпущенной быстрорежущей стали нельзя разделить, какая часть карбида ванадия осталась нерастворенной при нагреве под закалку и какая образовалась при распаде мартенсита.

По мнению Э. Гудремона [46], образуемые при длительном отжиге быстрорежущей стали карбиды типа Me<sub>6</sub>С и Me<sub>23</sub>С<sub>6</sub>, кроме хрома, вольфрама, молибдена и железа растворяют в себе ванадий. В карбидах W<sub>2</sub>С и Мо<sub>2</sub>С также растворяется ванадий. В карбиде ванадия может растворяться до 50% W и Мо и до 25% Сг. По данным [53], в карбиде Me<sub>7</sub>С<sub>3</sub> растворяется до 6,5% V, а в карбиде Me<sub>23</sub>С<sub>6</sub> до 13% V. Из более поздних исследований [225] известно, что растворимость ванадия в указанных карбидах достигает 25 и 10% соответственно. Образование карбида ванадия при отпуске может обуславливать повышенное содержание вольфрама, молибдена и хрома в твердом растворе.

По данным [67], выделение ванадия из мартенсита при отпуске быстрорежущей стали происходит при более низкой температуре и с большей скоростью, чем выделение вольфрама.

Электронномикроскопическое исследование после отпуска при различных температурах штамповой стали (0,43% С; 5% Сг; 1,35% Мо и 1,05% V) показало, что частицы карбида ванадия имеют следующий размер [226]:

| Температура отпуска, °C | 500 | 550 | 600 | 650 | 700  |
|-------------------------|-----|-----|-----|-----|------|
| Размер частиц:          |     |     |     |     |      |
| нм . . . . .            | 25  | 30  | 40  | 70  | 100  |
| А . . . . .             | 250 | 300 | 400 | 700 | 1000 |

Интересное исследование было проведено японскими исследователями [227], которые изучили поведение при отпуске сплава (0,48% С; 8,3% W; 4,6% Сг и 1,1% V), близкого по содержанию элементов к составу твердого раствора стали P18 (0,7% С; 18% W; 4% Сг и 1,0% V). В этом сплаве после закалки с 1250°С все легирующие элементы находились в мартенситах. При отпуске исследованный сплав вел себя аналогично стали P18, что показывает, что свойства стали во многом определяются выделяющимися именно при отпуске карбидами. При



отпуске в интервале 450—500°С карбидная фаза представляла собой цементит с содержанием в нем 12—15% Сг. При более высоком отпуске в карбидном осадке содержались вольфрам и ванадий; их количество с повышением температуры увеличивалось. Однако после отпуска при 500—600°С карбид ванадия настолько мелко-дисперсен, что не обнаруживается рентгенографически. После отпуска при 650°С и выше карбиды ванадия коагулируют, что позволило при рентгеноструктурном исследовании выявить их как самостоятельную фазу.

В высоколегированных штамповых сталях (типа 40Х5СМФ) после закалки и отпуска при 500—600°С также наблюдается [227] эффект дисперсионного твердения, что связано с выделением карбидов ванадия, молибдена и хрома. С увеличением содержания ванадия в этой стали с 0,4 до 1,0% или повышением температуры отпуска количество карбида ванадия возрастает.

В последнее время начали применять новые инструментальные сплавы, имеющие высокую красностойкость — упрочнение в них обуславливается выделением интерметаллидных фаз в дисперсной форме. В этих сплавах на основе железа, кобальта, вольфрама обычно содержится около 4% V.

Ванадий участвует в дисперсионном твердении сплава, так как образует весьма дисперсную интерметаллидную фазу высокой твердости, а в присутствии в сплаве углерода и дисперсные карбиды.

#### Стали для режущего инструмента

Стали с ванадием широко применяют в инструментальной промышленности для режущего инструмента. Инструмент из них после закалки и низкого отпуска сохраняет вязкую сердцевину при весьма высокой твердости и износостойкости рабочей части.

По ГОСТ 5950—63 к сталям неглубокой прокаливаемости относятся стали, легированные ванадием: 7ХФ, 8ХФ, 9ХФ, ХВ5, В1 и Ф. К сталям глубокой прокаливаемости — стали ХГСВФ, 9Х5Ф, 9Х5ВФ и 8Х4В4Ф1 (Р4).

Данные о химическом составе указанных сталей и их примерное назначение приведены в табл. 43.

Таблица 43

Химический состав (%) и назначение инструментальных сталей с ванадием для режущего и мерительного инструмента (по ГОСТ 5950—63)

| Сталь | C         | Mn        | Si        | Cr       | W       | V         | Назначение                                                                                           |
|-------|-----------|-----------|-----------|----------|---------|-----------|------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| 7ХФ   | 0,63—0,73 | 0,30—0,60 | 0,15—0,35 | 0,4—0,70 | —       | 0,15—0,30 | Рамные, ленточные и круглые пилы, деревообрабатывающий инструмент (топоры, долота), зубила, пуансоны |
| 8ХФ   | 0,7—0,8   | 0,15—0,40 | 0,15—0,35 | 0,4—0,70 | —       | 0,15—0,30 | Штемпеля для холодной резки, ножи для резки металла, обрезные матрицы и пуансоны, керны              |
| 9ХФ   | 0,8—0,9   | 0,30—0,60 | 0,15—0,35 | 0,4—0,70 | —       | 0,15—0,30 | Рамные ленточные и круглые пилы, ножи для резки металла, обрезные матрицы и пуансоны                 |
| ХВ5   | 1,25—1,45 | 0,15—0,40 | 0,15—0,35 | 0,4—0,70 | 4,0—5,0 | 0,15—0,30 | Резцы и фрезы для работы с небольшой скоростью резания                                               |



| Сталь           | C                      | Mn                     | Si                     | Cr                 | W             | V                      | Назначение                                                                                                               |
|-----------------|------------------------|------------------------|------------------------|--------------------|---------------|------------------------|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| В1              | 1,05—1,20              | 0,15—0,40              | 0,15—0,35              | 0,20—0,35          | 0,8—1,2       | 0,15—0,30              | Спиральные сверла, метчики, развертки                                                                                    |
| Ф               | 0,95—1,05              | 0,15—0,40              | 0,15—0,35              | —                  | —             | 0,20—0,40              | Штампы для чеканки, ударный инструмент при холодном изготовлении болтов, заклепок, гаек                                  |
| ХВСГ            | 0,95—1,05              | 0,6—0,9                | 0,65—1,0               | 0,6—1,1            | 0,7—1,0       | 0,05—0,15              | Круглые плашки, развертки                                                                                                |
| 9Х5Ф<br>9Х5ВФ   | 0,85—1,00<br>0,85—1,00 | 0,15—0,40<br>0,15—0,40 | 0,15—0,40<br>0,15—0,40 | 4,5—5,5<br>4,5—5,5 | —<br>0,8—1,20 | 0,15—0,30<br>0,15—0,30 | Деревообрабатывающий инструмент (строгальные пилы, фрезы)                                                                |
| 8Х4В4Ф1<br>(Р4) | 0,75—0,85              | 0,15—0,40              | 0,15—0,40              | 4,5—5,5            | 4,0—5,0       | 0,9—1,4                | Деревообрабатывающий инструмент, работающий с нагревом в тяжелых условиях. Инструмент для рубки высокопрочных материалов |

Использование ванадия для легирования этих сталей позволяет получать меньшую чувствительность стали к перегреву и регламентированную глубину прокаливаемости. Применяя различную температуру закалки, можно регулировать толщину закаленного слоя, не опасаясь перегрева стали эвтектоидного состава.

Можно, например, не опасаясь перегрева, сталь, содержащую 1% С и 1% V, нагревать до 1100°С. Даже при содержании относительно небольших количеств ванадия (0,15—0,3%) граница образования структуры перегрева повышается до 900—950°С.

Способность ванадия понижать чувствительность инструментальных сталей к перегреву важна не только в отношении повышения механических свойств, но и в отношении склонности к трещинообразованию при закалке.

Легирование сталей для режущего инструмента ванадием существенно влияет на улучшение их режущих свойств (рис. 81) [46]. В работах, проведенных и обобщенных<sup>1</sup> в ЦНИИЧМ [228—231], показано положительное влияние ванадия на инструментальные стали, используемые в деревообрабатывающей промышленности. Данные стали разрабатывали из-за необходимости повышения качества деревообрабатывающего инструмента, используемого при обработке твердых пород древесины.

<sup>1</sup> А. Г. Иванов. Доклад, обобщающий выполненные и опубликованные работы в области инструментальных и теплостойких твердых сталей, представленный на соискание ученой степени докт. техн. наук, ЦНИИЧМ, Москва, 1965.

Приведенные в настоящей главе данные из работ ЦНИИЧМ выполнены в основном А. Г. Ивановым с сотрудниками.

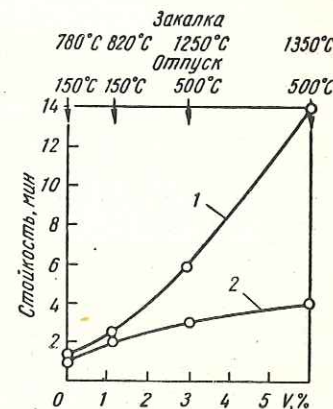


Рис. 81. Стойкость резцов из углеродистой стали в зависимости от содержания ванадия. Твердость всех сталей 63—65 HRC при скорости резания, м/мм:

1 — 7; 2 — 8



Служебные качества деревообрабатывающего инструмента по условиям эксплуатации определяются большой скоростью резания, достигающей до 50—60 м/сек, при подачах до 100 м/мин. Данный режим работы при малом угле заострения режущих ножей (40°) вызывает повышение температуры рабочих кромок инструмента и требует применения теплоустойчивых сталей. Необходимость получения ровной поверхности дерева после обработки требует хорошего состояния инструмента — остроты режущей кромки и отсутствия выкрашивания.

Изучение качественных характеристик деревообрабатывающего инструмента, изготовляемого из сталей У10А, ХВГ, 9ХС, 9ХВГ и др., показало, что основным их недостатком является низкая стойкость режущей кромки — быстрый износ при больших скоростях резания.

Среднелегированные стали, содержащие 1—3% легирующих элементов, закаливаемые с 900°С, после 2—3 ч работы при обработке дубовых досок имеют износ ножей до 90—120 мкм. При таком затуплении рабочей кромки получается неудовлетворительная поверхность древесины и ножи требуют замены. Применение для обработки твердых пород дерева ножей из быстрорежущих сталей Р9 и Р18 или высокохромистой Х12 уменьшает износ ножей в 2,5—4 раза. Однако получить хорошо обработанную поверхность дерева, пригодную после строжки к полированию, все же не удавалось из-за повышенной выкрашиваемости режущей кромки ножей благодаря большому количеству в структуре стали избыточных карбидов.

Стали искать новые материалы. Наиболее удачными из них оказались ванадийсодержащие стали 9Х5Ф, 9Х5ВФ и 8Х4В4Ф1 (Р4).

Повышение содержания углерода в сталях этого типа выше 1% понижает механические свойства и увеличивает склонность ножей к выкрашиванию.

Сталь 9Х5ВФ, содержащая до 0,3% V, позволяет получать большую стойкость против выкрашивания, чем сталь 9Х5Ф, хотя существенной разницы в механических свойствах, включая ударную вязкость, у этих сталей обнаружено не было.

Низколегированную быстрорежущую сталь 8Х4В4Ф1 (Р4) применяют для изготовления ножей, имеющих более высокую теплостойкость. По сравнению со сталями

9Х5Ф и 9Х5ВФ эта сталь позволяет сохранять твердость инструмента 56—58 HRC при нагреве до 600°С. При закалке с 1100°С и последующем однократном отпуске при 500°С образцы из стали 8Х4В4Ф1 имеют предел прочности при изгибе 4000—4500 Мн/м<sup>2</sup> (400—450 кг/мм<sup>2</sup>) и ударную вязкость на образцах без надреза более 2,0 Мдж/м<sup>2</sup> (20 кг·м/см<sup>2</sup>).

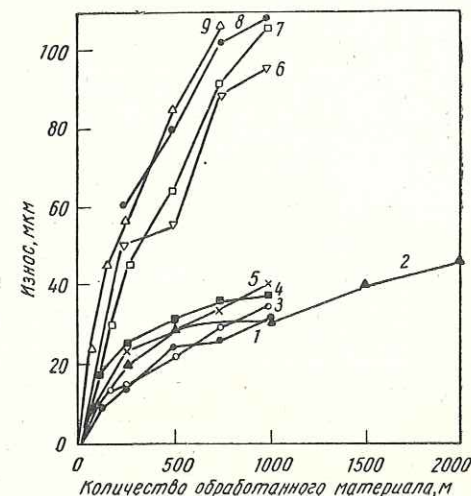


Рис. 82. Износ ножей, изготовленных из разных сталей:

1 — Р9; 2 — Р18; 3 — Х12Ф; 4 — 9Х5ВФ; 5 — Р4; 6 — 9ХВГ; 7 — 9ХС; 8 — У10А; 9 — ХВГ

Износ ножей из новых сталей по сравнению с ранее применявшимися показан на рис. 82.

Основные свойства новых сталей приведены в табл. 44. Для сопоставления в таблице указаны аналогичные свойства сталей ХВГ и Х12Ф. Приведенные данные показывают значительные преимущества новых сталей как по прочности, так и по стойкости инструмента.

На основании проведенного исследования и промышленного опробования на деревообрабатывающих заводах новые стали были включены в ГОСТ 5950—63 и 6567—61.

Новые стали не вызывают технологических трудностей при их металлургическом производстве и изготовлении инструмента.



Основные свойства новых сталей ХВГ и Х12Ф

| Сталь | $\sigma_{кр}$      |                    | Угол закручивания град. | $\sigma_{изг}$     |                    | Прогиб мм | Ударная вязкость   |                      | Устойчивость против отпусков до 550°С | Коэффициент стойкости при обработке древесины |         | Качество обрабатываемой поверхности |
|-------|--------------------|--------------------|-------------------------|--------------------|--------------------|-----------|--------------------|----------------------|---------------------------------------|-----------------------------------------------|---------|-------------------------------------|
|       | Мн/мм <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup> |                         | Мн/мм <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup> |           | МДж/м <sup>2</sup> | кг·м/см <sup>2</sup> |                                       | натуральной                                   | клеевой |                                     |
| ХВГ   | 1900               | 190                | 29                      | —                  | —                  | —         | —                  | —                    | 320                                   | 1                                             | 1       | Удовлетворительное                  |
| Х12Ф  | 1750               | 175                | 39                      | 3300               | 330                | 2,44      | 0,4                | 4                    | 475                                   | 2,5                                           | 3       | Плохое                              |
| 9Х5Ф  | 1830               | 183                | 61                      | 4440               | 440                | 4,4       | 0,8—0,9            | 8—9                  | 410                                   | 2,4                                           | 3,25    | Хорошее                             |
| 9Х5ВФ | 1870               | 187                | 86                      | 4150               | 415                | 3,76      | 0,8                | 8                    | 450                                   | 2,5                                           | 3,7     | »                                   |
| Р4    | 2230               | 223                | 64                      | 4380               | 438                | 2,3       | 2,0—2,5            | 20—25                | 600                                   | 2,5                                           | 3,5     | »                                   |

Примечания: 1. Механические свойства определяли после термической обработки стали на твердость 56—58 HRC. 2. Ударную вязкость определяли на образцах 10×10×55 мм без надреза.

Стали 9Х5Ф и 9Х5ВФ подвергают горячей обработке при температурах 1050—1150°С. Минимальная температура, при которой допустима горячая деформация, 850—900°С. Охлаждение после горячей механической обработки замедленное. Отжиг проводят при 840—860°С в течение 2—3 ч, охлаждение ведут до 550—600°С со скоростью не более 30 град/ч, затем на воздухе или с печью. Твердость после отжига 187—229 НВ.

Термическую обработку инструмента из сталей 9Х5Ф и 9Х5ВФ ведут по следующему режиму: закалка с 950—1000°С в масле или в расплавленной соли с температурой 200—450°С, отпуск при 230—300°С в зависимости от требуемой твердости. Твердость после отпуска ≥ 59 HRC. Для стали 8Х4В4Ф1 температура закалки 1100—1150°С с предварительным подогревом до 850°С. Охлаждающая среда — масло, воздух или расплавленная соль с температурой 400—500°С. Отпуск при 530—560°С однократный с выдержкой 1,5—2 ч. Твердость после отпуска 58—59 HRC.

Проведенными в ЦНИИЧМ исследованиями была показана целесообразность изготовления поперечных пил с плющеными зубьями из стали 7ХФ. Пилы, изготовленные из этой стали, оказались вполне пригодными для работы; плющить зубья в холодном состоянии можно было, не опасаясь возникновения трещин.

Стали с ванадием можно использовать также для изготовления мерительного инструмента. Такой инструмент отличается малым износом в эксплуатации.

### Быстрорежущие стали

В отличие от углеродистых легированных инструментальных сталей быстрорежущие стали предназначены для инструмента, работающего в тяжелых условиях, связанных с разогревом режущей кромки. Основной отличительной особенностью быстрорежущих сталей является их высокая красностойкость.

Необходимые служебные и технологические свойства быстрорежущих сталей обеспечивают путем легирования их карбидообразующими элементами: ванадием, вольфрамом, молибденом, хромом.

По способности образовывать карбиды ванадий занимает особое положение среди других легирующих эле-



ментов, оказывающих совместное положительное действие на качество быстрорежущей стали.

### Влияние ванадия на свойства быстрорежущей стали

Установлено, что полноценный эффект от введения в сталь ванадия может быть использован только при условии, если содержание углерода в стали будет достаточно для образования большого количества карбидов и для насыщения твердого раствора.

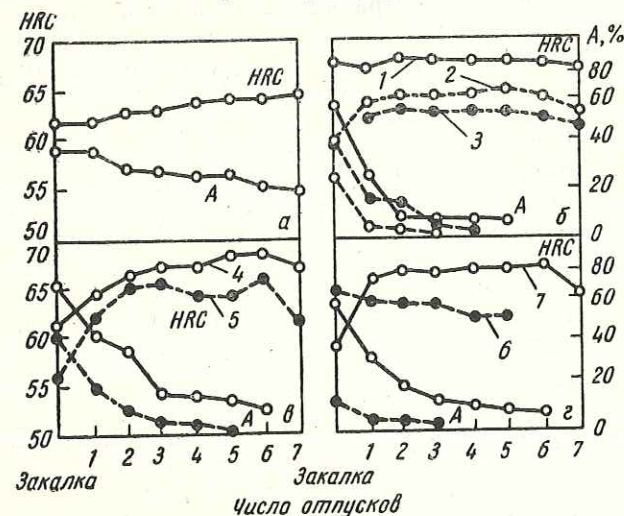


Рис. 83. Влияние содержания углерода и многократного отпуска при  $560^{\circ}\text{C}$  на твердость (HRC) и количество остаточного аустенита (A) стали P18 с различным количеством ванадия, %:

a — 0,10; б — 1,5; в — 2,2; г — 3,5. Содержание C, %:  
1 — 1,17; 2 — 0,93; 3 — 0,88; 4 — 1,44; 5 — 1,26; 6 — 1,15; 7 — 1,66

С целью определения оптимального соотношения между ванадием и углеродом при различном содержании ванадия в стали в ЦНИИЧМ было проведено исследование, в котором изучали свойства быстрорежущих сталей P9 и P18 в зависимости от повышения в них содержания углерода и ванадия (рис. 83).

При небольшом содержании ванадия (0,1%) в результате многократного отпуска остаточный аустенит

в стали не устраняется и твердость ее не повышается более 64 HRC. Высокую вторичную твердость можно получить при определенном соотношении ванадия и углерода. При содержании  $\sim 1,5\%$  V максимальная твердость достигается при 1,17% C, тогда как при 2,2 и 3,5% V она получается соответственно при 1,44% C и 1,66% C.

С повышением содержания углерода в стали P18 при постоянном содержании ванадия количество остаточного аустенита после закалки увеличивается и соответственно понижается твердость.

Из данных исследования следует, что в быстрорежущих сталях ванадий образует самостоятельные карбиды только в том случае, когда его содержание выше 1,0—1,4%. При более низком содержании обособленных карбидов ванадия не образуется и ванадий полностью растворяется в карбиде  $\text{Me}_6\text{C}$ . С увеличением содержания ванадия количество карбидов VC растет.

ЦНИИЧМ указаны опытные составы сталей, имеющих высокие служебные свойства с оптимальным соотношением ванадия и углерода. Стойкость резцов из экспериментальной стали определяли в сравнении со стойкостью резцов, изготовленных из P18, при обработке хромоникелевой стали (170—200 HB) при снятии полубдирочной стружки (скорость резания 27 м/мин, глубина резания 3 мм, глубина подачи 0,9 мм/об) и получистой стружки (скорость резания 50 м/мин, глубина резания 2 мм, глубина подачи 0,3 мм/об).

Наибольшую стойкость, примерно в 2 раза превышающую стойкость стали P18 (0,75% C; 4% Cr; 18% W и 1,2% V), имели резцы при снятии получистой стружки из сталей с повышенным содержанием ванадия и углерода и уменьшенным количеством вольфрама. Лучшая стойкость наблюдалась у сталей с 1,2% C и 2,3% V и 1,3% C и 3,0% V (рис. 84). Аналогичную зависимость можно наблюдать при снятии полубдирочной стружки, но она менее ясно выражена.

Резцы из сталей, содержащих 4 и 5% V, испытывали при обработке углеродистой стали 45 (197—207 HB) и стали 18ХНМА (285—293 HB).

При этом было установлено, что стойкость резцов из стали с 5% V и 1,4—1,5% C (P9Ф5) выше стойкости резцов из стали P18 в 2 раза при обработке стали 45 и в 1,3 раза при обработке стали 18ХНМА. Стойкость раз-



личного режущего инструмента (протяжек, разверток) из стали Р9Ф5 в 1,5 раза выше стойкости аналогичного инструмента из стали Р18. Режущий инструмент из стали с 7 и 9% V не показал преимуществ по стойкости в сравнении с инструментом из стали с 5% V.

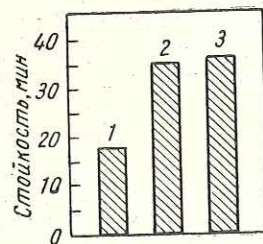


Рис. 84. Стойкость резцов из быстрорежущей стали с разным содержанием углерода, вольфрама и ванадия:

1 — Р18 (0,75% С, 18% W, 1,2% V); 2 — 1,2% С, 10% W, 2,3% V; 3 — 1,3% С, 11% W, 3,0% V

Кроме того, отмечено, что избыточные карбиды, повышая износостойкость сталей, ухудшают при этом шлифуемость.

Поскольку качество обработанной поверхности зависит от состояния режущей кромки инструмента, способность быстрорежущих сталей к шлифуемости играет существенную роль в технике холодной обработки металлов.

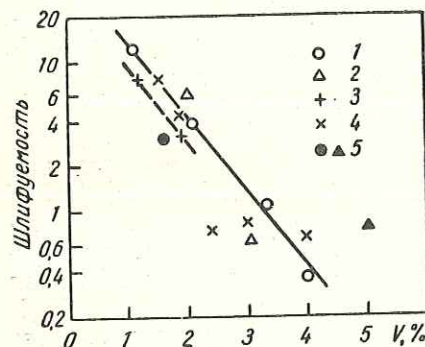


Рис. 85. Влияние содержания ванадия на шлифуемость быстрорежущей стали с разной основой:

1 — 18% W; 2 — 14% W; 3 — 8% Mo; 4 — 6% W, 6% Mo; 5 — Co

На рис. 85 приведены данные [232] о влиянии ванадия на шлифуемость стали, из которых следует, что стали с высоким содержанием ванадия очень трудно шлифовать.

Это несколько ограничивает служебные свойства высокованадиевых быстрорежущих сталей, так как приходится применять для их шлифования дорогостоящие абразивы — корундовые и алмазные круги.

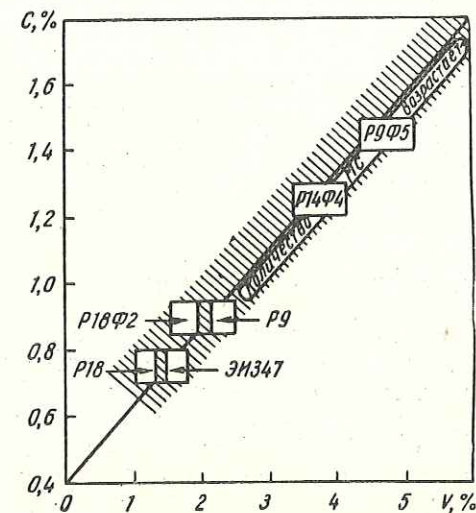


Рис. 86. Оптимальное соотношение ванадия и углерода в быстрорежущих сталях

Рекомендуется, кроме того, использовать электролитическое шлифование.

На основе проведенных в ЦНИИЧМ исследований были разработаны новые быстрорежущие стали с повышенным содержанием ванадия и уменьшенным количеством вольфрама. Результаты этих исследований по влиянию углерода и ванадия представлены на рис. 86, на котором показано оптимальное соотношение ванадия и углерода в быстрорежущей стали (заштрихованная область). На диаграмме

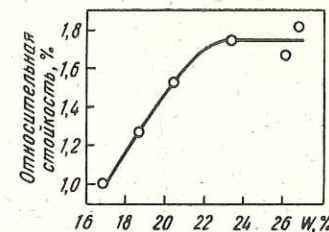


Рис. 87. Относительная стойкость инструмента из быстрорежущей стали с 0,4—0,8% V в зависимости от содержания вольфрама



представлены различные быстрорежущие стали по соотношению в них содержания ванадия и углерода.

Во всех сталях после закалки присутствуют фазы: мартенсит, остаточный аустенит, карбиды  $Me_6C$  и  $MeC$ . Так, в стали P9Ф5 с 5% V после закалки количество избыточных карбидов находится в соотношении 70%  $MeC$  и 30%  $Me_6C$ .

При возрастании содержания карбида ванадия увеличивается сопротивление инструмента износу и ухудшается шлифуемость. Стали, в которых содержание углерода выше, чем в оптимальной области, имеют более высокую твердость и красностойкость, но низкие пластичность и вязкость.

#### Стандартные марки быстрорежущих сталей с ванадием

Для легирования быстрорежущей стали в разных странах используют различные количественные соотношения между легирующими элементами.

В табл. 45 приведены составы быстрорежущих сталей СССР по ГОСТ 9373—60 и отдельные характерные составы быстрорежущих сталей по зарубежным стандартам.

В стандартах на быстрорежущую сталь в США имеется две группы сталей: вольфрамовые и молибденовые. В молибденовой группе сталей содержание вольфрама снижено до 3—6%. Во всех сталях содержится от 1 до 5% V.

В английских стандартах имеется более 20 быстрорежущих сталей. Кроме типичных высоковольфрамыстых сталей, имеются стали с высоким содержанием ванадия (до 5,2%), а также стали с молибденом и кобальтом.

В японских стандартах в основном преобладают высоковольфрамыстые быстрорежущие стали с малым содержанием ванадия (порядка 1—2%). Во многих сталях присутствует кобальт. Имеется сталь с 2% V (SKH9).

В шведских стандартах значительно больше сталей содержат высокий молибден при сниженном вольфраме. Ванадий во всех сталях находится в пределах от 1 до 3,7%.

В стандартах ФРГ более 20 быстрорежущих сталей. Преобладают высоковольфрамыстые или высокомолибденовые стали; отдельные стали содержат до 4% V.

Таблица 45

Химический состав быстрорежущих сталей СССР (по ГОСТ 9373—60) и некоторые характерные стали зарубежных стран, %

| Страна | Сталь   | C         | Cr      | Mo  | W         | V       | Co       |
|--------|---------|-----------|---------|-----|-----------|---------|----------|
| СССР   | P18     | 0,7—0,8   | 3,8—4,4 | 0,3 | 17,5—19,0 | 1,0—1,4 | —        |
|        | P9      | 0,85—0,95 | 3,8—4,4 | 0,3 | 8,5—10,0  | 2,0—2,6 | —        |
|        | P9Ф5    | 1,4—1,5   | 3,8—4,4 | 0,4 | 9,0—10,5  | 4,3—5,1 | —        |
|        | P14Ф4   | 1,2—1,3   | 3,8—4,4 | 0,4 | 13,0—14,5 | 3,4—4,1 | —        |
|        | P18Ф2   | 0,85—0,95 | 3,8—4,4 | 0,5 | 17,5—19,0 | 1,8—2,4 | —        |
|        | P9K5    | 0,9—1,0   | 3,8—4,4 | 0,3 | 9,0—10,5  | 2,0—2,6 | 5,0—6,0  |
|        | P9K10   | 0,9—1,0   | 3,8—4,4 | 0,3 | 9,0—10,5  | 2,0—2,6 | 9,5—10,5 |
|        | P10K5Ф5 | 1,45—1,55 | 3,8—4,4 | 0,3 | 10,0—11,5 | 4,3—5,1 | 5,0—6,0  |
|        | P18K5Ф2 | 0,85—0,95 | 3,8—4,4 | 0,5 | 17,5—19,0 | 1,8—2,4 | 5,0—6,0  |
| США    | T1      | 0,70      | 4,0     | —   | 18,0      | 1,0     | —        |
|        | T2      | 0,85      | 4,0     | —   | 18,0      | 2,0     | —        |
|        | T3      | 1,05      | 4,0     | —   | 18,0      | 3,0     | —        |
|        | M2      | 0,85      | 4,0     | 5,0 | 6,25      | 2,0     | —        |
|        | M4      | 1,30      | 4,0     | 4,5 | 5,50      | 4,0     | —        |
|        | M15     | 1,50      | 4,0     | 6,5 | 3,5       | 5,0     | 5,0      |
|        | M35     | 0,80      | 4,0     | 5,0 | 6,0       | 2,0     | 5,0      |



| Страна  | Сталь                                | C                                                | Cr                                       | Mo                                 | W                                                | V                                        | Co                             |
|---------|--------------------------------------|--------------------------------------------------|------------------------------------------|------------------------------------|--------------------------------------------------|------------------------------------------|--------------------------------|
| Англия  | —                                    | 0,70—0,75<br>0,95—1,05<br>0,8—0,9<br>1,5—1,55    | 4,0—4,5<br>4,0—4,5<br>4,0—4,5<br>4,5—5,0 | <0,8<br>4,9—5,1<br>4,8—5,2<br><0,5 | 17,5—18,5<br>5,8—6,2<br>6,25—6,75<br>12,0—13,0   | 1,0—1,5<br>2,7—2,8<br>1,8—2,0<br>4,8—5,2 | —<br>—<br>5,8—6,2<br>4,75—5,25 |
| Япония  | SKH2<br>SKH8<br>SKH6<br>SKH9         | 0,75—0,85<br>0,70—0,85<br>0,70—0,85<br>0,75—0,90 | 3,5—4,5<br>3,5—4,5<br>3,5—4,5<br>3,5—4,5 | —<br>—<br>—<br>4,0—6,0             | 17,0—19,0<br>17,0—19,0<br>10,0—12,0<br>6,00—7,00 | 0,8—1,2<br>0,8—1,2<br>1,2—1,6<br>1,8—2,3 | —<br>2,0—3,0<br>—<br>—         |
| ФРГ     | SI2-1-4-5<br>SI8-1-2-5<br>S6-5-2     | 1,25—1,40<br>0,75—0,83<br>0,78—0,86              | 3,8—4,5<br>3,8—4,5<br>3,8—4,5            | 0,7—1,0<br>0,5—0,8<br>4,7—5,2      | 11,5—12,5<br>17,5—18,5<br>6,0—6,7                | 3,5—4,0<br>1,4—1,7<br>1,7—2,0            | 4,5—5,0<br>4,5—5,0<br>—        |
| Швеция  | —<br>—<br>SI S2794                   | 0,8<br>1,40<br>0,85                              | 4,3<br>4,3<br>4,0                        | 1,0<br>—<br>3,2                    | 18,5<br>10,5<br>6,5                              | 1,5<br>3,7<br>2,1                        | 2,0<br>5,0<br>—                |
| Франция | 50WVC18<br>150WKV13,5<br>160KWDV10,6 | 0,5<br>1,5<br>1,60                               | 4,0<br>4,0<br>4,0                        | —<br>2,0<br>5,0                    | 18,0<br>13,0<br>6,0                              | 1,0<br>5,0<br>5,0                        | —<br>5,0<br>10,0               |

Аналогично характеризовать можно быстрорежущие стали Франции.

К сожалению, по данным стандартов невозможно судить о степени распространенности в каждой стране той или иной стали. Тем не менее нельзя не обратить внимание на общую для всех стран тенденцию иметь в национальных стандартах наряду со старыми «классиче-

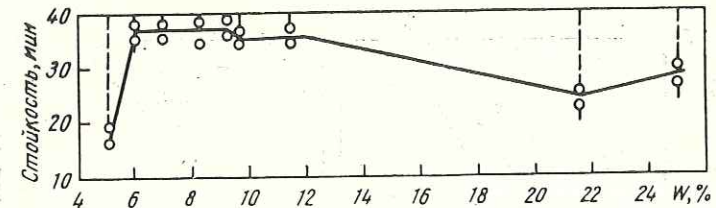


Рис. 88. Стойкость инструмента из быстрорежущей стали с 1,6—1,9% V в зависимости от содержания вольфрама. Скорость резания 14 м/мин, глубина подачи 1,4 мм, глубина резания 5,0 мм

скими» быстрорежущими сталями новые, содержащие повышенное количество ванадия.

На рис. 87 и 88 показана стойкость инструмента из быстрорежущей стали при различном содержании вольфрама и ванадия [46].

При низком содержании ванадия (0,4—0,8%) наибольшая стойкость достигается при содержании более 20% W. При содержании 1,6—1,9% V картина меняется; увеличение содержания вольфрама от 6 до 25% не оказывает положительного влияния на режущие свойства, а уменьшение содержания вольфрама ниже 5% снижает режущую способность стали.

Неоднократные попытки установить числовые соотношения между содержанием вольфрама и ванадия при замене в быстрорежущей стали первого элемента вторым не привели к получению однозначных результатов, поскольку каждый из названных элементов действует специфически.

Известны быстрорежущие стали с 0,5% V, в которых содержание вольфрама доводилось до 22—24%. По мере увеличения ванадия до 1—1,2% оказалось возможным снизить вольфрам до 18% (P18) без ущерба для режущих свойств стали.



При дальнейшем повышении ванадия до 2,0% были получены стали типа Р9 с 9—10% W.

Известно, что стали типа Р18 и Р9 весьма близки по режущим свойствам, хотя по содержанию вольфрама они резко (в два раза) отличаются одна от другой. Получение в стали Р9 равноценных со сталью Р18 режущих свойств достигается при определенном комплексном

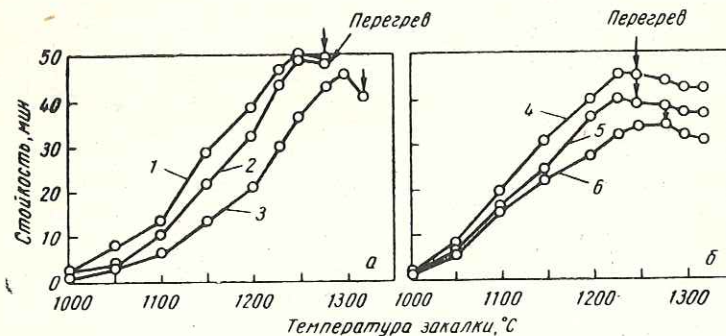


Рис. 89. Стойкость инструмента из быстрорежущих сталей разной легированности в зависимости от температуры закалки при разных режимах обработки:

а — скорость резания 12 м/мин, глубина резания 5 мм, глубина подачи 1,4 мм; б — скорость резания 14 м/мин. 1 — 8% Мо, 2 — 1,1% V, 11% W; 3 — 1,1% V, 18% W; 4 — 2,5% Мо, 3% V, 2,5% W; 5 — 2,9% Мо, 1,9% V; 6 — 1,1% V, 11% W

содержании элементов в стали. При содержании 2,0—2,6% V сталь содержит достаточное количество углерода, и термическая обработка ее соответствует оптимальным температурам.

Наилучшие режущие свойства быстрорежущие стали имеют при закалке в сравнительно узком интервале температур, сильно зависящем от состава стали (рис. 89) [233]. При нагреве ниже оптимальных температур степень растворения карбидов будет недостаточна, вследствие чего режущие свойства окажутся заниженными. То же наблюдается при слишком высокой температуре нагрева, при которой образуется крупное зерно или происходит оплавление границ зерен.

Режущие свойства быстрорежущих сталей зависят от химического состава твердого раствора закаленной стали и от количества и свойств избыточных карбидов. Для

Таблица 46

Химический состав твердого раствора закаленных быстрорежущих сталей и количество избыточных карбидов

| Сталь | Температура закалки °C | Химический состав твердого раствора закаленной стали, % |      |       | Количество избыточных карбидов, % к массе (всему) стали |
|-------|------------------------|---------------------------------------------------------|------|-------|---------------------------------------------------------|
|       |                        | W                                                       | Cr   | V     |                                                         |
| Р18   | 1280                   | 7,62                                                    | 4,35 | 0,785 | 15,19                                                   |
| Р9    | 1240                   | 6,57                                                    | 4,2  | 1,395 | 6,33                                                    |
| ЭИ347 | 1240                   | 6,43                                                    | 3,62 | 1,295 | 8,06                                                    |

пояснения этого в табл. 46 приведены химические составы твердого раствора и количество избыточных карбидов закаленных сталей, содержащих соответственно 0,75 и 0,90% С и 18,9 и 9% W.

Из таблицы видно, что состав твердого раствора с изменением содержания в стали вольфрама мало меняется: при понижении содержания вольфрама с 18 до 9% в твердом растворе содержание вольфрама уменьшается только на 1%.

Количество избыточных карбидов по мере снижения содержания вольфрама в стали значительно изменяется в сторону уменьшения. Однако опыт показывает, что это не вызывает ухудшения износостойкости инструмента, что, по-видимому, связано с увеличением относительной доли карбида ванадия в карбидной фазе.

Роль ванадия как сильного карбидообразующего элемента не ограничивается положительным влиянием на повышение износостойкости быстрорежущих сталей.

Опыт показывает, что высоколегированные вольфрамом быстрорежущие стали имеют крупный недостаток, заключающийся в значительной карбидной неоднородности. Так, широко распространенная сталь Р18 при большой карбидной неоднородности имеет низкие прочностные и пластические свойства, что делает эту сталь менее технологичной. С повышением содержания вольфрама увеличивается количество избыточных карбидов и резко падают механические и технологические свойства стали.

Установлено, что увеличение в стали вольфрама с 9 до 18% приводит к более неравномерному распределению карбидов в структуре ковальной или горячекатаной



стали (карбидная неоднородность увеличивается на 1—2 балла). Введение в сталь ванадия способствует устранению этих недостатков быстрорежущей стали [234]. Однако, как отмечалось выше, при введении большого количества ванадия ухудшается шлифуемость стали.

Для режущего инструмента с относительно невысокими требованиями к шлифованной поверхности вполне пригодна быстрорежущая сталь марки Р14Ф4, содержащая до 4% V при 13,5—14,5% W, и Р9Ф5, в которой при содержании до 5% V количество вольфрама снижено до 9—10%.

Для обработки резанием конструкционных сталей и чугунов, где нет необходимости применять инструмент высокой стойкости, Ю. А. Геллер [65] рекомендует применять удовлетворительно шлифующуюся сталь Р18Ф2, содержащую 18% W и 2% V. Механические свойства этой стали ниже, чем стали Р18, но достаточны для работы инструмента без поломок.

Для обработки сталей аустенитного класса и сталей специального назначения (жаропрочных, титановых и др.) ЦНИИЧМ рекомендованы стали с ванадием, легированные кобальтом: Р9К5, Р9К10, Р10К5Ф5, Р18К5Ф2.

Эти стали имеют содержание ванадия до 5% при сниженном количестве вольфрама.

ЦНИИЧМ показано, что стали с ванадием и кобальтом (Р9К5, Р9К10, Р10К5Ф5, Р18К5Ф2) оправдывают себя при работе в наиболее тяжелых условиях, при которых от режущей кромки инструмента требуется особо высокая красностойкость.

Несмотря на большую склонность к обезуглероживанию, по сравнению со сталью Р18 эти стали имеют значительные технологические преимущества. Они более пластичны и менее склонны к образованию трещин при ковке, сварке, имеют более низкую твердость в отожженном состоянии и поэтому лучше обрабатываются режущими инструментами. В то же время эти стали показывают более высокие (на 15—30%) по сравнению с Р18 значения прочности при испытаниях на статический изгиб, карбидная неоднородность их на два балла ниже. Инструменты, изготовленные из этих сталей, менее хрупки и, при обработке жаропрочных сталей позволяют увеличить стойкость инструмента в 2—3 раза (применение сталей Р9К5 и Р9К10 вместо стали Р18).

Таблица 47

Назначение и свойства быстрорежущих сталей  
(по ГОСТ 9373—60) по сравнению со сталью Р18

| Сталь                 | Красностойкость, твердость в горячем состоянии, износостойкость                                                           | Шлифуемость                                                                                     | Примерное назначение                                                                                                                                                   |
|-----------------------|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-------------------------------------------------------------------------------------------------|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| Р18Ф2                 | Несколько повышенная износостойкость. Более высокая красностойкость и твердость в горячем состоянии, чем у стали Р18 и Р9 | Удовлетворительная                                                                              | Для обработки материалов разной твердости, нержавеющей и жаропрочных сплавов                                                                                           |
| Р9 (Р9М)              | Близка к стали Р18. Имеет меньшую карбидную ликвацию, чем сталь с 18% W, и лучшие механические свойства                   | Пониженная, но лучше, чем у стали с более высоким содержанием ванадия и углерода (Р9Ф5 и Р14Ф4) | Для изготовления инструментов, нетрудоемких при шлифовке. Не рекомендуется для массового изготовления инструментов, особенно трудоемких по шлифовке, например протяжек |
| Р9К5, Р9К10, Р18 К5Ф2 | Повышенные твердость в горячем состоянии и красностойкость                                                                | Пониженная, но лучше, чем у стали с более высоким содержанием ванадия и углерода (Р9Ф5 и Р14Ф4) | Для обработки нержавеющей и жаропрочных сплавов, твердых материалов, для изготовления режущих инструментов, нагреваемых в работе до высоких температур.                |
| Р10 К5Ф5              | Высокая износостойкость, повышенные твердость в горячем состоянии и красностойкость                                       | Низкая                                                                                          | Сталь Р9К5 более пригодна для работы при ударных нагрузках, чем сталь Р9К10                                                                                            |



Продолжение табл. 47

| Сталь | Красностойкость, твердость в горячем состоянии, износостойкость       | Шлифуемость | Примерное назначение                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                            |
|-------|-----------------------------------------------------------------------|-------------|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| P9Ф5  | Повышенная износостойкость и незначительно повышенная красностойкость | Низкая      | Для изготовления режущих инструментов, предназначенных для выполнения отделочных (чистовых) операций, когда инструмент не разогревается до особенно высоких температур. Сталь отличается особенно высокой износостойкостью по сравнению с P18 и P9. Для обработки материалов, обладающих абразивными свойствами: пластических масс, фибры, эбонита и т. п.; для обработки жаропрочных сплавов и сплавов на основе титана; для обработки стали средней твердости |
| P14Ф4 | Повышенная износостойкость и незначительно повышенная красностойкость | Низкая      | По химическому составу, свойствам и применению занимает промежуточное положение между сталями P9Ф5 и P18Ф2                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                      |

Все вышеописанные быстрорежущие высокованадиевые стали, легированные кобальтом, введены в СССР в ГОСТ 9373—60. В табл. 47 приведены данные о примерном назначении быстрорежущих сталей и основные их свойства по сравнению со сталью P18.

В ЦНИИЧМ была проведена работа по сравнению качества металла отечественных сталей с быстрорежущими сталями некоторых зарубежных фирм: Англии,

Японии, ФРГ, Швеции и Франции. Сравнивали показатели качества, обусловленные ГОСТ 5952—63.

В результате установлено следующее: допустимая глубина обезуглероженного слоя, определяемая величиной 0,4—1,3 мм на сторону в зависимости от сечения образца, отвечает фактически получаемой в стали отечественного производства, а также в образцах из стали зарубежных марок.

Твердость закаленной и отпущенной быстрорежущей стали по стандарту должна быть не менее 62—63 HRC. Фактическая твердость отечественных сталей более высокая и в среднем для P18 после закалки с 1290°С и отпуска при 560°С составляет 64,5 HRC.

Твердость отечественной быстрорежущей стали находится на одинаковом уровне с твердостью стали зарубежных марок.

Карбидная неоднородность исследуемых быстрорежущих сталей почти не различалась.

#### Штамповые стали

Служебные свойства штамповых сталей определяются условиями эксплуатации штампов и прежде всего температурными условиями.

Штамповый инструмент, применяемый при горячей и холодной деформации, весьма многочислен и разнообразен. В зависимости от назначения и эксплуатационных требований штампы изготавливают из различных сталей (из углеродистых и сложнолегированных).

Ванадий в этих сталях используют в повышенных количествах преимущественно при производстве штампов горячего деформирования. Для штампов холодного деформирования применяют стали с несколько меньшим количеством ванадия.

Марочный состав отечественных и отдельных зарубежных штамповых сталей, легированных ванадием, представлен в табл. 48.

Как следует из таблицы, в штамповых сталях в зависимости от их назначения может содержаться до 5% V. О степени использования штамповых сталей с различным содержанием ванадия в США можно косвенно судить по данным [235]. Согласно этим данным, основное количество штамповых сталей, используемых для холодной



Химический состав (%) и применение некоторых ванадиевых и высокованадиевых штамповых сталей

| Страна                    | Сталь     | C             | Si            | Mn            | W           | Cr            | Mo          | V             | Применение                                    |
|---------------------------|-----------|---------------|---------------|---------------|-------------|---------------|-------------|---------------|-----------------------------------------------|
| СССР<br>(ГОСТ<br>5950—63) | X12M      | 1,45—<br>1,7  | 0,15—<br>0,4  | 0,15—<br>0,35 | —           | 11,0—<br>12,5 | 0,4—<br>0,6 | 0,15—<br>0,30 | Штампы для хо-<br>лодного деформи-<br>рования |
|                           | X12Φ1     | 1,2—<br>1,45  | 0,15—<br>0,4  | 0,15—<br>0,35 | —           | 11,0—<br>12,5 | —           | 0,7—<br>0,9   |                                               |
|                           | X6BΦ      | 1,05—<br>1,15 | 0,15—<br>0,4  | 0,15—<br>0,35 | 1,1—<br>1,5 | 5,5—<br>7,0   | —           | 0,4—<br>0,7   |                                               |
|                           | 3X2B8Φ    | 0,3—<br>0,4   | 0,15—<br>0,40 | 0,15—<br>0,40 | 7,5—<br>9,0 | 2,2—<br>2,7   | —           | 0,2—<br>0,5   | Штампы для го-<br>рячего деформиро-<br>вания  |
|                           | 4X5B2ΦC   | 0,35—<br>0,45 | 0,80—<br>1,2  | 0,15—<br>0,40 | 1,6—<br>2,4 | 4,5—<br>5,5   | —           | 0,6—<br>1,0   |                                               |
|                           | 4X2B5ΦM   | 0,30—<br>0,40 | 0,15—<br>0,35 | 0,15—<br>0,40 | 4,5—<br>5,5 | 2,0—<br>3,0   | 0,6—<br>1,0 | 0,6—<br>1,0   |                                               |
|                           | 4X3B2Φ2M2 | 0,35—<br>0,45 | 0,15—<br>0,35 | 0,3—<br>0,5   | 2,0—<br>2,7 | 3,0—<br>3,7   | 2,0—<br>2,5 | 1,5—<br>2,0   |                                               |
|                           | 4X5B4ΦCM  | 0,35—<br>0,45 | 0,60—<br>1,00 | 0,15—<br>0,40 | 3,5—<br>4,2 | 4,0—<br>5,0   | 0,4—<br>0,6 | 0,3—<br>0,6   |                                               |

Продолжение табл. 48

| Страна          | Сталь      | C    | Si   | Mn   | W    | Cr   | Mo   | V    | Применение                                                                                        |
|-----------------|------------|------|------|------|------|------|------|------|---------------------------------------------------------------------------------------------------|
| Англия<br>[236] | MIC4       | 0,95 | 0,25 | 1,25 | 0,50 | 0,50 | —    | 0,20 | Инструмент для<br>тяжелойковки                                                                    |
|                 | PN1        | 0,50 | 1,60 | 0,70 | —    | —    | 0,40 | 0,23 |                                                                                                   |
|                 | CV8        | 0,45 | 0,25 | 0,70 | —    | 1,40 | 0,70 | 0,30 | Плоские бойки<br>при тяжелой ков-<br>ке. Штампы для<br>твердых сталей                             |
|                 | CV9        | 0,45 | 0,60 | 0,50 | 0,35 | 1,50 | 0,50 | 0,90 |                                                                                                   |
|                 | CVM        | 0,36 | 0,90 | 0,40 | —    | 5,0  | 1,35 | 0,30 | Штампы для ков-<br>ки железных, не-<br>ржавеющих, жаро-<br>прочных и медных<br>сплавов            |
|                 | CVM4       | 0,58 | 0,90 | 0,40 | —    | 5,0  | 1,35 | 1,10 |                                                                                                   |
|                 | 5CC        | 1,0  | 0,30 | 0,60 | —    | 5,25 | 1,10 | 0,45 | Инструмент для<br>холодной обрезки<br>поковок из нержа-<br>вующих и низколе-<br>гированных сталей |
|                 | Super C12  | 1,60 | 0,30 | 0,40 | —    | 13,0 | 1,0  | 0,50 |                                                                                                   |
|                 | HW4        | 0,30 | 0,25 | 0,30 | 4,5  | 2,5  | —    | 0,55 | Штампы для ков-<br>ки нержавеющей и<br>жаропрочных ста-<br>лей                                    |
|                 | HSM/W9A    | 0,30 | 0,30 | 0,25 | 9,5  | 2,85 | —    | 0,35 |                                                                                                   |
|                 | Cyclone 56 | 0,83 | 0,30 | 0,30 | 6,5  | 4,25 | 5,0  | 1,9  |                                                                                                   |



| Страна                | Сталь                       | C             | Si            | Mn            | W             | Cr            | Mo                  | V             | Применение                                                                                         |
|-----------------------|-----------------------------|---------------|---------------|---------------|---------------|---------------|---------------------|---------------|----------------------------------------------------------------------------------------------------|
| Япония<br>[237]       |                             | 0,45          | —             | —             | —             | 1,0           | 1,0                 | 0,15          | Штамповые блоки для автомобилей (использованы в экспериментальном порядке с хорошими результатами) |
|                       |                             | 0,3—0,4       | —             | —             | 1,0—1,4       | —             | 1,3—1,7             | 0,3—0,5       |                                                                                                    |
|                       |                             | 0,33          | —             | —             | —             | 2,9           | 2,9                 | 0,5           |                                                                                                    |
| Чехословакия<br>[238] | CrNiWV<br>(VCS № 19<br>720) | 0,25—<br>0,35 | 0,15—<br>0,30 | 0,25—<br>0,40 | 3,5—<br>4,5   | 2,20—<br>2,50 | Ni<br>0,50—<br>0,60 | 0,50—<br>0,60 | Прочивные пуансоны на стане штифеля                                                                |
|                       | CrWV<br>(VCS № 19<br>721)   | 0,30—<br>0,40 | Макс.<br>0,37 | 0,20—<br>0,40 | 7,5—<br>9,5   | 2,20—<br>2,70 | —                   | 0,20—<br>0,50 |                                                                                                    |
|                       | CrNiSiWV                    | 0,18—<br>0,25 | 0,90—<br>1,10 | 0,30—<br>0,50 | 0,80—<br>1,20 | 0,50—<br>0,70 | Ni<br>1,20—<br>1,50 | 0,20—<br>0,30 |                                                                                                    |
|                       | 95V4                        | 0,95          | 0,3           | 0,4           | —             | —             | —                   | 0,4           |                                                                                                    |

| Страна                | Сталь     | C    | Si  | Mn  | W   | Cr   | Mo  | V   | Применение                                                     |
|-----------------------|-----------|------|-----|-----|-----|------|-----|-----|----------------------------------------------------------------|
| Чехословакия<br>[238] | —         | 1,50 | 0,2 | 0,3 | —   | 0,5  | —   | 1,4 | Штампы, пресс-формы для литья под давлением, обрезающие штампы |
|                       | —         | 2,0  | 0,3 | 0,3 | —   | 12,0 | —   | 2,0 |                                                                |
|                       | —         | 2,20 | 0,3 | 0,3 | —   | 12,0 | —   | 4,0 |                                                                |
| ФРГ [239]             | X30WCrV53 | 0,30 | 0,2 | 0,3 | 4,5 | 2,5  | —   | 0,6 | Обрезные штампы высокой износостойкости                        |
|                       | X30WCrV93 | 0,30 | 0,2 | 0,3 | 9,0 | 2,5  | —   | 0,4 |                                                                |
|                       | 28NiCrV5  | 0,28 | 0,4 | 0,3 | —   | 0,7  | 1,2 | 0,2 |                                                                |
| ФРГ [239]             | —         | 0,30 | 0,2 | 0,4 | 3,0 | —    | 3,0 | 0,4 | Штампы для литья под давлением, штампы, пуансоны, матрицы      |
|                       | —         | 0,30 | 0,2 | 0,4 | 3,0 | —    | 3,0 | 0,4 |                                                                |
|                       | —         | 0,30 | 0,2 | 0,4 | 3,0 | —    | 3,0 | 0,4 |                                                                |
| ФРГ [239]             | —         | 0,30 | 0,2 | 0,4 | 3,0 | —    | 3,0 | 0,4 | Штампы различного типа                                         |
|                       | —         | 0,30 | 0,2 | 0,4 | 3,0 | —    | 3,0 | 0,4 |                                                                |
|                       | —         | 0,30 | 0,2 | 0,4 | 3,0 | —    | 3,0 | 0,4 |                                                                |
| ФРГ [239]             | —         | 0,30 | 0,2 | 0,4 | 3,0 | —    | 3,0 | 0,4 | Штампы различного типа                                         |
|                       | —         | 0,30 | 0,2 | 0,4 | 3,0 | —    | 3,0 | 0,4 |                                                                |
|                       | —         | 0,30 | 0,2 | 0,4 | 3,0 | —    | 3,0 | 0,4 |                                                                |



Продолжение табл. 48

| Страна       | Сталь             | C             | Si          | Mn          | W             | Cr          | Mo            | V             | Применение                                                                          |
|--------------|-------------------|---------------|-------------|-------------|---------------|-------------|---------------|---------------|-------------------------------------------------------------------------------------|
| ФРГ<br>[239] | X65WCrMoV94       | 0,65          | 0,30        | 0,30        | 9,0           | 4,0         | 0,9           | 0,7           | Штампы очень<br>высокой произво-<br>дительности, пресс-<br>формы для пласт-<br>масс |
|              | 21CrVMoW<br>11.28 | 0,18—<br>0,25 | 0,2—<br>0,4 | 0,3—<br>0,5 | 0,30—<br>0,40 | 2,7—<br>3,0 | 0,35—<br>0,45 | 0,75—<br>0,85 | Вставки для<br>штампов                                                              |
| США [235]    | B4-2              | 2,5           | 0,30        | 0,75        | —             | 5,25        | 1,10          | 4,5           | Инструмент для<br>холодной обработ-<br>ки металла                                   |
|              | B4-3              | 2,8           | 0,30        | 0,70        | —             | 5,25        | 1,10          | 4,5           |                                                                                     |
|              | Chromewear        | 2,25          | —           | —           | 1,0           | 5,25        | 1,00          | 4,75          | Инструмент для<br>холодной обработ-<br>ки металла                                   |
|              | Concord V         | 2,40          | 0,30        | 0,70        | —             | 5,25        | 1,10          | 4,25          |                                                                                     |
|              | Sagamore V        | 2,40          | —           | —           | —             | 5,00        | 1,00          | 4,25          | » »                                                                                 |

Продолжение табл. 48

| Страна    | Сталь        | C    | Si   | Mn   | W    | Cr    | Mo   | V    | Применение                                        |
|-----------|--------------|------|------|------|------|-------|------|------|---------------------------------------------------|
| США [235] | Spartac V    | 2,35 | 0,40 | 0,60 | 1,00 | 5,25  | 1,00 | 4,75 | Инструмент для<br>холодной обработ-<br>ки металла |
|           | BR-4FM       | 2,30 | 0,40 | 0,40 | —    | 12,50 | 1,10 | 4,0  | То же                                             |
|           | HScRK-3      | 2,40 | 0,25 | 0,25 | —    | 13,00 | 1,00 | 4,0  | » »                                               |
|           | Huron        | 2,50 | —    | —    | —    | 12,0  | 0,80 | 4,0  | » »                                               |
|           | Ottawa 60    | 3,25 | —    | —    | —    | 1,0   | 1,00 | 12,0 | » »                                               |
|           | Forge Wear 1 | 1,10 | 1,00 | —    | —    | 5,25  | 1,10 | 4,0  | Инструмент для<br>горячей обработки<br>металла    |
|           | Jetcut 5     | 1,10 | 1,0  | —    | —    | 5,25  | 1,10 | 4,0  |                                                   |
|           | Koncor       | 1,10 | 1,0  | —    | —    | 5,25  | 1,10 | 4,0  |                                                   |
|           | Potomac      | 1,15 | 1,0  | —    | —    | 5,0   | 1,30 | 4,0  |                                                   |

и горячей обработки металлов, содержит до 1% V. Стали с содержанием более 1% V применяют главным образом для горячей обработки металлов давлением. Из общего количества сталей, используемых для этих целей, количество сталей с ванадием для штампов, предназначенных для холодной обработки, составляет 68%, а для горячей обработки 83%.

Штамповые стали с ванадием для обработки металлов в холодном состоянии широко применяют тогда, когда основными требованиями, предъявляемыми к штамповому инструменту, являются высокая твердость и износостойкость.

При изготовлении штампов больших размеров, когда наряду с высокой твердостью и износостойкостью требуется обеспечить хорошую прокаливаемость, штамповые стали с ванадием содержат повышенное количество марганца, кремния, хрома.

В Советском Союзе широко применяют для изготовления штампов, предназначенных для холодной обработки давлением, и других инструментов, обрабатывающих металл в холодном состоянии, высокохромистые стали X12M и X12FM. Эти стали при среднем содержании в них 0,2 и 0,8% V имеют высокую твердость и высокую износостойкость. Они достаточно теплостойки и мало деформируются в процессе термической обработки. Аналогичные стали применяют в США и Англии. В США применяют, кроме того, ванадийсодержащие стали с молибденом вместо вольфрама.

В получении высокой твердости стали большую роль играет дополнительное легирование высокохромистых штамповых сталей ванадием, который, частично растворяясь в карбиде хрома, сообщает ему повышенную стойкость против коагуляции, увеличивает устойчивость мартенсита против отпуска и усиливает эффект дисперсионного твердения.

Влияние ванадия на повышение твердости и износостойкости высокохромистых сталей хорошо видно на примере штамповых сталей, имеющих особо высокую износостойкость. Эти стали содержат до 4,5—4,75% V при 2,25—2,8% C, 12—13% Cr и около 1,0% Mo.

Работа удара штамповой стали с 12% Cr, как видно из рис. 90 [240], заметно повышается с введением 0,75—1,0% V и достигает наибольшей величины при легирова-

нии молибденом. К менее легированным инструментальным сталям, применяемым в Советском Союзе для тех же целей, относится сталь X6BФ. Ударная вязкость этой стали удовлетворительная, так как в ней содержится значительно меньше ледебуритной эвтектики.

В зависимости от химического состава количество карбидов в штамповых сталях составляет: 25—30% в стали X12, 15—20% в X12Ф1 и 12—15% в X6BФ. При

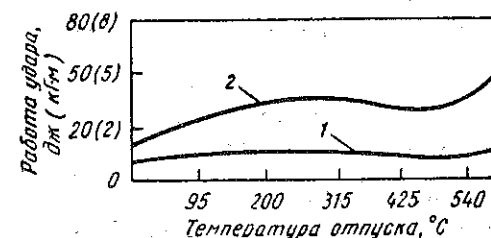


Рис. 90. Влияние легирования ванадием на вязкость стали с 12% C:

1 — 2,35% C, закалка с 925°С; 2 — 2,15% C, 0,75—1,00% V, закалка с 980°С

этом, естественно, наименьшая карбидная ликвация характерна для стали X6BФ.

Штамповая сталь для горячего деформирования должна иметь свойства, аналогичные быстрорежущей стали при повышенной вязкости, так как в процессе работы она непосредственно соприкасается с разогретым металлом.

В этих условиях эффективно применять штампы, изготовленные из сталей, легированных, кроме других элементов, ванадием.

Ванадий широко используют для данных целей. Оказалось, что в некоторых случаях можно отказаться от прежних штамповых сталей с 9% W и 3% Cr и заменить их сталями с ванадием со значительно меньшим содержанием вольфрама, а в ряде случаев и с молибденом.

В ФРГ и других странах, по данным [44], считают, что штамповые стали для горячей обработки металлов, содержащие 0,5—0,8% V и 0,8—0,9% Mo, имеют лучшие свойства и более экономичны, чем стали с содержанием более 10% W.



В Советском Союзе производство сталей для тяжело-нагруженных штампов развивается по пути снижения содержания вольфрама при дополнительном легировании ванадием, а для некоторых сталей и молибденом.

Необходимо, однако, отметить, что единого мнения относительно ограничения содержания вольфрама в штамповых сталях нет и некоторые страны, например США и Англия, доводят количество вольфрама в этих сталях до 16—18% при содержании углерода 0,5—0,6% [44].

Легирование ванадием оказывается особенно эффективным, если штампы при работе разогреваются до высоких температур, но не подвергаются большим ударным нагрузкам и испытывают в основном растягивающие или сжимающие усилия. Ванадий в подобных случаях обеспечивает не только необходимую красностойкость инструмента, но и в сочетании с другими элементами положительно влияет на повышение качества штампового инструмента благодаря сохранению при рабочих температурах высокой твердости, малого коэффициента теплового расширения и необходимой устойчивости против разгара.

В Советском Союзе из легированных ванадием штамповых сталей наиболее распространена сталь 3Х2В8Ф. По своим качественным характеристикам она относится к числу лучших. Твердость стали 3Х2В8Ф не только сохраняется при температурах высокого отпуска, но и аналогично быстрорежущей стали повышается при 560°С (на кривой обнаруживается максимум вторичной твердости).

Устойчивость против отпуска и наличие вторичной твердости в стали 3Х2В8Ф, по мнению В. С. Меськина [44], обуславливаются выделением из мартенсита не только высокодисперсных и стойких против коагуляции карбидов, но и интерметаллидов вольфрама и хрома с железом.

Распространена еще высокованадиевая сталь 4Х5В2СФ; аналогичные штамповые стали с несколько повышенным содержанием хрома применяют в ФРГ и США.

При рабочих температурах эти стали по стойкости против термической усталости приближаются к стали

3Х2В8Ф, однако по устойчивости против отпуска и прочностным характеристикам несколько уступают ей.

Из штамповых сталей наибольшей термической стойкостью против образования сетки разгара обладают стали 3Х2В8Ф и 4Х8В2 и применяемые в США и ФРГ аналогичные им стали с содержанием до 5—6% Cr, дополнительно легированные ванадием.

### Шарикоподшипниковые стали

По химическому составу и условиям работы в изделиях шарикоподшипниковые стали имеют много общего с инструментальными.

Для нужд общего машиностроения шарикоподшипниковые стали изготавливают в основном двух марок: ШХ15 (около 1,0% С, 1,5% Cr) и ШХ15С (1,0% С, 1,5% Cr, 1,0% Mn, 0,5% Si).

Эти стали удовлетворяют эксплуатационным требованиям к подшипникам качения, работающим при нормальных эксплуатационных температурах.

Для подшипников, предназначенных для работы в более тяжелых условиях, проведены [241] изыскания стали, дополнительно легированной ванадием и другими карбидообразующими элементами. Исследования показали, что свойства стали ШХ15 могут быть существенно улучшены при легировании ее ванадием. Введение в сталь 0,11; 0,20 и 0,34% V соответственно увеличило верхнюю границу температуры закалки до 900, 920 и 940°С. До указанных температур нагрева структура стали после закалки имела вид скрытоиглочатого мартенсита. Размер зерна в сталях с ванадием был значительно меньше. Стали при нагреве до 860—880°С имели твердость после закалки выше 63 HRC. Введением ванадия была заметно увеличена прокаливаемость стали ШХ15.

Механические свойства стали ШХ15 с 0,11—0,20% V были значительно лучше; ударная вязкость повысилась, предел прочности стали при кручении, а также угол закручивания существенно увеличились. Лишь при легировании 0,34% V прочность была несколько ниже, чем у стали ШХ15 (рис. 91).

Эти данные указывают на перспективность улучшения качества шарикоподшипниковой стали благодаря легированию ее ванадием в количестве 0,1—0,2%.

Для подшипников, работающих при температурах до 500—550°С, созданы [242] стали ЭИ347, ЭИ944 и ЭИ945, в состав которых входит ванадий.

Для шарикоподшипниковых сталей влияние ванадия на свойства особенно важно, если учесть, что долговечность подшипников в современных быстроходных машинах определяется высокой твердостью закаленных рабочих плоскостей и их хорошим сопротивлением истиранию при повышенных температурах.

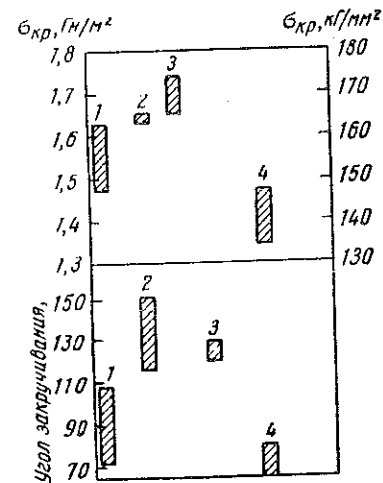


Рис. 91. Влияние ванадия на прочность при кручении и угол закручивания шарикоподшипниковой стали ШХ15:

1 — ШХ15; 2 — ШХ15+0,11% V;  
3 — ШХ15+0,2% V; 4 — ШХ15+  
+0,34% V

Сталь ШХ3МФ, предложенная Л. В. Копытиным, И. Е. Конторовичем и Д. И. Вульф [244], имеет состав: 0,95—1,10% С; 2,7—3,2% Сг; 0,3—0,45% Мо; 0,3—0,45% V. После закалки с 880°С в масле и отпуска при 160°С с охлаждением в воде сталь имеет твердость 62—63 HRC, глубина закаленного слоя при диаметре кольца 100 мм составляет 6—7 мм. Сталь отличается высокой износостойкостью, превышающей стойкость стали ШХ15СГ в три раза.

Четырехпроцентная молибденохромованадиевая сталь М50 для подшипников реактивных двигателей внедряется в Японии [245]. В стали содержится 0,75% С; 4,0% Мо;

4,0% Сг и 1,0% V. При закалке с 1100—1200°С в масле количество аустенита составляет 23%, после обработки холодом при —76°С в течение двух часов количество аустенита уменьшается до 5%. Обработку холодом проводят непосредственно после закалки. Термически обработанная сталь имеет высокую твердость. Изменение размеров закаленных деталей по истечении 1000 ч работы не превышает 0,01%.

В ФРГ применяют сталь с 0,9% С; 18% Сг; 1,0—1,3% Мо и 0,07—0,12% V, имеющую высокую коррозионную стойкость и более высокую износостойкость, чем сталь ШХ15.

Для работы до температур 540°С используют сталь WB-49, содержащую в среднем 1,1% С; 4% Сг; 6,75% W; 3,75% Мо; 2% V и 5% Со [246]. Сталь закаливают с 1220°С. После двукратного отпуска по 2 ч при 565°С она имеет твердость при рабочей температуре до 57—59 HRC.

В США [233] разработана сталь Lesko BG-42, содержащая 1,15% С; 14,5% Сг; 4,0% Мо и 1,2% V. Сталь предназначена для работы подшипников при повышенных температурах, подвергающихся истиранию без смазки. Она имеет высокую твердость (63—64 HRC) в температурном интервале 510—540°С после закалки с 1150°С и отпуска при 480—540°С.

Приведенный перечень сталей, рекомендуемых для подшипников, работающих при повышенных температурах, показывает, что некоторые из этих сталей по составу приближаются к быстрорежущим сталям.

Вероятно, дальнейшие работы по изысканию сталей для сильнонагруженных подшипников, работающих при повышенных температурах, покажут перспективность более широкого использования в них ванадия.



## ВАНАДИЙ В СТАЛЯХ И СПЛАВАХ СПЕЦИАЛЬНОГО НАЗНАЧЕНИЯ

### Котельные стали

**Т**еплоустойчивые стали с ванадием начали применять в котлостроении в последние 10—15 лет. До 1950 г. котельные установки в основном работали при температуре 450—510°С и давлении 8—14 Мн/м<sup>2</sup> (80—140 ат). Молибденовые и хромомолибденовые стали, которые хорошо работали при указанных температурах и давлении, оказались непригодными для длительной (10—11 лет) работы при более высоких температурах из-за сильных структурных изменений в процессе службы — графитизации, коагуляции и изменения фазового состава, появления тепловой хрупкости.

Повысить параметры пара не представлялось возможным из-за отсутствия необходимых сталей. И только в последние 10 лет в связи с разработкой новых сталей были созданы котлы, в которых температура пара была 585°С и давление 25 Мн/м<sup>2</sup> (250 ат).

Широкое применение для легирования котельных теплоустойчивых сталей перлитного, мартенситного и мартенситно-ферритного классов нашел ванадий как элемент, положительно влияющий на жаропрочные свойства сталей.

Группа перлитных теплоустойчивых трубных котельных сталей включает стали с различным содержанием хрома, молибдена, ванадия, ниобия и с добавками бора — это стали 12ХМФ, 12Х1МФ, 15Х1М1Ф, 2,5%-ные хромистые стали с ванадием, ниобием и молибденом [12Х2МФБ (ЭИ531)] или без молибдена (12Х2ФБ),

а также аналогичные стали без ниобия, но с бором (12Х2МФСР). Последняя, кроме повышенной жаропрочности, имеет хорошие жаростойкие свойства.

Некоторые легированные ванадием безмолибденовые стали даже практически равноценны сталям с молибденом, о чем свидетельствуют испытания длительностью 8—125 тыс. ч при температуре 500°С, проведенные в Чехословакии [247].

Широко применяется ванадий в сталях для отливок, поковок и крепежных деталей [20ХМФЛ, 15Х1М1ФЛ, 15ХМФКР, 15Х2М2ФБС, 25Х2М1Ф (ЭИ723), 12Х2М1ФБ, 25Х1М1Ф1БР (ЭП44)].

Для труб новых котельных установок рекомендованы взамен аустенитных 12%-ные хромистые стали, легированные дополнительно вольфрамом, молибденом, ванадием, ниобием (ЭИ756, ЭИ993), жаропрочные свойства которых значительно превышают свойства известных хромоникелевых сталей типа 18-8, 14-14 и др.

Аналогичные перлитные стали с ванадием имеются и в стандартах зарубежных стран. Например, немецкие стали: 13CrMoV42, 14MoV63, 21CrMoV511, Cr-VSt-50, C-StV DeutroD 45V, чехословацкие: 15225, 15123. В Бельгии для пароперегревательных труб для параметров [давления пара 14 Мн/м<sup>2</sup> (140 ат) и температуры 570°С] рекомендованы стали с 1% Сг и добавками молибдена, вольфрама и 0,5% V.

Введение ванадия в котельные стали благоприятно сказывается на характеристиках прочности и ползучести. Однако легирование 1%-ных хромистых сталей только ванадием без молибдена вызывает в процессе длительной службы охрупчивание. Более значительно повышает жаропрочность совместное легирование молибденом и ванадием, которые замедляют протекание процессов сфероидизации и коагуляции [44]. Ванадий, препятствуя росту карбидных частиц, увеличивает сопротивление сдвиговой деформации при повышенных температурах [250].

Некоторые специалисты считают, что ванадий улучшает свойства молибденовой перлитной стали только после некоторой пластической деформации, которая накапливается в металле в процессе ползучести.

Исследованиями ЦНИИЧМ и ЦНИИТМАШ [248, 249, 251] для сталей, применяемых в котлостроении, установ-

Таблица 49

Влияние ванадия на деформацию 2,5%-ной хромомолибденовой стали  
[температура 600°С, напряжение 300 Мн/м<sup>2</sup> (30 кг/мм<sup>2</sup>)]

| V, %        | Деформация 10 <sup>-2</sup> , %, при длительности испытания, ч |      |      |      |      |      |
|-------------|----------------------------------------------------------------|------|------|------|------|------|
|             | 100                                                            | 400  | 600  | 800  | 1000 | 1200 |
| Без ванадия | 8,0                                                            | 13,0 | 16,5 | —    | —    | —    |
| 0,46        | 5,5                                                            | 6,0  | 7,0  | 7,6  | 8,0  | 8,2  |
| 0,79        | 1,8                                                            | 2,0  | 2,1  | 2,2  | 2,3  | 2,3  |
| 1,2         | 11,6                                                           | 14,5 | 14,8 | 15,2 | 15,7 | 16,0 |

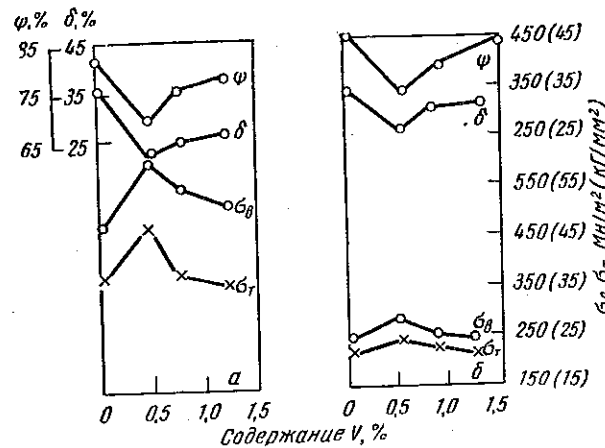


Рис. 92. Влияние ванадия на механические свойства 2,5%-ной хромомолибденовой стали при различных температурах (°С):

а — 20; б — 600

лено оптимальное содержание ванадия в сталях, равное 0,2—0,6%.

При таком содержании ванадия незначительно повышается прочность и понижаются пластические свойства, определяемые при кратковременных механических испытаниях (рис. 92). Эти изменения не влияют на технологичность сталей с ванадием.

Влияние ванадия на ползучесть 2,5%-ной хромомолибденовой стали характеризуется данными табл. 49.

Эти данные показывают, что содержание ванадия сверх оптимального приводит к резкому снижению сопротивления ползучести. Аналогично влияние ванадия и на 12%-ные хромомолибденовые стали: скорость ползучести их при легировании ванадием выше оптимального значения также увеличивается.

Снижение предела ползучести при большом содержании ванадия различные авторы [248, 251] объясняют по-разному.

По существующим представлениям роль легирующих элементов в повышении жаропрочности сталей сводится к упрочнению твердого раствора в результате легирования и создания дисперсной карбидной фазы, препятствующей протеканию пластической деформации. Таким образом, роль ванадия в теплоустойчивых сталях заключается прежде всего в создании высокодисперсных термически стойких карбидов VC, препятствующих диффузионным процессам перехода молибдена из твердого раствора в карбидную фазу, благодаря чему молибден практически полностью остается в твердом растворе, значительно упрочняя его.

Наиболее высокие свойства хромомолибденовых сталей с ванадием по сопротивлению ползучести с удовлетворительной длительной пластичностью (относительное удлинение при длительном разрыве) достигаются после термической обработки, состоящей из нормализации с отпуском. Температура отпуска должна быть выше рабочей температуры изделия примерно на 100°С, чтобы создать условия стабильности полученной структуры в процессе службы. Верхний предел температуры отпуска хромомолибденованадиевых перлитных сталей ограничивается точкой  $A_{c1}$ , нижний — температурой, вызывающей отпускную хрупкость.

Структура после правильно проведенной термической обработки по такому режиму характеризуется неправильной формой зерен феррита с равномерно распределенными в них тонкими пластинками карбида ванадия (ферритокарбидная смесь), т. е. соответствует структуре, образовавшейся в верхнем бейнитном интервале [252].

В отожженном состоянии свойства перлитных трубных котельных сталей ниже, чем после нормализации с отпуском, и структура представляет собой не ферритокарбидную смесь, а отдельные правильной формы (ок-



руглые) зерна феррита и перлита с карбидной фазой по границам зерен. Большое различие в микроструктуре отожженной стали и нормализованной стали с отпуском состоит также в разном размере карбидных частиц и зерен феррита: после отжига они значительно крупнее.

Для крепежных же деталей нормализация с высоким отпуском при 750°С непригодна, так как она не обеспечивает необходимой прочности; в частности, для стали 25ХМФБР (ЭП44) рекомендуется ступенчатый отпуск (600 и 725°С) [253].

Химический состав и свойства котельных хромомолибденованадиевых сталей регламентируются стандартами (например, ГОСТ 10801—64, 10802—64).

Перлитные стали с ванадием экономно легированы, технологичны, дешевы и имеют значительно более высокие свойства, чем сталь 15ХМ. Стали с 12%Cr более сложно легированы, но имеют высокую жаропрочность и жаростойкость. Их можно рекомендовать в котлостроении для работы до температуры 620°С взамен дорогостоящих аустенитных хромоникелевых сталей.

Уже в течение нескольких лет трубные стали 12Х1МФ, 12Х2МФСР, ЭИ531 и др. успешно эксплуатируют на промышленных котлах при температуре до 585°С, а 12%-ные хромомолибденовые стали ЭИ756 и ЭИ993 проходят опробование на опытных змеевиках и котлах. Данные по испытанию свойств этих сталей в процессе длительной службы при высоких температурах и напряжениях показывают, что легирование стали ванадием способствует получению стабильной структуры, претерпевающей в эксплуатации лишь незначительные изменения.

Подробные исследования твердости, микроструктуры, распределения легирующих элементов между твердым раствором и карбидами и их изменения при длительной службе при рабочих температурах проводили в ЦНИИЧМ, МВТУ им. Баумана и в других организациях.

В нормализованной стали 12Х1МФ обнаруживается только карбид  $Fe_3C$ , а после нормализации и длительной выдержки имеются еще карбиды  $VC$  и  $Me_7C_3$ ; в стали 15Х1М1Ф с более высоким содержанием молибдена присутствует, кроме того, карбид молибдена.

В хромомолибденовых сталях без ванадия наблюдаются графитизация, сфероидизация карбидов, изменение

Таблица 50  
Химический состав (%) котельных трубных сталей с ванадием (по ГОСТ 10801—64 и 10802—64)

| Сталь                     | C         | Si        | Mn      | Cr        | Mo        | V         | Nb      | B                    |
|---------------------------|-----------|-----------|---------|-----------|-----------|-----------|---------|----------------------|
| 15ХМ                      | 0,11—0,16 | 0,17—0,37 | 0,4—0,7 | 0,8—1,1   | 0,4—0,55  | —         | —       | —                    |
| 12Х1МФ                    | 0,08—0,15 | 0,17—0,37 | 0,4—0,7 | 0,9—1,2   | 0,25—0,35 | 0,15—0,30 | —       | —                    |
| 15Х1М1Ф                   | 0,10—0,16 | 0,17—0,37 | 0,4—0,7 | 1,1—1,4   | 0,9—1,1   | 0,20—0,35 | —       | —                    |
| 12Х2МФБ<br>(ЭИ531)        | 0,08—0,12 | 0,4—0,7   | 0,4—0,7 | 2,1—2,6   | 0,5—0,7   | 0,20—0,35 | 0,5—0,8 | —                    |
| 12Х2МФСР                  | 0,08—0,15 | 0,4—0,7   | 0,4—0,7 | 1,6—1,9   | 0,5—0,7   | 0,20—0,35 | —       | 0,002—0,005          |
| 1Х11В2МФ<br>(типа ЭИ756)  | 0,10—0,15 | ≤0,5      | 0,5—0,8 | 10,0—12,0 | 0,6—0,9   | 0,15—0,30 | —       | —                    |
| 1Х12ВМБФР<br>(типа ЭИ993) | 0,13—0,18 | ≤0,5      | ≤0,5    | 11—13     | 0,4—0,6   | 0,15—0,30 | 0,2—0,4 | 0,003<br>(расчетное) |

Примечание. В стали 1Х12ВМБФР (типа ЭИ993) содержится 0,4—0,7% W.

Механические свойства (не менее) после термической обработки при температурах 500—625° С некоторых котельных

| Сталь                     | Продольные образцы |           |            |        |          |     |        |          | Поперечные |        |            |        |
|---------------------------|--------------------|-----------|------------|--------|----------|-----|--------|----------|------------|--------|------------|--------|
|                           | $\sigma_B$         |           | $\sigma_T$ |        | $\delta$ |     | $\psi$ |          | $\sigma_B$ |        | $\sigma_T$ |        |
|                           | $a_n$              |           | $a_n$      |        | $a_n$    |     | $a_n$  |          | $a_n$      |        | $a_n$      |        |
|                           | Мн/м²              | кг/мм²    | Мн/м²      | кг/мм² | δ %      | ψ % | МДЖ/м² | кг·м/см² | Мн/м²      | кг/мм² | Мн/м²      | кг/мм² |
| 15ХМ                      | 450                | 45        | 240        | 24     | 21       | 50  | 0,6    | 6        | 450        | 45     | 230        | 23     |
| 12Х1МФ                    | 480—<br>650        | 48—<br>65 | 260        | 26     | 21       | 55  | 0,6    | 6        | 450        | 45     | 260        | 26     |
| 15Х1М1Ф                   | 550—<br>700        | 55—<br>70 | 350        | 35     | 18       | 50  | 0,5    | 5        | 550        | 55     | 350        | 35     |
| 12Х2МФБ<br>(ЭИ531)        | 420                | 42        | 210        | 21     | 24       | —   | —      | —        | Не опреде  |        |            |        |
| 12Х2МФСР                  | 480                | 48        | 260        | 26     | 21       | —   | —      | —        | » »        |        |            |        |
| 1Х11В2МФ<br>(типа ЭИ756)  | 600                | 60        | 400        | 40     | 18       | —   | —      | —        | » »        |        |            |        |
| 1Х12ВМБФР<br>типа (ЭИ993) | 650                | 65        | 450        | 45     | 17       | 55  | 0,8    | 8        | —          | —      | —          | —      |

\* Предел длительной прочности определен на лабораторных образцах.

состава карбидной фазы и твердого раствора в результате диффузионного перераспределения легирующих элементов между ними. Установлено, что в сталях, легированных только молибденом или молибденом и хромом, т.е. более слабыми карбидообразующими элементами, чем ванадий, при длительной выдержке при высокой температуре (например, 500° С, 3 года) более 50% мо-

и рекомендуемый расчетный предел длительной прочности трубных сталей (по ГОСТ 10801—64 и 10802—64)

| образцы |        |                |          | Предел длительной прочности* за<br>100 000 ч, МН/м² (кг/мм²) |                        |             |                                    |             | Термическая<br>обработка                                 |
|---------|--------|----------------|----------|--------------------------------------------------------------|------------------------|-------------|------------------------------------|-------------|----------------------------------------------------------|
| σ<br>%  | ε<br>% | a <sub>n</sub> |          | 500                                                          | 550                    | 575         | 600                                | 625         |                                                          |
|         |        | МДж/м²         | кг·м/см² |                                                              |                        |             |                                    |             |                                                          |
| 20      | 45     | 0,5            | 5        | 155<br>(15,5)                                                | 75<br>(7,5)            | —           | —                                  | —           | Нормализа-<br>ция 930—960° С,<br>отпуск 680—<br>730° С   |
| 19      | 50     | 0,5            | 5        | 190<br>(19,0)                                                | 110<br>(11)            | 85<br>(8,5) | 60 (6)                             | —           | Нормализа-<br>ция 950—980° С,<br>отпуск 720—<br>760° С   |
| 16      | 45     | 0,4            | 4        | 210<br>(21,0)                                                | 130<br>(13)            | 95<br>(9,5) | 70 (7)                             | —           | Нормализа-<br>ция 1020—<br>1050° С, отпуск<br>730—760° С |
| ляется  |        |                |          | 120<br>(12,0)                                                | 80<br>(8)              | 65<br>(6,5) | 50 (5)                             | 40 (4)      | Отпуск 840—<br>870° С                                    |
| »       |        | »              |          | 180<br>(18,0)                                                | 110<br>(11)            | 85<br>(8,5) | 70 (7)                             | 60 (6)      | Нормализа-<br>ция 950—980° С,<br>отпуск 750—<br>780° С   |
| »       |        | »              |          | —                                                            | —                      | 170<br>(17) | 130<br>(13)                        | 85<br>(8,5) | Нормализа-<br>ция 1020—<br>1050° С, отпуск<br>720—750° С |
| —       | —      | —              | —        | —                                                            | 220—<br>260<br>(560°С) | —           | 170—<br>200<br>(17—20)<br>(590° С) | 110<br>(11) | Нормализа-<br>ция 1050° С,<br>отпуск 750° С              |

либдена от общего содержания его в стали переходит в карбидную фазу.

В хромомолибденованадиевых сталях и в хромованадиевых сталях перлитного класса, дополнительно легированных ниобием, перераспределение элементов (молибдена) между твердым раствором и карбидной фазой в процессе эксплуатации практически отсутствует;



незначительно меняются и механические свойства.

Из анализа фазового химического состава и микроструктуры длительно работающих изделий следует, что в присутствии ванадия в перлитной стали повышение молибдена сверх 0,5% для улучшения жаропрочных свойств нецелесообразно. Твердый раствор, упрочняемый в основном молибденом, в процессе длительной выдержки обедняется легирующими (в этом случае молибденом) элементами.

По данным Н. В. Ульяновой и В. С. Теплова [254], в стали 12Х1МФ с 0,2—0,4% Мо на образование конечных карбидов (после длительной выдержки) ( $Me_3C$ , VC,  $Me_7C_3$ ) расходуется весь ванадий, имеющийся в стали, 20—25% Cr и около 30% Мо. В стали 15Х1М1Ф с 1% Мо на образование карбидных фаз (VC,  $Mo_2C$ ,  $Me_{23}C_6$ ,  $Me_7C_3$ ) также расходуются весь ванадий, примерно 20% Cr и половина имеющегося в стали молибдена. Вследствие этого в сталях с 1% Мо происходит понижение жаропрочности и повышение хрупкости.

Наиболее широко применяют в котлостроении стали 12Х1МФ, ЭИ531, 12Х2МФСР; кроме того, начали использовать в котельных установках с более высокими параметрами пара хромистые легированные стали.

В табл. 50 и 51 приведены химический состав некоторых включенных в государственный стандарт теплоустойчивых котельных трубных сталей с ванадием и их свойства.

### Теплоустойчивые стали

Для газовых турбин и компрессоров авиационных двигателей применяют теплоустойчивые стали, имеющие значительно более высокие характеристики прочности по сравнению со сталями для котлостроения.

В теплоустойчивых высокопрочных сталях, работающих при температурах до 600°С со сравнительно небольшим сроком службы, широко применяют ванадий.

Для изготовления дисков, валов, бандажей, колец, лопаток, стяжных болтов и других деталей применяют стали перлитного и мартенситного классов.

Перлитные стали, применяемые для изделий, работающих при температурах до 550°С, содержат обычно

вольфрам, молибден и ванадий. Эти легирующие элементы являются основными упрочнителями теплоустойчивых сталей.

Влияние ванадия и других элементов на прочность феррита изучал и обобщил Э. Бейн [86]. Как указывалось выше, ванадий более сильно упрочняет феррит, чем

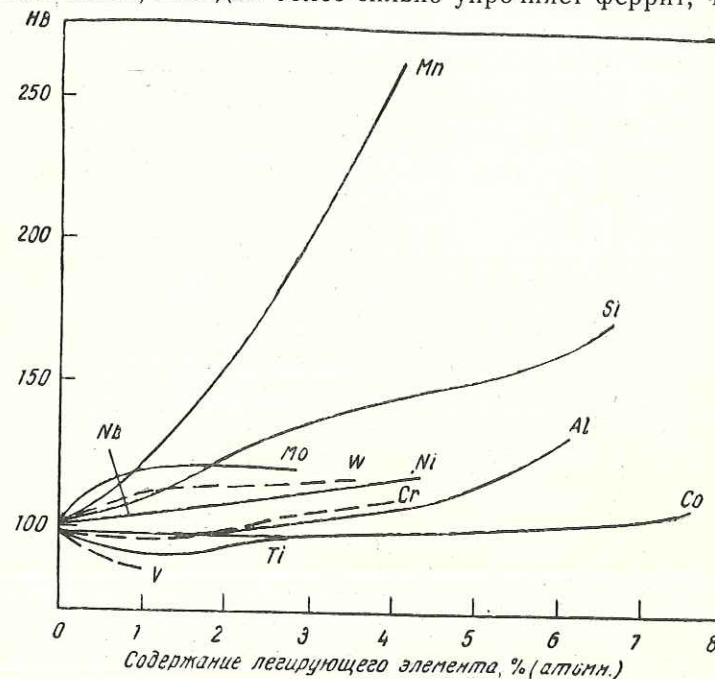


Рис. 93. Влияние легирующих элементов на твердость феррита при 400°С после отжига при 930°С

вольфрам и хром, и приближается по степени влияния на прочность к молибдену.

М. Ф. Алексеенко [38] исследовал влияние различных легирующих элементов на свойства феррита при повышенных температурах.

На рис. 93 представлено влияние ванадия и других легирующих элементов на твердость феррита при 400°С после отжига при 930°С. Аналогичные результаты были получены при 20°С. Легирование отожженной стали ванадием несколько снижает твердость феррита.



Влияние различных легирующих элементов на твердость феррита при повышенных температурах после закалки с  $1200^{\circ}\text{C}$  в воде показано на рис. 94. В закаленном состоянии влияние ванадия при содержании 0,6% на твердость примерно эквивалентно влиянию 1% Mo или 0,8% W. При легировании 0,55% Nb получается такая же твердость, как от 0,6% V, вплоть до температуры  $400^{\circ}\text{C}$ .

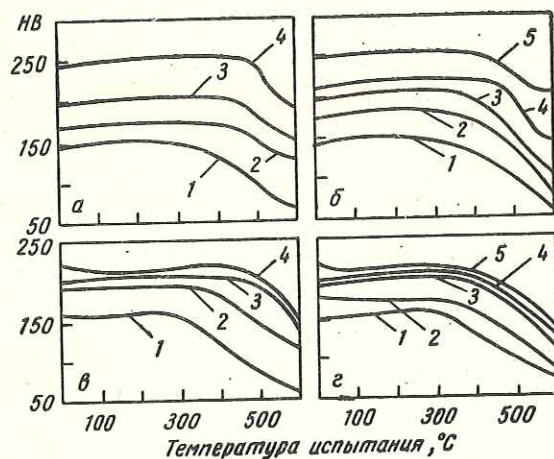


Рис. 94. Влияние легирующих элементов (%) на твердость феррита при  $20^{\circ}\text{C}$  после закалки с  $1200^{\circ}\text{C}$  в воде:

а — Mo (1 — 0; 2 — 0,35; 3 — 1,0; 4 — 1,8); б — W (1 — 0; 2 — 0,45; 3 — 0,8; 4 — 2,2; 5 — 3,4); в — Nb (1 — 0; 2 — 0,13; 3 — 0,55; 4 — 0,89); г — V (1 — 0; 2 — 0,1; 3 — 0,22; 4 — 0,33; 5 — 0,6)

При более высоких температурах феррит, легированный ванадием, разупрочняется интенсивнее, чем феррит, легированный ниобием.

Феррит, легированный элементами с объемноцентрированной кубической решеткой, в том числе ванадием, имеет наиболее высокую температуру разупрочнения. Несмотря на то, что силы межатомной связи в решетке феррита при легировании ванадием понижаются, ванадий повышает температуру разупрочнения. Определение прочности при  $650^{\circ}\text{C}$  после закалки с  $930^{\circ}\text{C}$  в масле и отпуска при  $650^{\circ}\text{C}$  для феррита различной легированности (рис. 95) показывает, что легирование ванадием (до 1%)

повышает прочность в большей степени, чем легирование другими элементами в этих концентрациях.

Приведенные данные показывают, что применение ванадия в теплоустойчивых сталях после термической обработки, заключающейся в закалке с последующим высоким отпуском, особенно полезно при содержании до 1% V.

Высокое содержание ванадия в твердом растворе существенно влияет на процессы отпуска мартенсита. Ва-

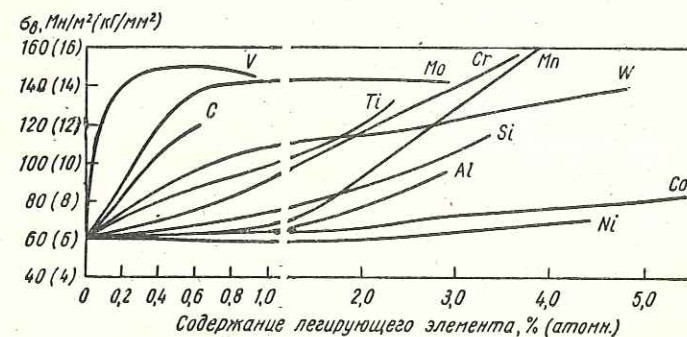


Рис. 95. Влияние легирующих элементов на предел прочности феррита после закалки с  $930^{\circ}\text{C}$  в масле и отпуска при  $650^{\circ}\text{C}$ . Температура испытания  $650^{\circ}\text{C}$

надий затрудняет коагуляцию карбидной фазы. Образование дисперсных равномерно распределенных карбидов, содержащих ванадий, и уменьшение диффузионной подвижности углерода вследствие присутствия в растворе ванадия значительно повышают прочность стали с ванадием при повышенных температурах. Положительным влиянием ванадия на свойства ферритных сталей объясняется широкое применение ванадия при создании сталей перлитного и мартенситного классов.

Из теплоустойчивых сталей в СССР наиболее распространены стали, указанные в табл. 52. В табл. 53 приведены свойства некоторых из перечисленных сталей. Оптимальные свойства стали 20Х3МВФ, широко применяющейся в авиамоторостроении и в энергомашиностроении, по прочности и пластичности получаются после закалки с  $1030$ — $1060^{\circ}\text{C}$  в масле и отпуска при  $660$ — $700^{\circ}\text{C}$ . Кроме того, для изготовления теплоустойчивых деталей



Таблица 52

Химический состав (%) наиболее распространенных теплоустойчивых сталей с ванадием для авиадвигателей и энергостроения

| Сталь                | ГОСТ    | C             | Si            | Mn            | Cr            | Ni            | W             | Mo            | Nb | V             | Ti    | S      | P      | B               |
|----------------------|---------|---------------|---------------|---------------|---------------|---------------|---------------|---------------|----|---------------|-------|--------|--------|-----------------|
| 18Х3МВ               | 5632—61 | 0,15—<br>0,20 | 0,17—<br>0,37 | 0,25—<br>0,50 | 2,50—<br>3,00 | —             | 0,50—<br>0,80 | 0,50—<br>0,70 | —  | 0,05—<br>0,15 | —     | ≤0,025 | ≤0,030 | —               |
| 20Х3МВФ<br>(ЭИ415)   | 5632—61 | 0,16—<br>0,24 | 0,17—<br>0,37 | 0,25—<br>0,50 | 2,80—<br>3,30 | —             | 0,30—<br>0,50 | 0,35—<br>0,55 | —  | 0,60—<br>0,85 | —     | ≤0,025 | ≤0,030 | —               |
| 30Х2НВФА             | 4543—61 | 0,27—<br>0,34 | 0,17—<br>0,37 | 0,30—<br>0,60 | 1,60—<br>2,00 | 1,40—<br>1,80 | 1,20—<br>1,60 | —             | —  | 0,18—<br>0,28 | —     | ≤0,025 | ≤0,025 | —               |
| 30Х2НВА              | 4543—61 | 0,27—<br>0,34 | 0,17—<br>0,37 | 0,30—<br>0,60 | 1,60—<br>2,00 | 1,40—<br>1,80 | 1,20—<br>1,60 | —             | —  | —             | —     | ≤0,025 | ≤0,025 | —               |
| 12Х2НВФА<br>(ЭИ712)  | — [38]  | 0,09—<br>0,16 | 0,17—<br>0,37 | 0,30—<br>0,70 | 1,90—<br>2,40 | 0,8—<br>1,2   | 1,00—<br>1,40 | 0,15—<br>0,25 | —  | 0,18—<br>0,28 | —     | ≤0,025 | ≤0,025 | —               |
| 13Х14НВФА<br>(ЭИ736) | — [38]  | 0,10—<br>0,16 | ≤0,6          | ≤0,6          | 13,0—<br>15,0 | 2,8—<br>3,4   | 1,6—<br>2,2   | —             | —  | 0,18—<br>0,28 | ≤0,05 | ≤0,025 | ≤0,030 | 0,002—<br>0,004 |
| 1Х12Н2ВМФ<br>(ЭИ961) | 5632—61 | 0,10—<br>0,16 | ≤0,6          | ≤0,6          | 10,5—<br>12,0 | 1,50—<br>1,80 | 1,6—<br>2,0   | 0,35—<br>0,50 | —  | 0,18—<br>0,30 | —     | ≤0,025 | ≤0,030 | —               |

Примечание. Сталь 18Х3МВ и 30Х2НВА приведены для сравнения.

Таблица 53

Механические свойства (не менее) теплоустойчивых сталей, применяемых в СССР

| Сталь              | Режим термической обработки                                      | $\sigma_B$ |        | $\sigma_{0,2}$ |        | $\delta$ % | $\psi$ % | $a_H$  |          | Длительная прочность |       | $t$ ч  | Рабочая температура, °C | ГОСТ          |
|--------------------|------------------------------------------------------------------|------------|--------|----------------|--------|------------|----------|--------|----------|----------------------|-------|--------|-------------------------|---------------|
|                    |                                                                  | Mn/м²      | KГ/мм² | Mn/м²          | KГ/мм² |            |          | МДж/м² | KГ·м/см² | температура исп., °C | Mn/м² | KГ/мм² |                         |               |
| 18Х3МВ             | Закалка с 950—970° C в масле, отпуск при 660—680° C на воздухе   | 650        | 65     | 450            | 45     | 18         | —        | 1,2    | 12       | —                    | —     | —      | 450—500                 | ГОСТ 10500—63 |
| 20Х3МВФ<br>(ЭИ415) | Закалка с 1030—1060° C в масле, отпуск при 660—700° C на воздухе | 900        | 90     | 750            | 75     | 12         | 40       | 0,6    | 6        | 550                  | 350   | 35     | 500—550                 | ГОСТ 10500—63 |
| 30Х2НВА            | Закалка с 845—875° C в масле, отпуск при 530—630° C на воздухе   | 1000       | 100    | 850            | 85     | 12         | 55       | 1,2    | 12       | 550                  | 300   | 30     | 500—550                 | ГОСТ 10500—63 |
| 30Х2НВФА           | Закалка с 895—925° C в масле, отпуск при 610—650° C на воздухе   | 1050       | 105    | 850            | 85     | 12         | 55       | 1,0    | 10       | 550                  | 350   | 35     | 500—550                 | ГОСТ 10500—63 |



| Сталь             | Режим термической обработки                                                                                                                                          | $\sigma_B$         |                    | $\sigma_{0,2}$     |                    | $\delta_2, \%$ | $\psi, \%$ | $\sigma_H$          |                      | Длительная прочность | $\lambda$          | Рабочая температура, °C | ГОСТ          |
|-------------------|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|--------------------|--------------------|--------------------|--------------------|----------------|------------|---------------------|----------------------|----------------------|--------------------|-------------------------|---------------|
|                   |                                                                                                                                                                      | Мн/мм <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup> | Мн/мм <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup> |                |            | Мдс/мм <sup>2</sup> | кг·м/см <sup>2</sup> | температура исп., °C | Мн/мм <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup>      |               |
| 12Х2НВФА (ЭИ1712) | Закалка с 910°С на воздухе, отпуск при 550°С                                                                                                                         | 900                | 90                 | 700                | 70                 | 18             | 63         | 1,0                 | 10                   | —                    | —                  | 500                     | [38]          |
| 13Х14НВФА (ЭИ736) | Закалка с 1050°С в масле, отпуск при 550°С на воздухе                                                                                                                | 1250               | 125                | 1100               | 110                | 12             | 59         | 0,68                | 6,8                  | 500                  | 100                | 500                     | [38]          |
| 1Х12Н2ВМФ (ЭИ961) | а. Закалка с 1000—1020°С на воздухе или в масле, отпуск при 660—710°С на воздухе<br>б. Закалка с 1000—1020°С на воздухе или в масле, отпуск при 540—590°С на воздухе | 900                | 90                 | 750                | 75                 | 12             | 50         | 0,7                 | 7                    | —                    | —                  | —                       | ГОСТ 10500—63 |
|                   |                                                                                                                                                                      | 1000               | 100                | 850                | 85                 | 10             | 45         | 0,7                 | 7                    | 550                  | 100                | 600                     | ГОСТ 10500—63 |

применяют менее легированную сталь 18Х3МВ. Меньшее содержание ванадия и несколько меньшее содержание углерода и хрома приводят к значительному понижению прочности этой стали по сравнению со сталью 20Х3МВФ, несмотря на более высокое содержание молибдена и вольфрама. Пластические характеристики стали с более высоким содержанием ванадия, при более высокой прочности несколько ниже, но вполне удовлетворяют служебным свойствам изделий.

Гарантируемая ГОСТ 10500—63 условно принятая при испытаниях длительная прочность стали 20Х3МВФ,

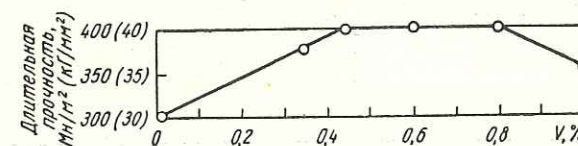


Рис. 96. Влияние ванадия на длительную прочность стали 30Х2Н2ВА при 550°С

определенная на термически обработанных образцах, равна 350 Мн/мм<sup>2</sup> (35 кг/мм<sup>2</sup>) при 550°С и длительности испытания 100 ч.

Высокие прочностные свойства этой стали определяются тем, что основные легирующие элементы существенно упрочняют твердый раствор в состоянии закали. После последующего отпуска при 660°С процессы карбидообразования развиваются довольно медленно, причем в металле присутствуют карбиды VC и Me<sub>7</sub>C<sub>3</sub> в виде дисперсных выделений, упрочняющих сталь; хром, вольфрам, молибден и ванадий остаются в значительных количествах в растворе, упрочняя его и задерживая развитие коагуляции карбидной фазы.

Перлитные стали с содержанием 0,2—0,3% V также широко распространены в авиамоторостроении и энергомашиностроении. Сравнение свойств стали 30Х2НВФА со свойствами стали того же состава, но без ванадия показывает (табл. 54), что ванадий и при небольшом содержании значительно повышает прочность стали при некотором понижении пластичности. На рис. 96 показано влияние ванадия в стали 30Х2Н2ВА на длительную проч-



Таблица 54

Механические свойства стали 13X12HBMΦA при 20° С  
в зависимости от легирования вольфрамом, ванадием и молибденом

| Содержание<br>карбидообра-<br>зующих эле-<br>ментов, % | $\sigma_B$         |                    | $\sigma_T$         |                    | $\delta$<br>% | $\psi$<br>% | $\alpha_H$          |                      |
|--------------------------------------------------------|--------------------|--------------------|--------------------|--------------------|---------------|-------------|---------------------|----------------------|
|                                                        | Мн/мм <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup> | Мн/мм <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup> |               |             | Мдж/мм <sup>2</sup> | кг·м/см <sup>2</sup> |
| —                                                      | 1450               | 145                | 1390               | 139                | 12            | 68          | 0,75                | 7,5                  |
| 2,10W                                                  | 1590               | 159                | 1280               | 128                | 14            | 64          | 0,76                | 7,6                  |
| 2,12W<br>0,22V                                         | 1630               | 163                | 1340               | 134                | 13            | 61          | 0,50                | 5,0                  |
| 2,14W<br>0,22V<br>0,60Mo                               |                    |                    |                    |                    |               |             |                     |                      |
|                                                        | 1700               | 170                | 1280               | 128                | 9             | 32          | 0,78                | 7,8                  |

Примечание. Термическая обработка: закалка с 1050° С в масле, отпуск при 530° С.

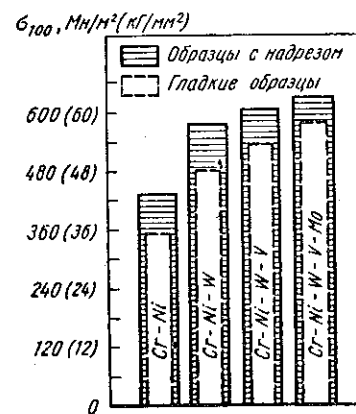


Рис. 97. Влияние легирования 13X12HBMΦA стали после закалки ее с 1050° С в масле и отпуска при 530° С на длительную прочность при 500° С за 100 ч

ность [38]. По приведенным данным, оптимальное содержание ванадия равно 0,6—0,8%.

Для легирования теплоустойчивых высокопрочных сталей мартенситного класса также широко применяют ванадий. Из сталей мартенситного класса с ванадием изготавливают валы, диски, лопатки, стяжные болты и другие детали, работающие при температурах до 550° С в условиях повышенной влажности.

Наиболее распространены для указанных назначений стали 13X14HBMΦA (ЭИ736) и 1X12H2BMΦ (ЭИ961).

Исследование влияния ванадия и молибдена на механические свойства 12%-ной хромистой стали с вольфрамом показало (табл. 54), что ванадий повышает прочность стали. Результаты иссле-

дования влияния легирования вольфрамом, молибденом и ванадием 12%-ной хромистой стали на длительную прочность представлены на рис. 97 [38]. Легирование ванадием значительно повышает длительную прочность стали. Добавки ванадия несколько снижают ударную вязкость стали, но при совместном легировании ванадием и молибденом ударная вязкость улучшается.

Влияние ванадия и других легирующих элементов на жаропрочность хромокремнистой стали 0X12C2 изучено Ю. С. Беломятцевым и др. [255]. Содержание ванадия изменялось от 0,05 до 0,8%. Испытания при температуре 600° С и напряжении 40 Мн/мм<sup>2</sup> (4 кг/мм<sup>2</sup>) в течение 300 ч показали значительное уменьшение деформации при добавке 0,1% V. При дальнейшем увеличении содержания ванадия достигнутый уровень жаропрочности не меняется. Содержание 0,1% V по влиянию на жаропрочность равноценно 0,7% Mo.

Высокая и устойчивая прочность перлитных и мартенситных сталей с 0,2—0,8% V способствовала широкому применению их как в Советском Союзе, так и за рубежом.

В зарубежной практике известны мартенситные стали с содержанием 0,6—3,0% Mo и 0,2—0,7% V, например H-46, H-53, 422, 422M, Rex448, Ланэлой и др. [256—258].

Необходимость иметь высокое содержание легирующих элементов в высокопрочных сталях приводит к снижению пластических характеристик этих сталей.

Для повышения пластичности, технологических свойств, однородности металла все более широко при изготовлении высокопрочных сталей применяют новые методы выплавки и переплава (обработка металла синтетическими шлаками, раскисление бором, кальцием, церием, электрошлаковый и вакуумный дуговой переплавы и т. д.).

### Жаропрочные стали и сплавы

Использование жаропрочных сталей и сплавов для установок, работающих в условиях высоких температур, в среде агрессивных газов, предъявляет к ним значительно более высокие требования по сравнению с требованиями, предъявляемыми к теплоустойчивым сталям.

От жаропрочных сплавов требуются высокая прочность при 650—1000° С и высокая стойкость против окис-

ления в газовых средах. В отличие от сталей, применяемых для котлостроения, к жаропрочным сталям в меньшей мере предъявляется требование большой длительности службы.

Повышение жаропрочности стали и сплавов достигается легированием, при котором в структуре сплавов образуются дисперсные карбидные или интерметаллидные фазы большой устойчивости, не склонные к укрупнению при рабочих температурах.

Наличие в системе железо — ванадий области существования высокотемпературного интерметаллида FeV (аналогичного  $\sigma$ -фазе в системе железо — хром) дает основание предполагать возможность значительного повышения жаропрочности в сплавах с ванадием [259].

Карбид ванадия также один из важных факторов, повышающих жаропрочность стали и сплавов.

Д. Ирани и Р. Уинер [260] исследовали влияние старения на структуру и свойства хромоникелевой стали, содержащей ванадий. Были изучены стали следующего состава: сталь О (C=0,02%; Ni=24,6%; Cr=19,7%; V=4,45%; Si=2,26%; N=0,02%) и сталь С (C=0,15%; Ni=24,5%; Cr=20,3%; V=4,62%; Si=2,19%; Ti<0,05%; Nb<0,05%; N=0,017%).

Анализ твердости при старении после закалки с 1200°С показал значительное ее увеличение для стали О, начиная после 10-ч выдержки при 800°С. Это вызвано образованием  $\sigma$ -фазы, содержащей железо, хром и ванадий Fe(Cr, V).

В стали С твердость повышается уже при небольших выдержках при старении (1 ч при 750°С). Повышение твердости в этом случае связано с выделением карбида  $V_4C_3$ . В стали с более высоким содержанием углерода выделение  $\sigma$ -фазы наступало значительно позже и твердость повышалась меньше, чем в стали О. Выделение  $V_4C_3$  тормозило образование зародышей  $\sigma$ -фазы. В работе показано, что скорость образования  $\sigma$ -фазы определяется образованием зародышей этой фазы. Последующий рост образовавшихся зародышей происходит быстро.

При увеличении длительности старения  $\sigma$ -фаза зарождается не только по границам зерна и двойниковым границам, но и внутри зерен; при этом рост  $\sigma$ -фазы происходит за счет карбида ванадия. После 230-ч выдержки

при 800°С в структуре стали совсем не остается карбида  $V_4C_3$ .

Охрупчивание стали с ванадием вызвано образованием  $\sigma$ -фазы, поэтому легирование ванадием целесообразно в пределах, при которых не слишком сильно проявляется хрупкость стали.

Влияние ванадия и алюминия на прочность сплавов на железохромоникельмарганцевой основе изучал Л. И. Шведов [261].

В сплав 11% Cr, 12% Ni и 8% Mn вводили 0,45—2,4% V и от 0,95 до 4,5% Al.

Исследовали литые и термически обработанные образцы (закалка с 1150°С, охлаждение в воде и старение 650—800°С, 150 ч). В сплавах с ванадием заметный эффект упрочнения начинается с концентрации ванадия 0,9%.

Наибольшая твердость 3500 Мн/м<sup>2</sup> (350 кг/мм<sup>2</sup>) получается в сплаве с 2,4% V при 650°С. На рис. 98 показано влияние ванадия на длительную твердость. При содержании 2,4% V длительная твердость повышается так же, как при 4,5% Al. При меньших концентрациях ванадия значения длительной твердости стали с ванадием выше, чем в стали с алюминием.

Ф. Ф. Химушин [258] изучал влияние легирующих элементов, в том числе ванадия, на свойства хромоникелевой и хромоникельмарганцевой аустенитной стали. На рис. 99 приведено влияние легирующих элементов на длительную прочность и пластичность стали с 20% Cr и 20% Ni (20-20). Из приведенных данных следует, что полезное действие ванадия проявляется при содержании 0,4% С. При этом содержании углерода 2,5% V дают примерно такое же повышение свойств, как 10% W, 4% Mo или 0,5% Nb.

При содержании 0,1% С влияние ванадия значительно слабее влияния молибдена, вольфрама и ниобия.

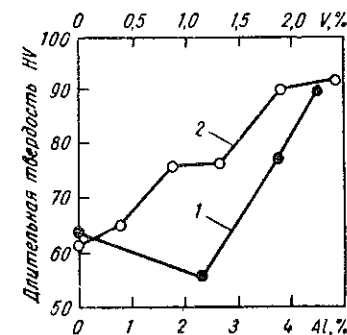


Рис. 98. Длительная твердость сплавов (0,3—0,4% С; 11% Cr; 12% Ni и 8% Mn) с различным содержанием алюминия (1) и ванадия (2)



Однако пластичность стали при содержании 0,4% С меньше, чем у стали с 0,1% С.

На рис. 100 [258] показано влияние легирования хромомарганцевоникелевой стали типа 13-10-10 с 0,40% С на длительную прочность при 800°С и  $\sigma=140 \text{ Мн/м}^2$  (14 кг/мм<sup>2</sup>) после закалки с 1200°С 1 ч в воде и старения

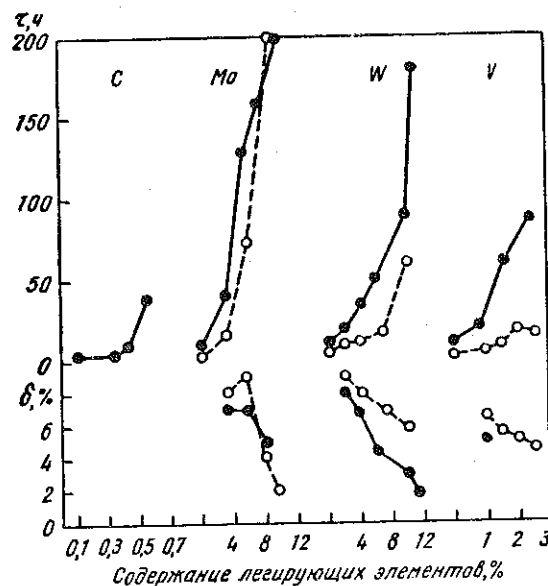


Рис. 99. Влияние легирующих элементов на длительную прочность и пластичность стали с 20% Cr и 20% Ni. Температура испытания 700°С,  $\sigma=180 \text{ Мн/м}^2$  (18 кг/мм<sup>2</sup>). Содержание углерода в стали при легировании С, Мо, W, V составляло 0,1% (пунктирные кривые) и 0,4—0,45% (сплошные кривые)

при 700°С 16 ч. При одинаковом содержании легирующих элементов ванадий приводит к наибольшему увеличению времени до разрушения. Ванадий значительно повышает прочностные характеристики, однако при большом содержании пластические характеристики стали снижаются. Ф. Ф. Химушин считает, что при введении ванадия и углерода упрочнение протекает благодаря интенсивному образованию высокодисперсных карбидов

ванадия типа VC и карбидов хрома типа Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> с некоторой взаимной растворимостью ванадия в карбиде хрома и хрома в карбиде ванадия. Чрезмерное легирование стали ванадием и углеродом резко охрупчивает материал в процессе работы при высоких температурах. Ванадий повышает жаропрочность стали до тех пор, пока она имеет достаточный запас пластичности.

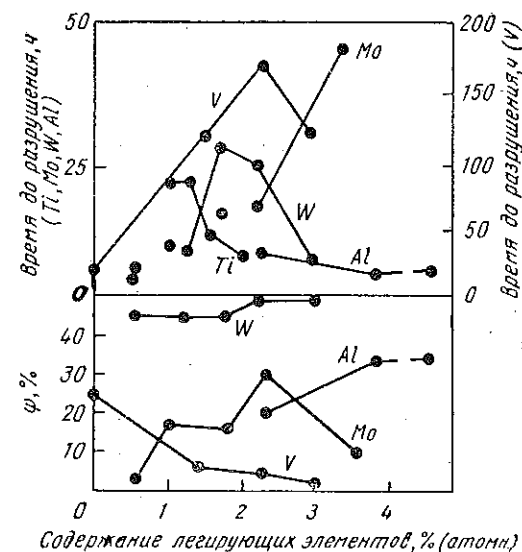


Рис. 100. Влияние легирования хромомарганцевоникелевых сталей типа 13-10-10 с 0,40% С на длительную прочность при 800°С и  $\sigma=140 \text{ Мн/м}^2$  (14 кг/мм<sup>2</sup>). Закалка с 1200°С, 1 ч в воде + старение при 700°С, 16 ч

Присадка ванадия совместно с углеродом к хромоникелевым и особенно к хромомарганцевоникелевым сталям целесообразна. Наилучшие результаты получаются при одновременном введении ванадия и углерода с вольфрамом, молибденом, ниобием.

Введение ванадия в пределах 1,0—4,5% в жаропрочные сплавы на никелевой основе не оказывает положительного влияния на длительную прочность, а при более высоком содержании ухудшает ее. Понижение жаропроч-

Таблица 55

Константы окисления  $K$ ,  $\text{г}^2, \text{см}^{-4}, \text{мин}^{-1}$   
железovanадиевых сплавов с разным содержанием ванадия

| Температура, °C | 0,5 %                                      | 1 %                                        | 2,3 %                                      | 4,6 %                                        | 7,2 %                                        |
|-----------------|--------------------------------------------|--------------------------------------------|--------------------------------------------|----------------------------------------------|----------------------------------------------|
| 500             | $1,8 \cdot 10^{-9}$<br>$2,7 \cdot 10^{-9}$ | $1,7 \cdot 10^{-9}$<br>$2,2 \cdot 10^{-9}$ | $1,0 \cdot 10^{-9}$<br>$1,5 \cdot 10^{-9}$ | $6,1 \cdot 10^{-10}$<br>$9,7 \cdot 10^{-10}$ | $3,4 \cdot 10^{-10}$<br>$6,3 \cdot 10^{-10}$ |
| 550             | $3,9 \cdot 10^{-9}$<br>$5,0 \cdot 10^{-9}$ | $3,9 \cdot 10^{-9}$<br>$4,2 \cdot 10^{-9}$ | $1,7 \cdot 10^{-9}$<br>$3,9 \cdot 10^{-9}$ | $1,1 \cdot 10^{-9}$<br>$1,1 \cdot 10^{-9}$   | $8,0 \cdot 10^{-10}$<br>$8,2 \cdot 10^{-10}$ |
| 600             | $1,3 \cdot 10^{-8}$<br>$1,1 \cdot 10^{-8}$ | $7,5 \cdot 10^{-9}$<br>$1,2 \cdot 10^{-8}$ | $4,5 \cdot 10^{-9}$<br>$3,0 \cdot 10^{-9}$ | $4,6 \cdot 10^{-9}$<br>$5,4 \cdot 10^{-9}$   | $2,6 \cdot 10^{-9}$<br>$5,5 \cdot 10^{-9}$   |
| 650             | $2,0 \cdot 10^{-8}$<br>$1,5 \cdot 10^{-8}$ | $1,9 \cdot 10^{-8}$<br>$1,4 \cdot 10^{-8}$ | $1,3 \cdot 10^{-8}$<br>$1,1 \cdot 10^{-8}$ | $6,8 \cdot 10^{-9}$<br>$7,6 \cdot 10^{-9}$   | $2,9 \cdot 10^{-9}$<br>$8,3 \cdot 10^{-9}$   |
| 700             | $1,2 \cdot 10^{-7}$<br>$1,3 \cdot 10^{-7}$ | $1,7 \cdot 10^{-7}$<br>$1,4 \cdot 10^{-7}$ | $7,7 \cdot 10^{-8}$<br>$9,6 \cdot 10^{-8}$ | $3,5 \cdot 10^{-8}$<br>$3,2 \cdot 10^{-8}$   | $2,9 \cdot 10^{-8}$<br>$3,2 \cdot 10^{-8}$   |
| 750             | $4,5 \cdot 10^{-7}$<br>$3,7 \cdot 10^{-7}$ | $4,0 \cdot 10^{-7}$<br>$4,5 \cdot 10^{-7}$ | $2,9 \cdot 10^{-7}$<br>$4,8 \cdot 10^{-7}$ | $1,6 \cdot 10^{-7}$<br>$2,6 \cdot 10^{-7}$   | $9,8 \cdot 10^{-8}$<br>$1,2 \cdot 10^{-7}$   |
| 800             | $6,4 \cdot 10^{-7}$<br>$7,0 \cdot 10^{-7}$ | $1,1 \cdot 10^{-6}$<br>$1,4 \cdot 10^{-6}$ | $1,2 \cdot 10^{-6}$<br>$1,3 \cdot 10^{-6}$ | $7,4 \cdot 10^{-7}$<br>$7,1 \cdot 10^{-7}$   | $3,7 \cdot 10^{-7}$<br>$4,0 \cdot 10^{-7}$   |
| 850             | —                                          | —                                          | $3,1 \cdot 10^{-6}$                        | $1,8 \cdot 10^{-6}$                          | $5,3 \cdot 10^{-6*}$                         |
| 900             | $1,1 \cdot 10^{-5}$<br>$9,6 \cdot 10^{-6}$ | $5,0 \cdot 10^{-6}$<br>$8,9 \cdot 10^{-6}$ | $5,6 \cdot 10^{-6}$<br>$8,3 \cdot 10^{-6}$ | $7,9 \cdot 10^{-6}$<br>$1,2 \cdot 10^{-5}$   | $1,6 \cdot 10^{-5*}$<br>$1,5 \cdot 10^{-5*}$ |
| 1000            | $2,9 \cdot 10^{-5}$<br>$1,9 \cdot 10^{-5}$ | $3,4 \cdot 10^{-5}$<br>$2,8 \cdot 10^{-5}$ | $2,0 \cdot 10^{-5}$<br>$2,1 \cdot 10^{-5}$ | $1,6 \cdot 10^{-5}$<br>$1,7 \cdot 10^{-5}$   | $1,1 \cdot 10^{-5}$<br>$1,4 \cdot 10^{-5}$   |

\* Значения весьма сомнительны, так как образцы окисляются почти по линейному закону.

Примечание. В числителе для каждой температуры указаны значения  $K$  для образцов послековки, строгания и шлифования на бумаге до величины зерна 4/0, а в знаменателе — для образцов после шлифования в течение 24 ч и выдержки при 950°С в чистом сухом водороде.

ности связано с сильным падением пластичности и охрупчиванием сплавов вследствие выделения грубых скопленных интерметаллидных фазы [262].

Для жаропрочных сталей и сплавов большое значение имеет их склонность к окислению.

Влияние ванадия на сопротивление железа окислению изучали А. Рамель, В. Егер и Р. Корн [263]. Ими были проведены опыты по окислению на воздухе железovanадиевых сплавов с содержанием от 0,5 до 7,2% V при температурах от 500 до 1000°С.

Результаты опытов показали, что ванадий при температурах 550—1000°С снижает скорость окисления железа примерно в 10—15 раз, причем наибольшее действие проявляется при 650°С. Исключением является диапазон температур ниже 550°С, когда на железovanадиевых сплавах окалина образуется быстрее, чем на чистом железе, и около 850—900°С в сплавах с высоким содержанием ванадия, когда вследствие появления легкоплавких продуктов окисления скорость окисления почти равна скорости окисления чистого железа. В табл. 55 приведены значения константы окисления для сплавов с различным содержанием ванадия [263].

Д. А. Прокошкин и Е. Г. Васильев [264] исследовали влияние ванадия в количестве до 10% на окисление ниобия при температурах до 1200°С. В работе показано, что при 1000—1100°С присадка ванадия в количестве 1% резко снижает скорость окисления. Минимальная скорость окисления достигается при содержании 3% V и сохраняется до 6% V. При 1200°С с увеличением концентрации ванадия до 5% скорость окисления снижается. При дальнейшем увеличении содержания ванадия скорость окисления резко возрастает и при 10% V соответствует скорости окисления ниобия.

Влияние ванадия на окислительную стойкость стали с 20% Cr и 20% Ni при высоких температурах показано на рис. 101

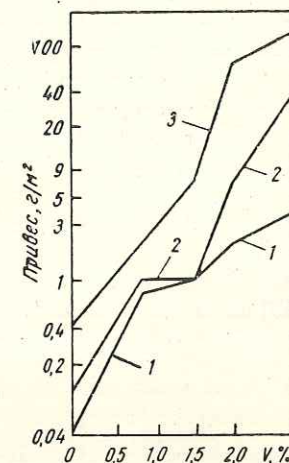


Рис. 101. Влияние ванадия на стойкость против окисления хромоникелевой стали с 20% Cr и 20% Ni:

1 — 100 ч при 800°С; 2 — 50 ч при 900°С; 3 — 25 ч при 1000°С



[258]. При окислении на поверхности сплавов образуются очень рыхлые слои окислов, которые не предохраняют металл от дальнейшего окисления. Резкое ухудшение жаростойкости сталей с ванадием вероятнее всего связано с образованием легкоплавкой пентоксида ванадия, которая, растворяя окислы других металлов, препятствует образованию плотных защитных пленок. Анализ химического состава окарины показал, что в ней отсутствует слой, обогащенный жаростойким окислом  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ . В составе окарины сплавов, содержащих ванадий, преобладают окислы железа. По данным Ф. Ф. Химушина [258], наиболее сильное действие на понижение жаростойкости оказывает ванадий при содержании его в стали более 1%. Стали с высоким содержанием ванадия, предназначенные для работы при высоких температурах (750—900°С), никелируют или алитировуют.

В английских газотурбинных сплавах со значительным содержанием ванадия, вольфрама, ниобия и титана [265] ванадий при концентрации 2% и более отрицательно влияет на окалиностойкость (табл. 56).

Таблица 56

Влияние добавок карбидообразующих элементов на окалиностойкость сплава с 0,5% С, 20% Ni, 20% Cr, 20% Co при 950°С в течение 70 ч

| Содержание карбидообразующего элемента, % | Окалиностойкость ( $\text{мг/см}^2$ ) в атмосфере воздуха |              | Содержание карбидообразующего элемента, % | Окалиностойкость ( $\text{мг/см}^2$ ) в атмосфере воздуха |              |
|-------------------------------------------|-----------------------------------------------------------|--------------|-------------------------------------------|-----------------------------------------------------------|--------------|
|                                           | циркулирующего                                            | неподвижного |                                           | циркулирующего                                            | неподвижного |
| —                                         | 2                                                         | 3,3          | 6,4Nb                                     | 8,1                                                       | 20,6         |
| 2,0V                                      | 41,8                                                      | 44,5         | 1,9W                                      | 3,5                                                       | 3,1          |
| 4,4V                                      | 63,6                                                      | 77,4         | 4,5W                                      | 5,3                                                       | 4,4          |
| 9,0V                                      | 192                                                       | 466,5        | 9,7W                                      | 2,7                                                       | 3,7          |
| 2,2Nb                                     | 4,4                                                       | 2,2          | 2,9Ti                                     | 5,0                                                       | 2,7          |
| 4,2Nb                                     | 7,6                                                       | 4,4          |                                           |                                                           |              |

Прочность жаропрочных сплавов с ванадием увеличивается из-за образования дисперсных карбидов, которые повышают прочность сплавов при высоких температурах. При совместном легировании ванадием и вольфрамом (или молибденом) благодаря тому, что ванадий

связывает углерод, повышается содержание молибдена и вольфрама в твердом растворе и в упрочняющих интерметаллидных фазах.

Химический состав жаропрочных сплавов, применяемых в СССР, приведен в табл. 57, а механические свойства — в табл. 58.

Сталь 4X12H8Г8МФБ (ЭИ481) содержит 1,25—1,55% V и применяется для изготовления дисков турбин с массой до 1000 кг и диаметром до 1 м, бандажных колец, соединяющих диски, экранов, лабиринтных уплотнений и крепежного материала газотурбинных установок. Для ограниченного срока службы сплав может работать при температурах до 650°С, а при температурах 600—630°С может быть использован для длительных сроков службы.

Небольшие добавки ванадия имеются в высокожаропрочных сплавах ХН70ВМТЮ (ЭИ617), ЭИ826, ЭИ929, предназначенных для изготовления лопаток газовых турбин. Сплав ХН70ВМТЮ (ЭИ617) применяют для лопаток газовых турбин, работающих при температурах до 800°С, а ЭИ826 — для лопаток, работающих при температуре 850°С. Сплав ЭИ929 с более высоким содержанием алюминия и титана по сравнению со сплавами ЭИ617 и ЭИ826 имеет более высокие жаропрочные свойства и применяется также для лопаток газовых турбин.

По мнению Ф. Ф. Химушина [258], ванадий в жаропрочных сплавах в количестве 0,2—0,5% положительно влияет на технологические характеристики, улучшает обработку сплавов давлением.

В зарубежных стандартах на жаропрочные сплавы также имеются сплавы с ванадием.

Широко распространены за рубежом (см. табл. 58) хромоникелевые сплавы А-286 и V-57, содержащие молибден, титан и ванадий [267]. Из этих сплавов изготавливают лопатки, диски и другие детали газовых турбин и компрессоров, силовых деталей форсажных камер и крепежные детали.

Среди хромоникелькобальтожелезных сплавов [258] имеется английский сплав 9-32, содержащий молибден, ниобий и 3% ванадия. Сплав применяют для изготовления лопаток турбин. Для литых лопаток турбин I ступени, работающих при температуре 1090—1150°С, применяют сплав IN-100 на никельхромовой основе [267].

Химический состав (%) жаропрочных

| Обозначение<br>сталей  | Химический    |               |               |                |             |               |
|------------------------|---------------|---------------|---------------|----------------|-------------|---------------|
|                        | C             | Si            | Mn            | Cr             | Ni          | Ti            |
| <i>Стали и сплавы,</i> |               |               |               |                |             |               |
| 4X12H8Г8МФБ<br>(ЭИ481) | 0,34—<br>0,40 | 0,30—<br>0,80 | 7,50—<br>9,50 | 11,5—<br>13,5  | 7,0—<br>9,0 | —             |
| ХН70ВМТЮ<br>(ЭИ617)    | ≤0,12         | ≤0,60         | ≤0,50         | 13,0—<br>16,0  | Осно-<br>ва | 1,80—<br>2,30 |
| ЭИ826                  | ≤0,12         | ≤0,60         | ≤0,60         | 13,0—<br>16,0  | То же       | 1,70—<br>2,20 |
| ЭИ929                  | ≤0,12         | ≤0,50         | ≤0,50         | 9,00—<br>12,00 | » »         | 1,40—<br>2,00 |
| <i>Стали и сплавы,</i> |               |               |               |                |             |               |
| A-286                  | 0,05          | —             | —             | 15,0           | 26,0        | 2,15          |
| V-57                   | 0,08          | —             | —             | 15,0           | 27,0        | 3,00          |
| IN-100                 | 0,15          | —             | —             | 10,0           | Осно-<br>ва | 4,70          |
| TaZ-8                  | 0,12          | —             | —             | 6,0            | То же       | —             |

Новый улучшенный сплав TaZ-8 (см. табл. 58), имеющий прочность, аналогичную прочности сплавов IN-100 и MAR-M200, рекомендуется для лопаток I ступени, работающих при 1093—1149°С.

Ванадий в количестве 0,35% имеется в никельхромо-молибденовом сплаве Хастеллой С, предназначенном для изготовления свариваемых деталей газовых турбин, для сварочной проволоки [258].

Из-за высокой легированности жаропрочные сплавы имеют несколько заниженные характеристики пластичности. Для повышения пластичности, однородности и служебных свойств в Советском Союзе и за рубежом применяют высоколегированные сплавы, выплавленные в вакуумных индукционных печах, на установках электрошлакового переплава и вакуумных дуговых печах.

Е. Савицкий и У. Дуйсемалиев [268] исследовали

Таблица 57

сталей и сплавов, содержащих ванадий

| состав, %                     |               |               |               |               |             |        |            |
|-------------------------------|---------------|---------------|---------------|---------------|-------------|--------|------------|
| Al                            | W             | Mo            | Nb            | V             | Fe          | B      | Ce         |
| <i>применяемые в СССР</i>     |               |               |               |               |             |        |            |
| —                             | —             | 1,10—<br>1,40 | 0,25—<br>0,45 | 1,25—<br>1,55 | Осно-<br>ва | —      | —          |
| 1,70—<br>2,30                 | 5,00—<br>7,00 | 2,00—<br>4,00 | —             | 0,10—<br>0,50 | ≤5,0        | ≤0,02  | ≤0,02      |
| 2,40—<br>2,90                 | 5,00—<br>7,00 | 2,50—<br>4,00 | —<br>Co       | 0,10—<br>0,50 | ≤5,0        | ≤0,015 | ≤0,02      |
| 3,60—<br>4,50                 | 4,50—<br>6,50 | 4,00—<br>6,00 | 12,0—<br>16,0 | 0,20—<br>0,80 | ≤5,0        | ≤0,02  | —          |
| <i>применяемые за рубежом</i> |               |               |               |               |             |        |            |
| 0,20                          | —             | 1,20          | —             | 0,30          | Осно-<br>ва | 0,003  | —          |
| 0,20                          | —<br>Co       | 1,20          | —             | 0,50          | То же       | 0,010  | —          |
| 5,50                          | 15,00         | 3,00          | —<br>Ta       | 1,00          | —           | 0,015  | Zr<br>0,01 |
| 6,00                          | 4,00          | 4,00          | 8,0           | 2,50          | —           | —      | Zr<br>1,0  |

влияние от 0,05 до 0,5% V на свойства монель-металла и константана.

Было установлено, что введение ванадия в количестве порядка 0,1% увеличивает прочность и пластичность монель-металла и константана при комнатной и при повышенной температурах. Наблюдаемое повышение пластичности монель-металла и константана при температуре 400—800°С в 1,5—2 раза представляет значительный научный интерес и открывает возможность улучшения или даже полной ликвидации температурных зон хрупкости никелевых сплавов путем легирования их небольшим количеством ванадия.

И. Н. Минц и др. [269] изучали влияние ванадия (при содержании до 5%), ниобия и титана на свойства фазы Fe<sub>3</sub>Al. В указанных пределах ванадий растворяется в фазе Fe<sub>3</sub>Al. Удельное электросопротивление фазы Fe<sub>3</sub>Al при



Таблица 58

## Механические свойства жаропрочных сталей и сплавов с ванадием

| Механические свойства жаропрочных сталей |                                                                                                    |                           |            |        |                |        |                |                   |           |          |         |                           |     |        |            |
|------------------------------------------|----------------------------------------------------------------------------------------------------|---------------------------|------------|--------|----------------|--------|----------------|-------------------|-----------|----------|---------|---------------------------|-----|--------|------------|
| Сталь или сплав                          | Режим термической обработки                                                                        | Температура испытания, °C | $\sigma_B$ |        | $\sigma_{0,2}$ |        | $\delta_5$ , % | $\delta_{10}$ , % | $a_n$     |          | HВ      | Длительная прочность      |     |        |            |
|                                          |                                                                                                    |                           | МПа        | кг/мм² | МПа            | кг/мм² |                |                   | МДж/м²    | кг·м/см³ |         | Температура испытания, °C | МПа | кг/мм² | $\tau$ , ч |
| 4Х12Н8Г3МФБ (ЭИ481)                      | Закалка с 1130—1150°С в воду, старение при 660—680°С, 12—14 ч, воздух + 770—800°С, 10—12 ч, воздух | 20                        | 850        | 85     | 600            | 60     | 15             | 20                | 0,25      | 2,5      | 277—311 | 650                       | 350 | 35     | 100        |
|                                          |                                                                                                    | 20                        | 1140       | 114    | 750            | 75     | 14,5           | 15                | 0,15—0,30 | 1,5—3,0  | 341—369 | 800                       | 250 | 25     | 100        |
| ХН70ВМТЮ                                 | Закалка с 1190°С, 2 ч, воздух + 1050°С, 4 ч, воздух, старение 800°С, 16 ч, воздух                  | 800                       | 680        | 68     | —              | —      | 3              | 8                 | —         | —        | —       | —                         | —   | —      | —          |
|                                          |                                                                                                    | 20                        | 1050       | 105    | 720            | 72     | 10             | 12                | 0,2       | 2        | 341—369 | 850                       | 250 | 25     | 65         |
| ЭИ826                                    | Закалка с 1210°С, 2 ч, воздух + 1050°С, 4 ч, воздух и старение 800°С, 16 ч, воздух                 | 800                       | 600        | 60     | —              | —      | 6              | 9                 | —         | —        | —       | —                         | —   | —      | —          |
| ЭИ929                                    | Закалка с 1220°С, 2 ч, воздух + 1050°С, 4 ч, воздух и старение 850°С, 8 ч, воздух                  | 900                       | 580        | 5      | 8              | —      | 7              | 9                 | —         | —        | —       | 900                       | 220 | 22     | 70         |

введении ванадия увеличивается аналогично введению ниобия и тантала. Жаропрочность Fe<sub>3</sub>Al с ванадием возрастает при повышении содержания ванадия вплоть до 5%.

## Нержавеющие стали

Разработанные в 1912—1914 гг. нержавеющие и кислотостойкие стали, имеющие высокую коррозионную стойкость во многих агрессивных средах, сыграли исключительную роль в развитии различных отраслей промышленности: химической, нефтяной, авиационной, пищевой и др.

При выборе нержавеющих сталей для деталей конструкций, в которых сочетание прочности и коррозионной стойкости — одно из основных требований, большое значение приобретает отношение предела прочности к пределу текучести и модуля упругости к удельному весу. Эти свойства должны сохраняться после продолжительного нагрева при температуре, близкой к 300—400°С, а иногда и при более высокой температуре.

За последние годы большое распространение получили стали мартенситного класса на основе 11—13% Сг, дополнительно легированные небольшими добавками других элементов (никелем, молибденом, ванадием, вольфрамом, ниобием), которые обеспечивают получение на этих сталях достаточно высоких и в то же время стабильных механических свойств при повышенных температурах. Подобные стали имеют преимущества перед обычными сталями на основе Х13 без специальных легирующих добавок и в отношении более высокой стойкости их против коррозии. В то же время они имеют более высокие значения ударной вязкости [38, 270].

Ванадий, как вольфрам и молибден, относится к ферритообразующим элементам. Действие ванадия как легирующего элемента в нержавеющих сталях проявляется главным образом в способности образовывать стабильные дисперсные карбиды. В результате двойной термической обработки (закалки и старения) вследствие протекающих процессов дисперсионного твердения значительно повышаются прочностные свойства стали и сопротивляемость ее ползучести. Однако ванадий, как указывалось выше, при больших количествах отрицательно влияет на окалиностойкость стали.

Ниже (в табл. 59) приведены механические свойства наиболее распространенной 12%-ной хромистой нержавеющей стали 13X12H2BMΦA после закалки и при различных температурах отпуска. Из анализа приведенных данных следует, что свойства стали до температур отпуска 550—600°С высоко стабильны, вследствие чего можно использовать эту сталь для работы в жестких условиях.

Таблица 59

Механические свойства стали 13X12H2BMΦA (ЭИ961)  
(закалка с 1000°С в масле) в зависимости от температуры отпуска

| Температура отпуска, °С | $\sigma_B$ |        | $\sigma_T$ |        | $\delta$ , % | $\psi$ , % | $a_H$  |          |
|-------------------------|------------|--------|------------|--------|--------------|------------|--------|----------|
|                         | Мн/м²      | кг/мм² | Мн/м²      | кг/мм² |              |            | Мдж/м² | кг·м/см² |
| 200                     | 1550       | 155    | 1360       | 136    | 12           | 55         | 0,62   | 6,1      |
| 300                     | 1500       | 150    | 1360       | 136    | 13           | 59         | 0,61   | 6,1      |
| 350                     | 1500       | 150    | 1450       | 145    | 14           | 55         | 0,61   | 6,2      |
| 400                     | 1520       | 152    | 1370       | 137    | 13           | 54         | 0,62   | 6,2      |
| 450                     | 1530       | 153    | 1410       | 141    | 15           | 56         | 0,55   | 5,5      |
| 475                     | 1560       | 156    | 1460       | 146    | 13           | 54         | 0,38   | 3,8      |
| 500                     | 1360       | 136    | 1210       | 121    | 13           | 60         | 0,73   | 7,3      |
| 550                     | 1270       | 127    | 1110       | 111    | 15           | 61         | 0,90   | 9,0      |
| 600                     | 1110       | 111    | 930        | 93     | 15           | 61         | 0,107  | 10,7     |
| 650                     | 920        | 92     | 770        | 77     | 16           | 63         | 0,110  | 11,0     |
| 700                     | 900        | 90     | 740        | 74     | 17           | 64         | 0,122  | 12,2     |

Высокопрочные нержавеющие стали с 12% Cr, дополнительно легированные ванадием, применяют за рубежом [271].

Действие ванадия в высокопрочных немагнитных нержавеющих сталях основано на образовании карбидов, которые в процессе старения выделяются в высокодисперсном состоянии и равномерно располагаются внутри зерна, в то время как карбиды  $Cr_{23}C_6$  выделяются в основном по границам зерен, что вызывает охрупчивание металла.

На определенной стадии старения распад аустенита и образования карбидов сопровождается упрочнением твердого раствора, что связано с усилением структурной неоднородности. Использование ванадия в сочетании с азотом как легирующим элементом позволяет достигнуть еще более высоких показателей прочности стали. На

этом принципе разработана немагнитная высокопрочная сталь 25X17H4Г15АФ2, предназначенная для изготовления тяжелонагруженных деталей, применяемых в энергомашиностроении [272, 273]. На рис. 102 показано влияние продолжительности старения при температурах 700 и 550°С на механические свойства указанной стали. В результате старения предел текучести возрастает примерно в два раза.

Добавка до 1% V в нержавеющие азотсодержащие хромомарганцевоникелевые стали (например,

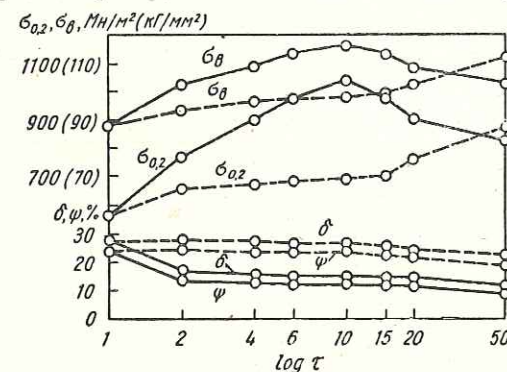


Рис. 102. Влияние температуры и продолжительности старения на механические свойства высокопрочной немагнитной нержавеющей стали 25X17H4Г15АФ2. Старение 700°С (сплошная линия); при 550°С (пунктирная)

0X18H5Г11АБФ) дает возможность повысить предел текучести до 450—500 Мн/м² (45—50 кг/мм²).

Ванадий используют, кроме того, для легирования жаропрочных сталей на хромомарганцевоникелевой основе, в которых за счет процессов старения удастся значительно повысить прочностные свойства металла при комнатной и повышенной температурах. В табл. 60 приведены химический состав и механические свойства после упрочняющей термической обработки сталей этого типа.

Стали с 1,1—2,7% V применяют в Японии в качестве немагнитных высокопрочных материалов [274].

За последние годы широкое применение в химической промышленности получили никельмолибденовые сплавы



Таблица 60

Химический состав (%) (среднее содержание) и механические свойства (не менее)  
немагнитных дисперсионно твердеющих сталей, легированных ванадием

| Сталь                   | C    | Cr   | Ni | Mn  | V   | Mo   | Nb   | Режим термической обработки                                     | $\sigma_B$ |                    | $\sigma_T$ |                    | $\delta$ % | $\psi$ % | $a_H$              |                          |
|-------------------------|------|------|----|-----|-----|------|------|-----------------------------------------------------------------|------------|--------------------|------------|--------------------|------------|----------|--------------------|--------------------------|
|                         |      |      |    |     |     |      |      |                                                                 | Mn/МПа     | кг/мм <sup>2</sup> | Mn/МПа     | кг/мм <sup>2</sup> |            |          | Мдж/м <sup>2</sup> | кг·м/мм <sup>2</sup> ·Лн |
| 4X15H7Г7Ф2МС<br>(ЭИ388) | 0,42 | 15   | 7  | 7   | 1,7 | 0,8  | 1,2  | Закалка с 1180°С в воде, старение при 800°С, 9 ч                | 950        | 95                 | 620        | 62                 | 15         | 15       | 0,3                | 3                        |
| 4X12H8Г8МФБ<br>(ЭИ481)  | 0,37 | 12,5 | 8  | 8,5 | 1,4 | 1,25 | 0,35 | Закалка с 1150°С в воде, старение при 660°С, 16 ч + 790°С, 15 ч | 900        | 90                 | 600        | 60                 | 16         | 27       | 0,37               | 3,7                      |
| 35X13H8Г9М2ФБ           | 0,35 | 13   | 8  | 9   | 1,3 | 2,0  | 0,40 | Закалка с 1170°С в воде, старение при 700°С, 48 ч               | 1080       | 108                | 840        | 84                 | 16         | —        | 0,61               | 6,1                      |
| 26X5H15Г8Ф              | 0,26 | 5    | 15 | 8   | 1,4 | —    | —    | Закалка с 1250°С в воде, старение при 690°С, 20 ч               | 1050       | 105                | 860        | 86                 | 17         | 42       | 1,28               | 12,8                     |
| 45X5H12Г5Ф              | 0,45 | 5    | 12 | 5   | 0,5 | —    | —    | Закалка с 1160°С в воде, старение при 700°С, 6 ч                | 1170       | 117                | 870        | 87                 | 21         | 36       | —                  | —                        |

на основе Н70М28. Высокую стойкость против коррозии эти сплавы приобретают в состоянии после закалки с 1150—1200°С.

Указанные сплавы применяют для изготовления химической аппаратуры, работающей в высокоагрессивных средах, например соляной, серной, фосфорной кислотах при высоких температурах и различных конструкциях.

Существенный недостаток указанных сплавов — их склонность к межкристаллитной коррозии.

Для никельмолибденового сплава Н70М28 первая зона пониженной коррозионной стойкости установлена на границе сварного шва, что соответствует температуре более 1200°С, а вторая зона после отпуска в интервале температур 600—850°С [275].

Следует также отметить, что распад твердого раствора сопровождается интенсивным повышением прочности и твердости. Введение в сплав 1,2—1,8% V уменьшает склонность его к межкристаллитной коррозии и повышает общую коррозионную стойкость. При этом ванадий тормозит выделение интерметаллидной фазы Ni<sub>4</sub>Mo и повышает коррозионную стойкость сплава в соляной кислоте после повторных нагревов.

Легирование этого сплава ванадием позволило значительно повысить его коррозионные свойства; в результате был разработан сплав Н70М28Ф (ЭП496).

### Водородоустойчивые стали

В промышленных установках, в которых водород находится под высоким давлением (например, для гидрирования угля, синтеза аммиака и др.), наблюдается преждевременный износ сосудов, трубопроводов и металлоконструкций, если они изготовлены из обычной стали.

Это происходит в результате разрушающего воздействия на металл водорода, активность которого увеличивается с повышением давления и температуры.

Для современных установок химической промышленности, в которых давление водорода достигает до 10<sup>-1</sup> Гн/м<sup>2</sup> (1000 ат), а температура 300—600°С, разрушающее действие водорода особенно опасно. Поэтому такие установки следует изготавливать из специальных сталей, не склонных к наводороживанию.



Химизм разрушающего действия водорода заключается в следующем: водород, проникая в сталь по границам зерен и по кристаллографическим плоскостям, вызывает обезуглероживание межкристаллитных границ и одновременное их разрыхление.

Обезуглероживание сопровождается образованием метана, молекулы которого имеют более крупный размер и не могут, аналогично водороду, перемещаться путем диффузии. По мере накопления метана в местах его образования возникают сильные напряжения, в результате которых по границам между зернами и кристаллографическими плоскостями развиваются микротрещины [46].

Таким образом, водородную хрупкость можно наблюдать в стали даже при очень небольшом содержании углерода.

Если же углерод металла (стали) связан в устойчивые карбиды, то водород не сможет вступить с ним во взаимодействие и «разрыхления» структуры стали не произойдет, механические свойства стали не изменятся.

Для придания стали необходимой устойчивости углерод, входящий в ее состав, связывают в карбидные соединения с такими легирующими элементами, с которыми он образует наиболее стабильные карбиды.

К таким элементам относится прежде всего ванадий.

Опыт показывает, что стали, легированные ванадием, имеют наиболее высокую устойчивость против воздействия водорода.

Способность ванадия повышать теплоустойчивость сталей делает этот элемент особенно желательным для легирования, поскольку водородоустойчивые стали по условиям работы часто должны быть одновременно и теплоустойчивыми.

Показано [276], что легированные ванадием стали устойчивы против водородной хрупкости лишь в том случае, когда весь входящий в состав стали углерод связан с ванадием. Это существует при определенном отношении ванадия к углероду. Так, для обеспечения устойчивости к водороду достаточны следующие присадки ванадия: при содержании в стали 0,10% С около 0,6% V, при 0,20% С 0,79—1,52% V, при 0,30% С 1,52—1,82% V. Хрома же для достижения тех же целей требуется [277]: при содержании до 0,2% С 8,4%, а при 0,2—0,4% С — не менее 10%.

Таким образом, для создания малододефицитных водородоустойчивых сталей наиболее перспективным является использование ванадия.

Ванадий обычно входит в состав всех сталей, рекомендуемых для работы в среде водорода.

Так, В. И. Дерябина и др. [278] рекомендуют для колонн гидрирования и других аппаратов, работающих в водородсодержащих средах при высоких температурах и давлениях, стали 15Х2МФ и 12Х2МФТ.

Ф. Ф. Химушин [279] для аппаратуры синтеза аммиака рекомендует 5%-ную хромистую сталь с 0,5% Мо и 0,5 V, а Н. П. Черных [280] — сплавы 20Х3МВФ (ЭИ579) и 1Х12ВНМФ (ЭИ802) и др.

В состав новых сталей для химического машиностроения, работающих в водородной среде при высоких давлениях, ванадий входит как обязательный элемент.

## Прецизионные сплавы

### Сплавы с высоким магнитным насыщением

Железokoбальтовый сплав пермендюр, содержащий равные количества железа и кобальта, обладает уникальным свойством — высокой магнитной индукцией насыщения, не имеющей себе равных среди других ферромагнитных материалов при удовлетворительной магнитной мягкости. Достоинство этого сплава не только его высокое магнитное насыщение — более 2,4 тл (24000 гс), но и наиболее высокие значения проницаемости при больших индукциях. Кроме того, пермендюр имеет сравнительно высокие значения магнитострикции.

Однако производство сплава пермендюр и его использование затруднены из-за большой хрупкости, которую он приобретает при отжиге в процессе атомного упорядочения и образования упорядоченной структуры типа FeCo. Исследование влияния большого числа присадок на хрупкость и пластичность пермендюра показало, что наиболее эффективно действует ванадий. Введение 1,8—2% V в качестве технологической присадки ослабляет действие упорядочения и дает возможность обрабатывать сплав давлением. Сплав примерного состава 49% Fe, 49% Co и 2% V в отечественной практике имеет обозначение 49КФ2. Легированные ванадием слитки этого спла-



ва, выплавленного в печах с магнезитовым тиглем, можно подвергать ковке и горячей прокатке в полосы толщиной до 2 мм, а после нагрева до 930—950°С и заковки в воде — холодной прокатке в листы и ленты толщиной 0,2—0,1 мм.

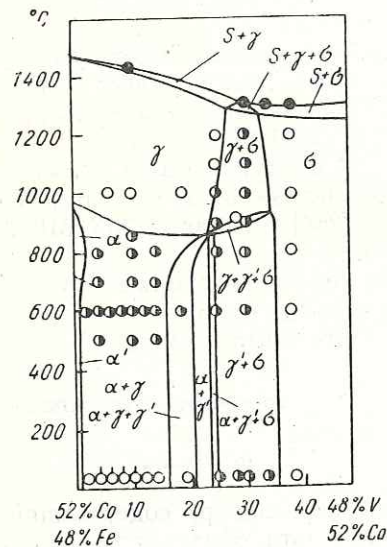


Рис. 103. Политермический разрез тройной диаграммы равновесия Fe—Co—V для сплава с 52% Co

для полюсных наконечников и соединительных деталей всевозможных магнитопроводов.

Как известно, магнитномягкими сплавами могут быть только гомогенные твердые растворы. Ухудшение магнитной мягкости пермендюра обусловлено тем, что уже при небольших содержаниях ванадия FeCo-сплав из области гомогенного твердого раствора переходит в гетерогенную область тройной системы. На рис. 103, по данным [283], показан политермический разрез тройной диаграммы Fe—Co—V, параллельный стороне Fe—V треугольника концентраций, проходящий через точки, соответствующие составам сплавов, содержащих 52% Co. Видно, что сплавы, содержащие больше ~1,5% V, в равновесном состоянии находятся в гетерогенной области и долж-

ны иметь двухфазную структуру. Однако, по данным [284], гетерогенными являются сплавы с еще меньшим содержанием ванадия. На рис. 104 показано семейство изотермических кривых, выражающих относительное изменение электросопротивления предварительно закаленных с 930°С и холодноде-

формированных с суммарным обжатием с 90% железокобальтовых сплавов, легированных различными количествами ванадия, в зависимости от длительности последующего отжига при 525°С. В то время как у железокобальтового сплава понижение электросопротивления имеет обычный для упорядочивающихся сплавов характер, в сплавах, легированных ванадием, это изменение имеет более сложный характер и все кривые могут быть истолкованы как результат наложения двух зависимостей — повышения, связанного с подготовкой к выделению γ-фазы, и понижения, обусловленного упорядочением в α-фазе и выделением γ-фазы.

Таким образом, практически установленную концентрацию 1,7—1,8% V для легирования железокобальтового сплава, хотя она и переводит его в гетерогенную область, следует считать компромиссной в том смысле, что она в достаточной степени ограничивает процесс упорядочения в FeCo-сплаве, чтобы сделать возможной обработку его давлением, и в то же время лишь незначительно ухудшает магнитные свойства.

Необходимо отметить, что от легирования ванадием целесообразно отказаться в тех случаях, когда изделия

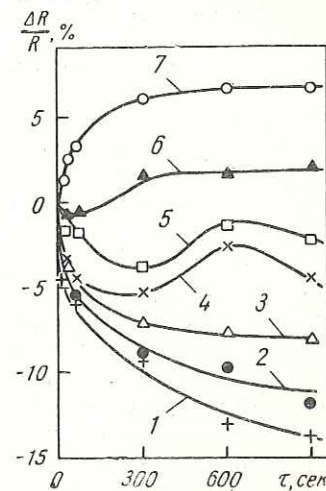


Рис. 104. Относительное изменение электросопротивления Fe—Co-сплава, легированного ванадием, после отжига при 525°С. Предварительная обработка: закалка с 930°С в воде и холодная деформация с суммарным обжатием 90%:

1 — без ванадия; 2 — 0,05% V;  
3 — 0,1% V; 4 — 0,15% V;  
5 — 0,2% V; 6 — 0,25% V;  
7 — 0,5% V



имеют сравнительно большие сечения и могут быть изготовлены ковкой или горячей прокаткой (например, детали магнитопроводов, работающих в постоянных полях, для которых потери на вихревые токи отсутствуют). В этих случаях удастся полностью использовать хорошие магнитные свойства бинарного пермендюра.

#### Сплавы с высокой магнитной энергией

В сплавах викаллой, содержащих 52% Со, от 4 до 14% V, остальное Fe, благодаря ванадию создается структура, благоприятная для горячей и холодной обработки давлением и обработки резанием. Содержание ванадия имеет решающее значение для получения после заключительной термической обработки совокупности свойств, определяющих достоинства этого сплава как материала для постоянных магнитов. Благодаря хорошей деформируемости и обрабатываемости целесообразно производство из викаллой постоянных магнитов, имеющих небольшое поперечное сечение и применяемых в виде полосок, проволок и т. п. Некоторые из сплавов этого типа используют для роторов специальных «гистерезисных» электродвигателей. Магнитные свойства викаллой данного состава зависят от температуры и продолжительности заключительного отпуска и степени предшествующей холодной деформации.

Когда требуется сравнительно небольшая магнитная энергия, но высокая остаточная индукция, может быть использован сплав с низким содержанием ванадия (около 4%), если же необходимо получить большую коэрцитивную силу и высокую магнитную энергию, то следует использовать сплавы с большим содержанием ванадия (до 14%) [282].

Из рис. 105 видно, что в холоднокатаных листах викаллой после отпуска коэрцитивная сила растет, а остаточная индукция падает с увеличением содержания ванадия. Оптимальная температура отпуска лежит между 580 и 620° С [285].

В состоянии с высокой магнитной энергией структура викаллоев состоит из небольших ферромагнитных областей  $\alpha$ -фазы, размеры которых близки к размерам областей спонтанного намагничивания, окруженных областями немагнитной  $\gamma$ -фазы, чем обусловлена большая

коэрцитивная сила, тогда как текстурирование сплава при холодной деформации вызывает повышение остаточной индукции и увеличение выпуклости спинки петли гистерезиса. Характер превращений, приводящих к структу-

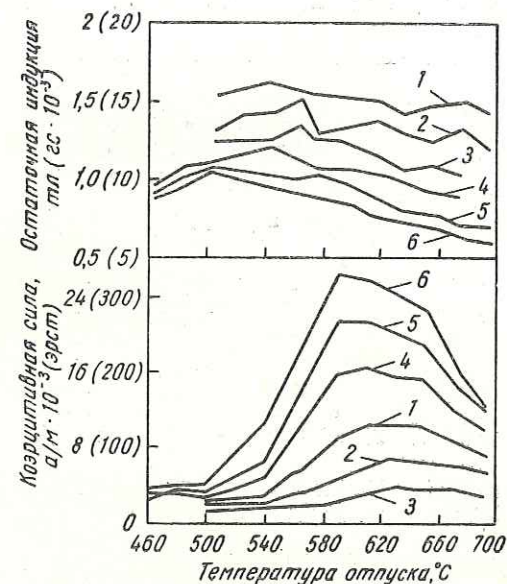


Рис. 105. Влияние ванадия на зависимость коэрцитивной силы от температуры отпуска холоднодеформированного со степенью обжатия 90% листового викаллой 52КФ. Содержание ванадия, %:

1 — 5; 2 — 7; 3 — 9; 4 — 11; 5 — 12; 6 — 13

рам, обеспечивающим оптимальные магнитные свойства викаллоев, освещен в исследованиях [283, 286—289].

#### Сплавы с высоким электрическим сопротивлением

Интересные результаты показывает легирование ванадием сплавов на основе никеля с целью получения материалов с высоким электрическим сопротивлением. В бинарных сплавах Ni—V электросопротивление повышается до значений, превышающих соответствующие значения в сплавах Ni—Cr. Электрическое сопротивление



в сплавах с никелем, по данным [290], получается более высоким при легировании ванадием, чем при введении хрома, марганца, кобальта, меди, железа. При легировании Ni—Fe-сплавов ванадием получают еще более высокие значения электрического сопротивления. На

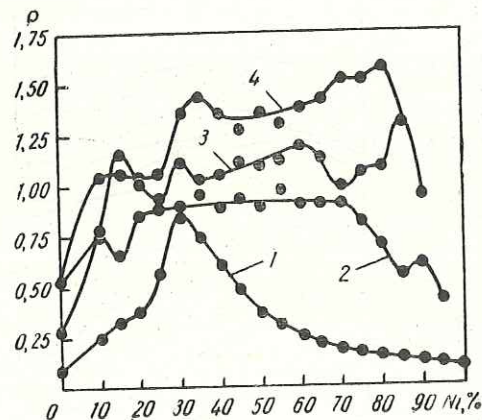


Рис. 106. Удельное электрическое сопротивление сплавов Ni—Fe—V в разрезах, параллельных стороне Ni—Fe. Содержания ванадия, %:

1 — без ванадия; 2 — 5; 3 — 10; 4 — 15

рис. 106, по данным [291], показано электрическое сопротивление сплавов Ni—Fe—V в разрезах тройной системы, параллельных стороне Ni—Fe. При содержании около 15% V, 80% Ni, остальное Fe удельное электросопротивление достигает 1,5—1,8  $\text{ом} \cdot \text{мм}^2/\text{м}$ . Интересно отметить [290] постоянство температурного коэффициента сопротивления сплава 10% V, 80% Ni, остальное Fe, что может иметь практическое значение для использования его в схемах электронных устройств.

#### Сплавы с высокой магнитной проницаемостью

Сплавы Ni—Fe—V также могут быть использованы как магнитномягкие материалы. Показано [292], что термической обработкой (закалкой и последующим отпуском с оптимальной выдержкой) в сплаве с 80% Ni,

4,5% V, остальное Fe могут быть получены свойства, характерные для магнитномягких сплавов с высокой магнитной проницаемостью пермаллоев [281, 282]. Однако ванадиевый сплав по свойствам, характеризующим магнитную вязкость (высокая магнитная проницаемость, низкая коэрцитивная сила), несколько уступает сплаву того же типа — молибденовому пермаллою (79% Ni, 4% Mo, остальное Fe). При соответствующем составе и термической обработке в вакууме или рафинирующей среде для получения высокой магнитной проницаемости в пермаллоевлюбого состава необходимым условием является чистота исходных шихтовых материалов. В связи с этим весьма вероятно, что применение чистейшего ванадия для легирования Ni—Fe-основы может привести к улучшению магнитной мягкости ванадиевого пермаллоя и сделать его эффективным заменителем молибденового пермаллоя.

#### Сверхпроводящие сплавы

Ванадий может быть использован в качестве основы сверхпроводящих интерметаллических соединений, которые образуются при сплавлении элементов А и В-подгрупп и имеют структуру β-вольфрама (или  $\text{Cr}_3\text{Si}$ ). В частности, такими соединениями являются  $\text{V}_3\text{Ga}$  и  $\text{V}_3\text{Si}$  с температурами перехода в сверхпроводящее состояние 16,8 и 17,1° K соответственно. Оба эти соединения образуются по перитектической реакции и имеют узкую концентрационную область гомогенности. Свойства этих соединений описаны в [293], диаграммы равновесия системы V—Si — в [294], а V—Ga — в [295].

#### Титановые сплавы

Большое промышленное значение имеет использование ванадия в сплавах титана.

Немногим более 10—15 лет назад титан относился еще к малоизученным элементам и был доступен лишь для лабораторных исследований. Такие свойства технического титана, как относительно высокая прочность и твердость при хорошей пластичности и небольшом удельном весе, позволили ему занять прочное положение среди материалов, используемых в современной технике.



Мировое производство титана из года в год растет и составляет в настоящее время десятки тысяч тонн в год.

Титан производят в чистом виде и в виде технического титана, содержащего до 0,15% Fe, 0,05% Si, 0,05% C, 0,03% N<sub>2</sub>, 0,1% O<sub>2</sub>.

Чистейший йодидный титан высокой пластичности имеет прочностные характеристики значительно ниже, чем технический титан. Механические свойства титана характеризуются данными, приведенными в табл. 61 [296].

Титан — полиморфный металл, расположен в IV группе периодической таблицы Менделеева, принадлежит к переходным металлам с недостроенной электронной  $\alpha$ -оболочкой. Титан имеет две аллотропические модификации, различающиеся по структуре кристаллической решетки: низкотемпературную модификацию ( $\alpha$ -титан), имеющую гексагональную плотноупакованную решетку ( $c/a=1,587$ ); высокотемпературную модификацию ( $\beta$ -титан), стабильную при температуре 865—900°С (в зависимости от примесей), имеющую кубическую объемноцентрированную решетку.

При повышенных температурах титан обладает большой химической активностью, начиная с 600°С заметно образование окислы.

На основе титана в настоящее время известно большое количество различных сплавов, устойчивых до 500—600°С; одним из важнейших легирующих элементов в них является ванадий.

Таблица 61

Механические свойства титана в отожженном состоянии

| Характеристика                       | Йодидный | Технический |
|--------------------------------------|----------|-------------|
| Предел прочности:                    |          |             |
| $M_n/m^2$ . . . . .                  | 250—300  | 380—600     |
| $кг/мм^2$ . . . . .                  | 25—30    | 38—60       |
| Относительное удлинение, % . . . . . | 50       | 20—36       |
| Относительное сужение, % . . . . .   | 60—70    | 35—64       |
| Ударная вязкость:                    |          |             |
| $Мдж/м^2$ . . . . .                  | 2,50     | 0,5—0,7     |
| $кг \cdot м/см^2$ . . . . .          | 25       | 5,0—7,0     |
| Твердость НВ . . . . .               | 100      | 115—185     |

Ванадий образует с  $\beta$ -титаном непрерывный ряд твердых растворов. В  $\alpha$ -титане растворимость ванадия ограничена и составляет примерно 4%.

Ванадий увеличивает устойчивость  $\beta$ -фазы, понижая температуру полиморфного превращения титана.

Ванадий в группе изоморфных стабилизаторов является наиболее сильным упрочнителем сплавов титана

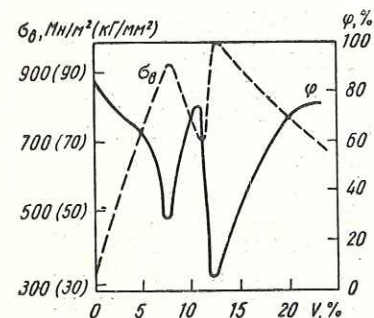


Рис. 107. Влияние ванадия на механические свойства титана. Закалка с 980°С

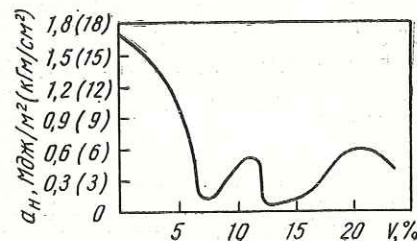


Рис. 108. Влияние ванадия на ударную вязкость титана при —196°С. Закалка с 980°С

(даже по сравнению с ниобием и танталом).  $\beta$ -фаза фиксируется в закаленных сплавах, содержащих до 15% ванадия. Установлено [297], что температура мартенситного превращения в сплавах титан — ванадий не зависит от скорости охлаждения, но понижается при увеличении содержания ванадия.

С повышением содержания ванадия стабильность  $\beta$ -твердого раствора увеличивается. При нагреве до 400°С  $\beta$ -твердый раствор в высокованадиевых сплавах (~30% ванадия) распадается, превращаясь непосредственно в  $\alpha$ -фазу [298]. Твердость  $\beta$ -сплавов практически равна твердости титанованадиевых сплавов со структурой  $\alpha+\beta$ .

Механические свойства сплавов титан — ванадий приведены на рис. 107 и 108 [299].

Характерной особенностью сплава титана с ванадием является то, что при затвердевании этого сплава не обнаруживается ликвации, так как на диаграмме состояния линия ликвидуса почти сливается с линией солидуса.

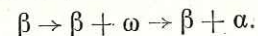
Титанованадиевые сплавы имеют повышенную жаропрочность. Показано [300], что ванадий значительно



повышает жаропрочность  $\alpha$ -твердых растворов титана. Максимум жаропрочности установлен на границе предельного насыщения  $\alpha$ -твердого раствора. При содержании 12—14% V жаропрочность понижается до минимума и затем при переходе из двухфазной области ( $\alpha + \beta$ ) в область  $\beta$ -твердого раствора снова повышается.

В сплавах тройных систем титан — ванадий — ниобий и титан — ванадий — молибден максимальную жаропрочность и твердость в первом случае имеют те сплавы, которые расположены на границе предельного насыщения  $\alpha$ -твердого раствора [297]; во втором случае наиболее жаропрочными при температурах 500—700°С являются сплавы, лежащие в области  $\beta$ -твердого раствора с постоянным содержанием ванадия 10, 20 и 30% [297].

Наибольшая устойчивость  $\beta$ -фазы титанованадиево-молибденового сплава при 100—400°С установлена [301] для содержаний 21,12% Mo и 9,72% V. Увеличение ванадия до 20% почти не влияет на устойчивость  $\beta$ -фазы. Распад  $\beta$ -фазы в этом сплаве происходит с образованием метастабильной  $\omega$ -фазы по схеме



Многочисленные исследования, проведенные в Советском Союзе и за рубежом, убедительно показали, что сплавы титана с ванадием и некоторыми другими элементами (Al, Nb, Ta, Hf, Mo, Cr и др.) обладают ценными для техники служебными свойствами.

Высокая жаропрочность этих сплавов, их пластичность и устойчивость против коррозии в агрессивных средах, достаточные механические свойства и низкий удельный вес привлекли внимание прежде всего специалистов самолето- и ракетостроения. В этих отраслях промышленности титановые сплавы в настоящее время завоевали прочное место. Все больше титановые сплавы начинают использоваться в других отраслях машиностроения, а также химической и судостроительной промышленности.

В Англии [302] титановые сплавы рассматривают как «важнейший материал космических кораблей», используемый преимущественно для топливных баков. Из сплавов с ванадием для этой цели в основном применяют сплавы типа Ti—6Al—4V. Сплавы применяют с весьма малым содержанием примесей. По своим прочностным

Таблица 62

Свойства и назначение сплавов титана с ванадием, применяемых в США

| Основные легирующие элементы | $\sigma_B$        |                    | $\sigma_T$        |                    | $\delta_5$ , % | $\psi$ , % | Назначение и характеристика сплава                                                                                                                      |
|------------------------------|-------------------|--------------------|-------------------|--------------------|----------------|------------|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
|                              | МН/М <sup>2</sup> | кг/ММ <sup>2</sup> | МН/М <sup>2</sup> | кг/ММ <sup>2</sup> |                |            |                                                                                                                                                         |
| 8Al — 1V — Mo                | 914               | 91,4               | 844               | 84,4               | 10             | 20         | Для деталей реактивного двигателя, работающих при высокой температуре, для авиационных каркасов. Имеет высокий предел ползучести                        |
| 3Al — 2,5V                   | 633               | 63,3               | 562               | 56,2               | 16             | —          | Для сварных и бесшовных труб. Хорошо сваривается                                                                                                        |
| 4Al — 1V — 3Mo               | 879               | 87,9               | 808               | 80,8               | 10             | 20         | Для термически обрабатываемых листов                                                                                                                    |
| 6Al — 4V                     | 914               | 91,4               | 844               | 84,4               | 10             | 20         | Среднепрочный сплав для поковок авиационных двигателей, для компрессорных колес и лопастей, криогенной техники, для ракет                               |
| 2,5Al — 16V                  | 1195              | 119,5              | 1090              | 109,0              | 4              | —          | Для каркасов, дисков и элементов жесткости самолета. Дисперсионно твердеющий сплав. Имеет хорошую, кратковременную прочность при повышенной температуре |
| 6Al — 6V — 2Sn               | 1055              | 105,5              | 984               | 98,4               | 10             | 20         | Для сосудов высокого давления, для кованых деталей. Хорошо сваривается                                                                                  |



| Основные легирующие элементы | $\sigma_B$         |                    | $\sigma_T$         |                    | $\delta, \%$ | $\psi, \%$ | Назначение и характеристика сплава                                                                         |
|------------------------------|--------------------|--------------------|--------------------|--------------------|--------------|------------|------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
|                              | Мн/мм <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup> | Мн/мм <sup>2</sup> | кг/мм <sup>2</sup> |              |            |                                                                                                            |
| 1Al — 8V — 5Fe               | 1476               | 147,6              | 1406               | 140,6              | 8            | 15         | Для высокопрочных элементов жесткости самолетов и ракет                                                    |
| 3Al — 13V — 11Cr             | 914                | 91,4               | 879                | 87,9               | 10           | 25         | Для обшивки двигателей, работающих на твердом топливе. Хорошо сваривается, термически обрабатываемый сплав |

и весовым характеристикам баки изготовленные, из титанованадиевых сплавов, зарекомендовали себя весьма положительно.

В ФРГ запатентован<sup>1</sup> ванадиевотитановый сплав, содержащий 30—49% V и до 16% Sn или 20—30% V при содержании более 16% Sn; допускается содержание до 1% C, 0,5% O<sub>2</sub> и до 0,4% N, количество титана должно быть не менее 50%. Сплав, содержащий ~0,25—16,0% Sn, ~30% V, до 1,0% C, до 0,5% O<sub>2</sub>, до 0,4% N, ~50% Ti, может применяться для изготовления полуфабрикатов, которые после 48 ч старения при 400°С, обеспечивающего значительное повышение прочности, сохраняют высокую пластичность и деформируемость.

Установлено [303, 304], что сплав ванадия с титаном обладает ценнейшим свойством сверхпроводимости.

Если это до некоторой степени экзотические примеры использования сплавов титана с ванадием, то без большой ошибки можно утверждать, что в количествах 2—4% ванадий постоянно сопутствует титану.

В табл. 62 приведены данные по использованию титанованадиевых сплавов в США [214].

Аналогичное производство характерно для всех промышленно развитых стран, в том числе и СССР.

<sup>1</sup> Патент (ФРГ), № 1163556, 1964.

## VIII

## ГЛАВА

ПЕРСПЕКТИВЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ  
СТАЛЕЙ С ВАНАДИЕМ

Рассмотрев влияние ванадия на комплекс свойств и качественных характеристик различных сталей, можно попытаться оценить перспективы использования ванадия в народном хозяйстве.

Ранее было показано, что в нашей стране и за рубежом 85% всего добываемого ванадия расходуется в черной металлургии для легирования стали.

Нет каких-либо оснований полагать, что в дальнейшем это соотношение претерпит существенное изменение. Поэтому перспектива потребления ванадия в целом зависит от использования его в качестве легирующего элемента в конструкционных, инструментальных сталях и сплавах со специальными физико-техническими свойствами.

В конструкционных сталях небольшие добавки ванадия должны быть использованы прежде всего для повышения прочности строительных, машиностроительных, транспортных и других сталей. В этих сталях за счет легирования ванадием (как правило, в пределах до 0,1%) можно повысить характеристики прочности на 10—20%, без заметного снижения пластичности и вязкости, а в некоторых случаях улучшить и эти показатели качества стали.

Производство высокопрочных и сверхвысокопрочных сталей практически невозможно без ванадия. А производство этих материалов сейчас особенно быстро развивается.



Таблица 63

## Рекомендации по использованию сталей с ванадием

| Стали                                                               | Типовые ванадийсодержащие стали   | Целесообразное содержание ванадия в стали (в среднем), % | Доля (по тоннажу) ванадийсодержащих сталей в данной группе, % |
|---------------------------------------------------------------------|-----------------------------------|----------------------------------------------------------|---------------------------------------------------------------|
| Малоуглеродистые мягкие листовые для глубокой вытяжки               | 05—08Фкп                          | 0,03                                                     | 15—20                                                         |
| Конструкционные малоуглеродистые                                    | Ст. 3Ф, 18Ф                       | 0,06                                                     | 3—5                                                           |
| Конструкционные среднеуглеродистые                                  | 40Ф, 45Ф                          | 0,04                                                     | 8—10                                                          |
| Конструкционные высокоуглеродистые рельсовые                        | М75Ф                              | 0,08                                                     | 20                                                            |
| Конструкционные низколегированные строительные повышенной прочности | 15ГФ, 15ГФД                       | 0,07                                                     | 25                                                            |
| Конструкционные высокопрочные строительные                          | 15Г2СФ, 15ХГ2СФМР, 15Г2АФ, 18Г2АФ | 0,08                                                     | 75                                                            |
| Конструкционные низколегированные машиностроительные                | 40Г2Ф, 40ХФ, 36Г2СФ               | 0,10                                                     | 8—10                                                          |
| Конструкционные легированные машиностроительные                     | 30Х2НВФА, 35ХГФ, 30Х3МФ           | 0,10                                                     | 10                                                            |
| Конструкционные высокопрочные                                       | 40Х5МФ, 45ХН5СМФ                  | 0,30                                                     | 80                                                            |
| Конструкционные азотируемые и цементуемые                           | 38ХВФЮА, 20Х3МФА, 15ХФ, 20ХФ      | 0,15                                                     | 20                                                            |
| Рессорно-пружинные                                                  | 50ХФА, 50ХГФА, 60С2ХФА            | 0,15                                                     | 20                                                            |

Продолжение табл. 63

| Стали                                 | Типовые ванадийсодержащие стали      | Целесообразное содержание ванадия в стали (в среднем), % | Доля (по тоннажу) ванадийсодержащих сталей в данной группе, % |
|---------------------------------------|--------------------------------------|----------------------------------------------------------|---------------------------------------------------------------|
| Инструментальные легированные         | 8ХФ, В1, 9Х5Ф                        | 0,22                                                     | 15                                                            |
| Быстрорежущие вольфрамовые            | Р18, Р18Ф2                           | 1,2—2,6                                                  | 100                                                           |
| Быстрорежущие с пониженным вольфрамом | Р9, Р9Ф5, Р14Ф4                      | 2,3—4,7                                                  | 100                                                           |
| Штамповые для холодной штамповки      | Х6ВФ, Х12Ф1                          | 0,65                                                     | 50                                                            |
| Штамповые для горячей штамповки       | 3Х2В8Ф                               | 0,35                                                     | 50                                                            |
| Шарикоподшипниковые                   | ШХ15Ф, 95Х2Г2СФ                      | 0,2                                                      | 5                                                             |
| Котельные                             | 12Х1МФ, 15Х1М1Ф                      | 0,25                                                     | 80                                                            |
| Теплоустойчивые                       | 18Х3МВ, 20Х3МВФ, 13Х14НВФРА          | 0,23—0,7                                                 | 60                                                            |
| Жаропрочные                           | ХН70ВМТЮ, 4Х12Н8Г8МФБ                | 0,4—1,40                                                 | 10                                                            |
| Нержавеющие                           | 13Х12Н2ВМФА, 13Х14НВФР               | 0,2                                                      | 5                                                             |
| Водородоустойчивые                    | 15Х2МФ, 20Х3МВФ, 05Ф                 | 0,6—1,0                                                  | 70                                                            |
| Титановые сплавы                      | 8А1—1V—Мо<br>6А1—4V,<br>3А1—13V—11Cr | 3—5                                                      | 60                                                            |
| Прецизионные стали и сплавы           | 49КФ2, Викаллой                      | 2,0—14,0                                                 | 15                                                            |



Использование инструментальных сталей с ванадием, особенно быстрорежущих, содержащих 2,5—5% V (P9, P9Ф5, P14Ф4), позволит существенно улучшить стойкость инструмента и сократить производство сталей с высоким содержанием вольфрама (P18). Это даст большую экономию вольфрама — одного из наиболее дорогих и дефицитных легирующих элементов.

В сталях и сплавах, работающих при повышенных температурах (котельных, теплоустойчивых, жаропрочных), ванадий позволит значительно улучшить качество металла, повысить эксплуатационную стойкость изделий, уменьшить расход на производство этих сталей молибдена, ниобия и других дефицитных элементов.

Не менее важная роль принадлежит ванадию при легировании титана, сталей и сплавов для нужд химической промышленности, атомной энергетики, космонавтики, техники сверхпроводимости. Специалисты этих областей все чаще обращают внимание на ванадий как на легирующий элемент и как на металлический материал.

Широкое производство и использование сталей с ванадием в народном хозяйстве страны базируется на уникальных богатствах Качканара.

В капитальном труде «Ресурсы США в будущем» Г. Г. Ландсберг и др. [305] оценивают прогнозы потребления ванадия в 1970—1980 гг. на уровне 0,04% в среднем ко всему производству легированных сталей. В нашей стране имеются все основания достичь еще большего расхода ванадия на выплавку стали. Есть все основания полагать, что потребление ванадия в СССР в 70-е годы увеличится в 4—5 раз. Этому будет способствовать и изменение цен на легирующие элементы.

В новом прейскуранте цен на ферросплавы стоимость ванадия резко снижена по сравнению с ранее действовавшими ценами. Если в пересчете ферросплавов на ведущий элемент стоимость ванадия составляла ранее 140% от стоимости вольфрама, то по новым ценам она составит 75%.

Имеющиеся данные и опыт, изложенные в книге, позволяют авторам суммировать свои рекомендации по применению ванадиевых сталей и сплавов в табл. 63.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Ростокер У. Металлургия ванадия. ИЛ, 1959.
2. Поляков А. Ю. Основы металлургии ванадия. Металлургиздат, 1959.
3. Elliott J. F., Gleiser M. Thermochemistry for steelmaking, v. I, Addison-Wesley publishing company, 1960.
4. Металловедение и термическая обработка. Справочник, т. I, II. Металлургиздат, 1961.
5. Pearson W. B. A handbook of lattice spacings and structures of Metals and alloys. Pergamon press, L, 1958.
6. Brauer G., Scherell W. D. J. Less — Common Metals, 1964, № 4, p. 326.
7. Сауков А. А. Геохимия. Госгеолтехиздат, 1957.
8. Людоговский Г. И. Справочник для геологов. Госгеолтехиздат, 1960.
9. Hampel C. A. Rare Metals Handbook. Reinhold Publishing Corp., N. Y., 1954, p. 573.
10. Schreiter W. Seltene Metalle, B. III, Leipzig, 1962, S. 280.
11. Gilbert D. Bulletin Bur. Mines, 1965, № 630, p. 1039.
12. Захаров А. Ф. и др. Качканарский ванадий. Свердловск, Книжное издательство, 1964.
13. Слотвинский-Сидак Н. П. Сталь, 1962, № 1, с. 9.
14. Чипман Дж., Эллиот Дж. Производство стали в электропечах. Изд-во «Металлургия», 1965, с. 92.
15. Карасев Р. А. и др. Изв. АН СССР, ОТН, 1952, № 12, с. 1794.
16. Самарин А. М. Труды НТО черной металлургии, т. IV, Металлургиздат, 1955, с. 11.
17. Мелин С. Л. Сталеплавильные процессы. Металлургиздат, 1963, с. 312.
18. Лукашевич-Дуванова Ю. Т., Круглова Е. В. Научные исследования Института металлургии им. Байкова. АН СССР, 1961, с. 26.
19. Королев Л. Г., Морозов А. Н. Физико-химические основы производства стали (Труды VI конференции). Изд-во «Наука», 1964, с. 339.



20. Якушев А. Н., Явойский В. И. Изв. вузов. Черная металлургия, 1962, № 1, с. 52.
21. Jundzi Koki a. o. J. Japan Inst. Metals, 1964, v. 28, № 2, p. 64.
22. Onodera I. a. o. J. Iron and Steel Inst. Japan, 1961, v. 1, № 3, p. 31.
23. Convey J., Oldfield J. Iron and Steel Inst., 1945, v. 152, № 2, p. 473.
24. Хворинов Н. И. Кристаллизация и неоднородность сталей. Машгиз, 1958.
25. Голиков И. Н. Дендритная ликвация в стали. Металлургиздат, 1958.
26. Нефедова В. М. Бюлл. иностранной коммерческой информации, 1962, № 123, с. 5.
27. Eng. and Mining J., 1956, v. 166, № 2, p. 145.
28. Eng. and Mining J., 1964, v. 164, № 2, p. 142.
29. Eng. and Mining J., 1966, v. 167, № 2, p. 144.
30. Metal Bull., 1966, № 5083, p. 24.
31. Annual Statistical Report, AISI, 1962, 1963 (Черметинформация, 1962, сер. 1, инф. 2, с. 24).
32. Бюлл. иностранной коммерческой информации, 1966, № 90, с. 5.
33. Справочник марок сталей. Пер. с нем. Чукмасовой Н. Д. под ред. Чукмасова А. С. Металлургиздат, 1963.
34. Штейнберг М. М. В сб. «Проблемы металловедения и термической обработки». Машгиз, 1956, с. 63.
35. Sutton A. L., Hume-Rothery W. Phil. Mag., 1955, v. 46, p. 295.
36. Вол А. Е. Строение и свойства двойных металлических систем, т. I, II. Физматгиз, 1962.
37. Lucas W. R., Fishel W. P. Trans. Amer. Soc. Metals, 1954, v. 46, p. 277.
38. Алексеенко М. Ф. Структура и свойства теплостойких конструкционных и нержавеющих сталей. Оборонгиз, 1962.
39. Kreiner H. Arch. Eisenhüttenwesen, 1950, B. 21, № 1—2, S. 39.
40. Самсонов Г. В., Уманский Я. С. Твердые соединения тугоплавких металлов. Металлургиздат, 1957.
41. Гуревич М. А., Ормонт Б. Ф. ЖНХ, 1958, т. 3, № 2, с. 403.
42. Архаров В. И. и др. Изв. АН СССР, ОТН, 1947, № 6, с. 749.
43. Andrews K. W., Hughes H. J. Iron and Steel Inst., 1959, v. 193, № 11, p. 304.
44. Меськин В. С. Основы легирования стали. Изд-во «Металлургия», 1964 г.
45. Уикс К. Е., Блок Ф. Е. Термодинамические свойства 65 элементов, их окислов, галогенидов, карбидов и нитридов. Изд-во «Металлургия», 1965.
46. Гудремон Э. Специальные стали, т. II. Изд-во «Металлургия», 1966.
47. Vogel R., Martin E. Arch. Eisenhüttenwesen, 1930—31, № 4, S. 487.
48. Гольдштейн М. И., Гутерман С. Г. В сб. «Технология производства черных металлов» (УралНИИЧМ). Труды института, т. I. Металлургиздат, 1961, стр. 128.
49. Гольдштейн М. И. и др. ФММ, 1961, т. 12, вып. 2, с. 193.

50. Гутерман С. Г., Гольдштейн М. И. ФММ, 1964, т. 17, вып. 2, с. 308.
51. Martens H., Duwer P. Trans. Amer. Soc. Metals, 1952, v. 44, p. 484.
52. Shaw S., Quarell A. J. Iron and Steel Inst., 1957, v. 185, № 1, p. 10.
53. Cadek J., Cochnar Z., Freiwillich R. Hutnicke Listy, 1962, № 2, с. 122.
54. Seal A. K., Honeycombe R. W. K. Iron and Steel, 1958, v. 31, № 6, p. 221.
55. Smith E., Nutting J. Iron and Steel, 1958, v. 31, № 6, p. 226.
56. Гольдштейн М. И. и др. ФММ, 1965, т. 19, вып. 6, с. 870.
57. Гаев И. С. Труды НТО ЧМ, т. VI, Металлургиздат, 1955, с. 132.
58. Iosima Siro, Nacagawa Rueti. J. Iron and Steel Inst. Japan, 1962, v. 48, № 11, p. 1460.
59. Мурей Дж. Д. В сб. «Высокопрочная сталь». Изд-во «Металлургия», 1965, с. 113.
60. K. Bungardt u. a. Arch. Eisenhüttenwesen, 1956, B. 27, № 1, S. 61.
61. Narita K. J. Chemical Society Japan. Pure Chem. Sec., 1958, v. 79, № 1, p. 108.
62. Коган Л. И., Энтин Р. И. В сб. «Проблемы металловедения и физики металлов» (ЦНИИЧМ). Труды Института металловедения и физики металлов, № 4. Металлургиздат, 1955, с. 251.
63. Коган Л. И., Энтин Р. И. ДАН СССР, 1954, т. XCIV, № 4, с. 693.
64. Шварцман Л. А. В сб. «Проблемы металловедения и физики металлов» (ЦНИИЧМ). Труды Института металловедения и физики металлов, № 7, 1962, с. 345.
65. Геллер Ю. А. Инструментальные стали. Изд-во «Металлургия», 1968.
66. Гуляев А. П. Сталь, 1964, № 3, с. 188.
67. Гуляев А. П. и др. Заводская лаборатория, 1965, № 3, с. 298.
68. Weister H. J. u. a. Stahl und Eisen, 1959, B. 79, № 16, S. 1120.
69. Weister H. J. u. a. Stahl und Eisen, 1957, B. 77, № 12, S. 773.
70. Левинзон Е. С. Сталь, 1960, № 8, с. 775.
71. Клаустинг Е. А., Пятунин Е. В. Сталь, 1965, № 1, с. 56.
72. König P. u. a. Arch. Eisenhüttenwesen, 1961, B. 32, № 8, S. 541.
73. Erasmus L. A. J. Iron and Steel Inst., 1964, v. 202, № 2, p. 128.
74. Narita K. J. Chemical Society Japan, Pure Chem. Soc., 1957, v. 78, № 5, p. 704.
75. Кейз С. Л., Ван Горн К. Р. Алюминий в чугунах и сталях. Металлургиздат, 1959.
76. Голиков И. Н., Виноград М. И. Качественная сталь, 1936, № 4, с. 7.
77. Садовский В. Д. и др. Превращения при нагреве стали. Металлургиздат, 1954.
78. Гутерман С. Г. В сб. «Исследования по металловедению



- и термической обработке стали» (УралНИИЧМ). Труды института № 2, ГОНТИ — НКТП, 1938, с. 43.
79. Малышев К. А. Труды Уральского филиала Академии наук СССР, 1941, вып. 10, с. 187.
  80. Irvine K. J. J. Iron and Steel Inst., 1962, v. 200, № 10, p. 820.
  81. Irvine K. J., Pickering F. B. J. Iron and Steel Inst., 1963, v. 200, № 7, p. 570.
  82. Webster D., Allen J. B. J. Iron and Steel Inst., 1962, v. 200, № 7, p. 570.
  83. Геллер Ю. А., Олесова П. Л. Металловедение и термическая обработка металлов, 1957, № 7, с. 30.
  84. Tasaо а. о. J. Iron and Steel Inst. Japan, 1955, v. 41, № 9, p. 965.
  85. Zimmermann J. G. а. о. Trans. Amer. Soc. Metals, 1937, v. 25, p. 755.
  86. Бейн Э. Влияние легирующих элементов на свойства стали. Металлургиздат, 1945.
  87. Зюзин В. И. Труды Уральского филиала Академии наук СССР, 1941, вып. 10, с. 109.
  88. Rose A., Peter W. Stahl und Eisen, 1952, B. 72, № 18, S. 1063.
  89. Попов А. А., Попова Л. Е. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита. Изд-во «Металлургия», 1965.
  90. Ammargeller S., Opel P. Stahl und Eisen, 1955, № 2, S. 65.
  91. Энтин Р. И. Превращения аустенита в стали. Металлургиздат, 1960.
  92. Михалев М. С., Богачев И. Н. В сб. «Технология производства черных металлов» (УралНИИЧМ). Труды института, т. 1. Металлургиздат, 1961, с. 146.
  93. Михалев М. С., Суслопаров Г. Д. ФММ, 1961, т. 12, вып. 1, с. 149.
  94. Гольдштейн М. И., Гутерман С. Г. Металловедение и термическая обработка металлов, 1964, № 7, с. 40.
  95. Садовский В. Д. В сб. «Фазовые превращения в железоуглеродистых сплавах». Машгиз, 1950, с. 65.
  96. Гольдштейн М. И., Гутерман С. Г. Сталь, 1960, № 12, с. 1130.
  97. Гольдштейн М. И. и др. Сталь, 1964, № 10, с. 925.
  98. Михалев М. С., Гольдштейн М. И. Сталь, 1958, № 10, с. 942.
  99. Morrison W. B., Woodhead J. H. J. Iron and Steel Inst., 1963, v. 201, № 1, p. 43.
  100. Morrison W. B. J. Iron and Steel Inst., 1963, v. 201, № 4, p. 317.
  101. Van Veris. Metal Progress, 1962, v. 82, № 2, p. 84.
  102. Meyer Lutz u. a. Archiv. Eisenhüttenwesen, 1964, B. 35, № 6, S. 541.
  103. Энтин Р. И. В сб. «Проблемы металловедения и физики металлов» (ЦНИИЧМ). Труды Института металловедения и физики металлов, № 8. Металлургиздат, 1952, с. 105.
  104. Wever F. u. a. Archiv Eisenhüttenwesen, 1950, B. 21, № 11—12, S. 267.
  105. Hultgren A. Rev. metallurgie, 1953, № 11, p. 737.
  106. McCann J., Ridal R. A. J. Iron and Steel Inst., 1964, v. 202, № 5, p. 441.
  107. Блантер М. Е. Фазовые превращения при термической обработке стали. Металлургиздат, 1962.
  108. Mechl R. F., Hordenability of Alloy Steels — Symposium American Society of Metals, 1958.
  109. Гольдштейн М. И. В сб. «Проблемы ванадия в черной металлургии» (УралНИИЧМ). Труды института, т. 5. Изд-во «Металлургия», 1966, с. 170.
  110. Колосова Э. Л. и др. В сб. «Проблемы ванадия в черной металлургии» (УралНИИЧМ). Труды института, т. 5. Изд-во «Металлургия», 1966, с. 249.
  111. Wever F., Koch W. Stahl und Eisen, 1954, № 16, S. 989.
  112. Schrader A. Archiv Eisenhüttenwesen, 1954, B. 25, № 9-10, S. 465.
  113. Honeyscombe R. W. K. Iron and Steel, 1962, v. 35, № 13, p. 576.
  114. Навроцкий И. В. и др. В сб. «Технология производства и свойства черных металлов (УкрНИИМ), Труды института, т. 9. Изд-во «Металлургия», 1964, с. 377.
  115. Богачев И. Н., Пермиков В. Г. Отпуск закаленной стали. Машгиз, 1950.
  116. Isidzyca Chirozi. J. Iron and Steel Inst. Japan, 1962, v. 48, № 11, p. 1443.
  117. Monma Caidzo, Isidzyca Chirozi. J. Iron and Steel Inst. Japan, 1961, v. 47, № 10, p. 1532.
  118. Hultgren A. Rev. metallurgie, 1953, № 12, p. 847.
  119. Бокштейн С. З. Структура и механические свойства легированной стали. Металлургиздат, 1954.
  120. Попова Н. М. Фазовый химический анализ. Машгиз, 1957.
  121. Вайнштейн Б. К. Структурная электронография. Изд-во АН СССР, 1961.
  122. Лившиц Л. С. и др. Металловедение и термическая обработка металлов, 1963, № 3, с. 12.
  123. Stucken W. Ann. Chemie, 1963, v. 8, № 3—4, p. 229.
  124. Sato T., Nishizava T. J. Japan Inst. Metals, 1960, v. 24, № 7, p. 473.
  125. Апасев Б. А. и др. ФММ, 1960, т. 10, вып. 10, с. 245.
  126. Беликов А. М. и др. В сб. «Теория и практика металлургии» (ЧелябНИИМ). Труды института, вып. 5. Челябинское книжное издательство, 1963, с. 142.
  127. Курдюмов Г. В., Энтин Р. И. Вестник АН СССР, 1964, № 10, с. 18.
  128. Tichy J. Hutnicke Listy, 1964, № 7, с. 499.
  129. Курдюмов Г. В. Металловедение и термическая обработка металлов, 1960, № 10, с. 22.
  130. Курдюмов Г. В., Перкас М. Д. Металловедение и термическая обработка металлов, 1961, № 9, с. 33.
  131. Курдюмов Г. В. и др. ФММ, 1959, т. 7, вып. 5, с. 747.
  132. Ильина В. А., Крицкая В. К. В сб. «Проблемы металловедения и физики металлов» (ЦНИИЧМ). Труды Института металловедения и физики металлов, № 4. Металлургиздат, 1955, с. 412.



133. Лысак Л. И., Хандрос Л. Г. Вопросы физики металлов и металловедения, АН УССР, 1953, № 4, с. 3.
134. Лысак Л. И., Нестеренко Е. Г. Вопросы физики металлов и металловедения АН УССР, 1953, № 4, с. 12.
135. Гутерман С. Г., Гольдштейн М. И., Носков А. М. ФММ, 1960, т. 10, вып. 6, с. 903.
136. Курдюмов Г. В., Лысак Л. И. ЖТФ, 1947, № 9, с. 993.
137. Лысак Л. И. Вопросы физики металлов и металловедения АН УССР, 1953, № 3, с. 26.
138. Миркин Л. И., Уманский Я. С. ФММ, 1960, т. 9, вып. 6, с. 897.
139. Sraho E. Brown Boweri Mitt., 1962, В. 49, № 11-12, S. 532.
140. Мороз Л. С. Тонкая структура и прочность стали. Металлургиздат, 1957.
141. Ньюкирк Дж. Б. В сб. «Старение сплавов». Металлургиздат, 1962, с. 12.
142. Пакстон Х. В. В сб. «Старение сплавов». Металлургиздат, 1962, с. 202.
143. Гуард Р. В. В сб. «Механизм упрочнения твердых тел». Изд-во «Металлургия», 1965, с. 220.
144. Келли А., Николсон Р. Дисперсионное твердение. Изд-во «Металлургия», 1966.
145. Beker R. G., Nutting J. in «Precipitation processes in Steels». Iron and Steel Inst., Spec. Rep., 64, 1959, p. 1.
146. Takin E., Kelly P. J. Iron and Steel Inst., 1965, v. 203, № 7, p. 715.
147. Tokuhiko Nishida, Mitsuru Tonino. J. of the Japan Inst. of Metals, 1965, v. 29, № 7, p. 728.
148. Smith E. A. Elektron Microscopy, v. I, N. Y. — L., Acad. Press, 1962, с. 10.
149. Orowan E. Symposium on Internal Stresses Institute of Metals, 1948, p. 451.
150. Hirsch P. Discussion to Reference 14, J. Inst. Metals, 1958, 86, p. 15.
151. Гольдштейн М. И., Михалев М. С. Бюлл. УралНИИЧМ, № 3. Металлургиздат, 1957, с. 64.
152. Leeper R. A. a. o. J. of Metals, 1961, № 11, p. 802.
153. Коттрелл А. Дислокации и пластическое течение в кристаллах. Металлургиздат, 1958.
154. Приданцев М. В., Левинзон Х. Ш. Сталь, 1956, № 11, с. 1006.
155. Epstein S. a. o. J. of Metals, 1950, № 6, p. 830.
156. Epstein S., Frame I. W. Iron Age, 1955, 166, № 15, p. 158.
157. Jones W. R. D., Combes F. S. M. J. Iron and Steel Inst., 1953, v. 174, № 1, p. 9.
158. Литвиненко Д. А. и др. Сталь, 1957, № 5, с. 445.
159. Onderka M., Smid V. Hutnik, 1964, В. 14, № 6, S. 293.
160. Хлебников В. Б. Советская металлургия в 1959—1965 гг. Госполитиздат, 1962.
161. Парышев Ю. М., Раузин Я. Р. Вестник Всесоюзного научно-исследовательского института железнодорожного транспорта, 1964, № 5, с. 31.
162. Муравьев Е. А. и др. В сб. «Проблемы ванадия в черной металлургии» (УралНИИЧМ). Труды института, т. 5. Изд-во «Металлургия», 1966, № 242.
163. Грдина Ю. В. и др. Изв. вузов. Черная металлургия, 1963, № 10, с. 120.
164. Грдина Ю. В., Гордин О. В. Изв. вузов. Черная металлургия, 1963, № 12, с. 152.
165. Neumeister H., Weister H. Stahl und Eisen, 1945, В. 45, № 1—2, S. 1, 36, 68.
166. Михалев М. С. Низколегированные стали взамен углеродистых. Машгиз, 1961.
167. Irvine K. J., Pickering F. B. Iron and Steel, 1958, v. 31, № 6, p. 235.
168. Михалев М. С., Гольдштейн М. И. Сталь, 1960, № 11, с. 1026.
169. Гринь А. В. и др. В сб. «Проблемы ванадия в черной металлургии» (УралНИИЧМ). Труды института, т. 5. Изд-во «Металлургия», 1966, с. 214.
170. Бычков М. И., Скоробогатов С. В. В сб. «Строительные конструкции промышленных зданий» (УПИ). Труды института, № 131, Свердловск, 1963, с. 42.
171. Гольдштейн М. И., Бычков М. И., Скоробогатов С. М. Технология производства и обработки черных металлов. Сб. трудов УралНИИЧМ, т. 4. Изд-во «Металлургия», 1965, с. 162.
172. Флоров Р. С. и др. В сб. «Прогрессивные металлические конструкции для промышленного строительства» (Уралпромстройинипроект). Стройиздат, 1963.
173. Флоров Р. С. В сб. «Проектирование и строительство промышленных зданий и сооружений». (Уралпромстройинипроект). Труды института, № 14. Стройиздат, 1964, с. 118.
174. Irvine K. J. Metallurgia, 1958, v. 58, № 7, p. 13.
175. Irvine K. J., Pickering F. B. J. Iron and Steel Inst., 1960, v. 194, № 2, p. 137.
176. Irvine K. J., Pickering F. B. J. Iron and Steel Inst., 1963, v. 201, № 6, p. 518.
177. Брик С. Д. Бюлл. ЦИИН ЧМ, 1965, № 14, с. 13.
178. Steel, 1964, v. 155, № 13, p. 6.
179. Curzytek M., Przegl. sprawaln, 1965, v. 17, № 1, 6—9 (польск.).
180. Левинзон Х. С. Металловедение и термическая обработка металлов. 1964, № 4, с. 53 (реферат из «Metal Progress», 1962, № 1).
181. Canad Metalwork, 1963, v. 26, № 6, p. 23.
182. Bradstreet B. J., Welding Res., 1953, v. 7, № 5, p. 107.
183. Гринь А. В. и др. В сб. «Проблемы ванадия в черной металлургии» (УралНИИЧМ). Труды института, т. 5. Изд-во «Металлургия», 1966, с. 189.
184. Левинзон Х. С. Сталь, 1959, № 6, с. 563 (реферат по «Stahl und Eisen», 1958, В. 78, № 11, S. 736).
185. Macakadzy a. o. J. Iron and Steel Inst. Japan, 1962, v. 48, № 11, p. 1422.
186. Japan Ship and Shipbuild, 1963, v. 8, № 2, p. 42.
187. Iron Age, 1963, v. 199, № 4, p. 72.
188. Vogels H. A. u. a. Arch. Eisenhüttenwesen, 1964, В. 35, № 4, S. 339.



189. Loring C. H., Elsea A. R. Trans. Amer. Foundrymens Assoc., 1947, v. 55, p. 160.
190. Блюм Э. Э. и др. В сб. «Проблемы ванадия в черной металлургии». (УралНИИЧМ). Труды института. Изд-во «Металлургия», 1966, с. 205.
191. Блюм Э. Э. и др. ФММ, 1966, т. 21, вып. 3, с. 474.
192. Курдюмов Г. В., Энтин Р. И. Отпускная хрупкость конструкционных сталей. Металлургиздат, 1945.
193. Бернштейн М. Л. Металловедение и обработка металлов, 1956, № 9, с. 25.
194. Браун М. П. Металловедение и обработка металлов, 1957, № 1, с. 38.
195. Просвирнин В. И., Квашкина Е. И. Вестник машиностроения, 1955, № 2, с. 58.
196. Jolivot H., Vidal J. Rev. metallurgie, 1944, v. 41, p. 387.
197. Ма Жу Чжан. В сб. «Обработка стали и сплавов». Труды Московского института стали, № 36. Металлургиздат, 1957, с. 160.
198. Утевский Л. М. Отпускная хрупкость сталей. Металлургиздат, 1961.
199. Самарин А. М., Поляков А. Ю. Бюлл. ЦИИИ ЧМ, 1946, № 15, с. 13.
200. Romp A., Krisch A. Mitt. k. Wilh. Inst. Eisenforsch., 1941, V. 23, № 10, S. 135.
201. Romp A., Hempel. Mitt. k. Wilh. Inst. Eisenforsch., 1940, V. 22, № 10, S. 149.
202. Гольдштейн М. И., Гутерман С. Г. В сб. «Новые марки чугунов и стали». ГОСИНТИ, 1964, с. 9.
203. Гольдштейн М. И. и др. В сб. «Проблемы ванадия в черной металлургии» (УралНИИЧМ). Труды института, т. 5, 1966, с. 221.
204. Справочник по свойствам сталей, применяемых в котлотурбостроении. Машгиз, 1958.
205. Погребенская Т. М., Юргенсон А. А. Технология транспортного машиностроения, 1957, № 5, с. 6.
206. Минкевич А. Н. Химико-термическая обработка металлов и сплавов, 2-е изд. Изд-во «Машиностроение», 1965.
207. Гаев И. С. В сб. «Физико-химические основы влияния легирующих элементов на структуру и некоторые свойства стали», Труды ВНИТОМ, т. VI. Металлургиздат, 1955, с. 132.
208. Kamij Kidzu, Tanako Tazu. J. Iron and Steel Inst. Japan, 1963, v. 49, № 10, p. 1496.
209. Нехендзи Ю. А. и др. Научные доклады высшей школы. Металлургия, 1958, № 4, с. 240.
210. Журавлев В. Н., Николаева О. И. Машиностроительные стали. Справочник конструктора. Машгиз, 1962.
211. Коттрелл К. В сб. «Высокопрочная сталь». Изд-во «Металлургия», 1965, с. 9.
212. Джабб П. В сб. «Высокопрочная сталь». Изд-во «Металлургия», 1965, с. 140.
213. Джонсон Е. В сб. «Высокопрочная сталь». Изд-во «Металлургия», 1965, с. 151.
214. Steel, 1963, v. 153, № 16, p. 58.
215. Панфилова Л. М., Гольдштейн М. И. В сб. «Пробле-

- мы ванадия в черной металлургии» (УралНИИЧМ). Труды института, т. 5. Изд-во «Металлургия», 1966, с. 231.
216. Смирнов Л. В., Садовский В. Д. В сб. «Проблемы металлостроения и термической обработки». Машгиз, 1956, с. 120.
217. Соколов Е. Н. ФММ, 1956, т. 3, № 1, с. 79.
218. Соколов Е. Н., Петрова С. Н. ФММ, 1958, т. 8, № 4, с. 762.
219. Энтин Р. И. Бюлл. ЦНИИЧМ, 1964, № 3, с. 14.
220. Коган Л. И., Энтин Р. И. Металловедение и термическая обработка металлов, 1962, № 1, с. 3.
221. Кубашкина Г. Д. и др. Металловедение и термическая обработка металлов, 1963, № 4, с. 32.
222. Гидон Е. Д. и др. Металловедение и термическая обработка металлов, 1963, № 4, с. 36.
223. Хрущов М. М., Бабищев М. А. ДАН СССР, 1953, т. 78, № 3, с. 445.
224. Atlas of Isothermal Transformation Diagrams, United States Steel, Pittsburgh, 1951.
225. Заславская Л. В. и др. В сб. «Фазовый состав, структура и свойства легированных сталей». Изд-во «Машиностроение», 1965, с. 138.
226. Modin H., Modin S. Jernkontorets Annaler, 1965, v. 149, № 10, p. 617 (швед.).
227. Nishizawa. J. Iron and Steel Inst. Japan, 1959, v. 45, № 3, p. 332.
228. Иванов А. Г. и др. Деревообрабатывающая промышленность, 1958, № 5, с. 8.
229. Иванов А. Г., Кручинина Е. В. ГОСИНТИ, вып. 7, тема 15, М—62—252/7, с. 3.
230. Иванов А. Г. и др. Приложение к журналу «Сталь», 1958, с. 256.
231. Иванов А. Г., Кручинина Е. В. В сб. «Легирование сталей», Киев. Изд-во технической литературы УССР, 1963, с. 174.
232. Tagasov L. P. Trans. Amer. Soc. Metals, 1953, v. 43, p. 1144.
233. Harmon E. a. o. Trans. Amer. Soc. Metals, 1959, v. 50, p. 418.
234. Гуляев А. П. Металловедение. Изд-во «Металлургия», 1966.
235. Steel, 1963, v. 152, № 6, p. 336.
236. Kövesi P. Alloy Metals Rev., 1963, v. 11, № 108, p. 2.
237. Kawai Masaci a. o. J. Iron and Steel Inst. Japan, 1963, № 10, p. 721.
238. Zdenek Bembenek, Miroslav Fortýn. Hutník, 1964, № 9, p. 437.
239. Mockel L., Schüff V. Fertigungstechn. und Betrieb., 1964, V. 14, S. 183.
240. Gill J. P. Tool Steel, ASM, 1934.
241. Шейн А. С., Царева А. А. Подшипники качения. Справочное пособие. Машгиз, 1961.
242. Шейн А. С. Труды ВНИИПП, 1963, № 3(35), с. 60.
243. Качанов Н. Н. и др. Шарикоподшипниковая сталь. Авт. свид. № 161048. Бюлл. изобр. и тов. знаков, 1964, № 6, с. 21.
244. Копытин Л. В. и др. Шарикоподшипниковая сталь. Авт. свид. № 152480. Бюлл. изобр. и тов. знаков, 1963, № 1, с. 14.
245. Kusaka K. a. o. J. Iron and Steel Inst. Japan, 1963, № 3, p. 559.



246. Philip T. V. a. o. Metal Progress, 1961, v. 79, № 5, p. 169.
247. Sichа M. a. o. Hutnicke Listy, 1955, t. 10, № 3, с. 149.
248. Приданцев М. В., Ланская К. А. Стали для котлотурбостроения. Металлургиздат, 1959.
249. Силаев А. Ф. и др. Хромистые жаропрочные стали для энергомашиностроения. Металлургиздат, 1963.
250. Штейнберг М. М. и др. ФММ, 1963, т. 16, вып. 3, с. 467.
251. Федорцов-Лутиков Г. П., Шешенев М. Ф. Металловедение и обработка металлов, 1956, № 6, с. 2.
252. Buchi C. I. P. a. o. J. Iron and Steel Inst., 1965, v. 203, № 3, p. 291.
253. Петропавловская З. Н., Богомольная Р. Б. Теплоэнергетика, 1965, № 4, с. 58.
254. Ульянова Н. В., Теплов В. С. Металловедение и термическая обработка металлов, 1965, № 1, с. 18.
255. Беломытцев Ю. С. и др. Металловедение и термическая обработка металлов, 1964, № 7, с. 27.
256. Materials and Methods, 1956, № 4, p. 122.
257. Chilg Harry C. Metal Progress, 1965, v. 87, № 1, p. 104.
258. Химушин Ф. Ф. Жаропрочные стали и сплавы. Изд-во «Металлургия», 1964.
259. Григорович В. К. В сб. «Исследование сталей и сплавов». Изд-во «Наука», 1964, с. 29.
260. Irani D. D. a. o. Iron and Steel Inst., 1965, v. 203, № 7, p. 913.
261. Шведов Л. И. В сб. «Исследование сталей и сплавов». Изд-во «Наука», 1964, с. 262.
262. Приданцев М. В., Эстулин Г. В. Сталь, 1960, № 10, с. 936.
263. Ramel u. a. Archiv Eisenhüttenwesen, 1963, B. 34, № 4, S. 279.
264. Прокошкин Д. А., Васильев Е. Г. Труды института металлургии им. Байкова, 1963, вып. 13, с. 152.
265. Harris G. T. a. o. J. Iron and Steel Inst., 1955, v. 179, № 3, p. 241.
266. Бюллетень иностранной коммерческой информации, 1966, № 124, с. 5.
267. Cross H. C. Metal Progress, 1965, v. 87, № 3, p. 67.
268. Савицкий Е. М., Дуйсемалиев У. Вестник АН КазССР, 1959, № 7, с. 82.
269. Минц Р. С. и др. ДАН СССР, 1962, т. 144, № 6, с. 1324.
270. Бабаков А. А. Нержавеющие стали, свойства и химическая стойкость в различных агрессивных средах. Госхимиздат, 1956.
271. Duckworth W. E. Iron and Steel, 1964, v. 37, № 12, p. 544.
272. Левин Ф. Л. и др. Немагнитная нержавеющая сталь. Авт. свид. № 152482. Бюл. изобр. и тов. знаков, 1963, № 1, с. 14.
273. Приданцев М. В., Левин Ф. Л. Горное дело, 1964, № 4, с. 116.
274. Endo Makato, Hamakata Dziro. J. Japan Inst. Metals, 1963, v. 27, № 10, p. 490.
275. Свищунова Т. В. Специальные стали и сплавы. Сб. трудов ЦНИИЧМ, вып. 46, 1966, с. 50.
276. Naumann. Stahl und Eisen, 1938, B. 58, № 44, S. 1239.
277. Арчаков Ю. А., Гребешкова И. Д. Новые материалы в машиностроении. Изд-во «Машиностроение», 1964, с. 19.

278. Дерябина В. И. и др. Машины нефтяного оборудования. Научно-техн. сборник ЦНИИПЭнефтегаз, 1965, № 4, с. 12.
279. Химушин Ф. Ф. Нержавеющие стали. Металлургиздат, 1963.
280. Черных Н. П. В сб. «Влияние водорода на служебные свойства стали». Иркутск, Книжное изд-во, 1963.
281. Бозорт Р. Ферромагнетизм. ИЛ, 1956.
282. Займовский А. С., Чудновская Л. А. Магнитные материалы. Госэнергоиздат, 1957.
283. Köster W., Schmidt W. Archiv Eisenhüttenwesen, 1955, B. 26, S. 421.
284. Селисский Я. П., Джавадов Д. М. ФММ, 1963, т. 15, вып. 4, с. 504.
285. Краснопевцева Т. В. Прецизионные сплавы. В сб. трудов ЦНИИЧМ, 1956, вып. 15, с. 68.
286. Раевская М. Н. Прецизионные сплавы. В сб. трудов ЦНИИЧМ, 1960, вып. 23, с. 262.
287. Пшеченкова Г. В. Прецизионные сплавы. В сб. трудов ЦНИИЧМ, 1956, вып. 15, с. 111.
288. Аптекарь И. Л., Горбунов В. И. ФММ, 1960, т. 10, вып. 5, с. 710.
289. Горбунов В. И., Лившиц Б. Г. ФММ, 1961, т. 12, вып. 4, с. 526, 534.
290. Köster W., Gmöhling W. Z. Metallkunde, 1961, B. 52, S. 713.
291. Kühlewein H. Z. anorg. allg. Chemie, 1934, B. 218, S. 65.
292. Равдель М. П., Эммиль К. В. Прецизионные сплавы. В сб. трудов ЦНИИЧМ, 1962, вып. 25, с. 117.
293. Верник Дж. В сб. «Сверхпроводящие материалы». Изд-во «Мир», 1965, с. 64.
294. Ефимов Ю. В. ЖНХ, 1963, № 8, с. 1522.
295. Савицкий Е. М. и др. ЖНХ, 1964, № 9, с. 1155.
296. Молчанова Е. К. Атлас диаграмм состояния титановых сплавов. Изд-во «Машиностроение», 1964.
297. Adenstedt H. K. a. o. Trans. Amer. Soc. Metals, 1952, v. 44, p. 990.
298. Агеев Н. В., Петрова Л. А. ЖНХ, 1960, т. 5, № 3, с. 615.
299. Harmon E. L. a. o. Trans. Amer. Soc. Metals, 1958, v. 50, p. 148.
300. Власов В. С., Корнилов И. И. Изв. АН СССР, ОТН, 1958, № 4, с. 170.
301. Агеев Н. В., Рогачевский З. М. ЖНХ, 1960, т. 5, № 3, с. 619.
302. Vogel R. R. Titanium in major spare Vehicles 6th Nat. Sympos. Mater, space Vehicles Use. Seattle, 1963, v. 2, p. 1.
303. Панкратов Н. А. и Виноградова Л. М. Оптико-механическая промышленность, 1964, № 9, с. 1.
304. Aviation electrical equipment. Avril Week, 1960, 28 March, p. 72.
305. Ландсберг Г. Г. и др. Ресурсы США в будущем. Изд-во «Прогресс», 1965, т. II, с. 435.



## ОГЛАВЛЕНИЕ

|                                                                                                      |        |
|------------------------------------------------------------------------------------------------------|--------|
| Предисловие .....                                                                                    | Стр. 5 |
| Глава I. Производство и применение ванадия .....                                                     | 7      |
| Свойства ванадия .....                                                                               | 8      |
| Сырье для получения ванадия .....                                                                    | 9      |
| Переработка ванадийсодержащего сырья .....                                                           | 12     |
| Выплавка феррованадия .....                                                                          | 16     |
| Ванадий при выплавке стали .....                                                                     | 18     |
| Ликвация ванадия в стальном слитке .....                                                             | 22     |
| Производство ванадия и его потребление в черной металлургии .....                                    | 24     |
| Глава II. Влияние ванадия на фазовые превращения в стали .....                                       | 27     |
| Соединения с ванадием .....                                                                          | 27     |
| Влияние ванадия на критические точки стали .....                                                     | 38     |
| Растворимость ванадия в аустените .....                                                              | 41     |
| Величина зерна в сталях с ванадием .....                                                             | 51     |
| Влияние ванадия на устойчивость переохлажденного аустенита и прокаливаемость стали .....             | 59     |
| Глава III. Карбидообразование и упрочнение сталей с ванадием .....                                   | 70     |
| Влияние ванадия на структуру и карбидообразование при $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении ..... | 71     |
| Устойчивость ванадиевых сталей против отпуска ..                                                     | 79     |
| Карбидообразование и дисперсионное твердение при отпуске сталей с ванадием .....                     | 86     |
| Ванадий и хладноломкость стали .....                                                                 | 99     |
| О механизме упрочнения стали ванадием .....                                                          | 103    |
| Глава IV. Ванадий в углеродистых конструкционных сталях                                              | 109    |
| Малоуглеродистые стали .....                                                                         | 109    |

|                                                                     |      |
|---------------------------------------------------------------------|------|
|                                                                     | Стр. |
| Термически упрочненные стали .....                                  | 112  |
| Малостареющая кипящая сталь .....                                   | 115  |
| Среднеуглеродистые машиностроительные стали ....                    | 120  |
| Рельсовые стали .....                                               | 125  |
| Глава V. Ванадий в легированных конструкционных сталях              | 131  |
| Низколегированные строительные стали повышенной прочности .....     | 131  |
| Высокопрочные строительные стали .....                              | 137  |
| Малолегированные машиностроительные стали .....                     | 154  |
| Улучшаемые машиностроительные стали .....                           | 162  |
| Стали для химико-термической обработки .....                        | 176  |
| Рессорно-пружинные стали .....                                      | 181  |
| Высокопрочные стали .....                                           | 183  |
| Глава VI. Ванадий в инструментальных сталях .....                   | 189  |
| Значение ванадия для инструментальных сталей ....                   | 189  |
| Стали для режущего инструмента .....                                | 194  |
| Быстрорежущие стали .....                                           | 201  |
| Штамповые стали .....                                               | 215  |
| Шарикоподшипниковые стали .....                                     | 225  |
| Глава VII. Ванадий в сталях и сплавах специального назначения ..... | 228  |
| Котельные стали .....                                               | 228  |
| Теплоустойчивые стали .....                                         | 236  |
| Жаропрочные стали и сплавы .....                                    | 245  |
| Нержавеющие стали .....                                             | 257  |
| Водородоустойчивые стали .....                                      | 261  |
| Прецизионные сплавы .....                                           | 263  |
| Титановые сплавы .....                                              | 269  |
| Глава VIII. Перспективы использования сталей с ванадием             | 275  |
| Литература .....                                                    | 279  |



ГОЛИКОВ Игорь Николаевич  
ГОЛЬДШТЕЙН Михаил Израилевич  
МУРЗИН Иван Иванович

ВАНАДИЙ В СТАЛИ

\* \*

Редактор издательства: А. И. Зими́на  
Технический редактор М. Р. Клейнман  
Переплет художника В. В. Тирдатов

\* \*

Сдано в производство 23/XI 1967 г.  
Подписано в печать 12/V 1968 г.  
Бумага типографская № 1 84×108<sup>1</sup>/<sub>32</sub> — 4,56 бум. л. = 15,34  
печ. л. (усл.) Уч.-изд. л. 14,89 Изд. № 4466.  
Т-07052 Тираж 2000 экз. Заказ 1656. Цена 1 р. 15 к.

\* \*

Издательство «Металлургия»,  
Москва, Г-34, 2-й Обыденский пер., 14  
Владимирская типография Главполиграфпрома  
Комитета по печати при Совете Министров СССР  
Гор. Владимир, ул. Победы, д. 18-б