

Н.А. Буше, А.С. Гуляев,  
В.А. Двоскина, К.М. Раков

**Подшипники  
из  
алюминиевых сплавов**

ПОДШИПНИКИ  
ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ  
СПЛАВОВ

---



МОСКВА „ТРАНСПОРТ“ 1974

Подшипники из алюминиевых сплавов. Буше Н. А. и др.  
М., «Транспорт», 1974, с. 1—256.

В книге рассмотрены вопросы по использованию, технологии производства, свойствам и особенностям эксплуатации подшипников, изготовленных из алюминиевых сплавов. Применительно к подшипникам транспортных двигателей (железных и автомобильных дорог, речного и морского флота) и подшипникам тракторов обобщен опыт применения монометаллических и биметаллических вкладышей с использованием алюминиевых сплавов I и II групп. Подробно описана технология изготовления биметаллических полос с алюминиевыми сплавами и штамповки вкладышей из них. Приведены результаты разработок процессов производства биметаллических полос улучшенного качества с использованием биметаллического слитка, получаемого при непрерывном литье. Описан технологический процесс производства монометаллических подшипников из алюминиевых сплавов и освоенный в заводских условиях метод изготовления биметаллических подшипников со слоем алюминиевого сплава литьевым способом.

Освещены результаты исследований в области оценки усталостной прочности подшипников, их износа и повреждений, включая кавитационные разрушения поверхностей трения. Рассмотрены процессы схватывания металлов, в результате которых происходит холодная сварка слоев при производстве биметаллических полос и возникают повреждения и задиры подшипников при неблагоприятных условиях трения. Рассмотрены различные гипотезы механизма схватывания, обобщены результаты исследований по оценке схватывания различных материалов. Представлены результаты испытаний и исследований по совместимости некоторых подшипниковых материалов в сочетании с различными втулами и маслами.

Книга рассчитана на инженерно-технических работников предприятий транспорта и промышленности, связанных с изготовлением, эксплуатацией и ремонтом подшипников. Она может также представлять интерес для тех, кто занимается изучением вопросов трения и износа.

Рис. 141, табл. 43, библ. 306.

Книгу написали:

Н. А. Буше и В. А. Двоскина — главу I;  
К. М. Раков — главу II;  
А. С. Гуляев и К. М. Раков — главу III;  
Н. А. Буше, В. А. Двоскина и К. М. Раков — главу IV.

*44  
30064*

Гос. публичная  
научно-техническая  
библиотека СССР  
ЭКЗЕМПЛЯР  
ЧИТАЛЬНОГО ЗАЛА

31802-160  
П 049(01)-74 160-74

*74-22172*

## ОТ АВТОРОВ

XXIV съезд КПСС в Директивах по девятому пятилетнему плану определил необходимость повышения качества, надежности и долговечности выпускаемых и эксплуатируемых машин. В полной мере это относится к различным транспортным средствам — по движенному составу железнодорожного транспорта, легковым и грузовым автомобилям, тракторам, судам речного и морского флота. Работоспособность этих средств прежде всего определяется надежностью двигателей внутреннего сгорания, у которых одной из наиболее ответственных деталей являются подшипники коленчатого вала.

Подшипники коленчатых валов различных двигателей, изготавлиющиеся со слоем баббита, нередко выходят из строя по усталостным разрушениям. За последнее время на тяжелоагруженных дизелях случались случаи кавитационного повреждения баббитового слоя. Использование более прочных подшипников со слоем свинцовистой бронзы также не всегда обеспечивает достаточно надежную работу вкладышей. Сравнительно низкая сопротивляемость коррозии под воздействием масла ускоряет усталостные разрушения подшипников. К тому же свинцовистая бронза обладает сравнительно низкой сопротивляемостью образованию задиров. Следует также учесть, что изготовление таких подшипников методом индивидуальной заливки экономически весьма невыгодно.

В СССР и за рубежом все более широкое распространение получают подшипники, изготовленные с использованием алюминиевых сплавов. Такие сплавы, обладая высокой усталостной прочностью, практически не кородируют в маслах, имеют сравнительно высокую задиростойкость и хорошие антифрикционные свойства.

За последние годы подшипники из алюминиевых сплавов получили значительное распространение в связи с освоением производства прокатанной заготовки со слоем алюминиевого сплава, из которой затем штампуются вкладыши. Это более экономичный и производительный способ изготовления вкладышей по сравнению со способом индивидуальной заливки подшипников. Производство биметаллической полосы освоено на Михайловском заводе цветной металлургии, Заволжском моторном заводе и на

Тамбовском заводе подшипников скольжения. Эксплуатация вкладышей из прокатанных полос на двигателях автомобилей, тепловозов, судов морского и речного флота дала положительные результаты.

Получают также распространение и монометаллические подшипники из различных алюминиевых сплавов. Они уже довольно широко используются на двигателях речного и морского флота, испытывались на железнодорожном транспорте и применяются в качестве втулочных подшипников в различных отраслях народного хозяйства.

Сравнительно широкое использование подшипников из алюминиевых сплавов предопределило целесообразность их стандартизации. В соответствии с разработками ЦНИИ МПС такой стандарт на алюминиевые антифрикционные сплавы был представлен Министерством путей сообщения и утвержден Государственным комитетом стандартов Совета Министров СССР (ГОСТ 14113—69).

Несмотря на все развивающееся использование подшипников из алюминиевых сплавов в народном хозяйстве и больше всего в агрегатах автомобильного, водного и железнодорожного транспорта, а также в сельском хозяйстве на тракторах, до сего времени нет обобщающего труда по этому вопросу. Нами сделана попытка обобщить имеющиеся исследования, испытания и технологические разработки, выполненные в различных организациях Советского Союза и за рубежом. В предлагаемом труде рассмотрены:

свойства и особенности поведения подшипников, изготовленных из различных алюминиевых сплавов;

технология производства монометаллических и биметаллических вкладышей и особенности штамповки и механической обработки их;

антифрикционные, механические, физические свойства алюминиевых сплавов в сравнении со свойствами других металлов;

влияние различных факторов на работоспособность подшипников скольжения при режимах жидкостного и полужидкостного трения.

Авторы приносят глубокую благодарность сотрудникам лаборатории цветных металлов ЦНИИ МПС и дизельной лаборатории отделения тепловозного хозяйства, принимавшим участие в проведении исследований, испытаний и опытной эксплуатации подшипников.

## ГЛАВА I

# ИСПОЛЬЗОВАНИЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ ПОДШИПНИКОВ СКОЛЬЖЕНИЯ

## 1. ОБЩИЕ СВЕДЕНИЯ

Алюминий и сплавы на его основе широко используются в технике. Во многом это определяется цennыми свойствами, которыми обладает этот металл. Некоторые физические свойства алюминия приведены ниже:

Атомный вес . . . . .	26,9825
Атомный радиус . . . . .	1,43 Å
Атомный объем . . . . .	10,0 см <sup>3</sup> /г-атом
Кристаллическая решетка . . . . .	ГЦК
Период решетки . . . . .	4,0413 Å
Плотность . . . . .	2,703 г/см <sup>3</sup>
Температура плавления . . . . .	660,24° С
Температура кипения . . . . .	2450° С
Скрытая теплота плавления . . . . .	96 кал/г
Скрытая теплота испарения . . . . .	3050 кал/г
Удельная теплоемкость при 20° С . . . . .	0,214 ккал/г·град
Теплопроводность при 25° С . . . . .	0,503 кал/см·сек·град
Коэффициент линейного расширения при температуре 20—100° С . . . . .	23,86·10 <sup>-6</sup> 1/град
Модуль нормальной упругости . . . . .	7000 кГ/мм <sup>2</sup>
Электропроводность . . . . .	34,5 м/ом·мм <sup>2</sup>

При понижении температуры пластические свойства алюминия, так же как и меди, не изменяются (табл. 1).

С повышением температуры алюминий сильно разупрочняется (рис. 1). При холодной пластической деформации прочность алюминия повышается, пластичность снижается. Отжиг при температуре выше 250° С почти полностью снимает эффект на-клепа [141].

Алюминий отличается высокой химической стойкостью на воздухе и в некоторых средах, что объясняется образованием на его поверхности тонкой, но достаточно плотной защитной окисной пленки.

Таблица 1

Металл	Температура испытаний, °C	Предел текучести, $\sigma_s$ , кГ/мм <sup>2</sup>	Временное сопротивление $\sigma_0$ , кГ/мм <sup>2</sup>	Относительное удлинение $\delta$ , %	Относительное сужение $\phi$ , %
Алюминий (99,9%)	+20	3,1	6,9	36	85
	-80	3,0	8,4	38	92
	-180	3,2	14,6	44	87
Медь (99,985%)	+20	6,0	22	48	76
	-80	7,1	27	47	74
	-180	8,1	35,8	58	77
Цинк	+20	12,6	18,2	41	76,3
	-70	27,5	30,0	2,0	3,1
Железо	+20	—	32,1	28	73
	-70	30,5	43,3	38	72
	-120	47,0	54,2	17	68
	-180	—	78,7	0	0

По ГОСТ 11069—64 алюминий изготавливается тринадцати марок. Алюминий высокой чистоты марок А999, А995, А99, А97 применяется для специальных и исследовательских целей. Для изготовления сплавов используется алюминий марок А95, А85 и А8.

Алюминиевые сплавы делятся на две группы: литейные и деформируемые. Литейные сплавы отличаются, как правило, более низкими показателями прочности и особенно пластичности по сравнению с деформируемыми. В качестве подшипниковых материалов используются как литейные, так и деформируемые сплавы: первые употребляются для монометаллических подшипников, в большинстве случаев значительной толщины (>6 мм), вторые — как несущий рабочий слой на стальном основании (биметаллические подшипники). От такого слоя, нанесенного на прочное основание, не требуется высокой прочности, поэтому степень легирования деформируемого

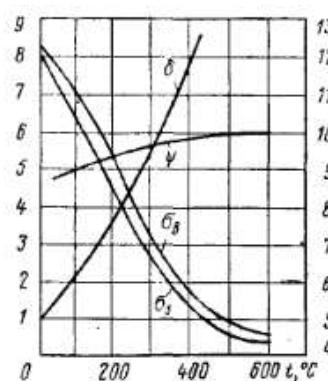


Рис. 1. График изменения механических свойств алюминия (99,57% Al; 0,22% Si; 0,21% Fe) при высоких температурах

сплава незначительна. В качестве легирующих добавок используются компоненты, которые образуют как твердые структурные составляющие, упрочняющие матрицу сплава, так и мягкие. Ниже приведены особенности легирования различными добавками, вводимыми в антифрикционные сплавы.

Железо присутствует в технически чистом алюминии в качестве обязательной примеси. Железо практически не растворяется в алюминии в твердом состоянии. Только при очень больших скоростях кристаллизации можно получить пересыщенный раствор, содержащий до 0,17% Fe. Железо образует с алюминием хрупкое твердое химическое соединение  $FeAl_3$ , являющееся продуктом перитектической реакции при 1150°C между  $Fe_2Al_5$  и жидкостью, содержащей 33% Fe. Наличие составляющей  $FeAl_3$  обеспечивает сплавам сравнительно удовлетворительные антифрикционные свойства, поэтому для монометаллических подшипников употреблялись сплавы с железом [106].

Кремний, так же как и железо, всегда в виде примеси сопутствует алюминию. Эвтектика между алюминием и кремнием образуется при температуре 577°C и содержании кремния 11,7%. При 200°C кремний растворяется в алюминии всего до 0,05%. Кремний снижает теплопроводность, электропроводность и коэффициент линейного расширения, повышает температуру рекристаллизации. Последнее благоприятно сказывается на жаропрочности сплавов. В технике широко используются бинарные литейные сплавы, содержащие до 12% Si (силиумины). Такие сплавы отличаются высокой жидкотекучестью и обладают хорошей противляемостью коррозии.

В подшипниковые литейные сплавы кремний добавляют в качестве присадки, создающей твердые структурные составляющие. Содержание кремния в этих сплавах колеблется от десятых долей до 20% и больше.

Магний в отличие от железа и кремния растворяется в твердом состоянии в значительно большем количестве. Растворимость при 100°C составляет 1,9%. Эвтектика содержит 33% Mg и состоит из кристаллов  $\alpha$ - и  $\beta$ -фазы ( $Mg_3Al_4$ ). Сплавы, содержащие кристаллы  $\beta$ -фазы, отличаются хрупкостью и склонностью к образованию трещин, поэтому они не нашли практического использования. Содержащие магний алюминиевые сплавы как литые, так и деформируемые отличаются высокой прочностью и пластичностью. Сплавы типа AMg (средней прочности) и AL8 (высокой прочности) по содержанию магния существенно отличаются (3—6 и 9—11% соответственно).

В подшипниковые сплавы магний вводится в небольшом количестве (до 2%) для повышения прочности. При наличии олова магний не вводится, так как он образует с оловом химическое соединение  $Mg_2Sn$  [6].

Медь растворяется в алюминии в количестве 5,65% при 548°C и 0,1% при 20°C. Эвтектика содержит смесь кристаллов  $\alpha$ -фазы и химического соединения  $CuAl_2$ . Медь увеличивает модуль

упругости сплавов и является одной из основных легирующих присадок, резко упрочняющих алюминиевые сплавы. Особенно интенсивно упрочняются сплавы при содержании меди до 6%.

Сплавы, содержащие медь, способны к естественному старению. Отрицательно сказывается на старении железо, но добавки небольших присадок магния (0,02—0,03%) восстанавливают эту способность сплавов. Процесс искусственного старения ускоряется под действием малых добавок индия, олова и кадмия.

Медь входит в состав многих литейных и деформируемых сплавов. В подшипниковых материалах медь является обязательной присадкой в сплавах, прокатываемых со сталью при изготовлении биметалла, и в ряде литейных сплавов.

Никель со стороны алюминия образует эвтектику  $Al + NiAl_3$ . Растворимость его в алюминии ничтожна (при 600°C составляет 0,028%). Никель повышает модуль упругости сплава. Из двойных алюминиево-никелевых сплавов распространение получил лишь подшипниковый сплав АН2,5. В сравнительно небольшом количестве никель добавляют в некоторые литейные и деформируемые подшипниковые сплавы.

Сурьма в твердом состоянии практически не растворяется в алюминии. Диаграмма состояния относится к эвтектическому типу. Кристаллы  $AlSb$  являются твердыми хрупкими соединениями. Сплавы, содержащие свыше 9—10% сурьмы, обладают малой пластичностью. В подшипниковых сплавах сурьма используется в качестве добавки, создающей твердые структурные составляющие.

Олово в твердом состоянии в алюминии практически не растворяется (рис. 2). Эвтектика образуется при температуре 228,3°C и содержании олова 99,5%. Олово в малых количествах улучшает коррозионную стойкость алюминия, особенно при легировании его медью.

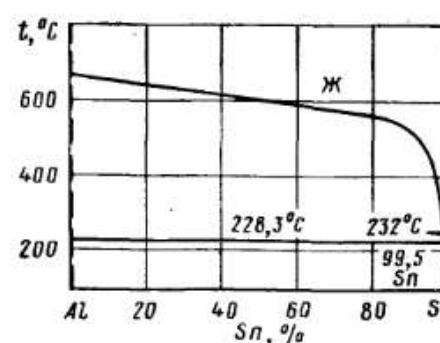


Рис. 2. Диаграмма состояния системы  $Al - Sn$

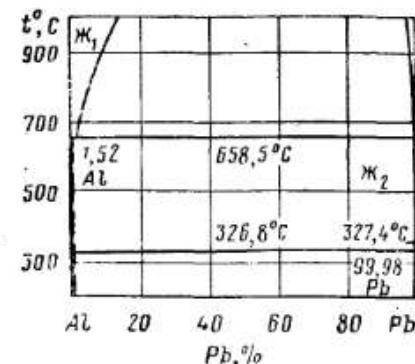


Рис. 3. Диаграмма состояния системы  $Al - Pb$

В алюминиевых подшипниковых сплавах олово присутствует в качестве компонента, создающего мягкие структурные составляющие.

Свинец в алюминии не растворяется ни в твердом, ни в жидком состоянии (рис. 3). Эвтектика в системе  $Al - Pb$  образуется при температуре 326,8°C и содержании свинца 99,98%. Содержание свинца в конструкционных сплавах алюминия не допускается выше 0,05%. В подшипниковых сплавах свинец используется, так же как и олово, для создания мягких структурных составляющих.

## 2. СВЕДЕНИЯ О АЛЮМИНИЕВЫХ ПОДШИПНИКОВЫХ СПЛАВАХ

Применение алюминиевых сплавов для подшипников скольжения стало возможным благодаря их высокой прочности, отличной сопротивляемости коррозии и сравнительно малой дефицитности. При этом невысокая стоимость и небольшой расход на единицу изделия вследствие малого удельного веса обеспечивают подшипникам из алюминиевых сплавов высокую экономичность.

Выбор алюминиевых сплавов для подшипников на первых порах осуществляли в соответствии с известным правилом Шарпи, по которому в мягкой матрице должны быть вкрапления твердых кристаллов. Поэтому первые применявшиеся сплавы содержали медь, железо, кремний и другие добавки, образующие интерметаллиды типов  $CuAl_2$ ,  $FeAl_3$ ,  $NiAl_3$ ,  $AlSb$ , кристаллы  $Si$  и др. Отсутствие налаженной технологии производства биметалла определило необходимость использования монометаллических подшипников из алюминиевых сплавов. В этом случае высокая прочность определялась особенностями конструкции вкладышей иногда в ущерб антифрикционным свойствам. В СССР для монометаллических подшипников в 30-х годах были предложены сплавы под названием алькусин [229], АН2,5 [108], АЖ6 [106] и др. В результате исследований, проведенных под руководством М. М. Хрущева [131, 219], появились сплавы для биметаллических подшипников, легированные сурьмой, магнием и свинцом. Так, сплав АМ содержал 6% Sb, 5% Pb, 0,5% Mg.

Впоследствии при пересмотре состава сплава АМ, проведенном Институтом машиноведения (ИМАШ) и Научно-исследовательским тракторным институтом (НАТИ), был создан сплав АСМ, получивший широкое распространение для биметаллических подшипников двигателей тракторов и вытеснивший ранее используемую свинцовистую бронзу.

С увеличением мощности двигателей потребовались подшипники, обладающие лучшими эксплуатационными свойствами. Получившая распространение в 30-х годах свинцовистая бронза и известные в то время алюминиевые сплавы не обладали достаточной износостойкостью и отличались невысокой сопротивляемостью задиром. В связи с этим уже в конце 30-х годов были

созданы алюминиевые сплавы, содержащие добавки мягких металлов (олово, свинец, кадмий).

Наибольшее распространение получили сплавы, содержащие олово. Высокая усталостная прочность в сочетании с хорошими антифрикционными свойствами предопределила быстрое распространение таких сплавов, особенно в послевоенное время [239, 296, 304]. Сведения о составе алюминиево-оловянных сплавов приводят Норман и Вольдман [284]. Первые сплавы для монометаллических подшипников содержали до 7% Sn (RRAC-7 и RRAC-9 в Англии, 750 и XA750 в Америке и др.). Сплавы различались в основном легирующими упрочняющими компонентами. Вначале алюминиевые сплавы применяли для изготовления монометаллических подшипников, а затем их стали широко использовать в качестве антифрикционного слоя в биметалле. По данным [233] к середине 60-х годов в США примерно на 30% всех моделей двигателей применяли подшипники из алюминиевых сплавов.

Увеличение выпуска биметаллических подшипников возросло после разработки технологии изготовления биметалла сталь — алюминиевые сплавы, в которых было повышенено содержание олова, чтобы улучшить антифрикционные свойства сплавов и уменьшить износ цапф [248]. Особенно большое распространение получили биметаллические подшипники со слоем алюминиевого сплава, содержащего 20% Sn и 1% Cu. Этот сплав был разработан и внедрен английской фирмой «Glacier Metal Co» [248, 257].

В Англии, по данным Пратта [288], в 1968 г. 58% легковых автомобилей и 96% дизелей были оборудованы биметаллическими подшипниками.

В 1969 г. фирма «Glacier Metal Co» начала выпуск биметаллической полосы со сплавом AO20-1 (20% Sn и 1% Cu) для крупных подшипников толщиной 12,7 мм. Получили распространение такие биметаллические подшипники и в США (фирмы «American Bearing Corp», «Federal Mogul») [246].

В СССР алюминиевые сплавы, содержащие олово, начал разрабатывать в 1950 г. Харьковский тепловозостроительный завод [210]. В состав сплава A35, предложенного этим заводом для монометаллических подшипников, входили 3% Sn и добавки кремния, меди и никеля. В последующем, начиная с 1956 г., работы по изучению алюминиевых сплавов для монометаллических подшипников дизелей тепловозов были проведены в ЦНИИ МПС [23].

Исследованием свойств и разработкой технологии изготовления биметалла с алюминиевыми сплавами, содержащими от 20 до 30% Sn, с конца 1950 г. начали заниматься ИМАШ и НАТИ вместе с рядом заводов [130]. Применительно к тяжелым транспортным дизелям и другим агрегатам разработки по определению оптимальных свойств алюминиево-оловянных сплавов и технологии получения биметалла с этими сплавами осуществлялись

в ЦНИИ МПС [23]. В настоящее время в итоге работ Гипроцветметобработки, ЦНИИ МПС, ИМАШ, НАТИ и ряда металлургических заводов предложена и внедрена технология изготовления биметаллических подшипников с алюминиево-оловянными сплавами двух типов: AO9-1 и AO20-1 (ГОСТ 14113—69).

Меньшее распространение получили сплавы, содержащие кадмий в качестве мягкой структурной составляющей. Первые исследования таких сплавов относятся к 40-м годам [280].

В настоящее время в США используется так называемый сплав Морен-400, содержащий 0,5—1,4% Cd и 1,5—4,0% Si [281].

В последние годы большое внимание уделяется разработке составов и технологии изготовления алюминиевых сплавов, содержащих свинец в качестве мягкой структурной составляющей, для применения в подшипниках скольжения. Наличие свинца в алюминиевых сплавах резко повышает их противозадирные свойства. Кроме того, такие сплавы недефицитны и экономичны. Однако их внедрение тормозится из-за невозможности получить обычными методами литья равномерное распределение в сплаве более 1% Pb вследствие малой растворимости его в жидком сплаве.

Увеличить растворимость свинца в алюминии можно введением одновременно со свинцом некоторых других элементов. Так, А. Д. Курицыной [128] был предложен сплав ACC6-5, содержащий 6% Pb и 5% Sb. Этот сплав обладает высокими противоиздирными свойствами, но склонен к ликвации свинца, поэтому широкого применения не получил.

Задерживает процесс расслаивания сплава алюминия со свинцом охлаждение с очень высокими скоростями. Поэтому все методы, предложенные в последнее время для получения алюминиево-свинцовых сплавов, на этом и основаны. Так, в НАТИ Н. М. Рудницким, Ю. А. Рассадиным и другими [192] разработан метод бесслитковой прокатки алюминиево-свинцовых сплавов, при котором постоянно перемешиваемый металл подается на валки кристаллизатора. Таким способом обеспечивается равномерное без ликвации распределение в сплаве 5—6% Pb. На получаемый этим способом алюминиевый сплав, содержащий 3—6% Pb и 2—4% Sb, имеется авторское свидетельство. Необходимо отметить, что наличие такого количества свинца вряд ли будет достаточным для придания сплаву высокой задиростойкости.

В дальнейшем теми же авторами было предложено заменить в сплаве AO20 10% Sn на 5—6% Pb и отливать этот сплав в специально сконструированный медный водоохлаждаемый кокиль [179].

По механическим свойствам (твердость, прочность, пластичность и выносливость) и задиростойкости при испытании без смазки этот сплав равнозначен сплаву AO20. Задиростойкость при граничном трении, проверенная на специальном стенде, оказалась более высокой у опытных сплавов.

В настоящее время биметаллические вкладыши со слоем алюминиевого сплава, содержащего 10% Sn, 5—6% Pb и 1% Cu, проходят эксплуатационные испытания на двигателях Заволжского моторного завода. По предварительным данным опытные вкладыши имеют несколько меньший износ.

Известны способы получения равномерного распределения свинца в алюминиевых сплавах, когда перемешивание расплава производят вибрационными методами. Возможность использования ультразвуковой обработки исследовалась В. Г. Горбуновым [61, 62]. Этим способом, как отмечается в работе [62], достигается мелкодисперсное распределение свинца в виде включений размером 40—50 мк.

За рубежом исследованиями возможности получения алюминиевых антифрикционных сплавов со свинцом занимается целый ряд фирм. По данным работ [288, 289, 291], фирма «Glacier Metal Co» разработала процесс получения прокаткой биметалла со слоем сплава Al—Pb, обеспечивающий равномерное распределение в сплаве примерно 10% Pb. По мнению фирмы, такое количество свинца в сплаве обеспечивает материалам трущейся пары необходимую совместимость.

Фирма «General Motors» (США) провела испытание алюминиевого сплава SAE781, содержащего 8% свинцовистого баббита марки SAE19 [292]. По данным фирмы, этот сплав по коррозионной стойкости превосходит свинцовистые бронзы, а по задиростойкости он даже лучше алюминиево-оловянных сплавов. Эти качества, как считает фирма, определяют возможность применения подшипников из такого материала для всех выпускаемых ею автомобилей.

Несколько позже [249, 283] фирма «General Motors» разработала другой способ получения литых заготовок из сплава Al—Pb для последующего плакирования их на сталь. Литье заготовок осуществляют полунепрерывным способом в горизонтально расположенные формы. При этом обеспечивается такая скорость охлаждения, которая дает возможность получать неравномерное распределение свинца по толщине слитка: максимальное (7%) у рабочей поверхности, минимальное (3%) у поверхности, подлежащей сцеплению со сталью.

Получение небольшого количества свинца у поверхности, стыкающейся со сталью, облегчает сцепление слоев при плакировании, но наличие 7% Pb у рабочей поверхности не обеспечит необходимых антифрикционных свойств. По мнению, высказанному в работе [287], такое количество свинца не обеспечит сплаву преимуществ перед сплавом АО20-1 при работе в условиях ультратонких слоев смазки.

Коренным образом отличается от всех перечисленных методов получения алюминиевых антифрикционных сплавов со свинцом способ, разработанный во Всесоюзном институте легких сплавов с участием ЦНИИ МПС [150]. Этот способ состоит в изготовле-

нии изделий прессованием гранул алюминиево-свинцового сплава, полученных литьем в воду.

Способ получения изделий прессованием гранулированного материала используется и для литьевых алюминиевых сплавов (Al10B, Al4 и др.). По данным работы [102], изделия из этих сплавов, полученные прессованием гранул, имеют более высокую прочность и пластичность по сравнению с изделиями, полученными прессованием литых заготовок. Это можно объяснить тем, что благодаря высокой скорости кристаллизации гранул при литье в воду сильно измельчается структура и меняется фазовый состав за счет пересыщения твердого раствора легирующими элементами.

Отливка гранул из алюминиево-свинцовых сплавов производится на установке, снабженной цилиндрическим стаканом с круглыми отверстиями. При заливке сплава в стакан, вращающийся со скоростью 1500 об/мин, струя разбивается на капли, которые через отверстия попадают в воду. Кристаллизация капель при этом происходит со скоростью охлаждения несколько тысяч градусов в секунду. Такую скорость охлаждения невозможно получить ни одним из применявшихся до этого методов.

Были отлиты алюминиевые сплавы в виде гранул, содержащих до 20% Pb и 10—17% Pb, 2—5% Sn, 1—2% Cu. Свинец распределяется в гранулах равномерно в виде включений размером до 5 мк.

Двойные сплавы Al—Pb, так же как и сплавы Al—Sn, имеют низкую прочность. Для упрочнения в них вводят медь в количестве 1—2%, а для повышения коррозионной стойкости свинца в сплав добавляют олово.

В настоящее время отрабатываются режимы прессования гранул для последующего плакирования прокаткой полос из этого сплава на сталь.

Алюминиево-свинцовые сплавы, по данным отечественных и зарубежных исследований, обладают исключительной задиростойкостью при работе в условиях очень высоких скоростей и ультратонких слоев смазки [288]. Эти сплавы являются перспективными материалами для использования в подшипниках форсированных двигателей внутреннего сгорания.

В патентных материалах имеются сведения о сплавах, содержащих не только кадмий, олово и свинец, но также висмут и таллий, которые образуют мягкие структурные составляющие.

Алюминиевые подшипниковые сплавы классифицируются в зависимости от твердости [131] и по микроструктурному признаку [24]. По второй классификации к I группе относятся сплавы, в пластичной основе которых имеются включения твердых структурных составляющих ( $FeAl_3$ ,  $Al_3Ni$ ,  $CuAl_2$ ,  $Mg_2Si$ ,  $AlSb$ , кристаллы почти чистого кремния и др.). II группу составляют сплавы, в структуре которых наряду с твердыми составляющими имеются мягкие включения (олово, свинец, кадмий, висмут и др.).

Наиболее употребительные сплавы I и II групп указаны соответственно в табл. 2 и 3.

Таблица 2

Марка сплава, страна	Химический состав, %						Твердость HB при	Испытание на растяжение		Коэффициент линейного расширения в пределах 20–100° С, $\times 10^{-6}$						
	Никель	Железо	Магний	Сурьма	Медь	Кремний		Цинк	Марганец	Прочие	Алюминий	20° С	100° С	Предел прочности $\sigma_u$ , кг/мм <sup>2</sup>	Относительное удли- нение $\delta_e$ , %	
АН2, 5, СССР	2,7–3,3	—	—	—	—	—	—	—	—	—	Осталь- ное	33,0	27,5	14,0	23,0	23,2
АСМ, СССР	—	—	0,3–0,7	3,5–4,5	—	—	—	—	—	—	То же	27,0	25,0	8,4	29,0	—
Алькусин, СССР	—	До 1,0	—	—	7,0–9,0	1,0–1,25	—	—	—	—	•	65,0	—	10–12	1,0	22,0
АЖ-6, СССР	—	4,5–6,0	0,35–0,55	—	—	—	—	—	—	—	•	44,0	42,0	13,0	10,0	22,6
KS 1275, ФРГ	1,0	—	1,0	—	1,0	13,0	—	—	—	—	100–130	—	27–32	—	—	—
KS 245, ФРГ	1,5	—	0,7	—	4,5	14,0	—	—	—	—	100,0	—	20–30	0,1	—	—
KS 280, ФРГ	1,5	—	0,5	—	1,5	21,0–22,0	—	—	—	—	120,0	—	19,0	—	17,0	—
KS 13, ФРГ	—	—	—	6,0–8,0	—	—	—	—	—	—	•	33,0	27,5	14,0	23,0	23,2
KS 83а	0,2	0,7	0,5	—	1,0	1,5	—	5,0	0,1	Титан 0,1	•	45,0	—	—	—	—
RR-56, Англия	1,3	1,4	0,6	1,0	2,0	0,7	—	—	—	—	120–160	—	47,0	15	—	—
Aeral „A“, Англия	—	<0,5	0,2–1,5	—	2,0–4,5	2,5	—	—	<0,5	Кадмий 0,5	•	—	—	—	—	—
Aeral, Франция	—	0,25	0,8	—	3,75	0,4	—	—	0,25	Кадмий 2,0	•	—	—	40,0	21,0	—
La 11, Франция	—	0,5	0,7	—	—	0,5	—	2,5	—	—	35–45	—	27	4,0–12,0	—	—
La 22, Франция	15,0	0,5	0,7	—	4,5	12,0	—	—	0,8	—	•	100–120	—	43	1,0–3,0	—

Таблица 3

Марка сплава, страна	Химический						состав, %					Твердость <i>HB</i> при	Испытание на растяжение	Коэффициент линейного расширения в промахах $20-100^{\circ}\text{C}$ , $\times 10^{-5}$
	Сурьма	Свинец	Магний	Олово	Никель	Медь	Кремний	Железо	Кадмий	Марганец	Прочие			
AO9-1, СССР *	—	—	—	—	9,0	—	1,0	—	—	—	—	34	—	—
AO3-1, СССР *	—	—	—	—	3,0	0,4	1,0	1,85	—	—	—	45	—	—
AO9-2, СССР *	—	—	—	—	9,0	1,0	2,25	0,50	—	—	—	50	47	15,5
AO9-2Б, СССР *	—	—	—	—	9,0	—	1,75	—	—	—	—	50	—	10
ACC6-5, (AM) СССР	6,0	5,0	0,5	—	—	—	—	—	—	—	—	31,4	28,2	8,1
НАМИ, СССР	—	5,0	—	10,0	—	1,0	—	—	—	—	—	—	—	13,9
A20, Англия	—	—	—	20,0	—	1,0	До 0,15	—	—	—	—	—	—	—
RRAC9, Англия	—	—	0,7-1,0	5,5-7,0	1,5-1,8	0,6-0,9	0,15-0,3	0,2-0,45	—	—	—	55-75	—	17,0
RRAC7, Англия	0,4-0,8	—	0,35-0,5	4,6-5,0	1,6-2,0	—	0,4-0,6	—	—	0,7-0,9	—	50	47,0	16,0
SAE780, США	—	—	—	—	6,5	0,5	1,0	1,5	До 0,7	—	—	50	—	9,5
Alcoa750, США	—	—	—	—	5,5-7,0	1,0	1,0	0,7	—	0,1	—	—	—	—
XA750, США	—	—	—	—	6,5	0,5	1,0	2,5	—	—	—	45	42,2	10,0
750, США	—	—	—	—	6,5	1,0	1,0	2,5	—	—	—	35-40	—	23,7
Морен 400, США	—	—	—	—	—	—	4,0	—	1,0	—	—	—	—	—
XB80S, США	—	—	—	—	6,0	0,5	1,0	1,5	—	—	—	—	—	—
KS-837, ФРГ	—	1,0	0,5	5,0	1,0	1,0	1,0	—	—	—	—	40-60	—	7,0
Бероталь 7-7, ФРГ	—	До 3,0	—	—	—	3,0-4,0	—	До 2,0	—	—	Цинк 1,0-3,0; графит 0,1%	100	—	17,0

\* Сплавы по ГОСТ 14113-69.

### 3. ОПЫТ ПРИМЕНЕНИЯ ПОДШИПНИКОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ В ТРАНСПОРТНЫХ ДВИГАТЕЛЯХ

#### Монометаллические подшипники

Монометаллические подшипники должны одновременно выполнять функции антифрикционной и несущей нагрузку детали. Поэтому они изготавливаются значительной толщины из прочных материалов.

Такие подшипники получили распространение в то время, когда еще не было налажено производство биметалла. Начиная с 30-х годов их изготавливали из прочных сплавов I группы (АН2,5, АЖ6 и др.), а с появлением сплавов II группы начали преимущественно применять алюминиевые сплавы с оловом. Содержание олова в таких сплавах составляет от 3 до 12%, в некоторых доходит до 30%. В качестве упрочняющих (легирующих) добавок вводят медь (до 2,5%), никель (до 1,8%), магний (до 1,5%), кремний (до 2,5%) и в ряде случаев титан и цирконий для измельчения структуры.

Опыт эксплуатации монометаллических подшипников накоплен в Англии, США, ФРГ, Франции, Японии, СССР и других странах. Нашли применение крупногабаритные подшипники транспортных дизелей (железнодорожный транспорт, морской и речной флоты), подшипники технологического оборудования (станки, прессы), подъемно-транспортного оборудования, гидроприводов и насосов, прокатных станов и др.

В Америке на дизелях типа «Фербенкс — Морзе», имеющих много общего с дизелем типа 2Д100, применены монометаллические вкладыши из сплава типа 750. За 3000 ч работы был зафиксирован незначительный износ подшипников: коренных — на 0,038 мм, шатунных — на 0,043 мм [263]. Эти дизели мощностью от 1060 до 2540 л. с. применяются на тепловозах, эксплуатируемых на железнодорожном транспорте. Положительный опыт эксплуатации монометаллических вкладышей прецизионного типа из алюминиевых сплавов дал возможность фирме применять их и на новых двигателях без проведения испытаний [302].

Сравнительными испытаниями было установлено, что монометаллические подшипники из сплава типа 750 обладают в 2—5 раз большей долговечностью, чем вкладыши из свинцовистой бронзы, кадмievых сплавов и баббитов [269].

В работе [232] показаны преимущества подшипников из сплава RRAC9 перед подшипниками со слоем свинцовистой бронзы. Так, износ подшипников за 100 ч работы составил всего 0,0025 мм. Получены положительные результаты работы монометаллических подшипников в трамваях. Испытания проводились в Риме Институтом металлов (Италия) совместно с Институтом олова (Англия) [245]. После годичной работы у подшипников не наблюдалось разрушений, задиров и схватывания. Подшипники, изготовленные из сплавов с высоким содержанием олова (21%), имели в 2—3 раза меньший износ по сравнению с подшипниками из сплава, содержащего 6—7% Sn [266].

Положительные результаты испытаний монометаллических подшипников в дизелях различного типа были получены в ФРГ [241]. Так, монометаллическими вкладышами из сплава KS83a оборудуются все автомобили фирмы «Volkswagen». Монометаллические подшипники выпускаются фирмой «Карл Смит» [240]. С успехом используются монометаллические подшипники на крупногабаритных дизелях в Японии [278].

В СССР накоплен опыт эксплуатации монометаллических подшипников на железнодорожном транспорте [12, 170, 35, 153]. Проводили испытания подшипников из сплава АО3-1 (3% Sn) на дизелях типа 2Д100 тепловоза ТЭ3 (2000 л. с.). В тяжелых климатических условиях (депо Ташкент Среднеазиатской дороги и Орск Южно-Уральской дороги) при таких подшипниках имел место повышенный износ шеек валов и наблюдались случаи ослабления подшипников в постелих (потеря натяга). В связи с этим для последующих эксплуатационных испытаний в тех же условиях были изготовлены подшипники из сплава типа А9-2, отличающегося от стандартного сплава АО9-2 повышенным содержанием кремния (2,5%). Эти подшипники не вызывали большого износа шеек и редко выходили из строя из-за потери натяга. В качестве примера приводится диаграмма величин максимального износа шеек валов (средние значения для 16 валов) дизелей 2Д100 при среднем пробеге тепловоза 444 тыс.

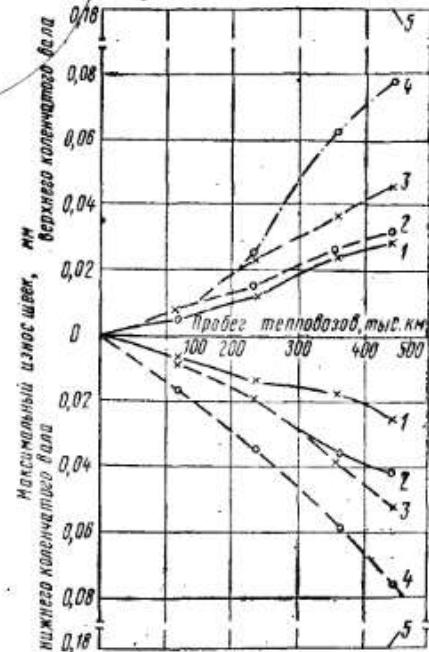


Рис. 4. График максимальных износов первых шеек (коренных — кривые 3 и 4; шатунных — 1 и 2) коленчатых валов дизелей 2Д100 при работе по вкладышам:

1, 3 — бронзо-баббитовым; 2, 4 — из сплава А9-2; 5 — допустимая износостойкость

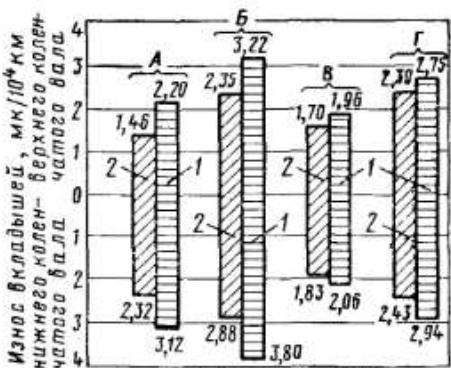


Рис. 5. Диаграмма износа вкладышей:  
1 — бронзо-баббитовых; 2 — из сплава А9-2; А — коренных рабочих вкладышей; Б — суммарный износ коренных рабочих и блочных вкладышей; В — шатунных рабочих вкладышей; Г — суммарный износ шатунных рабочих и крышечных вкладышей

Таблица 4

Наименование показателей	Значения показателей, мм	
	серийных дизелей	опытных дизелей
Износ рабочих вкладышей:		
нижнего вала . . . . .	0,04	0,03
верхнего . . . . .	0,03	0,03
Износ шатунных шеек:		
верхнего вала . . . . .	0,05	0,04
нижнего . . . . .	0,05	0,05
Зазоры „на масло“:		
верхний вал:		
до эксплуатации . . . . .	0,16	0,19
после подъемочного ремонта . . . . .	0,30	0,32
нижний вал:		
до эксплуатации . . . . .	0,16	0,19
после подъемочного ремонта . . . . .	—	0,32

км (рис. 4). Из диаграммы видно, что у опытных валов по сравнению с серийными валами, сопряженными с мягким баббитом марки БК2, износы шеек имеют большую величину, но абсолютные их значения невелики. Вкладыши же из сплава А9-2 на тех же дизелях (рис. 5) имеют меньший износ, чем серийные.

Важной характеристикой работоспособности трущихся пар вал — подшипник является постепенное изменение величины зазоров на масло во время эксплуатации двигателей. По данным Н. К. Бабаева и других [170], средняя величина изменения зазоров на масло в зависимости от пробега для подшипников из сплава А9-2 и бронзо-баббитовых была примерно одинаковой. При использовании же вкладышей из сплава АОЗ-1 (рис. 6), имевших приработочный слой полуды, увеличение зазоров происходило быстрее.

В последние годы проводилась опытная эксплуатация монометаллических подшипников на тяжелонагруженных дизелях 10Д100 мощностью 3000 л. с. На 18 тепловозах дизели были оборудованы шатунными вкладышами и частично коренными из сплава А9-2. Дизели эксплуатировались на пассажирских тепловозах ТЭП10 и грузовых 2ТЭ10Л на дорогах с различными климатическими условиями, в том числе в районах Средней Азии. Вкладыши были выполнены бесканавочными, что обеспечивает работу в выгодном режиме трения [154]. Валы, так же как и для дизелей 2Д100, были изготовлены из высокопрочного, не упрочненного термической обработкой чугуна.

По износостойкости опытные вкладыши имели примерно такие же показатели, как и серийные, и при этом повышенного износа сопряженных шеек валов не наблюдалось. В табл. 4 приведены данные эксплуатации двух опытных дизелей приписки депо Красноуфимск Горьковской дороги, оборудованных опытными шатунными вкладышами. Дизели проработали от постройки до капи-

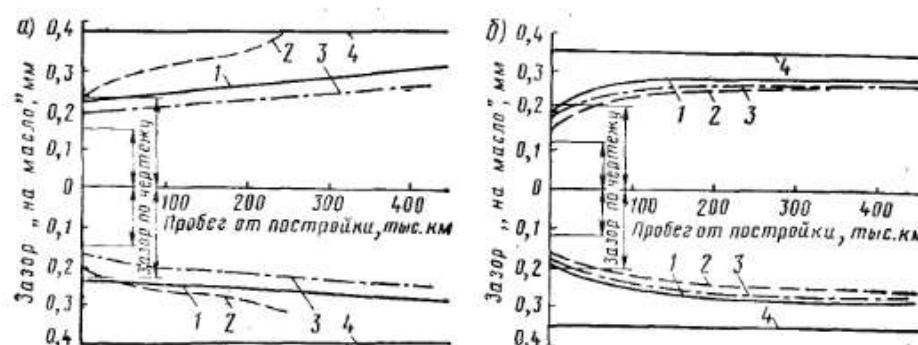


Рис. 6. Средняя суммарная величина зазоров на масло в подшипниках дизелей 2Д100 в зависимости от пробега (выше оси абсцисс — для верхнего коленчатого вала, ниже оси абсцисс — для нижнего):

а — в коренных подшипниках; б — в шатунных подшипниках; 1 — из сплава А9-2; 2 — из сплава АОЗ-1; 3 — бронзо-баббитовых; 4 — допустимые зазоры

тального ремонта тепловоза (пробег около 660 и 680 тыс. км). После 300 тыс. км пробега на одном дизеле была сменена пара вкладышей из-за наличия трещин.

Сменяемость шатунных вкладышей из-за разрушения на других опытных дизелях была в процессе эксплуатации незначительной. Имелось несколько случаев смены вкладышей из-за появления трещин в результате повышенного нагрева. Повреждений шеек валов опытные шатунные вкладыши не вызывали.

Значительно хуже вели себя опытные коренные вкладыши. Имелось много случаев их разрушения, образования задиров, приводивших иногда к повреждениям шеек валов. Вкладыши из сплава А9-2 более чувствительны к образованию задиров и сквачиванию по сравнению с вкладышами со слоем мягкого баббита БК2.

Случаи задиров и разрушения вкладышей на дизелях 2Д100, особенно 10Д100, наблюдались даже при использовании мягкого баббита. Объясняется это тем, что при установленныхся режимах подшипники работали в условиях полужидкостного трения [89], поскольку использовались валы из высокопрочного чугуна с глобуллярным графитом. Наличие ферритовой оторочки вокруг глобулей придает этому чугуну низкие антифрикционные свойства [24]. При переходе на бесканавочную конструкцию более высокая чувствительность подшипников из сплава А9-2 к образованию задиров сказалась в основном на работе коренных вкладышей, так как при эксплуатации на дизелях 10Д100 они работают в более тяжелых условиях, чем шатунные.

Таблица 5

Наименование и марка антифрикционного сплава	Относительный износ шеек валов, мк
Баббит Б83 . . . . .	1,00
Свинцовистая бронза БрС30 . . . . .	4,0
Сплав АО9-2 (0,6% Si) . . . . .	3,50
Сплав А9-2 (1,5% Si) . . . . .	3,50
Сплав А9-2 (2,0% Si) . . . . .	3,50
Сплав АО9-2 со слоем покрытия (10% Sn и 90% Pb) . . . . .	1,95
Сплав АО9-2 с покрытием, содержащим дисульфид молибдена . . . . .	1,45

Выделение при трении большого количества тепла нередко вызывало нагрев поверхности подшипника, а иногда нагрев распространялся на значительную глубину и температура его доходила до температуры плавления легкоплавкой составляющей алюминиево-оловянного сплава (свыше 228° С).

При таком нагреве локальное оплавление границ зерен, по которым располагаются оловянные включения, приводит к межзренному хрупкому разрушению металла (рис. 7). Исследованиями, приведенными в работе [28], установлено, что пластичность сплавов в твердо-жидком состоянии можно повысить снижением содержания в них кремния. У таких сплавов возрастает сопротивляемость растрескиванию. Это обстоятельство послужило основанием для уменьшения в сплаве А9-2 содержания кремния до 0,3—0,7 вместо 2,0—3,0% при разработке ГОСТ 14113—69 на алюминиевые антифрикционные сплавы.

Опыт эксплуатации монометаллических подшипников накоплен на судах речного и морского флота. Внедрению таких подшипников предшествовали исследования свойств различных антифрикционных материалов, проведенные Н. Н. Галашовым [48]. На специальном стенде по схеме машины Ундервуд при нагрузке 50 кГ/см<sup>2</sup> и смазке маслом ДП-11 в паре со стальным валом (твердость НВ 160—170) в течение 150 ч были испытаны подшипники, изготовленные из различных антифрикционных материалов. После испытаний был установлен относительный износ шеек валов (табл. 5). За эталон был принят износ шеек, работавших в паре с баббитом Б83.

Наряду с оценкой износостойкости сплавов была проверена также сопротивляемость монометаллических подшипников усталостным разрушениям и определены механические свойства [52]. По результатам предварительных испытаний и с учетом ранее выполненных исследований [24] для эксплуатационных испытаний монометаллических подшипников на судах речного флота был выбран сплав АО9-2 с содержанием 0,6—0,9% Si.

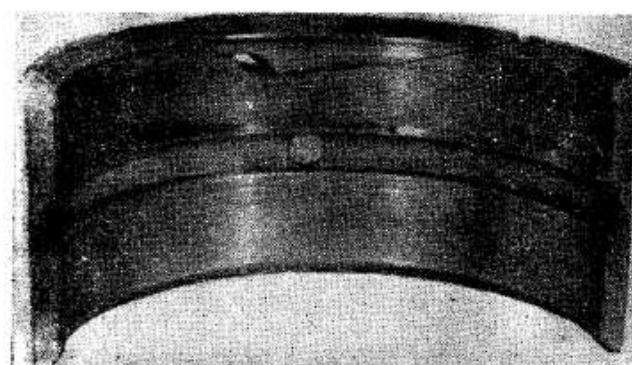


Рис. 7. Разрушение подшипника, образовавшееся в результате нагрева сплава до температуры твердо-жидкого состояния

Опытная эксплуатация монометаллических подшипников проводилась на дизелях 6НВД 24 и 4НВД 24 постройки завода им. К. Либкнехта (ГДР) и двигателях газомоторомпрессоров, выпускавших заводом «Двигатель революции». За период навигации 1966—1967 гг. на теплоходах 507 и 507А (серии «Волга—Дон») в течение 2200—3500 ч наблюдалась устойчивая работа подшипников семи двигателей без повреждений и замены. Не было выявлено случаев ослабления натяга, а величины износов (табл. 6) были незначительны.

Таблица 6

Тип дизеля	Скорость изнашивания шеек, мк 1000 ч, которые работали в паре с подшипниками, изготовленными из					
	сплава АО9-2 без приработочного покрытия		сплава АО9-2 с приработочным покрытием		баббита Б83	
	максимальная	средняя	максимальная	средняя	максимальная	средняя
6НВД 24	12,1	4,1	6,5	2,0	6,5	1,5
4НВД 24						

У подшипников из сплава АО9-2, не имевших приработочного покрытия, по сравнению с подшипниками со слоем баббита Б83 износ протекает более интенсивно, при наличии же покрытия существенной разницы нет. Положительные результаты испытаний позволили принять решение о значительном расширении использования монометаллических подшипников [50, 51, 53]. В настоящее время решено организовать на одном из предприятий речного флота централизованное изготовление монометаллических вкладышей из сплава АО9-2 [50].

Получили также распространение монометаллические подшипники на двигателях судов морского флота. Этому способствовали

работы, проведенные под руководством И. А. Елина и В. М. Хохлева [50, 83] в Центральном научно-исследовательском институте морского флота.

### Биметаллические подшипники

Подшипники, изготавляемые штамповкой из биметаллической ленты или полосы сталь — алюминиевый сплав, получили большое распространение. Их используют для двигателей автомобилей и тракторов, для тяжелых транспортных дизелей, технологического оборудования, компрессоров и др.

Подшипники со слоем алюминиевых сплавов пришли на смену подшипникам, залитым баббитом и свинцовистой бронзой, вследствие лучших эксплуатационных свойств и большей экономичности.

Сравнительно широкое распространение такие подшипники получили в автомобилестроении, причем сначала для этой цели использовали алюминиевые сплавы I группы, а затем II группы. Наиболее широко применяются биметаллические подшипники со слоем алюминиевых сплавов, содержащих олово, технология производства и параметры монтажа которых были разработаны фирмой «Glacier Metal Co». Эксплуатация подшипников со сплавом типа A20 показала, что он имеет лучшие антифрикционные свойства по сравнению со свинцовистой бронзой. Например, по данным [243], при испытании автомобильных подшипников из этих двух материалов после 100 000 км пробега изменение зазоров было меньше у подшипников со слоем алюминиевого сплава (табл. 7).

Таблица 7

Антифрикционный материал	Увеличение зазора, мм	
	максимальное	среднее
Бинарная свинцовистая бронза с покрытием . .	0,014	0,013
Алюминиево-оловянный сплав (20% Sn, 1% Cu)	0,010	0,009

Аналогичные результаты, указанные в табл. 8, были получены при проверке работы автомобильных подшипников после 10 000 км пробега [288].

Таблица 8

Антифрикционный материал	Износ, мм					
	вала		подшипника		Увеличение зазора, мм	
	максимальный	средний	максимальный	средний	максимальное	среднее
Свинцовистая бронза с покрытием . .	0,013	0,004	0,020	0,009	0,050	0,022
Алюминиево-оловянный сплав (20% Sn, 1% Cu) . . . .	0,013	0,006	0,005	0,002	0,018	0,012

Таблица 9

Условная марка двигателя	Более ранняя пробега в милях	Износ шеек валов, $\text{дюйм} \times 10^{-3}$ , при работе с подшипниками из					
		свинцовистой бронзы с покрытием	свинцовистой бронзы без покрытия	оловянного баббита	алюминиево-оловянного сплава (20% Sn)	свинцовистой бронзы с покрытием	алюминиево-оловянного сплава (20% Sn)
A	10 000	—	3,17	2,57	—	—	0,85
A	20 000	—	1,97	1,05	—	1,46	—
A	2 000	0,15	—	0,23	0,20	0,05	0,10
B	8 000	1,30	—	—	1,72	—	—
C	37 000	0,80	—	1,57	1,40	—	0,82
D	1 000	0,18	—	0,25	0,18	Нет	0,10
D	{ 32 000	0,28	—	0,30	0,38	0,18	Нет
E	1 000	Нет	—	0,25	0,15	Нет	0,57
E	50 000	0,55	—	0,70	0,80	*	1,47
E	29 000	0,40	—	—	0,65	*	*
E	2 500	—	0,13	0,331	0,15	—	0,13
F	32 000	—	3,02	5,42	3,09	—	0,51
G	29 000	—	0,13	0,27	0,20	—	0,71
H	38 000	1,05	—	1,02	1,47	—	0,74
H	13 000	1,15	0,88	0,63	1,15	0,05	—
H	24 000	0,85	0,63	—	1,15	Нет	1,00
H	23 000	—	—	0,40	0,70	—	0,60

Таблица 11

Показатели испытаний	Средняя величина износа, мк, на 10 тыс. км пробега при эксплуатации		
	в г. Горьком	в 1-м таксомоторном парке Москвы	
<b>Средний износ:</b>			
шееек коленчатого вала, работавших со сталь- алюминиевыми вкладышами . . . . .	4,03	2,10	
верхних сталь-алюминиевых вкладышей . . . . .	0,78	0,80	
нижних сталь-алюминиевых вкладышей . . . . .	0,37	0,30	
Условное увеличение диаметрального зазора подшипников со сталь-алюминиевыми вкладышами	5,18	3,20	
<b>Средний износ:</b>			
шееек коленчатого вала, работавших со стандартными вкладышами, залитыми сплавом СОС6-6 . . . . .	3,24	1,50	
верхних стандартных вкладышей . . . . .	2,34	2,20	
нижних стандартных вкладышей . . . . .	1,34	2,00	
Условное увеличение диаметрального зазора подшипников со стандартными вкладышами . . . . .	6,92	5,70	
Отношение значений увеличения диаметрального зазора подшипников со сталь-алюминиевыми вкладышами . . . . .	0,75	0,56	

Таблица 10

Показатели испытаний	Величина показателей, дюйм $\times 10^{-3}$ , для подшипников со сплавом			
	Си-Рб	Al-20 Sn	Al-20 Sn	Баббит
Среднее изменение диаметра шейки	-6,0	-3,5	-4,5	-2,7
Минимальный износ шейки, который считается значительным . . . . .	—	0,9	0,9	—
Минимальная разница в износе двух пальцев, которая считается значительной . . . . .	—	1,27	—	—
Среднее изменение толщины подшипника . . . . .	-0,7	+0,6	+0,8	+0,6
Исходный зазор . . . . .	15,5	13,1	12,5	14,4
Конечный зазор . . . . .	22,9	15,4	15,4	15,9
Изменение зазора . . . . .	-7,4	-2,3	-2,9	-1,5

Алюминиевые сплавы при сравнительных испытаниях в подшипниках двигателей [253] оказались более износостойкими, чем свинцовистая бронза (табл. 10). В паре с подшипниками из свинцовой бронзы как в Англии, так и в Америке используются валы с высокотвердыми трущимися поверхностями.

В ФРГ алюминиевые сплавы для подшипников применяются фирмами «Volkswagen», «Opel», «Porsche», «Glas».

В СССР для подшипников автомобильных двигателей получили распространение вкладыши со слоем сплава АО20-1. После положительных эксплуатационных испытаний подшипников автомобилей (ГАЗ-21 и ГАЗ-13) [167] Горьковского автозавода, изготовленных из биметалла со слоем сплава АО20-1, на Заволжском моторном заводе был построен специальный цех по производству биметаллических полос и вкладышей. Сейчас производство таких вкладышей расширяется. Положительные результаты испытаний вкладышей со слоем сплава АО20-1 на двигателях автомобилей «Волга» (ЗМЗ-21) и «Чайка» (ЗМЗ-13) отмечены Н. М. Рудницким и другими [191, 166], которые приводят данные по износу шеек валов и вкладышей, залитых свинцовым баббитом СОС6-6 и изготовленных из биметалла со слоем сплава АО20-1 (табл. 11).

Из табл. 11 видно, что сталь-алюминиевые вкладыши изнашиваются значительно меньше, но они несколько больше, чем вкладыши с баббитом СОС6-6, изнашивают шейки валов. При этом меньше увеличивается диаметральный зазор подшипников (зазор на масло), что обеспечивает большие пробеги автомобилей.

Использование биметаллических подшипников, изготовленных из полосы со слоем сплава АО20-1, позволило повысить долговечность двигателей автомобилей, что наряду с другими мероприятиями увеличило моторесурс автомобилей Горьковского автозавода [74]. Положительный опыт эксплуатации вкладышей со сплавом АО20-1 получен на дизелях Ярославского моторного завода [177].

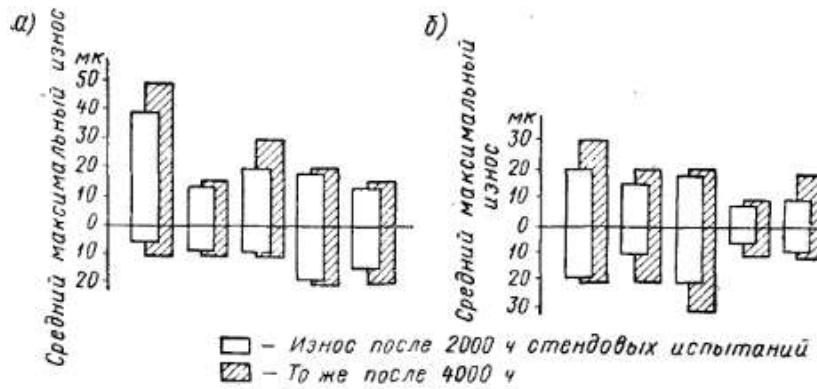
За последнее время получены положительные результаты испытаний биметаллических подшипников со слоем алюминиево-свинцово-оловянных сплавов в двигателях автомобилей. В СССР первые опыты с такими подшипниками (сплав, содержащий 1% Си, 10% Sn, 5% Pb, остальное алюминий) проводятся с 1968 г. НАМИ на двигателях Заволжского моторного завода (ЗМЗ-66, ЗМЗ-53). Было установлено, что вкладыши такого типа по сравнению с подшипниками со сплавом АО20-1 вызывают меньший износ шеек коленчатого вала и меньше изнашиваются сами.

О положительном опыте использования подобных биметаллических подшипников на двигателях автомобилей сообщает фирма «Glacier» [289]. В статье указывается, что сплав алюминия с 15% Pb обладает лучшими противозадирными свойствами, чем сплав АО20-1.

Имеются сведения о хорошей работе подшипников из алюминиево-свинцово-оловянного сплава на двигателях автомобилей «General Motors» [249].

Большой опыт использования биметаллических сталеалюминиевых вкладышей со слоем дешевого сплава АСМ накоплен в тракторной промышленности. После длительных стендовых и эксплуатационных испытаний биметаллические подшипники, изготовленные штамповкой из прокатанной полосы, начали с 1955 г. применять на различных двигателях тракторов. Результаты исследований, технологических разработок, стендовых и эксплуатационных испытаний вкладышей подробно рассмотрены Б. И. Гостевым и Ю. Я. Зильбергом [64]. Величины износа вкладышей и шеек валов, а также изменения диаметральных зазоров были примерно одинаковыми при работе подшипников со слоем сплава АСМ и ранее используемых подшипников со слоем свинцовистой бронзы. Это видно из данных, приведенных на рис. 8, которые получены при испытании подшипников двигателей тракторов Д-54.

В связи с развитием тракторостроения совершенствовались двигатели, уменьшался их вес, увеличивались мощность и скорость вращения коленчатого вала. При этом повышались нагрузки на подшипники, возрастили окружные скорости. Сплав АСМ в ряде случаев оказался неспособным работать без усталостных повреждений, стали наблюдаться в большем количестве и задиры. Поэтому были проведены испытания вкладышей, изготовленных



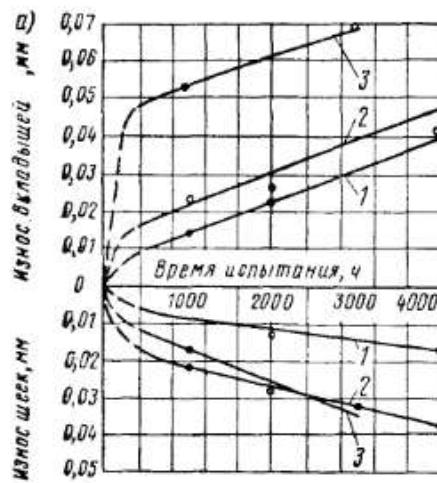


Рис. 9. Графики износа рабочих вкладышей и шеек коленчатых валов при стендовых (а) и эксплуатационных (б) испытаниях:

1 — шатунные подшипники и шеек верхнего коленчатого вала (в. к. в.); 2 — то же нижнего коленчатого вала (н. к. в.); 3 — коренные подшипники шеек в. к. в.; 4 и 5 — шатунные подшипники со сплавом АО9-2Б и шейки соответственно в. к. в. и н. к. в.; 6 и 7 — шатунные подшипники, залитые баббитом БК2, и шейки соответственно в. к. в. и н. к. в.

Проведены и продолжаются испытания биметаллических подшипников в тяжелых транспортных дизелях тепловозов постройки Коломенского и Харьковского тепловозостроительных заводов. Впервые были проведены стендовые и эксплуатационные испытания биметаллических подшипников со слоем сплава АО9-2Б, соединенного со стальным корпусом литьевым способом (заливкой жидкого металла). Технология производства таких подшипников была разработана в ЦНИИ МПС и освоена Коломенским тепловозостроительным заводом. Такими подшипниками были оборудованы два дизеля марки 2Д100. Один из них проходил стендовые испытания, другой был установлен на тепловоз ТЭЗ. Результаты стендовых и эксплуатационных испытаний изложены В. К. Фроловым и др. [214]. Стендовые испытания были проведены в течение 4000 ч. Данные этих испытаний по износу шеек коленчатых валов и вкладышей представлены на рис. 9, а. Сравнительные величины износов шеек валов и вкладышей со сплавом

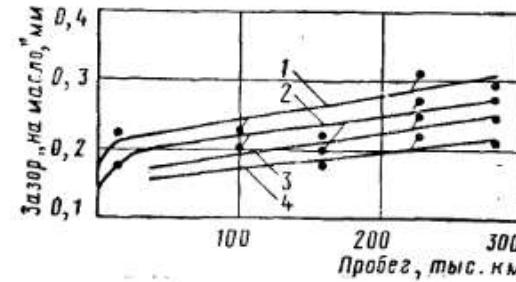


Рис. 10. Графики изменения зазора на масло при эксплуатации дизеля тепловоза ТЭЗ: 1 и 3 — в подшипниках верхнего коленчатого вала, залитых соответственно сплавом АО9-2Б и БК2; 2 и 4 — в подшипниках нижнего коленчатого вала соответственно со сплавом АО9-2Б и БК2

АО9-2Б и баббитом БК2, полученные при эксплуатационных испытаниях, показаны на графиках рис. 9, б, изменение зазоров на масло — на графиках рис. 10. После 300 тыс. км пробега не было выявлено резкого различия в величинах износа подшипников со слоем сплава АО9-2Б и мягкого баббита БК2. Опытный тепловоз успешно эксплуатировался с подшипниками до заводского ремонта (пробег свыше 600 тыс. км). За этот срок был сменен лишь один шатунный вкладыш по усталостному выкрашиванию.

В достаточном объеме были проведены стендовые и эксплуатационные испытания подшипников, изготовленных из биметаллических прокатанных полос. Испытания осуществлялись на дизелях тепловозов, подшипники которых работали в различных условиях (табл. 13).

Таблица 13

Марка дизеля	Мощность, л. с.	Условия работы			
		Среднее удельное давление, кГ/см <sup>2</sup>	Максимальное удельное давление, кГ/см <sup>2</sup>	Окружная скорость, м/сек	Минимальная температура масла, °С
2Д100	2000	65/43,5 *	80/169,5	9,3/8,14	70
11Д45	3000	90/101,5	143/279	9,8/6,47	75
Д70	3000	79,6/80,2	161,6/85,1	9,0/9,4	70
10Д100	3000	67/68	120/200	8,95/7,56	70

\* Везде в числителе — для коренных, в знаменателе — для шатунных подшипников.

В течение 1965—1966 гг. были проведены испытания подшипников на дизелях Коломенского тепловозостроительного завода. Подшипники из биметаллической прокатанной полосы со слоем сплава АО9-1 испытывались на дизеле 11Д45 в течение 1500 ч. Изменения в зазорах на масло за этот срок выявлены не были. Были проведены также испытания подшипников на двигателях типа Д49. Максимальная продолжительность испытаний составила 1200 ч, при этом имелись случаи задиров вкладышей со слоем сплавов АО20-1 и АО9-1, но на сопряженных с ними шейках валов повреждений не было. При высокой нагрузке (до 600 кГ/см<sup>2</sup>) на вкладышах центрального шатуна этих двигателей после 1070 ч работы было обнаружено усталостное выкрашивание [177].

В настоящее время Коломенский тепловозостроительный завод проводит широкие испытания биметаллических подшипников на многих типах дизелей. Уже выпущена большая партия опытных дизелей для эксплуатационной проверки.

Накоплен опыт эксплуатации подшипников дизелей Д70, 2Д100 и 10Д100, оборудованных подшипниками из алюминиевых сплавов. Более чем на десяти дизелях типа Д70 достаточно

продолжительно работали подшипники со слоем сплавов АО9-1 и АО20-1.

При эксплуатации дизелей имело место несколько случаев за-дира шеек нетермообработанных коленчатых валов, изготовленных из высокопрочного чугуна. Наблюдались также случаи рас-слоения вкладышей вследствие дефектов изготовления биметал-лической полосы.

Для мощных транспортных дизелей тепловозов была сделана попытка использовать дешевые биметаллические подшипники со сплавом АСМ. Шатунными вкладышами были оборудованы на Харьковском тепловозостроительном заводе три дизеля 2Д100. Эксплуатационные испытания не выявили удовлетворительной работы таких подшипников. После сравнительно небольшого срока службы они выходили из строя по выкрашиванию анти-фрикционного слоя.

В отличие от подшипников со сплавом АСМ биметаллические подшипники со сплавами АО9-1 и АО20-1 успешно работали на дизеле 10Д100. Подшипники этого дизеля нагружены в большей мере, чем дизеля 2Д100. На тепловозе ТЭП10 подшипники проработали без смены до заводского ремонта (730 тыс. км пробега). После этого они были установлены для дальнейшей работы на дизель 10Д100 тепловоза 2ТЭ10Л. К 1 января 1973 г. общий про-бег, отнесенный к вкладышам, составил около 1 млн. км. Величины износа вкладышей и шеек валов не выходили за предел браковочных.

С 1971 г. Даугавпилсский локомотиворемонтный завод начал испытание вкладышей тепловозных дизелей М753 (750 л. с.) и М756 (1000 л. с.), изготовленных из прокатанной полосы со слоем сплава АО9-1. В настоящее время для этих дизелей применяются подшипники, залитые свинцовистой бронзой марки БрС30. Эти подшипники, по данным [155], сравнительно быстро выходят из строя на более мощных дизелях М756 (нагрузки на шатунные вкладыши достигают почти 400 кГ/см<sup>2</sup>).

Подшипники, изготовленные из прокатанной биметаллической полосы, испытываются также на двигателях судостроительной промышленности, используемых на речном и морском флоте.

Общий итог испытаний и эксплуатации биметаллических под-шипников с алюминиевыми сплавами положительный. Потреб-ность в подшипниках с алюминиево-оловянными сплавами в на-стоящее время превышает объем их производства [199], поэтому необходимо форсировать строительство специализированных цехов.

## ГЛАВА II

### МОНОМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ПОДШИПНИКИ

Для изготовления монометаллических подшипников применяются в основном сплавы II группы. Мягкой структурной составляющей в этих сплавах в подавляющем большинстве случаев является олово.

Рассмотрим технологию изготовления монометаллических под-шипников из алюминиевых сплавов II группы на примере техно-логии, разработанной лабораторией цветных металлов ЦНИИ МПС и Харьковским заводом им. Малышева для изготовления подшипников [23] из сплава А9-2 (2,5% Si).

В технологический процесс входят следующие основные опе-рации: отливка заготовок; упрочнение заготовок (в случае необ-ходимости) холодной пластической деформацией или закалкой с последующим старением; механическая обработка заготовок; нанесение приработочного покрытия.

#### 1. ОТЛИВКА ЗАГОТОВОК

Для отливки заготовок применяются первичные алюминий и олово, а также лигатуры алюминия с упрочняющими элементами. Модификаторы вводятся в эти сплавы либо в виде солей в про-цессе рафинирования сплавов, либо в виде лигатур.

Применение лигатур при плавке позволяет избежать пере-грева расплава, что крайне важно, так как алюминиевые сплавы склонны к насыщению газами при повышенных температурах.

Состав лигатур, наиболее часто применяемых при плавке А9-2 и других сплавов для монометаллических подшипников, дан в табл. 14.

Изготовление лигатур производится в электрических печах со-противления или индукционных печах путем растворения леги-рующих элементов в расплавленном алюминии при температу-рах, указанных в табл. 14.

Разливка лигатур осуществляется в изложницы с пережимами или в другие формы, удобные для последующей расшивки. Температура заливки лигатур также дана в табл. 14.

Плавка сплавов для монометаллических подшипников произ-водится в электрических печах сопротивления или в индукцион-ных печах. Индукционные печи необходимо применять только

Таблица 14

Легирующий элемент	Состав сплава	Температура расплава	
		Заливки, °С	
Ni	10% Ni 90% Al	850—900 750	
Cu	50% Cu 50% Al	950—1000 900	
Si*	11—12% Si 89—88% Al	850—900 700—740	
Mg	6—8% Mg 94—92% Al	800—850 700—720	
Ti, Zr	3—4% Ti или Zr 97—96% Al	1150—1200 1100	

\* Кремний можно также вводить в виде сплава СиЛ 0 (ГОСТ 1521—68).

в сочетании с миксером. Использовать миксер необходимо потому, что при индукционной плавке идет интенсивное перемешивание расплава и его насыщение газами. При выставлении сплава в миксере и последующем его рафинировании происходит дегазация и выравнивание температуры, которая неравномерна в различных зонах расплава при индукционной плавке.

Плавка проводится в графитовых, шамотографитовых, карбонитровых тиглях или в металлических тиглях с нейтральной футеровкой. Вначале расплавляются чистый алюминий и отходы в виде лома подшипников, литейных прибылей и т. п. После их расплавления вводятся лигатуры упрочняющих элементов и непосредственно перед рафинированием — лигатуры модифицирующих элементов и олово. Температура металла в печи в период плавки поддерживается на уровне 750—780° С. При заливке температура понижается до 720—740° С.

Рафинирование сплавов производится хлористыми солями (в большинстве случаев используются хлористый цинк, хлористый аммоний), а также гексахлорэтаном путем погружения обезвоженных солей на дно расплава. Механизм рафинирования алюминиевых сплавов подробно описан в работах [63, 203].

Соли для рафинирования берутся в количестве 0,05% веса шихты. Если не проводилось модифицирование расплава лигатурами, одновременно с рафинированием производится модифицирование путем введения солей, содержащих цирконий или титан. Наиболее часто для модифицирования применяется фторцирконат калия, хлористый титан и фортитанат калия.

Заготовки для подшипников в виде втулок отливают в металлический водоохлаждаемый кокиль из чугуна СЧ 18-36, установленный на универсальный станок с пневматическим приводом. Кокиль (рис. 11) состоит из двух половин 2 и 4, соединенных

шарнирно. Раскрывается и закрывается кокиль при помощи пневмоцилиндра, развивающего усилие 1500 кГ. Стержень кокиля (сталь марки 35Л) состоит из центральной части и четырех сегментов. Центральная часть стержня освобождается с помощью реечного привода пневмоцилиндра. При этом два боковых сегмента, соединенных с центральной частью при помощи шпонок 3 и Т-образных пазов, передвигаются к центру, а два других сегмента получают возможность свободного перемещения. Подобная конструкция стержня необходима потому, что при кристаллизации и последующем охлаждении внутренний диаметр отлитой заготовки уменьшается больше, чем наружный диаметр центрального стержня, так как коэффициент линейного расширения алюминиевого сплава примерно в 2 раза больше, чем стали. Если бы стержень не был податливым (как это было в первых конструкциях кокиля), в отливке возникали бы высокие напряжения, способствующие появлению трещин в теле отливки.

Заполнение формы жидким металлом происходит через щелевую литникую систему 1 по всей высоте отливки. При таком методе подвода жидкого металла получается плотная отливка без усадочной пористости и рыхлости как в месте подвода металла, так и по всему сечению отливки. Для получения плотной отливки предусмотрена также кольцевая прибыль в верхней части. В прибыльной части толщина стенки в 2,5 раза больше, чем в отливке, а высота этой части составляет  $\frac{1}{5}$  общей высоты отливки.

Для оценки качества отливок определялось наличие пористости, рыхлости и других дефектов литьевого происхождения на макротемплатах, вырезанных из заготовок по образующей, — в сечении напротив щелевого литника и на расстоянии 70—130 мм от него (напротив места с наиболее резко выраженной усадкой кольцевой прибыли), а также с диаметрально противоположной стороны от щелевого литника.

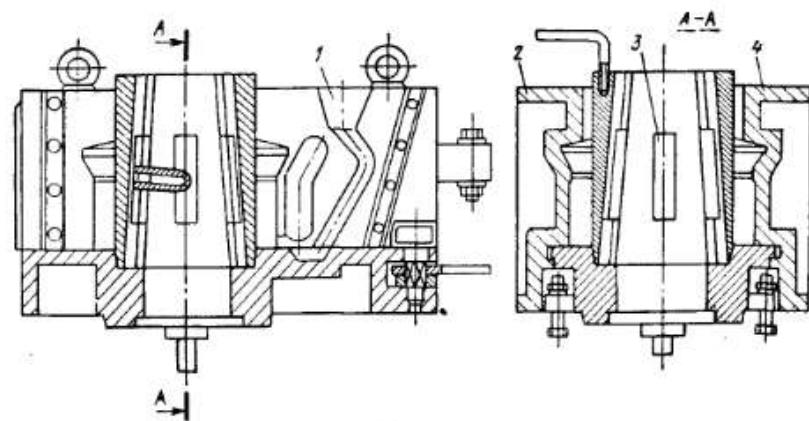


Рис. 11. Кокиль для отливки заготовок подшипников из сплава А9-2

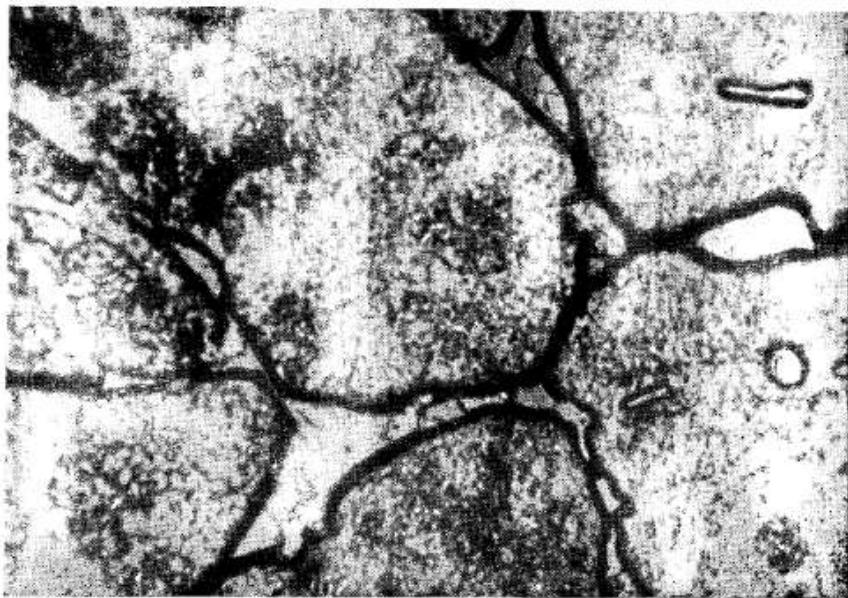


Рис. 12. Микростроение сплава А9-2 в литом состоянии (электротравление,  $\times 500$ )

Макротемплеты травили в 15-процентном растворе  $\text{NaOH}$  в течение 8 мин. При осмотре после травления было установлено, что существенного различия в структуре темплетов не наблюдалось, металл был достаточно плотным.

Равномерность распределения олова по сечению и высоте отливки устанавливалась послойным химическим анализом. Было установлено, что олово по сечению и высоте отливки распределяется относительно равномерно. Содержание олова на внешней и внутренней поверхностях заготовок несколько выше, чем в центре сечения, что свидетельствует о небольшой обратной ликвации олова. Выявленные колебания в содержании олова по сечению и высоте отливки вполне допустимы, поскольку по абсолютной величине они не превышают 0,3% (по ГОСТ 14113—69 величина поля допуска по содержанию олова составляет 2,0%).

Для оценки механических свойств материала отливки определяли предел прочности и относительное удлинение при испытании на разрыв гагаринских образцов диаметром 6 мм, расчетной длиной 30 мм, предел текучести при сжатии цилиндрических образцов (крешеров) диаметром 10 мм, высотой 15 мм, а также твердость по Бринеллю. Образцы для испытания вырезались из тела отливки. Твердость измерялась на внутренней поверхности заготовок после их проточки под размер, соответствующий окончательному размеру вкладышей. Определение указанных характеристик было проведено на 29 вкладышах (по три образца на вкладыш). При этом величина  $\sigma_b$  оказалась в пределах 16,0—

17,5  $\text{kG}/\mu\text{m}^2$  при среднем значении 16,6  $\text{kG}/\mu\text{m}^2$ , предел текучести при сжатии в пределах 14,9—18,8  $\text{kG}/\mu\text{m}^2$  при среднем значении 16,3  $\text{kG}/\mu\text{m}^2$ , относительное удлинение от 1,0 до 3,3% при среднем значении 2,8% и твердость  $HB$  от 68,9 до 79,6 при среднем значении  $HB$  74,4.

Были проведены также металлографические исследования микрошлифов, изготовленных из отлитых заготовок с использованием электролитического полирования и травления в фосфорно-хромовом электролите состава 10—12%  $\text{CrO}_3$ , 88—86%  $\text{H}_3\text{PO}_4$  и 2%  $\text{H}_2\text{O}$ . Полирование проводилось при плотности тока 0,2  $\text{a}/\text{dm}^2$ , травление — при 0,005  $\text{a}/\text{dm}^2$ .

Структурными составляющими данного сплава (рис. 12) являются: твердый раствор на основе алюминия, легированный оловом и медью, эвтектика алюминий — олово с содержанием 99,5% Sn, химическое соединение меди и алюминия  $\text{CuAl}_2$ , химическое соединение  $\text{NiAl}_3$  и чистый кремний.

Химические соединения, так же как эвтектика и кремний, располагаются по границам зерен матричной фазы. Во многих случаях включения химических соединений и кремния располагаются внутри оловянно-алюминиевой эвтектики.

## 2. УПРОЧНЕНИЕ ЗАГОТОВОК

При работе двигателя на подшипники коленчатого вала действуют усилия, которые можно разделить на три группы:

усилия от затяжки вкладышей;

усилия, возникающие при нагреве из-за разности коэффициентов линейного расширения материала блока или шатуна и материала вкладыша (термические усилия);

рабочие усилия (усилия от давления газов в цилиндре и от инерционных сил).

Под воздействием этих усилий в подшипнике возникают внутренние напряжения. Если эти напряжения не превосходят предела текучести материала, вкладыши работают устойчиво. В противном случае вкладыши пластически деформируются, что приводит к потере натяга, провороту их в постели и задире вала.

Подобная картина наблюдалась при опытной эксплуатации на дизелях 2Д100 (тепловоз ТЭ3) монометаллических подшипников из сплавов А35 и А9-2 [170]. В связи с этим возникла необходимость в повышении предела текучести материала вкладышей, которое достигается двумя путями:

холодной пластической деформацией заготовок для подшипников (нагартовкой);

термической обработкой заготовок (закалкой с последующим старением).

Нагартовка заготовок в виде втулок производится путем холодной протяжки (по типу дорнирования). Такая операция выполняется на механических прессах усилием 150—200 Т. На рис. 13 показано приспособление для протяжки, а на рис. 14 — дорн,

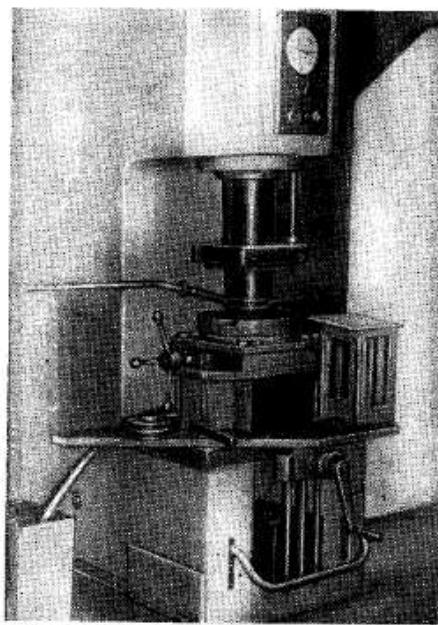


Рис. 13. Приспособление для протяжки, смонтированное на прессе

6—7%. Дальнейшее увеличение степени деформации приводит к снижению механических характеристик из-за появления микротрещин.

Аналогичные испытания были проведены на образцах, которые вырезались из заготовок, протянутых с различной степенью деформации. В этом случае деформация определялась по степени уменьшения толщины стенки, т. е.

$$\delta = \frac{H_0 - h}{H_0} \cdot 100\%,$$

где  $H_0$  и  $h$  — соответственно начальная и конечная толщина стенок заготовки.

Из графиков, приведенных на рис. 15, б, видно, что и в этом случае максимальное упрочнение наступает при деформации 6—8%. Полученные результаты послужили основанием для выбора степени деформации (6—7%) при дорнировании заготовок вкладышей.

В результате холодной пластической деформации втулок (заготовок для подшипника) в зоне пластического течения

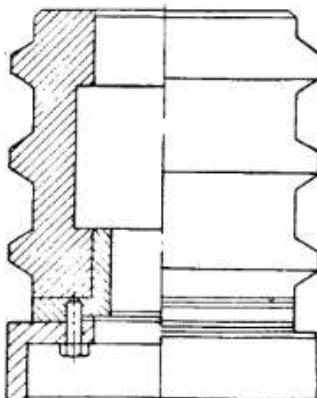


Рис. 14. Дорн для протяжки вкладышей

применяемый для протяжки вкладышей подшипников дизеля типа Д100.

Для выбора оптимальной степени холодной пластической деформации было изучено изменение предела текучести при сжатии сплава А9-2 в процессе наклепа. Испытания проводили на образцах диаметром 15 мм, высотой 23 мм. Образцы подвергались осаживанию на прессе, причем степень пластической деформации при осадке изменялась от 1 до 9%. После деформации из образцов вырезались крещера диаметром 10 мм, высотой 15 мм для определения предела текучести при сжатии. На этих же крещерах проверялась твердость по Бринеллю. Из результатов испытаний, приведенных на рис. 15, а, видно, что максимальное упрочнение достигается при степени деформации 6—7%. После деформации из образцов вырезались крещера диаметром 10 мм, высотой 15 мм для определения предела текучести при сжатии. На этих же крещерах проверялась твердость по Бринеллю. Из результатов испытаний, приведенных на рис. 15, а, видно, что максимальное упрочнение достигается при степени деформации 6—7%.

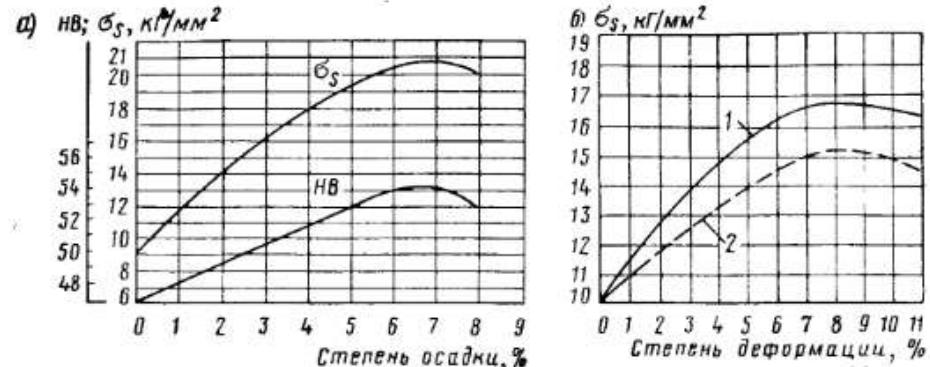


Рис. 15. Графики изменения механических характеристик сплава А9-2 при наклете:

а — крещеров, вырезанных из дорнированных заготовок; б — крещеров, вырезанных из пластически осаженных образцов: 1 — без отпуска заготовки; 2 — с отпуском заготовки

металла у внутренней поверхности втулки наблюдается изменение микростроения сплава на глубину 0,5—0,6 мм. В этой зоне зерна вытягиваются по направлению протяжки и становятся более мелкими и раздробленными (рис. 16). В этой же зоне наблюдается максимальное увеличение твердости (рис. 17). На глубине больше 0,6 мм сохраняется структура литого сплава. К центру заготовки твердость снижается, но значения ее выше, чем у литого материала.

После дорнирования заготовки подвергают стабилизирующему отпуску при 105—115°С в течение нескольких часов, при котором происходит частичное снятие внутренних напряжений и некоторое понижение прочностных характеристик.

В процессе последующей работы подшипника изменение его размеров при нагревании не наблюдается.

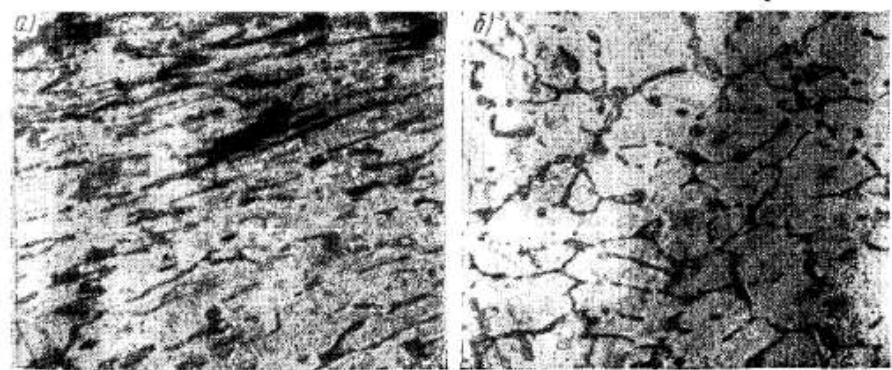


Рис. 16. Микростроение сплава А9-2 после дорнирования:

а — у внутренней поверхности заготовки; б — на глубине более 0,6 мм от поверхности

Таблица 15

Показатели механических свойств заготовок шатунных вкладышей	В литом состоянии	После упрочнения	
		протяжкой	термообработкой
Предел прочности при растяжении, кг/мм <sup>2</sup>	13,0—14,5 13,7	15,5—18,0 17,2	17,5—22,0 19,7
Предел текучести при растяжении, кг/мм <sup>2</sup>	7,8—10,5 9,3	14,5—15,5 15,0	17,0—19,0 18,0
Предел текучести при сжатии, кг/мм <sup>2</sup>	12,5—12,5 12,5	14,5—17,5 16,0	21,0—22,0 21,4
Относительное удлинение, %	2,3—6,3 3,5	2,3—3,3 2,5	1,3—2,7 2,0
Твердость HB	52,0—52,0 52,0	63,0—83,0 75,0	72,0—78,0 75,0

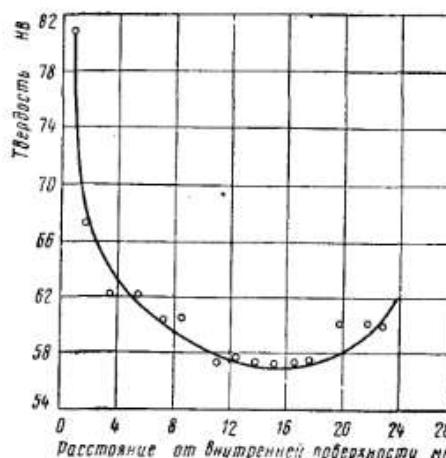


Рис. 17. График изменения твердости после дорнирования по сечению заготовки

Эксплуатация на дизелях 2Д100 и 10Д100 подшипников, изготовленных из упрочненных заготовок, показала, что напряжения, возникающие в подшипнике, не превышают предел текучести материала и потери натяга не наблюдается.

Кроме упрочнения за счет наклепа, повышение предела текучести алюминиевых сплавов для монометаллических подшипников можно получить за счет закалки и последующего старения.

Возможность проведения термического упрочнения обусловливается наличием в этих сплавах меди. Механизм упрочнения алюминиевых сплавов, содержащих медь, при закалке и последующем старении подробно изучен и описан в работах [19, 160].

С целью исследования возможности упрочнения сплава А9-2 термической обработкой были отлиты заготовки для шатунных и коренных подшипников дизелей типа Д100 в кокиль с металлическим стержнем.

Опыты проводились на вырезанных из заготовок полосках и на целых заготовках.

Термическая обработка проводилась по следующим режимам:

нагрев в печи до  $505 \pm 5^\circ\text{C}$  со скоростью не более  $75^\circ\text{C}$  в час;

выдержка при температуре  $505 \pm 5^\circ\text{C}$  в течение 5 ч;

закалка в воде при температуре 40—90° С или в масле при 20—150° С;

отпуск продолжительностью 5 ч в интервале температур 150—250° С.

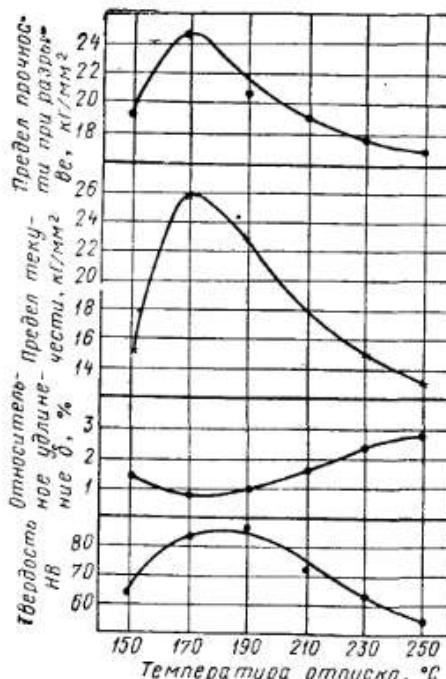


Рис. 18. Графики изменения механических характеристик сплава А9-2 после закалки и отпуска

Из термообработанных заготовок, так же как и из литьих заготовок, были изготовлены образцы для механических испытаний на растяжение и сжатие. При проведении испытаний определялись предел прочности при растяжении, предел текучести при растяжении и сжатии, относительное удлинение, твердость по Бринеллю.

На рис. 18 показано изменение механических характеристик сплава при изменении температуры отпуска (продолжительность отпуска 5 ч) после закалки с 505° С в воду с температурой 40° С. Графики показывают, что максимальное упрочнение достигается после отпуска при температуре 170° С, однако при этой температуре почти нет запаса пластичности. В связи с этим температура отпуска была повышена до 210—230° С, в результате чего было достигнуто наиболее благоприятное сочетание прочностных свойств сплава и пластичности при умеренной твердости.

Проведенные эксперименты показали, что при закалке в воде появляются закалочные трещины во всех случаях, несмотря на подогрев воды вплоть до 90° С.

При закалке в масле как в холодном, так и в подогретом до 150° С полностью исключается образование трещин. Образцы, закаленные в масле, после отпуска имеют и более высокие прочностные свойства. Так, механические испытания образцов, закаленных в масле с 505° С, а затем отпущенных при температуре 230° С в течение 5 ч, дали следующие результаты (средние значения из шести измерений):

Предел прочности при растяжении . . . . .	21,5 кг/мм <sup>2</sup>
Предел текучести при растяжении . . . . .	18,0
Относительное удлинение . . . . .	2,5%
Твердость HB . . . . .	74

Таблица 16

Показатели механических свойств заготовок коренных вкладышей	В литом состоянии	После упрочнения		
		протяжкой	отпуском при 210° С	отпуском при 230° С
Предел прочности, кГ/мм <sup>2</sup>	10,0—13,5	15,9—16,5	14,5—20,5	15,0—19,5
	10,7	16,3	17,0	17,6
Предел текучести при растяжении, кГ/мм <sup>2</sup>	8,5—10,5	12,0—14,0	—	—
	9,3	13,3		
Предел текучести при сжатии, кГ/мм <sup>2</sup>	9,4—10,5	12,0—14,5	21,0—23,0	19,5—22,0
	10,1	13,2	22,0	20,9
Относительное удлинение, %	1,6—3,3	2,0—3,3	1,0—2,0	1,0—2,0
	2,2	2,5	1,21	1,35
Твердость НВ	52—62	62—73	72—86	69—80
	57	69	78	75

Примечания. 1. Везде в табл. 15 и 16 в числителе указаны минимальные и максимальные значения, в знаменателе — средние значения.  
 2. Протяжка производилась при величине деформации  $\varepsilon=7,4\%$ .  
 3. Термическая обработка производилась по режиму: закалка  $505+5^{\circ}\text{C}$  в масле при комнатной температуре, отпуск при температуре  $230^{\circ}\text{C}$  в течение 5 ч.

Сравнение показателей механических свойств заготовок для коренных и шатунных подшипников дизелей Д100, подвергнутых упрочнению протяжкой и термической обработкой (табл. 15 и 16), показывает, что прочностные характеристики выше у термически обработанных заготовок. Уровень пластичности и твердости в обоих случаях одинаков. Необходимо также отметить, что термическая обработка в отличие от протяжки обеспечивает более стабильное состояние сплава, которое не изменяется при нагреве до  $200^{\circ}\text{C}$ .

### 3. ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ЗАГОТОВОК И НАНЕСЕНИЯ ПРИРАБОТОЧНЫХ ПОКРЫТИЙ

Алюминиевые сплавы по их поведению в процессе резания обычно делят на три группы [183].

К первой группе относятся технически чистый алюминий и малолегированные пластичные алюминиевые сплавы. Эти сплавы характеризуются тем, что в процессе резания имеют склонность к налипанию на инструмент (наростообразование), поэтому для них нужно применять режущие инструменты с большими передними углами. При резании этих сплавов образуется сливная стружка, что затрудняет обработку, особенно на автоматах. Склонность к образованию наростов затрудняет получение высокой чистоты поверхности после резания.

Ко второй группе относятся прочные сплавы. Эти сплавы хорошо обрабатываются и не имеют склонности к налипанию на инструмент. Однако износ инструмента при работе с этими сплавами выше, чем при работе со сплавами I группы, а скорости резания ниже.

К третьей группе относятся литейные алюминиевые сплавы, часто содержащие кремний. При обработке этих сплавов износ инструментов и величина силы резания больше, чем при обработке сплавов первой и второй групп, поэтому требуется применение высококачественного инструмента с твердосплавными режущими частями и снижение скоростей резания.

Алюминиево-оловянные антифрикционные сплавы не могут быть отнесены ни к одной из этих групп. Эти сплавы прекрасно обрабатываются резанием. Хорошая обрабатываемость обуславливается чрезвычайно благоприятным с точки зрения механической обработки сочетанием механических и физических свойств, а также микростроения. Обладая относительно невысокими прочностными свойствами, сплавы оказывают небольшое противодавление на инструмент даже при тяжелых режимах резания. Высокая теплопроводность сплавов обеспечивает хороший отвод тепла от зоны резания и создает условия для более длительной и надежной работы режущего инструмента [183]. Наличие олова в сплаве способствует тому, что отделение стружки происходит при меньших усилиях, так как облегчается скальвание металла при деформациях сдвига. Кроме того, стружка легко разламывается (получается сыпучей), что также важно при резании материала.

Алюминиево-оловянные сплавы обладают высоким сопротивлением схватыванию [23]. Это свойство при резании определяет высокую сопротивляемость наростообразованию. Механизм образования наростов при резании раскрыт В. Д. Кузнецовым [122]. Как уже отмечалось, образование наростов приводит к преждевременному разрушению режущих кромок инструмента и резкому снижению чистоты обрабатываемой поверхности.

Подобное сочетание позволяет обрабатывать заготовки из алюминиево-оловянных сплавов при больших подачах и высоких скоростях резания и получать высокую чистоту обработки поверхностей.

Технологический режим механической обработки заготовок коренных и шатунных подшипников дизелей Д100 был разработан Харьковским заводом транспортного машиностроения им. Малышева. Высокая технологичность сплавов при резании позволила производить обработку их на тех же станках и при тех же режимах, которые применяются при изготовлении серийных бронзово-баббитовых вкладышей.

Отличие в технологии изготовления бронзово-баббитовых и алюминиево-оловянных вкладышей подшипников состоит в том,

что бронзовый корпус предварительно растачивается под заливку, а заготовки алюминиево-оловянного сплава обрабатываются перед дорнированием в две операции:

отрезка прибыльной части;

расточка заготовки под размер, обеспечивающий при дорнировании пластическую деформацию стенок на 6—7%.

После дорнирования заготовки из алюминиево-оловянного сплава подвергают окончательной механической обработке.

Затем на рабочую поверхность вкладышей наносят приработочные покрытия. Обычно для алюминиево-оловянных сплавов применяют два типа покрытий:

покрытия оловом или сплавом свинца с оловом;

дисульфидмolibденовые покрытия.

Олово наносится на поверхность алюминиево-оловянных сплавов размерным или контактным лужением. Технологические режимы размерного и контактного лужения вкладышей из сплава А9-2 были разработаны на Харьковском заводе транспортного машиностроения имени Малышева [44].

Размерное лужение вкладышей позволяет получать на поверхности трения слой олова толщиной до 40 мк с допускаемой неравномерностью по толщине покрытия в 10 мк. Технология размерного лужения предусматривает две операции — контактное никелирование и гальваническое лужение. Чтобы определить оптимальные условия предварительной обработки поверхности сплава А9-2, были проведены исследования по подбору состава растворов и режимов травления, осветления и контактного никелирования сплава. Для этого обезжиренные образцы вкладышей обрабатывали растворами при различных режимах, после чего проводили контактное никелирование их, а затем лужение в сернокислом электролите до получения слоя покрытия толщиной 20 мк. По результатам визуального осмотра готовых образцов судили о пригодности каждого варианта предварительной обработки. Было установлено, что травление сплава А9-2 должно производиться в 10-процентном растворе едкого натра при комнатной температуре в течение 2 мин.

Хорошее качество поверхности сплава А9-2 получается после осветления в растворе, содержащем смесь хромового ангидрида и серной кислоты.

Для осаждения на сплаве А9-2 контактного никеля был использован солянокислый раствор хлористого никеля с концентрацией соли 240 г/л. При контактном никелировании проверялось качество осажденных пленок в зависимости от содержания кислоты в растворе, температуры раствора и времени обработки. Исследования показали, что равномерные пленки никеля, хорошо скрепляющиеся с оловянным покрытием, получаются при осаждении из раствора, содержащего 12 г/л соляной кислоты, при температуре 35—40° С в течение 1—2 мин.

По результатам исследований был установлен следующий режим предварительной подготовки поверхности вкладышей из сплава А9-2 перед лужением:

травление в 10-процентном растворе едкого натра в течение 2 мин;

осветление в растворе, содержащем 30—40 г/л хромового ангидрида и 200—300 г/л соляной кислоты, в течение 1—2 мин при комнатной температуре;

никелирование в растворе хлористого никеля (200—240 г/л) и соляной кислоты (8—14 г/л) в течение 1—2 мин при температуре 35—40° С.

Указанные режимы предварительной обработки не изменяют чистоты исходной поверхности.

Лужение вкладышей после предварительной подготовки проводят в растворе следующего состава: 15—25 г/л металлического олова, 50—70 г/л серной кислоты, 40—50 г/л сернокислого натрия, 20—30 г/л фенола, 1—2 г/л столярного клея. Разрыв во времени между операциями никелирования и лужения должен быть минимальным. Поверхности, которые не подвергаются никелированию и лужению, защищают изоляцией — двумя-тремя слоями эмали ПХВ-512 или ПХВ-515. Каждый слой эмали просушивается на воздухе в течение 30 мин и затем в сушильном шкафу при температуре 70—80° С в течение 15 мин до отвердения пленки.

Лужение производится в приспособлении, показанном на рис. 19. Равномерное осаждение олова достигается применением круглых оловянных анодов, строго центрированных в приспособлении.

Для обеспечения необходимого качества сцепления покрытия с основой загрузку в ванну производят после подключения ее к электросети. Отложение олова на вкладышах ведется при плотности тока 1 а/дм<sup>2</sup>. Для наращивания слоя толщиной 20—30 мк вкладыши выдерживают в ванне в течение 40—50 мин, после чего их тщательно промывают в холодной и горячей воде. Процесс заканчивается снятием изоляции.

Все луженные вкладыши осматривают. Покрытие должно быть белого или светло-серого цвета, сплошным и однородным по структуре, без пузырчатости, вздутий и губчатых отложений. При толщине покрытия менее 20 или более 40 мк вкладыши бракуют. Прочность сцепления покрытия с основой проверяют его зачисткой острым шабером на фаске вкладыша или методом нанесения на луженную поверхность пересекающихся царапин. Сцепление считается удовлетворительным, если при проверке не обнаруживаются отслаивание и задиры оловянного покрытия.

Контактное лужение вкладышей производится в том случае, если требуется более высокая производительность при серийном производстве. Сущность этого метода состоит в вытеснении олова из раствора станата натрия на алюминиевую поверхность без применения электрического тока. В результате образуется

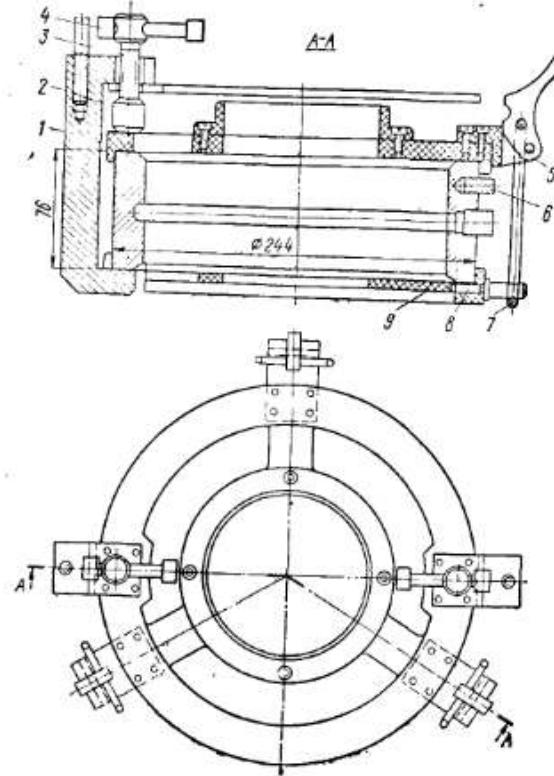


Рис. 19. Приспособление для лужения вкладышей:

1 — корпус; 2 — зажим; 3 — винт; 4 — рукоятка; 5 — рычаг; 6 — стопор; 7 — тяга; 8 — кольцо; 9 — прокладка

тонкий слой полуды толщиной 3—4 мк, прочно сцепленный с основанием.

Технологический процесс контактного лужения вкладышей предусматривает следующие операции:

осмотр вкладышей с целью определения наличия на поверхности литейных дефектов, коррозионных пятен, механических забоин и других повреждений;

обезжикивание трихлорэтиленом;

монтаж вкладышей на приспособлении;

лужение вкладышей погружением в раствор состава: станат натрия — 10—30 г/л, едкий натр — 3—7 г/л. Температура раствора 75—80° С, время выдержки 3—5 мин;

промывка вкладышей многократным погружением в ванну с проточной холодной водой;

горячая промывка вкладышей погружением в ванну с проточной водой при температуре 60—70° С;

демонтаж деталей;

внешний осмотр облученных вкладышей.

Цвет оловянного покрытия должен быть от белого до светло-серого. На рабочей поверхности вкладышей не допускается пузычатость, шероховатость и отслаивание покрытия.

Основным недостатком метода контактного лужения является то, что получается покрытие толщиной до 4 мк, которое практически полностью изнашивается во время приработки.

За последнее время взамен покрытия рабочих поверхностей вкладышей чистым оловом все чаще применяется покрытие сплавом свинец — олово с содержанием до 10% Sn. Такое покрытие обладает лучшей антифрикционностью и повышенной усталостной прочностью, не срабатывается во время приработки и сохраняется на рабочей поверхности почти на весь период эксплуатации подшипника.

Технология нанесения покрытий из сплава свинец — олово гальваническим способом разработана ЦНИИТМаш. При разработке отрабатывались методы подготовки поверхности, способы нанесения свинцово-оловянного покрытия непосредственно на поверхность алюминиево-оловянных сплавов и через слой различных металлов, режимы лужения и составы электролитов.

Оценка различных режимов производилась как путем внешнего осмотра и определения качества покрытий, так и путем стендовых и эксплуатационных испытаний вкладышей дизеля 10Д100 с нанесенными на них покрытиями. Вкладыши испытывали на двигателе в период приработки в течение 100 ч, затем осматривали и по состоянию покрытия судили о применимости того или иного режима. В результате испытаний был выбран оптимальный режим гальванического нанесения сплава свинец — олово, который состоит из следующих основных операций:

защита поверхностей, не подвергающихся обработке, лаками на хлорвиниловой основе;

травление вкладышей в 10-процентном растворе едкого натра при комнатной температуре в течение 2 мин;

промывка в холодной воде;

осветление в 50-процентной азотной кислоте при комнатной температуре в течение 30—40 сек;

промывка в холодной и горячей воде;

анодная обработка в фосфорной кислоте удельного веса 1,3 г/см<sup>3</sup>. Плотность тока 2 а/дм<sup>2</sup>, выдержка 20 мин, температура комнатная, катод свинцовый;

гальваническое меднение в ванне состава: медь сернокислая — 50 г/л, кислота серная — 10—20 г/л, полиэтилполиамин — 60—80 г/л. Температура раствора 20° С, плотность тока 0,6—1 а/дм<sup>2</sup>, время выдержки 20 мин;

гальваническое нанесение сплава свинец — олово (90% Pb, 10% Sn) в ванне с раствором: Pb(BF<sub>4</sub>)<sub>2</sub> — 100—200 г/л,

$\text{Sn}(\text{BF}_4)_2$  — 25—50 г/л,  $\text{HBF}_4$  — 80—100 г/л, клей столярный — 1 г/л. Аноды цилиндрические из сплава 30% Sn, 70% Pb. Температура раствора 18—25°С, плотность тока 2 а/дм<sup>2</sup>, время выдержки 90—120 мин;

промывка в горячей и холодной воде;  
снятие защитного лака;  
проверка качества вкладышей.

Среди приработочных покрытий с наполнением дисульфидомолибденом наибольшее распространение получили два покрытия, разработанные Всесоюзным научно-исследовательским институтом нефтепродуктов, — ВНИИП-212 и ВНИИП-232. Основное достоинство этих покрытий — простота нанесения их на поверхность. Кроме того, они обеспечивают хорошую приработку поверхности трения.

Технология нанесения покрытий предусматривает три основные операции:

обезжикивание поверхности трения органическими растворителями или другими средствами, за исключением щелочных растворов, которые растравливают поверхность;

нанесение покрытия на поверхность трения распылением с помощью пульверизатора или кистью;

полимеризация покрытия путем нагрева до 120—160°С и выдержки при этой температуре в течение 2,5—3,0 ч.

## ГЛАВА III

# БИМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ПОДШИПНИКИ

## 1. ИЗГОТОВЛЕНИЕ ПОДШИПНИКОВ ЛИТЕЙНЫМ СПОСОБОМ

Биметаллические подшипники с алюминиевыми антифрикционными сплавами изготавливаются двумя основными методами: заливкой стального основания алюминиевым сплавом (литейный способ) и совместной прокаткой алюминиевого сплава со сталью или другими прочими материалами (дуралюмин, титан и т. п.). Метод изготовления подшипников из прокатанных биметаллических полос является более перспективным, так как позволяет организовать массовое производство с использованием автоматизированных поточных линий.

Однако при производстве подшипников со значительной толщиной стенок или подшипников сложной конфигурации может быть применен только литейный способ.

Сущность литейного способа состоит в получении при заливке расплавленным алюминием стального основания надежного соединения стали и алюминия за счет диффузионных процессов, идущих на границе двух металлов.

Предложено много различных литейных способов изготовления биметаллических изделий сталь — алюминиевые сплавы. Все эти способы можно разделить на три основные группы: флюсовые способы, бесфлюсовые способы, заливка через подслой третьего (буферного) металла.

Один из наиболее известных и распространенных флюсовых методов получения сталь-алюминиевых изделий литейным способом — это так называемый Al-Fin-процесс, разработанный в 1941 г. в США фирмой «Fairchild Engine and Airplane Corporation» [234]. Этот метод был разработан для изготовления биметаллических оребренных охладителей блоков двигателей самолетов. Известно применение этого метода и для изготовления биметаллических подшипников с алюминиево-оловянным сплавом SAE770 (5,5—7,0% Sn, 0,7—1,3% Cu, 0,7—1,3% Ni, 0,7% Si, 0,3% Mg, остальное алюминий).

Сущность метода заключается в следующем. Очищенные и проправленные стальные заготовки погружают в расплавленную смесь солей (флюс) состава:  $\text{KCl}$  — 40%,  $\text{NaCl}$  — 40%,  $\text{BaCl}_2$  — 10%,  $\text{Na}_3\text{AlF}_6$  — 10%.

Во флюсе происходит прогревание заготовки, при этом окисные пленки на ее поверхности вступают в реакцию с компонентами

флюса, образуя с ними системы эвтектического типа. Впоследствии продукты взаимодействия окисных пленок и флюса легко удаляются при алитировании, обнажая неокисленную металлическую поверхность.

После выдержки в ванне с флюсом заготовки погружают в ванну с расплавленным алюминием (алитируют). При этом на границе металлов сталь — алюминий образуется зона интерметаллических соединений (в основном  $Fe_2Al_5$ ,  $FeAl_3$ ) за счет диффузионных явлений, которая в последующем определяет прочность соединения двух металлов.

Алитированные заготовки извлекают из ванны, устанавливают в кокиль и заливают алюминиевым сплавом. Заливка должна осуществляться по жидкому слою промежуточного металла.

Впоследствии было предложено много методов, подобных Al—Fin-процессу, которые отличаются составом применяемых флюсов и методом их нанесения, составом сплавов для алитирования и температурно-временными режимами процесса [127, 261].

Разработанный в Советском Союзе флюсовой метод получения биметаллических изделий сталь — алюминиевый сплав [202] литейным способом отличается от Al—Fin-процесса составом флюса, методом его использования и технологическими параметрами.

К бесфлюсовым методам изготовления биметаллических стальноеалюминиевых изделий относится Al—Fer-процесс, разработанный в ГДР в 1952 г. [260]. Согласно этому процессу обезжиренные и протравленные заготовки погружают в ванну с жидким алюминием, где происходит образование переходных интерметаллических соединений. Для улучшения качества алитирования поверхности заготовки должны быть обработаны до чистоты не ниже  $\nabla 5$ . Алитированную заготовку устанавливают в кокиль и заливают расплавленным алюминиевым сплавом.

Al—Fer-процесс применяется для изготовления биметаллических блоков цилиндров, поршней, подшипников различных двигателей, а также колес компрессоров, тормозных барабанов и некоторых других деталей.

Технология изготовления стальноеалюминиевых изделий через подслой третьего металла [132] предусматривает следующие основные операции:

обезжиривание и травление заготовок;

флюсование заготовок;

погружение заготовок в ванну с расплавленным цинком или другим металлом. При выдержке в ванне с цинком происходит рост интерметаллидов системы Fe—Zn (в основном  $FeZn_7$ ) за счет диффузионных процессов на границе стали с расплавленным цинком;

заливка оцинкованных заготовок алюминиевым сплавом.

Введение промежуточного подслоя цинка объясняется необходимостью получения более пластичной переходной зоны для

улучшения сплошности соединения двух металлов, так как цинк при заливке растворяется в алюминии. При этом уменьшается также опасность возникновения дефектов в случае захолаживания отдельных участков алитированной поверхности [132].

Такой технологический процесс применяется и для производства биметаллических отливок чугун — алюминиевые сплавы. При этом технологические режимы усложняются, так как необходимо удалить с поверхности чугуна свободный графит, который препятствует получению надежного металлургического соединения между чугуном и алюминиевым сплавом. Удаление свободного графита производится выжиганием его в водородном пламени [135], травлением в смеси концентрированных кислот [39] или другими методами [41]. После удаления с поверхности свободного графита чугунные заготовки проходят тот же технологический цикл.

Необходимо отметить, что в настоящее время не применяются вкладыши с алюминиевыми антифрикционными сплавами на чугунном основании, а эксплуатируются вкладыши с заливкой баббитами по чугуну.

Бесфлюсовые методы получения биметаллических изделий менее трудоемкие, однако вряд ли они могут обеспечить такую же стабильность процесса, как флюсовые методы, так как при применении флюса происходит подготовка поверхности к алитированию и уменьшается возможность влияния случайных факторов в ходе этого процесса.

Прочность биметаллических соединений, полученных различными методами, разработанными за рубежом, примерно одинакова: 4—8 кГ/мм<sup>2</sup> при испытании на сдвиг и 6—12 кГ/мм<sup>2</sup> на отрыв.

Флюсовый метод получения биметалла сталь — алюминиевый сплав, разработанный в Советском Союзе, обеспечивает несколько более высокую прочность.

Такой метод получения биметаллических подшипников сталь — алюминиевый сплав АО9-2Б для тепловозных дизелей Д100 и 11Д45 был разработан ЦНИИ МПС совместно с Коломенским тепловозостроительным заводом [202]. При разработке ставилась цель получить более высокую прочность сцепления, чем при других методах.

В процессе создания этого метода проводились исследования по выбору флюса и состава сплава для алитирования, после чего разрабатывался технологический процесс изготовления вкладышей подшипников.

### Выбор флюса

К флюсам, применяемым при изготовлении биметаллических изделий сталь — алюминиевый сплав, предъявляются следующие основные требования:

флюс должен вступать в реакцию с окислами алюминия и железа и давать с ними соединения, которые в последующем легко удалялись бы с поверхности стальной заготовки;

флюс должен обеспечивать смачивание стали алюминиевым сплавом, так как только в этом случае на границе двух сплавов могут идти диффузионные процессы;

остатки флюса должны хорошо удаляться из ванны после алитирования и не загрязнять ее.

При выборе флюса для алитирования были исследованы: хлористые и фтористые соли  $\text{NaCl}$ ,  $\text{NaF}$ ,  $\text{LiF}$ ,  $\text{MgCl}_2$ ,  $\text{ZnCl}_2$  и др.; смеси солей  $\text{NaCl}$ ,  $\text{KCl}$ ,  $\text{NaF}$ ,  $\text{KF}$  и др.; сложные соли  $\text{K}_2\text{ZrF}_4$ ,  $\text{Na}_2\text{BeF}_4$ ,  $\text{K}_2\text{NbF}_7$ ,  $\text{K}_2\text{ZrF}_6$  и т. п.

Определение смачиваемости поверхности стали алюминием проводилось оптическим методом, сущность которого заключается в следующем. На поверхность стального образца наносится проверяемый флюс и кусочек твердого алюминия. Стальной образец помещается в трубчатую печь, где нагревается в среде инертного газа. Изменение контура кусочка алюминия фиксируется на экране, помещенном позади трубчатой печи (рис. 20).

Исследования показали, что наилучшее смачивание поверхности образца достигается при применении в качестве флюса фторцирконата калия ( $\text{K}_2\text{ZrF}_6$ ).

Было изучено также растворение окислов железа и алюминия во фторцирконате калия. Выяснено, что соединения  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{K}_2\text{ZrF}_6$  и  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  образуют эвтектическую смесь с температурой плавления  $670^\circ\text{C}$ .

При проведении алитирования с выбранным флюсом было подмечено, что он не всегда полностью удаляется с поверхности и недостаточно препятствует окислению стали при подсушивании заготовок после флюсования. Изучение влияния присадок различных солей к фторцирконату калия показало, что добавление к нему 5%  $\text{KF}$  обеспечивает полное удаление флюса. Наилучшие результаты получаются при нанесении флюса из пересыщенного водного раствора.

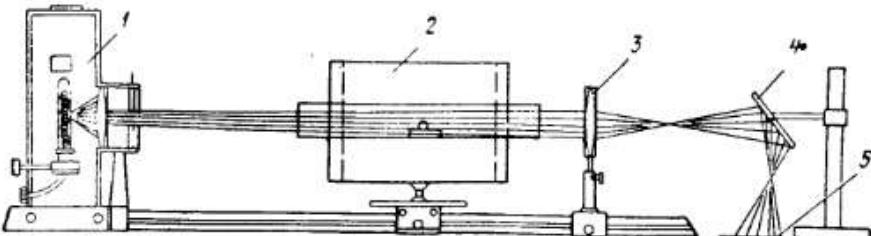


Рис. 20. Ход лучей в трубчатой печи при фиксировании изменения контура капли алюминия:

1 — источник света; 2 — трубчатая печь с образцом; 3 — линза; 4 — зеркало; 5 — экран

## Выбор состава сплава для алитирования

Толщина интерметаллической зоны, полученной при алитировании стальных заготовок, и ее фазовый состав определяют прочность соединения слоев биметаллического изделия. В связи с этим были проведены исследования по выбору оптимального режима алитирования стальных заготовок. Критерием оценки различных режимов служила прочность соединения слоев биметалла, определяемая при испытаниях на сдвиг по схеме, показанной на рис. 21.

Образование зоны интерметаллидов на границе раздела стали и алюминиевого сплава происходит за счет диффузионных процессов. Известно, что скорость этих процессов зависит от состава сплава для алитирования и сложности образующихся при этом соединений [85]. Введение присадок в ванну для алитирования изменяет также характер роста интерметаллида на границе соединения.

В связи с этим было исследовано влияние различных присадок на размеры и форму интерметаллической зоны (до 5%  $\text{Zn}$ , до 10%  $\text{Cu}$ , до 20%  $\text{Si}$ , до 10%  $\text{Ni}$  и до 0,2% малых добавок тугоплавких элементов титана, ниobia, циркония, молибдена, tantalа), а также совместное влияние титана и цинка. При проведении исследований, кроме определения размеров зоны интерметаллидов и оценки прочности соединения слоев, изучалось также качество алитированной поверхности. О качестве поверхности судили по отсутствию на ней неметаллических включений и темных пятен, являющихся показателем неравномерности алитирующего слоя. Были проведены также микроструктурные и рентгеноструктурные исследования интерметаллической зоны.

Исследования проводились на образцах размером  $3 \times 20 \times 20$  мм, изготовленных из армко-железа. Сплавы для алитирования приготавливались в графитовых тиглях в печи с силиковыми нагревателями. Температура нагрева каждого сплава превышала на  $30^\circ\text{C}$  температуру его плавления. Время выдержки образцов в расплаве во всех случаях составляло 30 сек.

Было установлено, что уменьшение толщины зоны интерметаллидов наблюдается при введении в раствор для алитирования совместно цинка и тугоплавких металлов (табл. 17).

Металлографический анализ показал, что при алитировании в сплаве, содержащем 5%  $\text{Zn}$  и 0,2%  $\text{Ti}$ , получается минимальный размер интерметаллической зоны и наиболее благоприятная ее форма (рис. 22). При этом получается также наилучшее качество алитированной поверхности.

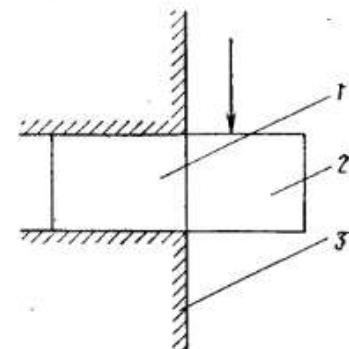


Рис. 21. Схема испытания биметаллического образца на сдвиг:

1 и 2 — слои биметалла; 3 — губки приспособления

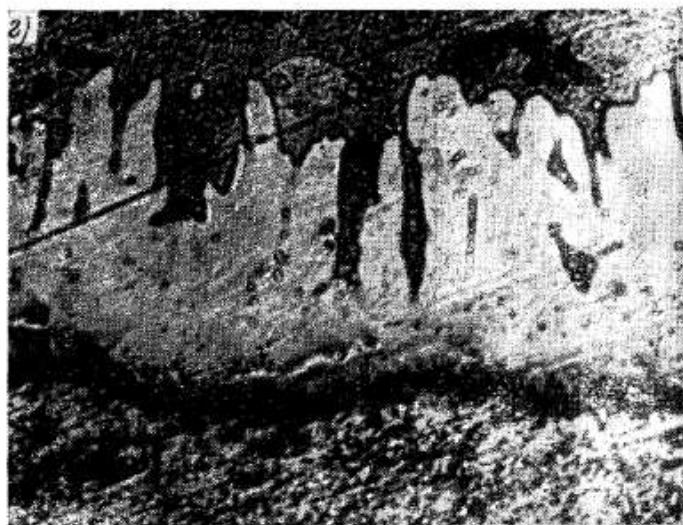
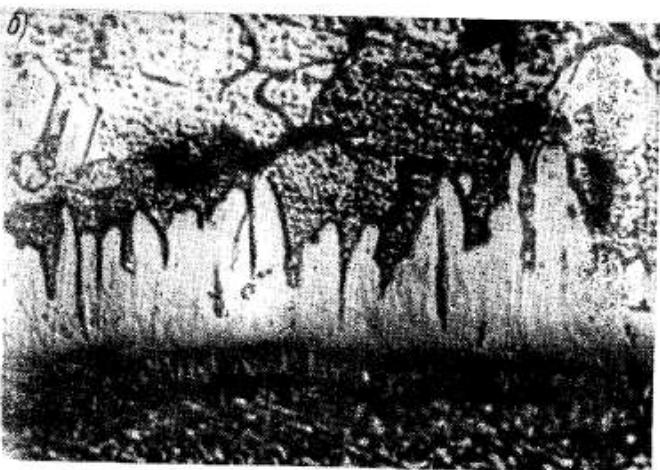
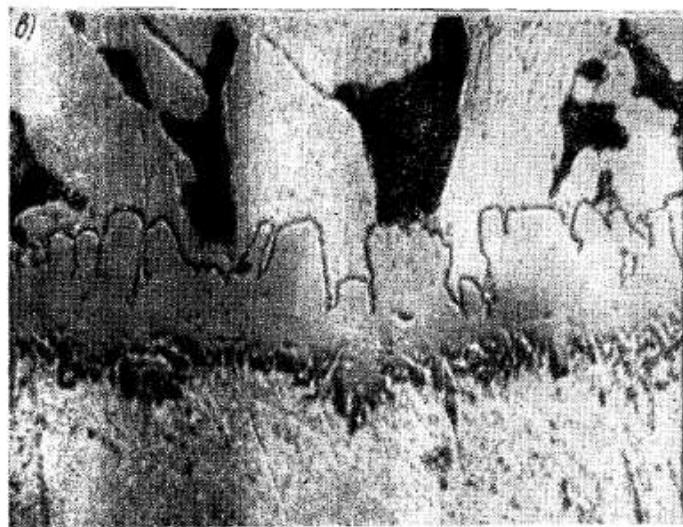


Рис. 22. Форма интерметаллической зоны, получаемая при  
 $a - Al$ ;  $b - Al + 0,2\% Ti$ ;  $c - Al + 0,2\% Ti + 5\% Zn$ ;  $d - Al + 0,2\% Zr$

алитировании в расплавах состава:  
( $\times 500$ )

Таблица 17

Состав сплава для алитирования	Толщина интерметаллической зоны, мм
Al	0,070
Al + 1% Zn	0,066
Al + 2% Zn	0,060
Al + 3% Zn	0,050
Al + 4% Zn	0,040
Al + 5% Zn	0,030
Al + 0,2% Ti	0,036
Al + 0,2% Zr	0,044
Al + 0,2% Mo	0,070
Al + 0,2% Ta	0,042
Al + 0,2% Nb	0,060
Al + 0,2% Ti + 5% Zn	0,029

Спектральным и рентгеноструктурным анализом интерметаллической зоны выявлено, что она состоит из трех видов соединений железа с алюминием:  $FeAl_3$ ,  $Fe_2Al_5$  и  $Fe_3Al$ . Добавки титана и цинка не изменяют фазового состава зоны.

Определение прочности соединения слоев проводилось на образцах, полученных заливкой стальных алитированных заготовок алюминиево-оловянным сплавом при температуре 680—700° С. Толщина заливаемого сплава была в пределах 8—10 мм. Размеры образцов в сечении 10×10 мм. Из результатов испытаний на сдвиг, приведенных в табл. 18, видно, что максимальная прочность соединения достигается при алитировании в сплаве, содержащем 5% Zn и 0,2% Ti. Исследования позволили рекомендовать для алитирования алюминиевый сплав, содержащий 5% Zn и 0,2% Ti. Этот сплав обеспечивает качественную поверхность алитирования, минимальную толщину интерметаллической зоны и высокую прочность соединения слоев в биметаллическом изделии.

#### Технологический процесс изготовления вкладышей подшипников

Определение оптимального температурно-временного режима алитирования и заливки проводилось при отработке технологии изготовления подшипников дизелей Д100 и 11Д45.

Было установлено, что при температуре сплава для алитирования в пределах 780—800° С и времени выдержки заготовки в ванне 2 мин алитирующий слой на поверхности сохраняется в жидком состоянии вплоть до момента заливки алюминиево-оловянным сплавом (в течение 15—18 сек).

Таблица 18

Состав сплава для алитирования	Величина прочности на сдвиг, кГ/мм <sup>2</sup>	Состав сплава для алитирования		
		средняя	минимальная	максимальная
Al	6,35	5,05	7,04	
Al + 2,2% Si	—	1,50	—	
Al + 10% Sn	7,00	4,00	9,40	
Al + 2,2% Cu	6,80	2,70	9,20	
Al + 1% Ni	6,00	3,60	9,10	
Al + 9% Sn + 2% Cu	6,22	4,35	8,10	
Al + 0,2% Ti	7,20	6,20	9,10	
Al + 0,2% Ti + 5% Zn	8,00	6,70	9,50	

Исследования позволили отработать промышленную технологию изготовления вкладышей. Технология, разработанная ЦНИИ МПС и коломенским тепловозостроительным заводом имени Куйбышева, предусматривает следующие операции:

расточка втулок под заливку;

обезжикивание в растворе, содержащем 10—12% NaOH, 10—15%  $Na_3PO_4$ ;

промывка в горячей воде;

травление заготовки в концентрированной соляной кислоте в течение 10—15 сек;

промывка в проточной холодной воде;

нейтрализация в щелочной ванне (10—12-процентный раствор каустической соды) при 90—100° С с выдержкой 7—10 мин;

промывка в холодной воде;

флюсование заготовок путем погружения в насыщенный раствор фторцирконата калия и фтористого калия при температуре 60—90° С. Сразу же после извлечения заготовок из флюса поверхность, предназначенную для алитирования, опылают сухим фторцирконатом калия. Удаление влаги с поверхности заготовки происходит за счет тепла, полученного ею от флюса;

алитирование заготовок. Отфлюсованную заготовку погружают в ванну со сплавом алюминия, содержащим 5% Zn и 0,2% Ti. Количество сплава в ванне — 80 кг, температура его 780—800° С. Выдержка заготовки в ванне 1,5—2,0 мин. За это время на поверхность ванны всплывают продукты взаимодействия флюса с расплавленным алюминием, которые тщательно счищают;

заливка заготовок сплавом АО9-2Б, которая производится на центробежной машине при скорости вращения 800 об/мин. Температура алюминиево-оловянного сплава при заливке 700—710° С. Планшайбы должны быть изготовлены с теплоизоляцией из асбосцемента (рис. 23). Охлаждение производится спрейером, имеющим щелевые отверстия ромбической формы [202].

По описанной технологии была изготовлена опытная партия биметаллических подшипников для дизелей Д100 и 11Д45. Качество антифрикционного слоя после окончательной механической обработки вкладышей проверялось методом цветной дефектоскопии. При этом на отдельных вкладышах были обнаружены мельчайшие рассеянные поры. Один из таких вкладышей был

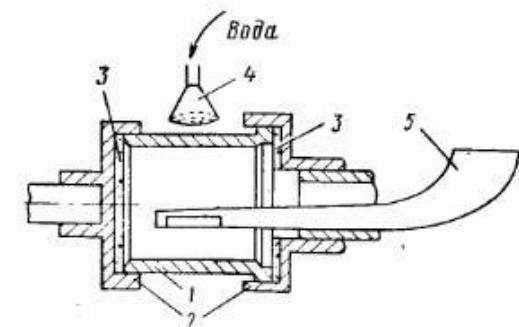


Рис. 23. Форма для заливки втулок центробежным способом:

1 — заготовка; 2 — корпус формы; 3 — планшайба;  
4 — спрейер; 5 — литьевая воронка



Рис. 24. Вкладыш, изготовленный путем заливки, после разгибания на прессе

значительно меньше допусков, установленных требованиями ГОСТ 14113—69.

Определение прочности соединения было проведено на образцах, взятых из отлитых заготовок. Образцы испытывали на сдвиг по схеме, показанной на рис. 21. Результаты испытаний показали, что прочность соединения слоев была в пределах 5—9 кГ/мм<sup>2</sup> при среднем значении 7,5 кГ/мм<sup>2</sup>, т. е. несколько выше прочности, полученной при изготовлении биметалла другими литейными методами.

Толщина слоя интерметаллидов, установленная металлографическими исследованиями, находится в пределах 20—30 мк. По границе соединения отсутствуют трещины, несплошности, неметаллические включения и другие дефекты. На рис. 25 показана граница соединения слоев.

Партия подшипников, изготовленных литейным методом, была испытана на дизелях. Результаты этих испытаний оказались положительными.

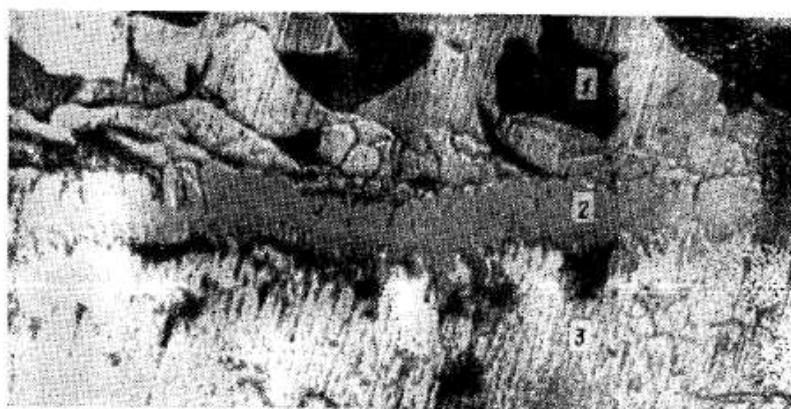


Рис. 25. Микростроение границы соединения слоев ( $\times 500$ ):  
1 — сталь; 2 — зона интерметаллидов; 3 — сплав АО9-2Б

разогнут на прессе. На нем были выявлены мелкие трещины в местах расположения пор. На других участках трещин не было. Не наблюдалось также отслоения алюминиевого сплава от стальной основы (рис. 24). Послойным химическим анализом была обнаружена незначительная ликвация олова по толщине залитого слоя, но разница в содержании его по сечению была

## 2. ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОЛОС

### Способы изготовления биметаллических полос

Биметаллический прокат алюминиевые антифрикционные сплавы — сталь используется для изготовления вкладышей дизельных и карбюраторных двигателей. Применение катаных биметаллических полос позволяет значительно упростить и удешевить производство вкладышей по сравнению с их изготовлением индивидуальной заливкой. Особенно эффективно применение биметаллических полос и лент при крупносерийном производстве, когда можно полностью механизировать и даже автоматизировать процесс изготовления вкладышей [64, 177, 189].

Алюминиевые антифрикционные сплавы плакируют на сталь путем прокатки. Литейный способ получения биметалла здесь не может быть использован из-за образования хрупких пограничных прослоек интерметаллидов, которые способствуют отслоению алюминиевого сплава от стали при штамповке вкладышей.

Катаные биметаллические полосы алюминиевые антифрикционные сплавы — сталь начали выпускать с 1953 г., когда в США была разработана технология и освоено производство биметалла «сталь—сплав SAE781 (Морен 400)» и «сталь—сплав Alcoa XB80». В последующие годы производство биметаллических полос с алюминиевыми антифрикционными сплавами как I, так и II группы было организовано в СССР, ФРГ и Англии (табл. 19). В настоящее время в СССР крупнотоннажное производство биметаллического проката алюминиевые антифрикционные сплавы — сталь освоено на ряде заводов metallurgической, автомобильной и тракторной промышленности. По ГОСТ 14113—69 для плакирования на сталь предназначаются сплавы АСМ, АН2,5, АО9-1 и АО20-1. Осваивается также производство биметалла со сплавом типа ASII.

Как показывает многолетняя практика применения подшипниковых вкладышей из катаных биметаллических полос, успешная их работа возможна только при обеспечении высокого качества проката. Особенно важно гарантировать прочность соединения слоев в биметалле, так как наличие несплошностей способствует ускоренному усталостному разрушению слоя антифрикционного сплава при работе и выходу подшипника из строя. По данным Ю. Я. Зильберга [93], для вкладышей со сплавом АСМ ресурс работы составлял 200—500 ч при 30—40% сплошности сцепления сплава со сталью, до 1000 ч — при сплошности 50—60% и 2000—3000 ч — при сплошности 80% и выше.

Определенное значение имеет структура сплава в биметаллической полосе. Крупные включения второй фазы, как правило, отрицательно влияют на усталостную прочность сплава.

Для обеспечения хорошего теплоотвода от подшипника необходимо иметь прилегание вкладыша к постели на 80—90%. Это

Таблица 19

Страна	Марка антифрикционного сплава	Содержание легирующих элементов в антифрикционном сплаве	Толщина биметаллической полосы, мк
СССР	АСМ АН2,5 АО20-1 АО9-1	По ГОСТ 14113-69	2,2-6,6 Менее 6,6 1,6-8,65 3,20-8,65
США	SAE781 (Морен 400) SAE782 SAE780 (XB80S)	— 2,7-3,5% Cd, 0,7-1,3% Cu, 0,7-1,3 Ni —	— — —
ФРГ	KS13 KS411 KS411B KS630 KS801 KS980 KS981	0,2% Pb, 1,0% Sb, 1,2% Mn, 1,2% Fe, 0,3% Ti 1% Sb, 1,1% Fe, 0,5% Ni, 0,5% Cr, 1,2% Mn, 0,3% Ti 4,4% Cd, 0,8% Pb, 1,6% Cu, 2,0% Zn 5,0% Sn, 1% Pb, 1% Ni 6,0% Sn 1,2% Sn	— — — — — — —
Англия	AS15 AS11	17-23% Sn, 0,7-1,3% Cu 5,5-7% Sn, 0,7-1,3% Cu, до 0,2% Ti, 0,7-1,3% Ni	1,56-12,7 1,66-12,7

Примечание. В таблице не указаны сплавы, которые не вошли в стандарты.

предъявляет повышенные требования к геометрии отштампованных вкладыша, а следовательно, и к точности размеров биметаллической полосы, из которой он штампуется. Кроме того, необходимо точное соотношение толщин слоев в полосе. А для сохранения заданного натяга вкладыша в подшипнике нужно, чтобы стальная основа в биметалле обладала достаточной релаксационной стойкостью.

Все эти требования к качеству биметаллов алюминиевые антифрикционные сплавы — сталь в той или иной мере учитываются при разработке технологических процессов производства и при выборе соответствующего технологического оборудования.

За истекшие 20 лет предложено около десятка технологических процессов производства биметаллов с алюминиевыми антифрикционными сплавами [189, 64, 12, 109, 15, 253], довольно подробно описанных в литературе. Некоторые из них применялись лишь для опытного производства, другие были заменены более совершенными.

Биметаллические полосы с алюминиевыми антифрикционными сплавами получают путем плакирования сплава на сталь в процессе холодной прокатки пакета с большой степенью обжатия за проход (до 50%). Холодная деформация металла при большом обжатии связана с высокими энергосиловыми затратами и необходимостью применения мощного прокатного оборудования. Но при этом способе можно с достаточной точностью учесть неравномерность послойной деформации и обеспечить заданное соотношение слоев в биметалле. Кроме того, максимально упрощается весь технологический процесс производства биметалла.

Для получения биметаллов с алюминиевыми сплавами, имеющими легкоплавкую составляющую (например, с алюминиево-оловянными сплавами), холодная прокатка является наиболее приемлемой из-за наличия оловянной фазы, которая плавится при температуре 228,3° С. Дополнительным доводом в пользу холодной прокатки служит и то обстоятельство, что при температурах выше 200-220° С необходимо принимать меры для защиты стали от окисления, так как образующаяся на ее поверхности окисная пленка ухудшает сварку слоев при прокатке биметалла. Кроме того, в интервале температур 250-400° С уменьшается вязкость малоуглеродистой стали, которая обычно используется для изготовления биметалла (явление синеломкости). Это приводит к разрушению стали при деформации в процессе плакировочной прокатки.

Для предотвращения отрицательного влияния структурных составляющих алюминиевых антифрикционных сплавов на прочность их соединения со сталью в процессе плакировочной прокатки сварку слоев ведут через подслой чистого алюминия или малолегированного алюминиевого сплава. Алюминиевый подслой, легко свариваясь как со сталью, так и со сплавом, гарантирует надежное соединение слоев в биметаллической полосе. Лучше всего наносить алюминиевый подслой на заготовку антифрикционного сплава. В этом случае можно дать максимальную вытяжку металлу при прокатке, обеспечивая тем самым надежное соединение сплава с алюминиевым подслоем при наименьших затратах на подготовку соединяемых поверхностей.

Получение заданного соотношения слоев в биметалле в значительной степени зависит от качества исходных заготовок. Для получения биметалла высокого качества применяют калибрование заготовки с минимальным разбросом прочностных свойств. Стальная заготовка должна быть хорошо отожжена, чтобы обеспечить достаточную пластичность биметалла при штамповке вкладыша.

Весьма большие обжатия при холодном плакировании предварительно алюминированного сплава на сталь, а также потребность в биметалле значительной толщины и необходимость дополнительной калибровочной прокатки биметаллической полосы с целью обеспечения точных размеров по толщине не позволяют применить наиболее прогрессивный способ рулонной прокатки для получения большинства типоразмеров биметаллического

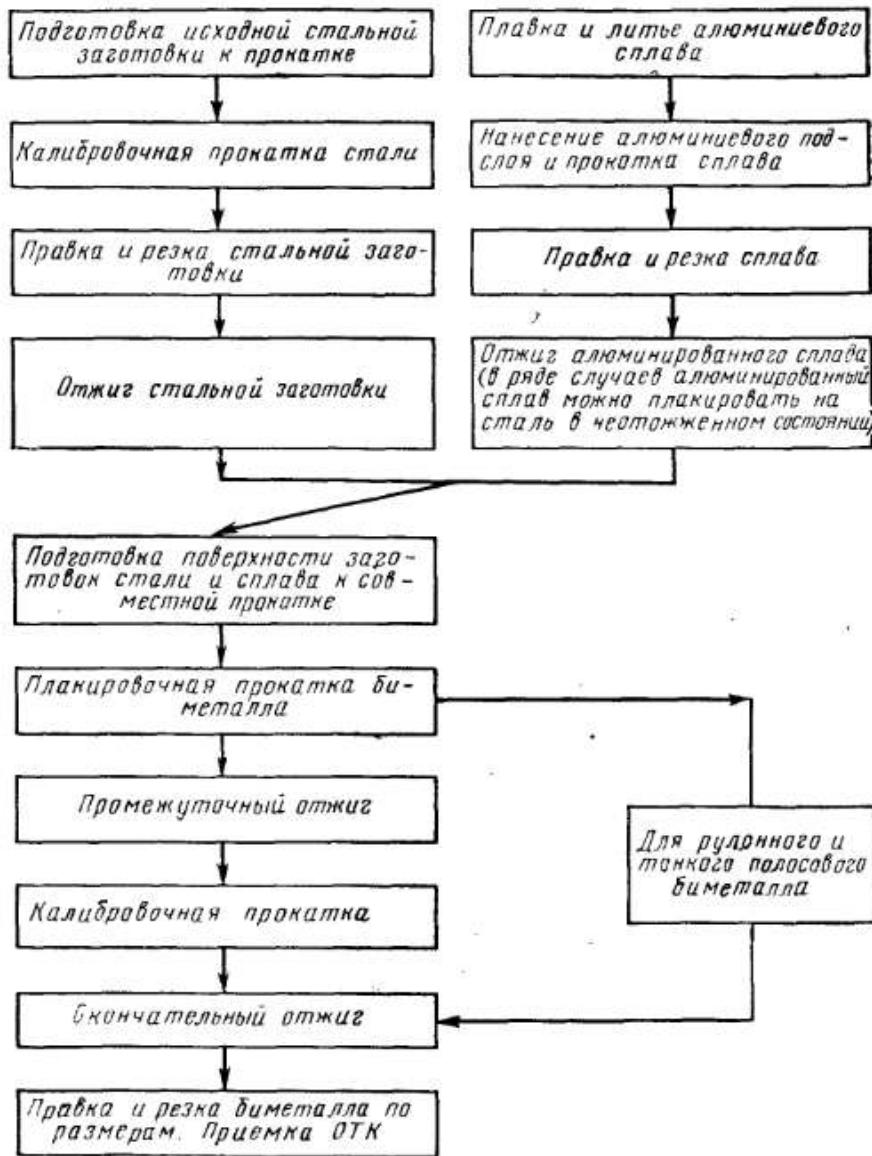


Рис. 26. Схема технологического процесса изготовления биметаллических полос

проката с алюминиевыми антифрикционными сплавами. Как показывает практика производства, в рулоне может быть получен биметалл толщиной до 3,0—3,5 мм. Более толстый биметалл удобнее получать в виде полосового проката.

Приципиальная схема технологического процесса современного крупнотоннажного производства биметаллического проката

алюминиевые антифрикционные сплавы — сталь представлена на рис. 26. В ряде случаев алюминированный сплав может плакироваться на сталь в неотожженном состоянии.

С незначительными изменениями эта технологическая схема применяется в настоящее время для производства биметаллического проката с алюминиевыми антифрикционными сплавами как в нашей стране, так и за рубежом.

#### Особенности обработки давлением различных алюминиевых антифрикционных сплавов

Различие в строении алюминиевых сплавов I и II групп сказывается не только на их антифрикционных свойствах, но и на способности обрабатываться давлением. Как показывают результаты исследований механических свойств (рис. 27—30), сплавы АСМ и АН2,5 могут успешно обрабатываться в горячую. Их пластические характеристики и величина ударной вязкости достаточно высоки в интервале температур 400—550° С, соответствующем температурам горячей обработки технического алюминия и большинства его сплавов. Алюминиево-оловянные сплавы практически могут обрабатываться только вхолодную. При температурах, близких или превышающих температуру плавления оловянной составляющей сплавов (228,3° С), пластические характеристики, и особенно величина ударной вязкости, значительно снижаются, т. е. наблюдается явление горячеломкости [158].

На рис. 27—30 при испытании на статическое растяжение средняя скорость деформации  $1,1 \cdot 10^{-2}$  1/сек, диаметр образца 6 мм, расчетная длина 30 мм; образцы для испытания на ударную вязкость делались с надрезом по ГОСТ 9456—60.

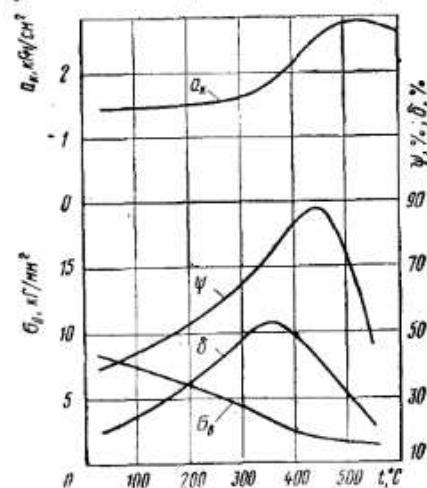


Рис. 27. Изменение механических свойств литого сплава АСМ в интервале температур 20—550° С

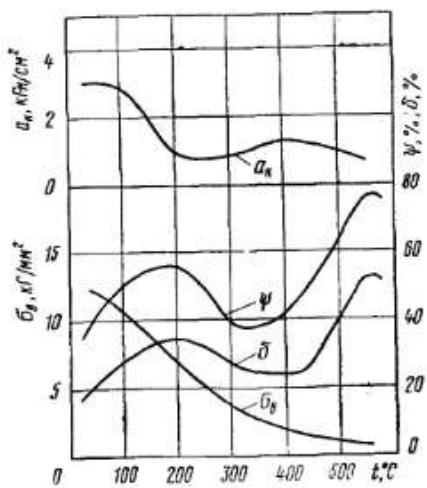


Рис. 28. Изменение механических свойств литого сплава АН2,5 в интервале температур 20—550° С

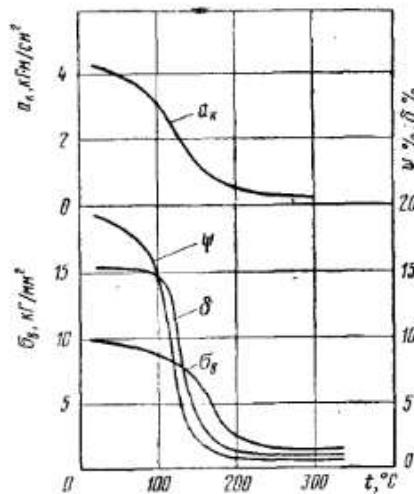


Рис. 29. Изменение механических свойств литого сплава АО9-1 в интервале температур 20–350° С

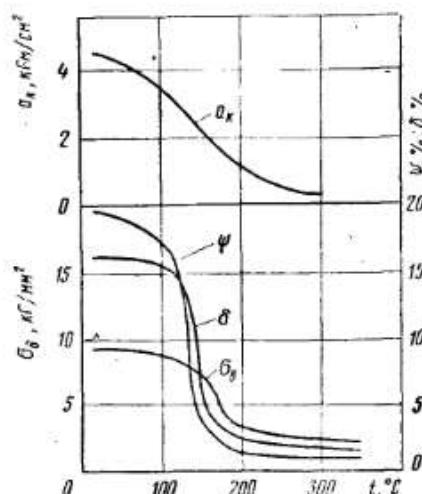


Рис. 30. Изменение механических свойств литого сплава АО20-1 в интервале температур 20–350° С

Неодинаковая способность алюминиевых антифрикционных сплавов к обработке давлением обуславливает существенные различия в технологии изготовления заготовок из сплавов разного состава.

### Плавка и литье алюминиевых антифрикционных сплавов

Процессы плавки и особенно литья заготовок из антифрикционных сплавов существенно отличаются от аналогичных процессов, применяемых в производстве других алюминиевых сплавов.

Плавку алюминиевых антифрикционных сплавов ведут в печах небольшой емкости. Вес плавки в отражательных мазутных печах, которые используются при изготовлении сплавов АСМ и АН2,5, составляет 3,0–3,8 т. Для плавки алюминиево-оловянных сплавов АО9-1 и АО20-1 применяют индукционные тигельные печи с емкостью тигля до 1,6 т. Интенсивное движение жидкого металла в тигле при индукционной плавке способствует получению однородного химического состава расплава, но приводит к замешиванию в металле окисной пленки и повышению газонасыщенности. Это предъявляет повышенные требования к рафинированию расплава. Обычно в индукционных печах металл плавят под слоем покровно-рафинирующего флюса, а перед разливкой проводят дополнительное рафинирование и модификацию расплава в электрическом миксере, где достигается и необходимая для разливки металла температура. В ряде случаев рафинирование и модификация полностью проводят непосредственно в печах, однако это снижает производительность печей.

Наиболее труден в приготовлении сплав АСМ, содержащий сравнительно большое количество тугоплавкой сурьмянистой составляющей AlSb [45]. Для растворения сурьмы расплав перегревают до 930° С, что резко увеличивает его способность к растворению газов, прежде всего водорода. Большая газонасыщенность расплава при этом получается из-за неблагоприятной печной атмосферы, в которой может содержаться много водяных паров, образующихся при горении необезвоженного мазута. А при взаимодействии алюминия с влагой насыщение водородом происходит особенно интенсивно [168].

Плавку сплава АСМ ведут под слоем покровно-рафинирующего флюса состава: 38% NaCl, 47% KCl, 15% Na<sub>3</sub>AlF<sub>6</sub>. При температуре 930° С расплав перемешивают под слоем флюса (6 кг на 1 т металла), после рафинирования снимают шлак, вновь покрывают флюсом, после чего начинают вводить сурьму. Когда сурьма полностью растворится, в расплав вводят магний. Чтобы сурьмянистая составляющая не осаждалась на дно ванны (ликвация по удельному весу), металл перемешивают через каждые 10 мин. После разливки половины сплава его вновь покрывают флюсом и проводят рафинирование со снятием шлака.

Плавка остальных алюминиевых антифрикционных сплавов существенных затруднений не вызывает. Добавки тугоплавких легирующих элементов, как правило, вводят в виде лигатур, что дает возможность проводить плавку при температуре до 800° С. Это способствует меньшей загазованности расплава, так как растворимость водорода в алюминии резко возрастает при температуре выше 800° С. Перед разливкой сплавы обязательно рафинируют и модифицируют, причем рафинирование проводят либо с помощью указанного покровно-рафинирующего флюса, либо с помощью дегазирующих таблеток, содержащих гексахлорэтан и фторититан калия.

Гексахлорэтан C<sub>2</sub>Cl<sub>6</sub> является органическим веществом белого цвета. Его плотность 2,09 г/см<sup>3</sup>, температура возгонки 185,5° С. По своей дегазирующей способности он сравним с хлором. Кроме того, гексахлорэтан дешев и негигроскопичен. Рафинирование расплава гексахлорэтаном лучше проводить в несколько приемов при температуре 730–750° С, так как крупные и быстро вспывающие пузырьки образующегося тетрахлорэтилена снижают эффект рафинирования [7].

Сильное дегазирующее и рафинирующее, а также модифицирующее действие оказывает фторититан калия (K<sub>2</sub>TiF<sub>6</sub>). Восстановленный из соли титан переходит в расплав и измельчает зерно в слитке, оказывая тем самым модифицирующее воздействие. Образуя с водородом гидриды, титан дегазирует расплав, а получающиеся в результате распада K<sub>2</sub>TiF<sub>6</sub> пузырьки фтористого алюминия AlF<sub>3</sub> всплывают и действуют подобно пузырькам аргона, продувка которым считается одним из лучших способов очистки алюминиевых расплавов. Совместная обработка расплавов алюминиевых антифрикционных сплавов фторититаном

калия и гексахлорэтаном является наиболее эффективным методом адсорбционного рафинирования.

Весьма осторожно надо вводить в шихту отходы прокатного и литейного производства. Крупные отходы литейного передела добавляют непосредственно в шихту, состоящую из первичных металлов. Также можно добавлять непосредственно к первичным материалам крупные отходы, получающиеся при прокатке сплавов, но их следует непременно промывать в бензине с последующей сушкой. Стружку и мелкие отходы прокатного производства лучше переплавлять с разливкой в изложницы и лишь в таком виде добавлять в шихту. Количество отходов в шихте не должно превышать 30%. Как видно из табл. 20, пластические свойства сплава АО20-1 с увеличением содержания отходов в шихте ухудшаются, причем это ухудшение особенно заметно для сплава, изготовленного полностью из отходов.

Качество дегазации металла определяют при помощи вакуумной пробы. Если дегазация прошла хорошо, то поверхность затвердевшей в вакууме ( $5 \cdot 10^{-3}$  мм рт. ст.) пробы остается плоской, без следов выхода газовых пузырей. В этом случае сплав можно разливать. Если же поверхность застывшей пробы выпуклая или на ней появились многочисленные пузыри, то расплав дополнительно рафинируют, вновь делают вакуумную пробу и разливают только после получения положительного результата.

Особенно важно контролировать качество дегазации расплава, когда плавка ведется в печи с новой футеровкой, или после продолжительного простоя, так как влага непросушенной футеровки может стать источником насыщения сплава водородом. Если в сплаве имеются легирующие компоненты, склонные к образованию гидридов (например, титан в алюминиево-оловянных сплавах), то нужно учитывать возможность внесения водорода в расплав с лигатурами, содержащими такие компоненты. Лигатура алюминий — титан (3% Ti) при небрежном приготовлении содержит до 30 см<sup>3</sup> (на 100 г) водорода [7], который попадает в нее при образовании и последующем распаде гидрида титана. Поэтому на качество лигатуры также следует обращать серьезное внимание. Все исходные шихтовые материалы, гигроскопичные составляющие флюсов (хлористые соли) перед плавкой должны быть просушенны или обезвожены прокаливанием.

Качество материала значительно зависит и от условий литья. Отливка алюминиевых антифрикционных сплавов осуществляется прогрессивными способами полунепрерывного (ПН) и непрерывного (Н) литья, обеспечивающими получение высококачественных заготовок. По сравнению с литьем этих сплавов в кокиль способ ПН-лития позволяет получить примерно в 1,5 раза более высокие значения пластических свойств, а также увеличение ударной вязкости (табл. 21).

Выбор конкретного способа литья и размеров литой заготовки тесно связан с последующей схемой обработки сплава. Сплавы I группы хорошо поддаются горячей обработке и

Таблица 20

Состав шихты	Содержание элементов, %						Преломленный светопропускатель $\sigma_{\text{V}}$ , кГ/м²	Преломленный светопропускатель $\sigma_{\text{T}}$ , кГ/м²	Относительное удлинение $\delta_s$ , %	Относительное сужение $\phi_s$ , %	Ударная вязкость $a_K$ , кГ/м²	
	Sn	Cu	Ti	Fe	Si	Zn	Al					
Чушкиовый металл . . . . .	18,5	0,88	0,062	0,20	0,24	0,13	Остальное	11,5	9,7	20,9	33,9	4,46
50% чушкиового металла, 50% отходов прокатного и литейного производства . . . . .	19,3	0,93	0,068	0,23	0,27	0,20	То же	12,3	10,1	18,0	28,1	4,47
100% отходов . . . . .	19,0	0,79	0,056	0,26	0,21	0,16	—	11,7	10,0	16,3	26,3	3,75

\* При испытании на статическое растяжение: диаметр образца — 6 мм, длина расчетной части — 30 мм, скорость деформации — 6,7·10<sup>-3</sup> 1/сек.

\*\* Образцы с надрезом.

Таблица 21

Условия литья	Содержание легирующих элементов, %			Преломленный светопропускатель $\sigma_{\text{V}}$ , кГ/м²	Преломленный светопропускатель $\sigma_{\text{T}}$ , кГ/м²	Относительное удлинение $\delta_s$ , %	Относительное сужение $\phi_s$ , %	Ударная вязкость $a_K$ , кГ/м²	Твердость HB (ИРИ 10/1000/60), кГ/м²	
	Sn	Cu	Ti							
Чугунная изложница 18×150×340 мм, нагретая до 180° С	20,9	0,76	0,03	8,7	—	—	12,6	17,5	3,1	26,5
Чугунная изложница 14×120×200 мм, холодная	20,2	0,92	0,08	11,0	—	—	16,3	21,5	8,6	28,7
Кристаллизатор 45×120 мм с подачей воды на слоток (скорость литья 21 см/мин)	19,0	0,85	0,06	12,5	9,0	20,5	31,4	9,2	33,1	33,1

\* При испытании на статическое растяжение скорость деформации 1·10<sup>-2</sup> 1/сек., диаметр образца 6 мм, расчетная длина 30 мм.

\*\* Образцы с надрезом.

в процессе горячей прокатки плакируются алюминиевыми плашетами. Поэтому они отливаются способом ПН-лития в слитки толщиной 135—190 мм. Ширина слитков выбирается с учетом размеров раскатных рольгангов (на стане слитки прокатываются поперек направления литья) и не превышает 540 мм. Длина слитков определяется глубиной опускания поддона на машине ПН-лития и доходит до 4—5 м. Слитки из сплава ACM, который по существу единственный из сплавов I группы изготавливается в промышленных масштабах, отливают по следующим режимам.

Температура литья (температура металла в подводящем желобе)	890—930° С
Размеры кристаллизатора:	
сечение . . . . .	190×540 мм
высота . . . . .	135 мм
Подача воды на слиток . . . . .	По периметру кристаллизатора под углом 18—22° к поверхности слитка
Материал кристаллизатора . . . . .	Алюминиевый сплав типа силумин
Скорость литья (скорость опускания поддона)	4,6 м/ч
Расход воды . . . . .	800—1200 л/мин
Технологическая смазка . . . . .	Масло „Вапор Т“
Подача металла в кристаллизатор . . . . .	Через летку по желобу
Количество одновременно отливаемых слитков . . . . .	2 шт.

Как показала практика производства, выбранная скорость литья слитков сплава ACM гарантирует отсутствие горячих трещин. Для предотвращения попадания шлаковых включений в слиток применяют шлакоуловители, которые устанавливают на желобе или непосредственно в кристаллизаторе. Уменьшению ликвации сурьмянистой составляющей по сечению слитков способствует небольшая высота кристаллизатора и интенсивное вторичное охлаждение слитка.

Неравномерность содержания сурьмы по длине слитка устраняется за счет того, что во время литья металл в печи часто перемешивается. Образование ликвационных наплывов стараются уменьшить за счет тщательной зачистки и смазки кристаллизатора. При соблюдении технологических параметров плавки и литья удается получать слитки сплава ACM, которые можно плакировать алюминиевыми плашетами без предварительной фрезеровки поверхности. Под прокатку слитки разрезают на заготовки длиной 850 мм, весом 250 кг.

В отличие от сплавов I группы сплавы II группы, которые обрабатываются вхолодную, целесообразно иметь в виде слитков сравнительно небольшой толщины. Выбор конкретных размеров слитка связан также и со способом нанесения алюминиевого подслоя на антифрикционный сплав. Следует учитывать и обеспечение приемлемой производительности при дальнейшей обработке литых заготовок.

В настоящее время основную массу антифрикционных алюминиево-оловянных сплавов отливают на установках непрерывного литья горизонтального типа с графитовым кристаллизатором.

По своему устройству эти установки аналогичны установкам горизонтального литья, на которых изготавливают токопроводящие алюминиевые шины для электропромышленности [57]. Жидкий сплав попеременно из двух плавильных печей (чтобы обеспечить постоянное поступление металла) подается по выложенным маринитом желобам в распределительное устройство. Это устройство представляет собой стальную коробку, футерованную огнеупорным кирпичом и маринитом, которая имеет два или три выпускных отверстия с регуляторами расхода металла.

Через выпускные отверстия металл при температуре около 750° С поступает в приемный ковш, соприкасающийся с опорной маринитовой плитой, в которую вставлен графитовый кристаллизатор. Ковш также футерован маринитом и снабжен термопарой для замера температуры разливающегося металла. Количество расплава, поступающего в каждый ковш, может изменяться от 113 до 226 кг/ч, что обеспечивает требуемую подачу сплава в кристаллизатор и постоянный напор металла в ковше. Толщина отливаемой заготовки 25—40 мм, ширина 165, 203, 228 или 241 мм.

В начале литья выходное отверстие кристаллизатора закрыто стальной затравкой. При литье затравка, а затем и слиток вытягиваются прорезиненными роликами диаметром 177 мм, линейная скорость которых может регулироваться от 0 до 24 м/ч. Обычно скорость литья равна 11,0—12,5 м/ч, она увеличивается с уменьшением ширины заготовки.

Охлаждающая вода подается на кристаллизатор снизу и сверху струями под давлением до 4—5 кГ/см<sup>2</sup>. Вторично охлаждающая вода подается сверху непосредственно на сплав, а снизу — на стальную плиту размером 50×300×1400 мм, которая служит опорой для отливаемой заготовки и установлена на уровне нижнего тяущего ролика. Расход воды составляет 3000—4000 л/мин (больше для широкой полосы). Вода стекает в бак и по циркуляционному трубопроводу вновь подается в систему охлаждения. В системе подачи воды установлены водяные и масляные фильтры, мембранный регулятор давления и манометр.

После охлаждения слиток разрезается с помощью передвижной пилы на заготовки длиной 840 мм, весом 11—16 кг.

При литье алюминия и его сплавов в графитовый кристаллизатор хорошее качество поверхности слитка получается лишь на длине первых нескольких метров. В дальнейшем качество поверхности ухудшается — появляются трещины, что связано с образованием на графите белого налета вследствие шарообразования [6]. Улучшить качество поверхности можно смазыванием

криSTALLизатора. При литье алюминиево-оловянных сплавов применяют смазку следующего состава: 4 части (по объему) графитового порошка с размером частиц менее 0,05 мм и 1 часть минерального шпиндельного масла по ГОСТ 1707—51. Высокие требования предъявляются к чистоте рабочей поверхности кристаллизатора.

В процессе литья на установке непрерывного типа постоянно контролируются все основные параметры литья: температура металла, скорость литья, количество подаваемой на охлаждение воды. Это позволяет регулировать процесс и способствует получению качественной заготовки. Благодаря небольшой толщине слитка, а также интенсивному охлаждению заготовки, полученные на установке непрерывного литья, имеют мелкозернистую структуру. Практически здесь нет ликваций олова по сечению слитка.

Алюминиево-оловянные сплавы отливают также и полунепрерывным способом в кристаллизаторы сечением 70×300 и 100×450 мм.

При разработке технологии ПН-лития алюминиево-оловянных сплавов возникли существенные затруднения, связанные с большой склонностью этих сплавов к налипанию на стенки медных и алюминиевых кристаллизаторов и к появлению горячих трещин в слитках. Налипание не происходит при литье в медные хромированные кристаллизаторы с использованием в качестве смазки касторового масла. Основное влияние на появление горячих трещин в слитках оказывают скорость литья, условия охлаждения слитка, способ подачи металла в кристаллизатор и температура расплава.

При ПН-литии сплавов АО20-1 и АО9-1 величина скорости литья, при которой не появляются горячие трещины, существенно зависит от сечения слитка. Для слитка сечением 40×120 мм она равна 12 м/ч, 70×300 мм — 6 м/ч, 100×450 мм — 3,5 м/ч. Следует отметить, что эти скорости определены при следующих условиях. Слиток 40×120 мм отливали в кристаллизатор высотой 105 мм с равномерной подачей охлаждающей воды по периметру слитка, металл поступал одной струей в центр кристаллизатора. Слитки сечением 70×300 и 100×450 мм отливали в кристаллизаторы высотой соответственно 150 и 180 мм. При этом была обеспечена предпочтительная подача воды на широкие плоскости слитка, а металл в кристаллизатор подавался двумя струями (через распределительную воронку). Температура расплава не превышала 750° С.

При литье слитков больших размеров с подачей металла в кристаллизатор по центру одной струей опасность возникновения горячих трещин возрастает. Подобное же явление наблюдается при предпочтительном охлаждении слитка по торцу (при равномерной подаче охлаждающей воды по периметру слитка) и перегреве металла.

В промышленном производстве слитки алюминиево-оловянных сплавов отливают при следующих режимах:

Температура литья (металла в подводящем желобе)	700—720° С
Размеры кристаллизатора:	
сечение	70×300 и 100×450 мм
высота	150 и 180 мм
Направление подачи воды на слиток	Под углом 18—22° к поверхности с преимущественной подачей на широкие плоскости
Материал кристаллизатора	Медь с хромированной рабочей поверхностью
Скорость литья (опускания поддона):	
для слитка 70×300 мм	5,0—5,5 м/ч
100×450 мм	2,6—3,0 м/ч
Расход воды на охлаждение:	
слитка 70×300 мм	250—350 л/мин
100×450 мм	550—670
Технологическая смазка	Касторовое масло
Подача металла в кристаллизатор	Двумя струями через распределительную воронку
Количество одновременно отливаемых слитков	2 шт.

Слитки отливаются длиной до 2,5—3,0 м; под прокатку их разрезают на заготовки длиной 700—1500 мм, весом около 100 кг. Применение способа ПН-лития позволяет отливать слитки сплава, плакированные алюминиевыми планшетами. Планшеты устанавливаются по широким граням кристаллизатора и постепенно, протягиваясь через него, заливаются сплавом. Таким образом, исключаются операции по нанесению алюминиевого подслоя на сплав в процессе его дальнейшей обработки.

Слитки алюминиево-оловянных сплавов, полученные способом ПН-лития, практически не имеют ликваций компонентов по сечению и длине слитка. Если широкие плоскости слитка не покрываются алюминиевыми планшетами, то на них могут образоваться ликвационные наплыты, которые необходимо сферезировать.

### Прокатка алюминированной заготовки и плакирование ее на сталь

Большинство технологических процессов производства биметаллов с алюминиевыми антифрикционными сплавами предусматривает нанесение алюминиевого подслоя на сплав при их совместной прокатке. Таким образом, обеспечивается надежная сварка алюминиевого подслоя со сплавом, прорабатывается литая структура сплава и достигаются свойства, благоприятные с точки зрения последующего плакирования на сталь. Эти качества обеспечиваются и при прокатке слитков, у которых алюминиевая плакировка была нанесена до прокатки (например, при литье или сварке взрывом).

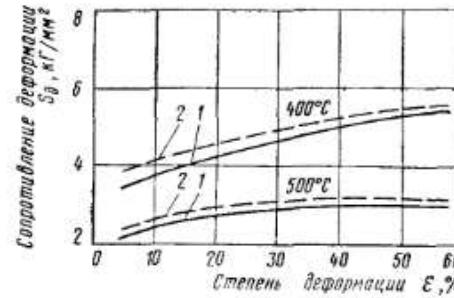


Рис. 31. Изменение сопротивления деформированию сплава АСМ (кривые 1) и алюминия (кривые 2) в зависимости от температуры горячей прокатки (скорость деформации 8 1/сек)

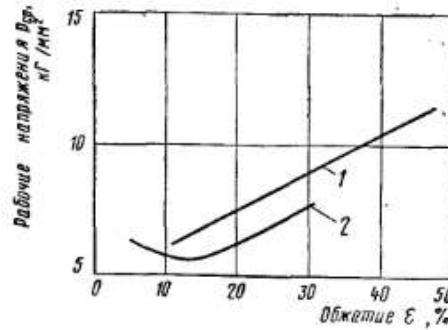


Рис. 32. Изменение рабочих напряжений при горячей прокатке сплава АСМ (стан Дуо 300, валки — чугунные, смазка — керосин, скорость прокатки — 0,5 м/сек, температура прокатки — 500°C): 1 — горячекатаного сплава толщиной 10 мм; 2 — литого сплава толщиной 18 мм

с максимально возможной деформацией, когда происходит привар алюминиевого планшета к сплаву.

Технологический процесс прокатки алюминированной заготовки сплава АСМ осуществляется следующим образом. Обезжиренные авиационным бензином слитки размером 190×850×540 мм заворачивают в отожженные алюминиевые (марка не ниже А6 ГОСТ 11069—64) планшеты размером 3×860×1500 мм также обезжиренные. Ширина планшета на 10 мм превышает ширину слитка, что предохраняет при прокатке от попадания смазки между планшетом и слитком. Длина планшета 1500 мм выбрана с учетом неравномерности деформации слоев и обеспечивает полное покрытие алюминием поверхности сплава.

Слитки с планшетами нагревают до 450—540°С и прокатывают на стане Дуо 650 (валки — чугунные, профиль рабочей части

Сравнительно несложен процесс горячей прокатки при алюминировании заготовок сплавов I группы. Он несколько отличается от прокатки обычных промышленных алюминиевых сплавов с планшетами из чистого алюминия из-за того, что при температурах горячей прокатки алюминиевые антифрикционные сплавы (например, сплав АСМ) по сопротивлению деформированию мало отличаются от чистого алюминия (рис. 31). Поскольку деформация планшета затруднена из-за воздействия сил трения на контактной поверхности с валками, то в процессе плакирующей прокатки алюминиевый планшет деформируется меньше, чем слиток сплава. Толщина планшета невелика (2,5—3,0 мм), поэтому его обертывают вокруг слитка.

Чем выше рабочие напряжения при плакировочной прокатке, тем при меньших обжатиях можно получить качественную сварку слоев. Рабочие напряжения при горячей прокатке сплава АСМ небольшие (рис. 32), поэтому необходимо вести плакировочную прокатку

валков — выемка 0,25 мм, скорость прокатки — 1,6 м/сек) по схеме: 196—147—108—77—47—29—18—12<sup>+0,5</sup>—9<sup>+0,5</sup>—7<sup>+0,5</sup> мм.

Первые три прохода (прокатку слитков ведут поперек направления литья) производят без подачи эмульсии, на последующих проходах эмульсия подается на оба валка (состав эмульсии: 0,5—1,5% смазки СП-3 по ГОСТ 5702—51, остальное вода).

Планшет приваривается на втором проходе, а затем сплав с алюминиевой плакировкой деформируется как одно целое. Обжатие в первом проходе лимитируется условиями захвата металла валками и максимально допустимым давлением металла на валки (500 Т). Следует отметить, что из-за обертывания слитка планшетом на переднем конце полосы толщина плакировки получается значительно большей и этот конец приходится отрезать.

Прокатанный до толщины 7—12 мм алюминированный сплав АСМ разрезается на карты длиной 510—635 мм (ширина карты достигает 875 мм), которые прокатывают вхолодную поперек направления горячей прокатки до толщины 3,15—6,50 мм (суммарное обжатие 55—45%). Прокатку проводят на стане Дуо 650 (валки чугунные, профиль валков — «горбик», скорость прокатки 0,5 м/сек). При прокатке используют твердую технологическую смазку, состоящую из парафина (60%), вазелина (30%), стеарина и технического сала (по 5%).

Процесс холодной прокатки ведется таким образом, чтобы металл, прокатываемый до конечной толщины за 4—6 проходов, в основном обжимался за первые 2—3 прохода, а остальные являлись бы калибровочными. Это позволяет получить более точные размеры проката с допуском на толщину не более 0,2 мм. При первом, наиболее нагруженном проходе давление металла на валки достигает 380—480 Т. В процессе холодной прокатки металл нагартовывается (рис. 33), поэтому после правки и резки карточки алюминированного сплава АСМ отжигают при 320°С в течение 4 ч.

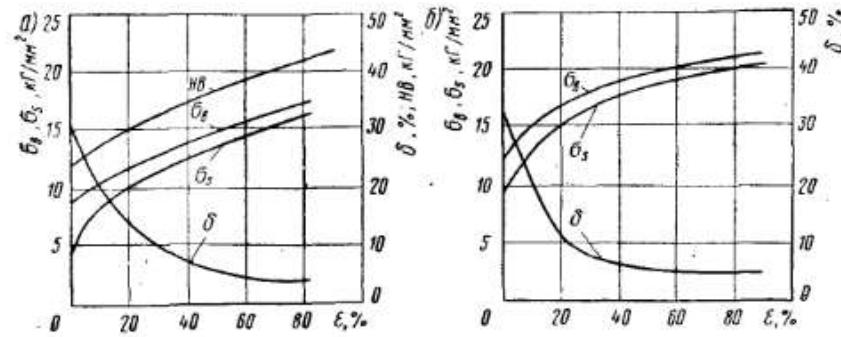


Рис. 33. Влияние наклепа на механические свойства прокатанных и отожженных сплавов АСМ (а) и АН2,5 (б)

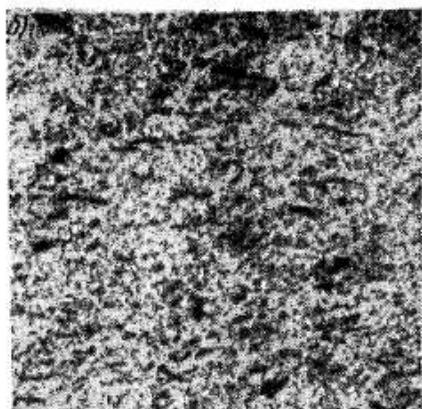
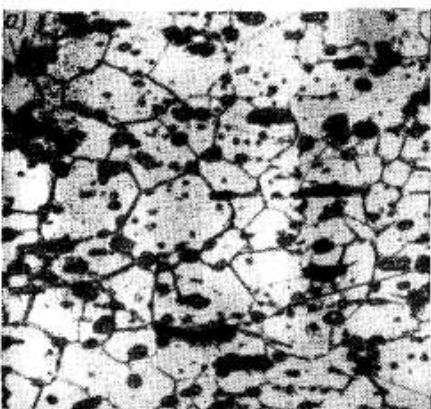


Рис. 34. Микроструктура сплавов ACM (а) и AH2,5 (б) после прокатки и отжига. Травитель — реактив Келлера,  $\times 340$

Горячая и холодная прокатка с суммарным обжатием не менее 96,5% и последующий рекристаллизационный отжиг позволяют полностью проработать исходную структуру сплава ACM. При этом кристаллы химического соединения AlSb в обработанном сплаве приобретают вид сравнительно мелких включений, равномерно распределенных по всему объему (рис. 34). Толщина алюминиевого подслоя в карточках сплава ACM составляет 0,05—0,15 мм. Граница раздела между сплавом и алюминиевой плакировкой практически отсутствует. Как при комнатной, так и при повышенной температуре обработанный сплав имеет более высокие пластические свойства и ударную вязкость по сравнению с литым сплавом (рис. 35, а).

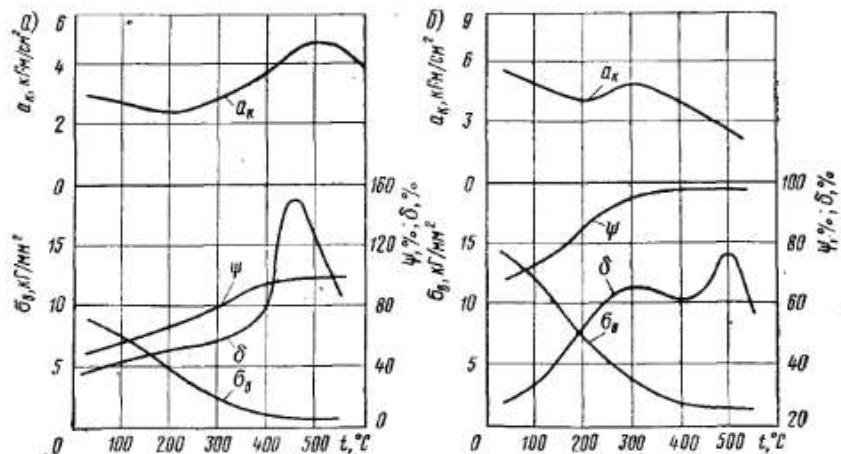


Рис. 35. Изменение механических свойств прокатанных и отожженных сплавов ACM (а) и AH2,5 (б) в интервале температур 20—550° С (условия испытания см. к рис. 27)

По такой же технологии могут быть получены и алюминированные заготовки сплава AH2,5. При прокатке и отжиге исходная литая структура сплава, состоящая в основном из алюминиево-никелевой эвтектики и включений интерметаллида Al<sub>3</sub>Ni, приобретает вид равноосных зерен слаболегированного твердого раствора на основе алюминия с мелкими, равномерно распределенными включениями Al<sub>3</sub>Ni (см. рис. 34, б). Обработанный сплав AH2,5 обладает более высокими пластическими свойствами и ударной вязкостью, чем литой (табл. 22, рис. 35, б).

Таблица 22

Механические свойства	Сплав ACM*		Сплав AH2,5*	
	литой	обработанный	литой	обработанный
Твердость HB, кГ/мм <sup>2</sup>	24—28	23,5—25,0	31,9—34,3	32,4—36,1
Предел прочности $\sigma_0$ , кГ/мм <sup>2</sup>	8,0—8,5	8,5—9,5	11,5—12,5	11,6—14,8
Предел текучести $\sigma_t$ , кГ/мм <sup>2</sup>	3,6—4,3	3,8—4,6	4,3—5,6	7,2—9,1
Относительное удлинение $\delta^{**}$ , %	12,0—18,9	30,0—38,5	15,6—23,9	28,9—31,0
Относительное сужение $\psi$ , %	22,5—28,4	45,4—52,3	27,5—33,5	58,0—62,5
Ударная вязкость $a_k^{***}$ , кГ/см <sup>2</sup>	1,2—1,7	3,0—3,3	2,8—3,2	4,8—5,8

\* Литое состояние: сплав, отлитый в изложницу 20×120×250 мм, нагретую до 80° С. Обработанное состояние: сплав, прокатанный при 500° С с суммарным обжатием 75% и отожженный при 350° С (сплав ACM) или 400° С (сплав AH2,5) в течение 2 ч.

\*\* При статическом растяжении скорость деформации  $-1,1 \cdot 10^{-2}$  1/сек, диаметр образца — 6 мм, расчетная длина — 30 мм.

\*\*\* Образцы с надрезом.

В отличие от сплавов I группы для сплавов II группы операция нанесения алюминиевой плакировки является наиболее ответственной и наиболее сложной из всех технологических операций производства биметалла. Прежде всего это вызвано трудностью получения качественной сварки между сплавами II группы и алюминием из-за отрицательного влияния, которое оказывают легкоплавкие составляющие сплавов на их способность к образованию прочного сварного соединения с другими металлами. Наиболее подробно изучено отрицательное влияние оловянной составляющей сплава AO20-1 на его сварку с алюминием.

В работе [177] были установлены следующие основные свойства оловянной составляющей, проявляющиеся в процессе сварки сплава AO20-1 с алюминированной сталью при их совместной прокатке и отжиге:

— как при дисперсном распределении оловянной составляющей в сплаве (отожженный сплав), так и при распределении в виде

сетки (литой либо нагартованный сплав) по границе соединения сплава с алюминием образуется непрерывная пленка оловянной составляющей;

уменьшение размеров или толщины оловянной составляющей исходной карточки сплава (за счет легирования сплава титаном или предварительного наклена) способствует уменьшению толщины пограничной пленки и получению более прочного сцепления сплава с алюминием после плакировочной прокатки. Прочность сцепления алюминиево-оловянного сплава с алюминием после отжига биметаллической полосы тем меньше, чем толще была пограничная пленка оловянной составляющей в неотожженном биметалле. В процессе отжига оловянная составляющая как в сплаве, так и по границе соединения коагулирует, и матричная алюминиевая фаза сплава вступает в непосредственный контакт с алюминием;

повторная прокатка отожженной биметаллической полосы позволяет стабилизировать сцепление сплава с алюминием за счет схватывания алюминиевой матричной фазы сплава с алюминием. Повторный отжиг уже не оказывает отрицательного влияния на прочность сварного соединения, которая становится не менее прочности мягкого компонента биметалла, т. е. алюминия.

Следует отметить, что в ряде случаев (например, при предварительном обеднении поверхности алюминиево-оловянного сплава оловянной составляющей [189, 173]) в процессе плакировочной прокатки можно получить сварное соединение за счет непосредственной сварки алюминиевой составляющей сплава с алюминиевым подслоем. Значительного падения прочности соединения при отжиге не произойдет. Однако процесс обеднения поверхности алюминиево-оловянных сплавов оловом весьма сложен и его трудно контролировать. Поэтому в производстве подобные способы при изготовлении алюминированного сплава не применяются.

В настоящее время с учетом поведения оловянной составляющей при прокатке и отжиге алюминированной заготовки предложены два технологических способа получения такой заготовки.

Самым распространенным является способ, предусматривающий плакирование заготовки алюминием при совместной прокатке с большой суммарной деформацией. Этот способ лежит в основе производства биметаллов с алюминиево-оловянными сплавами по технологии, разработанной фирмой «Glacier Metal Co Ltd», которая также применяется и на наших заводах автотракторной промышленности.

Следует подчеркнуть, что для получения качественного соединения алюминия с алюминиево-оловянным сплавом при совместной прокатке, помимо тщательного обезжиривания и зачистки соединяемых поверхностей, необходимо обеспечить как можно большую деформацию металла до отжига. Чем больше вытяжка металла, тем тоньше получается пограничная пленка оловянной

составляющей между сплавом и алюминием, тем меньше она влияет на прочность сварного соединения при отжиге.

По технологии фирмы «Glacier Metal Co Ltd» предусмотрены два варианта плакирования алюминиево-оловянных сплавов алюминием.

Первый вариант применим при производстве алюминированной заготовки более пластичных алюминиево-оловянных сплавов типа АО20-1. Литую заготовку  $25,4 \times (163-241) \times 840$  мм, полученную способом непрерывного литья в графитовый кристаллизатор, отжигают при  $355^{\circ}\text{C}$  в течение 2 ч. При таком режиме отжига увеличивается вязкость сплава АО20-1, а следовательно, повышается его способность деформироваться без разрушения.

Отожженную заготовку тщательно фрезеруют со всех сторон до размеров  $19 \times (152-229) \times 840$  мм, чтобы удалить оловянную составляющую сплава, «выпотевшую» в процессе отжига, а затем обезжиривают в парах трихлорэтилена. После обезжиривания заготовку зачищают по широким плоскостям проволочными щетками и вкладывают в алюминиевые обкладки, которые также отжигают, обезжиривают в парах трихлорэтилена и зачищают (толщина обкладок 1,6 мм, ширина на 25 мм больше ширины заготовки сплава).

Пакеты прокатывают с толщины 22,2 мм, предусматривая обжатие в первом проходе 51%, во втором и третьем — по 30%, с последующей калибровкой полосы на толщину 0,85—2,24 мм за несколько проходов с небольшими обжатиями. Прокатанный металл режут по длине и ширине, обезжиривают, зачищают щетками и плакируют в неотожженном состоянии на сталь.

В готовом биметалле толщина алюминиево-оловянного сплава вместе с алюминиевой плакировкой составляет 0,50—1,25 мм, т. е. суммарная деформация сплава с алюминием составляет 94,5—97,5%. При такой большой суммарной деформации оловянная пленка по границе между сплавом и алюминием уже не оказывает отрицательного влияния при отжиге. После отжига при температуре  $355^{\circ}\text{C}$  прочность сцепления слоев в биметалле остается высокой (не менее прочности алюминиевого подслоя).

Второй вариант предназначен для получения алюминированной заготовки менее пластичного сплава АS11, который не может быть продеформирован с таким высоким суммарным обжатием, как сплав АО20-1. По этому варианту отожженной, обезжиренной и зачищенной алюминиевой лентой толщиной 0,4 мм плакируют прокатанную и отожженную заготовку сплава толщиной 7 мм, которая также предварительно обезжиривается и зачищается наждачной шкуркой по широким плоскостям.

Пакеты толщиной 7,8 мм из сплава АS11 и алюминия прокатывают с обжатием при первом проходе не менее чем на 51% и затем в несколько проходов до толщины 0,85—2,24 мм. Алюминированные заготовки плакируют на сталь в неотожженном состоянии и отжигают при  $355^{\circ}\text{C}$  в течение 2 ч только в биметалле, когда толщина антифрикционного слоя составляет 0,50—1,25 мм,

т. е. когда суммарная деформация при совместной прокатке алюминия со сплавом достигнет 84,5—94,5 %. При такой суммарной деформации пограничная пленка оловянной составляющей для сплава AS11, содержащего в три раза меньше олова, чем сплав AO20-1, становится настолько тонкой, что также не оказывает отрицательного влияния на прочность сварного соединения.

Существенным недостатком обоих вариантов получения алюминированных заготовок алюминиево-оловянных сплавов прокаткой является очень небольшой вес заготовок, что не позволяет механизировать процессы производства и обеспечить высокую производительность труда. Кроме того, велики отходы при фрезеровке и обрезке таких заготовок.

Попытки плакировать алюминием заготовки большего размера и веса пока не дали положительных результатов. При совместной прокатке гомогенизированных слитков сплава AO20-1, имевших после фрезеровки размер  $50 \times 270 \times 430$  мм, с алюминиевыми планшетами толщиной 4,2 мм удалось получить максимальную суммарную деформацию без растрескивания металла 65 %. После отжига при  $350^\circ\text{C}$  в течение 2 ч на полосах появлялись многочисленные отслоения плакировки в виде пузырей. Как показало исследование микроструктуры сварного соединения, в плакированных прокаткой крупногабаритных заготовках алюминий — сплав AO20-1 соединение сплава и алюминия предпочтительно происходит через достаточно толстую пленку оловянной составляющей (рис. 36). В процессе отжига по границе сварки на отдельных участках пленка утолщается, образуются микронеплошности, что и приводит к нарушению целостности сварного соединения. Таким образом, допустимая степень деформации при прокатке крупногабаритных заготовок алюминий — сплав AO20-1 недостаточна для снижения толщины пограничной пленки оловянной составляющей до такой величины, при которой не сказывалось бы ее влияние на прочность сварного соединения при отжиге. Это делает невозможным плакирование алюминием крупногабаритных заготовок даже такого пластичного сплава, как AO20-1.

С учетом этого был разработан другой технологический способ получения алюминированной заготовки алюминиево-оловянных сплавов. Он предусматривает нанесение алюминиевого планшета на сплав с помощью сварки взрывом<sup>1</sup>. В процессе сварки взрывом имеет место интенсивное пластическое течение поверхностных слоев соударяемых металлов, которое особенно проявляется при образовании волн в сварном шве. При сварке взрывом алюминия с алюминиево-оловянными сплавами (например, со сплавом AO20-1) это интенсивное течение способствует также утонению пограничной пленки оловянной составляющей. Дополнительная деформация сваренной взрывом заготовки на 50 % при прокатке в несколько проходов приводит к еще большему утонению

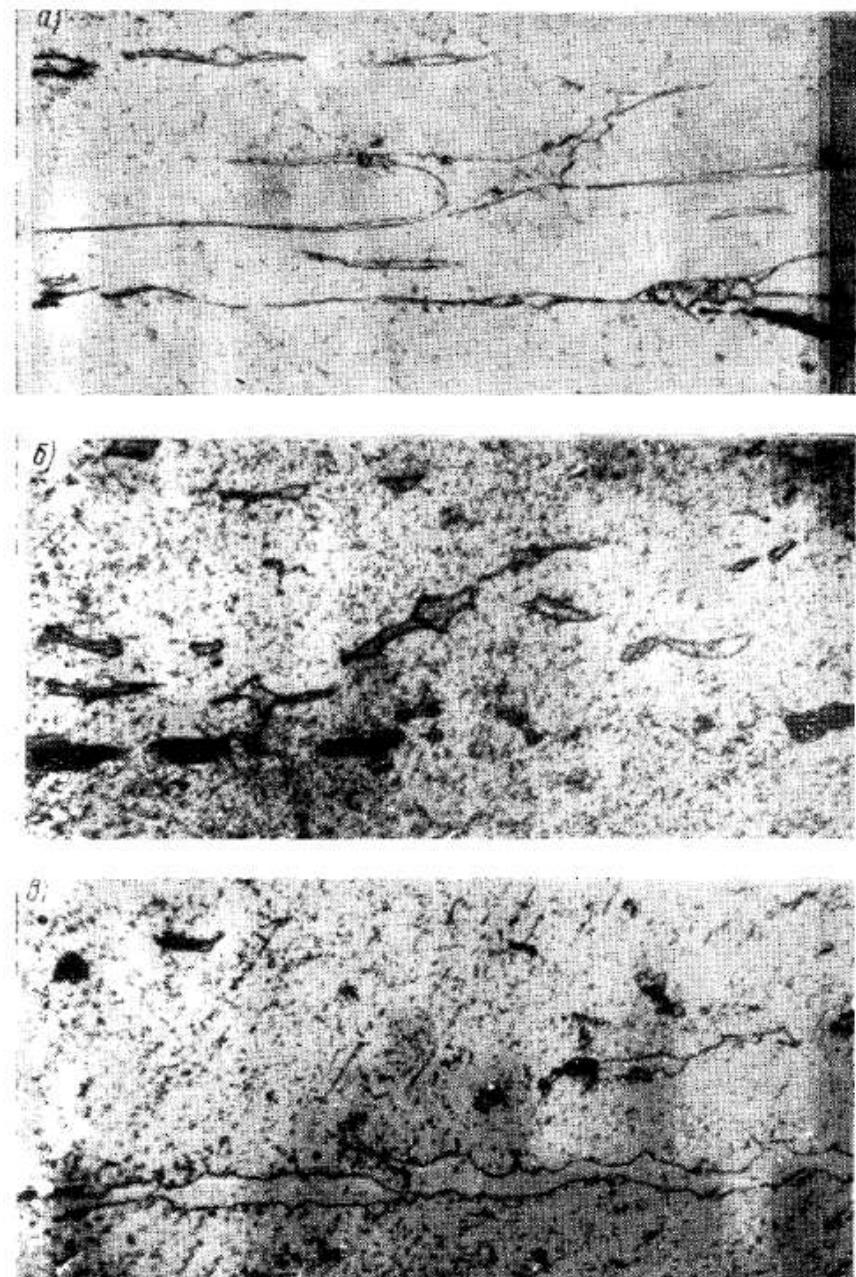


Рис. 36. Микроструктура сварного соединения в прокатанной из пакета биметаллической заготовке сплав AO20-1 — алюминий (обжатие пакета 64%, трансформатор — реактив Келлера,  $\times 450$ ):  
а — неотожженная полоса; б и в — полосы, отожженные при  $350^\circ\text{C}$  в течение 2 ч

<sup>1</sup> Авт. свид. СССР № 237303 от 3/XII 1968 г.

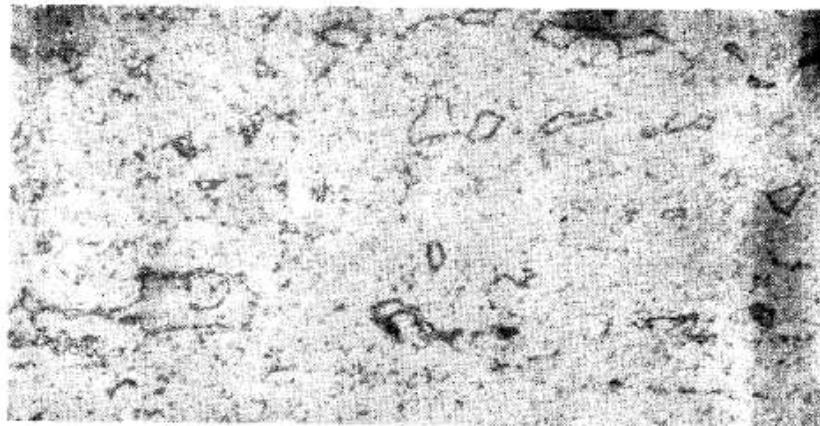


Рис. 37. Микроструктура сварного шва в полосе толщиной 10 мм сплав АО20-1—алюминий, прокатанной из сваренной взрывом заготовки (отжиг при 350°С в течение 2 ч, травитель — реактив Келлера,  $\times 450$ )

пограничной пленки, так что при отжиге заготовки она уже не оказывает отрицательного влияния на качество сварного соединения.

На рис. 37 показана микроструктура сварного соединения между алюминием и сплавом АО20-1 в отожженной полосе толщиной 10 мм, прокатанной из сваренной взрывом заготовки размером  $65 \times 270 \times 550$  мм, весом 30 кг. Эта структура свидетельствует о качественном соединении слоев в полосе — произошла непосредственная сварка между алюминиевой плакировкой и алюминиевой составляющей сплава, а оловянная составляющая сплава полностью коагулировала и располагается по границе в виде отдельных дисперсных включений. При дальнейшей прокатке на карточки монолитность соединения не нарушается, так как, несмотря на вытягивание пленки оловянной составляющей вдоль направления прокатки, всегда остаются участки непосредственной связи между алюминиевой составляющей сплава и алюминием плакировки, что гарантирует от расслоения при отжиге.

Сваркой взрывом в основном изготавливали алюминированные заготовки сплава АО20-1 размером  $(60 \div 65) \times 270 \times (500 \div 550)$  мм, весом около 30 кг, которые успешно прокатывались на карточки, пригодные для плакирования на сталь. Очевидно, путем сварки взрывом можно получать алюминированные заготовки и из других алюминиево-оловянных антифрикционных сплавов, в том числе и менее пластичных, чем сплав АО20-1. Однако широкое промышленное производство таких заготовок затруднено прежде всего из-за специфики работ, связанных с применением взрывчатых веществ.

Весьма перспективными являются литейные способы получения заготовок алюминий — алюминиево-оловянные сплавы, при которых происходит непосредственное соединение между алюми-

ниевой составляющей сплава и алюминиевым подслоем и отсутствует непрерывная пограничная пленка оловянной составляющей. По сравнению с другими способами литейные способы менее трудоемки и менее сложны.

Первоначально было предложено изготавливать двухслойную заготовку путем последовательной заливки алюминиевого подслоя и алюминиево-оловянного сплава в горизонтальную изложницу с водоохлаждаемым поддоном [177, 262]. Для обеспечения качественной сварки и требуемого соотношения толщин слоев заливку сплава необходимо было начинать, когда большая часть алюминия уже затвердела, но наверху еще сохранялся слой жидкого металла. Если начинать заливать сплав раньше, то произойдет его перемешивание с жидким алюминием и нарушится заданное соотношение толщин слоев. Если же сплав заливать на полностью закристаллизовавшийся алюминий, то имеющаяся на нем окисная пленка будет препятствовать образованию металлического соединения между слоями в заготовке, и при последующей прокатке такая заготовка обычно расслаивается.

Наряду с трудностями, связанными с обеспечением соотношения толщин слоев и их качественной сварки (особенно при заливке крупногабаритных заготовок), для литья в горизонтальную изложницу характерно образование сильной пористости и загрязнение металла шлаковыми включениями в верхней части слитка, которая кристаллизуется последней. Загрязненный и пористый металл срезервируют, вследствие чего имеют место большие потери металла в стружку.

В настоящее время все большее применение находит другой способ, заключающийся в том, что при ПН-литии алюминиево-оловянный сплав заливают между двумя алюминиевыми планшетами, которые устанавливаются по широким плоскостям слитка. В процессе литья планшеты «вмораживаются» в слиток и вытягиваются вместе с ним из кристаллизатора. Планшет очень незначительно растворяется в заливаемом сплаве, поэтому соотношение толщин слоев соблюдается весьма точно.

Как правило, рекомендованные режимы ПН-лития алюминиево-оловянных сплавов позволяют получать и качественную сварку планшета со сплавом. Перед заливкой планшеты тщательно обезжиривают. Лучшее качество сварки достигается при предварительном подогреве планшетов до  $250 \div 300$  °С. На поверхности планшета, соприкасающейся со сплавом, желательно иметь тонкий слой из цинка или другого металла, хорошо растворяющегося в жидком алюминии. Такой подслой облегчает образование сварного соединения.

При заливке планшетов в процессе ПН-лития алюминиево-оловянных сплавов можно получать крупногабаритные заготовки весом до 100 кг с двусторонней алюминиевой плакировкой. Отсутствие в такой заготовке непрерывной пограничной пленки оловянной составляющей облегчает последующую прокатку и отжиг. При литье слитков сечением  $100 \times 450$  мм применяют алюминиевые

планшеты толщиной 6 мм, для слитков  $70 \times 300$  мм — толщиной 4 мм.

Холодная прокатка слитков алюминиево-оловянных сплавов АО20-1 и АО9-1, покрытых алюминиевыми планшетами, проводится вдоль направления литья. При прокатке на стане Дуо 650 (валки — чугунные, профиль рабочей части валков — выемка 0,15 мм, скорость прокатки — 1,6 м/сек) производят последовательное обжатие слитков по толщине 100—80—65—55—40—30—25 мм или 70—55—43—36—30—25 мм.

Заготовки из слитков толщиной 100 мм отжигают два раза: при толщине 55 мм и при конечной толщине 25 мм, а из слитков толщиной 70 мм — только при конечной толщине. Режим отжига во всех случаях — температура 350° С, выдержка 2 ч.

Для лучшего захвата металла валками при первых проходах смазка на валки не подается. Затем прокатка идет на твердой смазке, которая аналогична применяемой при холодной прокатке сплава АСМ.

С толщины 25 мм заготовки алюминированных алюминиево-оловянных сплавов АО20-1 и АО9-1 прокатываются до конечной толщины по схеме 25—15—10—6—5—4 мм.

Заготовки из слитков  $100 \times 450$  мм катают поперек направления предыдущей прокатки, а заготовки из слитков  $70 \times 300$  мм — не изменяя направления прокатки. При поперечной прокатке заготовки получают ширину 550—600 мм, что позволяет вырезать удвоенное количество карточек для плакирования на сталь. Прокатку широких полос проводят на мощных станах Дуо 650 и Дуо 700, так как величина рабочих напряжений при прокатке алюминиево-оловянных сплавов достаточно высока (рис. 38) и полное давление металла может достигать 500 т.

После холодной прокатки с суммарным обжатием 94—96% и рекристаллизационных отжигов исходная литая структура алюминиево-оловянных сплавов полностью прорабатывается. При этом если в литом сплаве легкоплавкая оловянная составляющая расположена в виде тонкой непрерывной сетки по границам зерен и дендритных ячеек основной алюминиевой фазы, то после прокатки и отжига она распределяется в виде отдельных дисперсных включений (рис. 39),

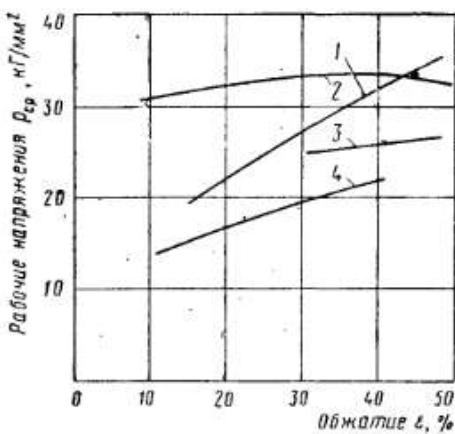


Рис. 38. Рабочие напряжения при холодной прокатке антифрикционных сплавов (стан — Дуо 300, валки — чугунные, смазка — керосин, скорость прокатки — 0,5 м/сек):

1 — алюминированного отожженного сплава АСМ толщиной 4 мм; 2 — алюминированного сплава АО20-1 толщиной 4 мм с предварительным на克莱ем 70%; 3 и 4 — отожженного сплава АО20-1 толщиной соответственно 4 и 18 мм.

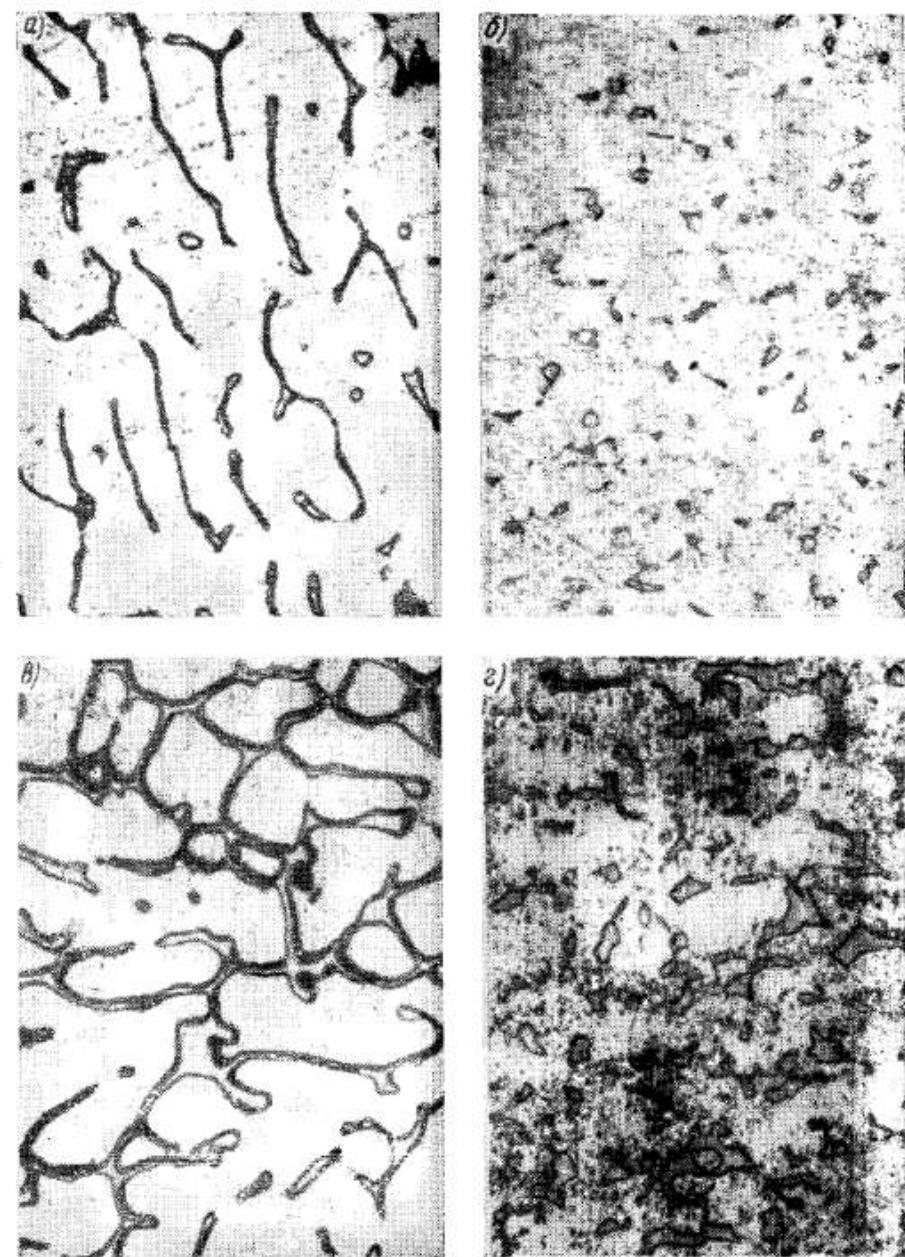


Рис. 39. Микроструктура сплавов АО9-1 (а и б) и АО20-1 (в и г) в литом (а и в) и обработанном (б и г) состоянии. Травитель — реактив Келлера,  $\times 340$ .

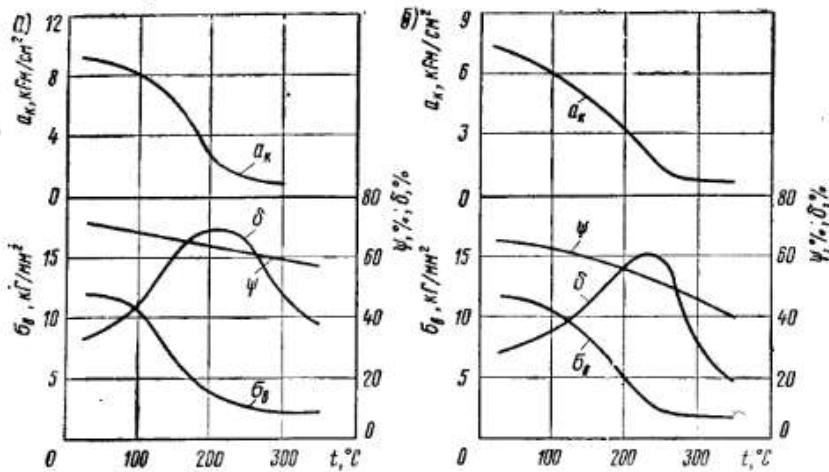


Рис. 40. Изменение механических свойств обработанных сплавов АО9-1 (а) и АО20-1 (б) в интервале температур 20–350°С (условия испытания см. к рис. 27)

что способствует значительному улучшению механических свойств сплавов, особенно при повышенных температурах (табл. 23, рис. 40). Резко увеличиваются характеристики пластичности обработанных сплавов при статическом растяжении. Однако величина ударной вязкости при температурах выше 200°С здесь, так же как и у литых сплавов, незначительна. Это не позволяет проводить горячую прокатку таких сплавов.

Таблица 23

Механические свойства	Сплав АО9-1*		Сплав АО20-1*	
	литой	обработанный	литой	обработанный
Твердость НВ, кГ/мм <sup>2</sup>	31,8–34,3	29,6–33,5	28,7–29,5	29,6–31,8
Предел прочности σ <sub>₀</sub> , кГ/мм <sup>2</sup>	11,0–11,8	10,7–12,2	11,0–11,5	11,6–12,0
Предел текучести σ <sub>t</sub> , кГ/мм <sup>2</sup>	7,4–7,9	7,5–8,0	7,3–7,7	7,4–7,7
Относительное удлинение δ**, %	16,0–18,5	31,3–34,0	15,4–18,4	29,3–31,7
Относительное сужение ϕ, %	19,8–22,3	70,7–74,8	19,5–22,8	58,5–71,8
Ударная вязкость a <sub>k</sub> ***, кГм/см <sup>2</sup>	4,4–5,8	8,4–8,6	4,5–5,4	7,0–7,8

\* Литое состояние — сплав, отлитый в изложницу 20×120×250 мм, нагретую до 80°С; обработанное состояние — сплав после холодной прокатки с суммарным обжатием 75%, отожженный при 350°С в течение 2 ч.

\*\* Статическое растяжение: скорость деформации — 1,1·10<sup>-2</sup> 1/сек, диаметр образца — 6 мм.

\*\*\* Образцы с надрезом.

В процессе холодной прокатки механические свойства изменяются в основном так же, как и у других алюминиевых сплавов: характеристики прочности повышаются, а характеристики пластичности падают (рис. 41). Однако слоистая структура нагартованных алюминиево-оловянных сплавов способствует появлению у них некоторых особых свойств. Так, несмотря на наклеп, величина предела прочности на сдвиг в плоскости прокатки незначительно меняется в зависимости от степени обжатия сплава при прокатке и примерно равна величине предела прочности на сдвиг у отожженного сплава (7,0–7,5 кГ/мм<sup>2</sup>). Особенность для сплава АО20-1, содержащего большое количество оловянной составляющей.

Размер дисперсных включений оловянной составляющей в обработанных и отожженных алюминиево-оловянных сплавах зависит от величины обжатия сплава при прокатке и от температурно-временного режима отжига (рис. 42). Чем больше вытяжка металла, чем больше утоняется оловянная составляющая в процессе прокатки, тем более дисперсными получаются ее включения в отожженном сплаве.

Оптимальная температура отжига алюминиево-оловянных сплавов 350°С.

При меньших температурах коагуляция оловянной составляющей и снятие наклена в алюминиевой основе проходят весьма медленно. Если отжиг проводить при более высоких температурах, особенно свыше 400°С, то размер включений оловянной составляющей и зерен алюминиевой фазы сильно увеличивается (рис. 43), а механические свойства отожженных сплавов ухудшаются (рис. 44).

Кроме того, имеется предположение, что при высоких температурах отжига происходит диффузия легирующих алюминиевую фазу элементов в оловянную составляющую, что может значительно ухудшить усталостную прочность сплавов и оказать влияние на их антифрикционные свойства. Продолжительность отжига алюминиево-оловянных сплавов при температуре 350°С обычно составляет 1–2 ч.

Прокатанные с большим суммарным обжатием и отожженные по оптимальным режимам заготовки из алюминиевых антифрикционных

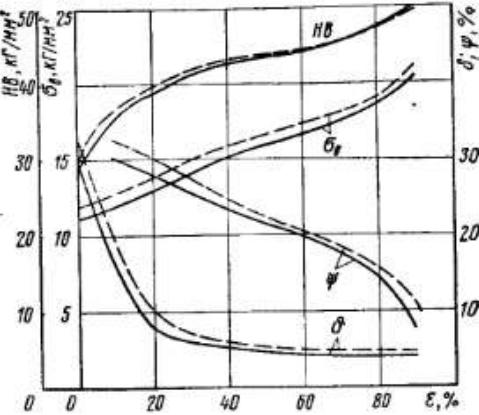


Рис. 41. Влияние наклена ε на механические свойства обработанного (прокатанного и отожженного) сплава АО20-1 (сплошные линии — сплав без титана, штриховые — с содержанием 0,12% Ti)

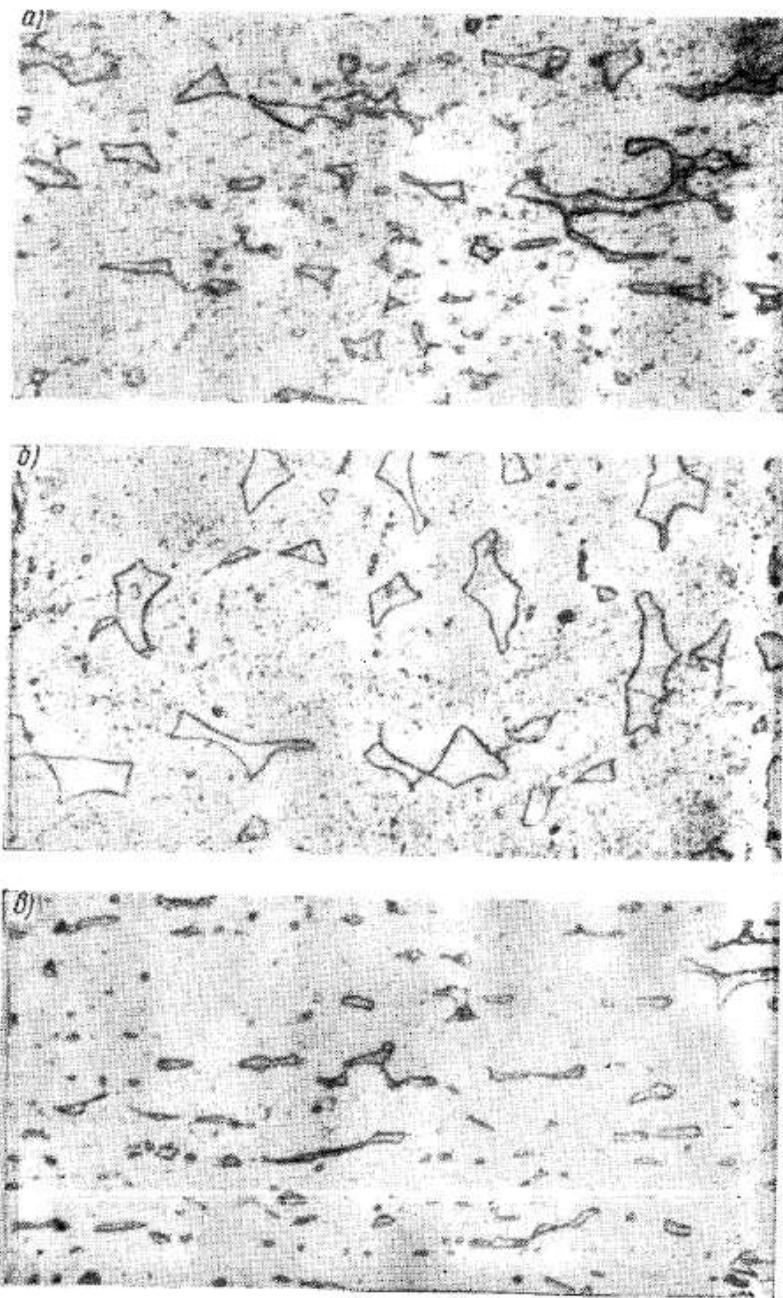


Рис. 42. Микроструктура сплава АО20-1, отожженного при разных температурах (травитель — реактив Келлера,  $\times 450$ ):  
 а, б — деформация сплава перед отжигом 60%, температура отжига соответственно 350 и 500° С в течение 1 ч; в — деформация сплава перед отжигом 90%, температура отжига 350° С в течение 1 ч

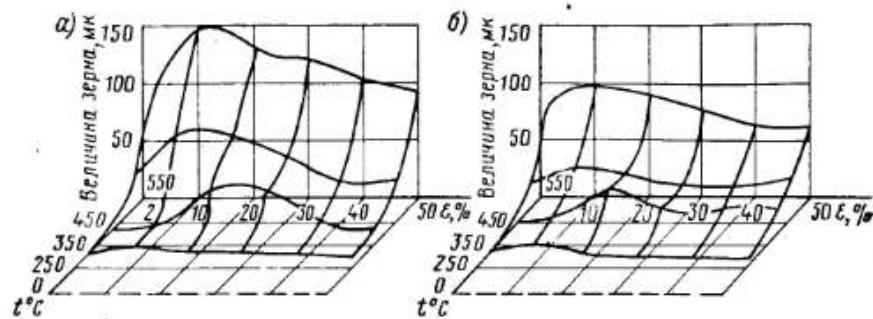


Рис. 43. Диаграммы рекристаллизации сплавов АО9-1 (а) и АО20-1 (б)

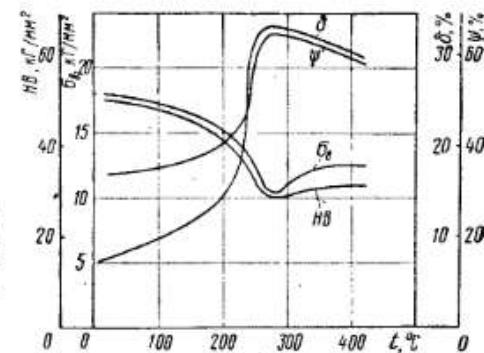


Рис. 44. Влияние температуры отжига на механические свойства сплава АО20-1 (исходный материал — полосы толщиной 2 мм, деформированные на 70%)

сплавов обладают свойствами, гарантирующими нормальный процесс последующей плакировки их на сталь и получение высококачественного биметаллического проката.

#### Стальной прокат, применяющийся для изготовления биметаллов с алюминиевыми антифрикционными сплавами

При изготовлении биметаллов с алюминиевыми антифрикционными сплавами на ход процесса прокатки и качество биметалла большое влияние оказывает правильный выбор материала стальной основы, а также ее качество.

С учетом большой величины обжатия при прокатке сталь должна быть достаточно пластичной и иметь как можно меньшее сопротивление деформированию. Кроме того, сильно нагартованное стальное основание (из-за образования в биметалле хрупкой интерметаллической прослойки между алюминием и сталью нельзя проводить рекристаллизационный отжиг стали) должно обеспечить хорошую штампуемость биметалла.

Как показала практика производства, этим требованиям в основном удовлетворяет малоуглеродистая сталь типа армко-железо (ГОСТ 3836—47) и сталь 08kp (ГОСТ 1050—60). При прокатке биметаллов со сплавами I группы применяют обе стали

Таблица 25

Характеристика стальной заготовки (малоуглеродистая сталь типа армко-железо)	Разнотолщинность стального основания полос в партии*, мм
Толщина 7,39—7,67 мм, твердость HB 98,9 . . . .	0,15
Толщина 7,49—7,53 мм, твердость HB 92,3—105 . .	0,08
Толщина 7,39—7,67 мм, твердость HB 92,3—105,0 .	0,22

\* Прокатка велась со сплавом АСМ, толщина карточек  $4 \pm 0,05$  мм, обжатие лакеты при прокатке 50%.

в горячекатаном состоянии. Горячекатаную малоуглеродистую сталь используют также и при прокатке биметаллических полос толщиной более 4 мм со сплавами II группы. Для изготовления тонкого биметалла с алюминиево-оловянными сплавами применяют только сталь 08kp в отожженном состоянии. По химическому составу эти стали несколько отличаются, что вызвано особенностями их плавки (табл. 24).

Таблица 24

Марка стали	Содержание элементов, %									
	C	Mn	Gr	Ni	Cu	Si	S	P	Fe	
Малоуглеродистая (типа армко-железо)	0,03—0,05	0,20	0,20	0,20	0,15	0,20	0,03	0,025	Остальное	
08kp . . . .	0,05—0,11	0,25—0,50	0,10	0,25	0,10	0,03	0,04	0,04	То же	

Сталь 08kp содержит больше углерода и марганца, но меньше кремния и меди, чем малоуглеродистая сталь типа армко-железо. Она менее прочная и в ненаклепанном состоянии более пластичная (рис. 45). Однако малоуглеродистая сталь типа армко-железо имеет меньше дефектов metallurgического производства (плен, волосовин) и сохраняет большую пластичность в сильно наклепанном состоянии. Этую сталь предпочитают применять

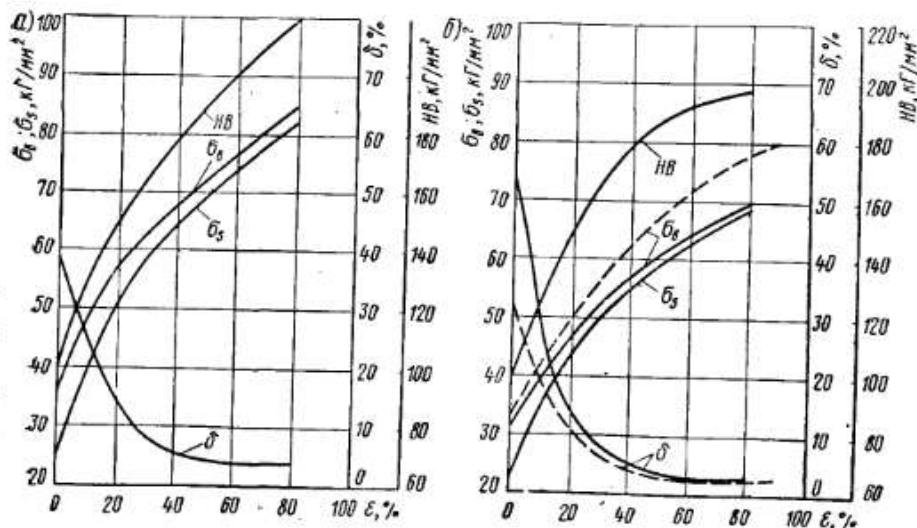


Рис. 45. Влияние наклепа  $\epsilon$  на механические свойства малоуглеродистой стали типа армко-железо в горячекатаном состоянии (а) и стали 08 kp в горячекатаном (штриховые линии) и отожженном (сплошные линии) состояниях (б)

в случае прокатки биметалла с большим суммарным обжатием, а также биметалла, который предназначен для изготовления буртовых вкладышей. В большинстве же случаев применяют сталь 08kp.

Весьма сильно влияют на механические свойства стальных заготовок химический состав стали и изменения режимов горячей прокатки.

Нестабильность свойств и размеров<sup>1</sup> горячекатаной стальной заготовки способствует появлению разнотолщинности стального основания между биметаллическими полосами

(табл. 25). Поэтому для получения качественного биметалла с минимальной разнотолщинностью все чаще начинают применять холоднокатаную сталь, прошедшую отжиг и дрессировку (прокатка с малыми обжатиями 1—2%).

Для проработки неоднородной структуры горячекатаного металла величина суммарной деформации при холодной прокатке должна быть не менее 30—35%. Так как специального оборудования для прокатки и отделки толстой стальной заготовки нет, в настоящее время изготавливают холоднокатанный подкат толщиной 6,3 мм.

Существуют два способа прокатки стальной заготовки. По первому способу предусмотрена обработка стали в рулонах, а по второму — в полосах. Рулонную горячекатаную сталь (наружный диаметр рулона до 1200 мм, внутренний 680—750 мм, вес 2 т) толщиной 2,6—10,5 мм и шириной до 360 мм разматывают, разрезают пополам, травят в соляной кислоте (концентрация 10—15%, температура 80—90° С, продолжительность травления 1—4 мин), промывают в холодной и горячей воде, сушат, смазывают маслом и перематывают в рулоны с наружным диаметром до 1182 мм и внутренним 620 мм либо рубят на заготовки определенной длины.

Протравленная сталь прокатывается на нереверсивных станах Дуо 420 в несколько проходов. При прокатке рулонов, имеющих конечную толщину 1,58—3,95 мм, металл недокатывают на 0,2—0,4 мм, чтобы сделать калибровочный проход после отжига. Прокатные станы, предназначенные для калибровки стали, имеют

<sup>1</sup> Для горячекатанных полос из малоуглеродистой стали типа армко-железо толщиной 7,5—13 мм допускаемое отклонение по толщине составляет  $+0,25$  мм, для горячекатанных полос из стали 08 kp  $+0,3$  мм,  $-0,15$  мм.

повышенную жесткость конструкции и позволяют за 5—6 проходов получать калиброванную стальную заготовку с допуском  $\pm 0,025$  мм при толщине проката до 2,6 мм включительно и  $\pm 0,05$  мм для проката толщиной от 2,6 до 6,3 мм, что соответствует качеству ленты высокой точности по ГОСТ 503—71. Производительность станов составляет 140 т/ч при прокатке рулонов и 100 т/ч при прокатке полос.

По второму способу обрабатывается горячекатаная полосовая сталь. Исходные полосы (по ГОСТ 103—57) толщиной 3,8—10,0 мм, шириной до 160 мм и длиной по 6 м разрезают пополам, травят в 10—15-процентной серной кислоте при 60—75°С в течение 30—40 мин, промывают в проточной воде и консервируют (для предохранения от ржавчины) в 1,5—2-процентном растворе кальцинированной соды. Затем полосы прокатывают в 5—6 проходах до конечной толщины 1,90—6,33 мм. Прокатка проводится на стане Дуо 470, который по конструкции похож на стан Дуо 420. Поэтому допуск на толщину проката здесь получается такой же жесткий.

Откалиброванную стальную заготовку обрезают по кромкам и по концам, а полосы разрезают еще и на части. При этом допуск по ширине составляет  $\pm 0,19$  мм для проката толщиной до 2,6 мм и  $\pm 0,38$  мм для проката толщиной выше 2,6 до 6,3 мм.

Полосовой или рулонный прокат отжигают в проходной электрической печи длиной 70 м с роликовым подом в атмосфере газа (смесь азота с водородом), который подается от специального газогенератора. Работа печи, а также регулировка температуры автоматизированы. Металл отжигается на поддонах, вес садки до 4100 кг, высота загрузки не более 355 мм. Полный цикл отжига равен 38,5 ч, из которых 13 ч металл находится в секции нагрева и 19 ч — в зонах охлаждения. Производительность печи 2 т/ч. Максимальная температура в печи достигает 850°С. При этой температуре металл нагревается до 820—830°С, что соответствует оптимальной температуре отжига стали 08kp [208]. Из зоны охлаждения металл выходит при температуре не выше 90°С — это полностью предотвращает образование на стали окисной пленки. Отожженная рулонная сталь дрессируется, что обеспечивает получение очень точных размеров по толщине полосы и способствует понижению предела текучести стали.

Холодная прокатка и последующий рекристаллизационный отжиг обеспечивают стабилизацию структуры и механических свойств стальной заготовки. Твердость стали находится в пределах HB 87—92, предел прочности 31—36 кГ/мм<sup>2</sup>, относительное удлинение  $\delta_{10}=35\div41\%$ . Качество поверхности стальной заготовки соответствует II группе отделки поверхности по ГОСТ 16523—70, шероховатость (чистота) поверхности не ниже  $\nabla 7$  по ГОСТ 2789—59. Калиброванная и отожженная стальная заготовка наиболее приемлема для получения биметалла с минимальной разнотолщинностью стального основания [15].

## Подготовка поверхности металлов к плакировочной прокатке

При подготовке алюминированных заготовок антифрикционных сплавов и стальных заготовок к плакировочной прокатке главное внимание уделяют обезжираванию и очистке поверхностей, предназначенных под сварку, а также их обработке металлическими щетками или наждачной шкуркой. В случае использования заготовок из горячекатаной стали необходимо обращать внимание и на подготовку тыльной поверхности, которая в процессе прокатки контактирует с валком. Неоднородное состояние этой поверхности может привести к местным изменениям величины контактного трения и к появлению местной разнотолщинности стального основания в биметаллической полосе.

С поверхностей, предназначенных под сварку, особенно важно удалить масляные и жировые пленки, которые препятствуют непосредственному контакту между свариваемыми металлами. В работе [178] с помощью метода радиоактивных индикаторов была оценена эффективность различных способов обезжиравания алюминия и алюминиево-оловянных сплавов перед плакированием. Показано, что наиболее полное обезжиравание достигается в трихлорэтилене или путем прокаливания при 450°С в течение 1 ч (для сплавов I группы) и дополнительного удаления масляных загрязнений при зачистке металла проволочными щетками.

Хорошие результаты, сопоставимые с результатами обезжиравания в трихлорэтилене, получаются при ультразвуковом обезжиравании алюминия и его сплавов в неконцентрированном растворе тринатрийfosфата с добавками эмульгирующих веществ [70]. Этим же способом хорошо очищаются также и стальные заготовки, при этом с поверхности практически полностью удаляются травильный шлам и другие загрязнения, в том числе и находящиеся в порах [163]. Достаточно полное удаление травильного шлама с поверхности протравленных горячекатанных стальных заготовок, а также незначительных масляных загрязнений может быть достигнуто при тщательной зачистке поверхности проволочными щетками и последующей обработке наждачным кругом [15].

При разработке конкретной технологии подготовки к плакированию выбирают тот способ, который наиболее легко осуществим в данных условиях и обеспечивает лучшие результаты для того или иного металла.

Обязательной операцией при подготовке к сварке поверхности алюминированных заготовок антифрикционных сплавов и горячекатаной травленой стали является зачистка обезжиренной поверхности проволочными щетками. Калиброванную и отожженную в защитной атмосфере сталь после обезжиравания зачищают наждачной шкуркой. Как уже отмечалось, при зачистке проволочными щетками происходит дополнительная очистка поверхности от загрязнений. Однако основное назначение этой операции — упрочнение поверхностного слоя, облегчающее протекание процесса сварки составляющих при плакировочной прокатке.

Механизм процесса зачистки металлов проволочными щетками достаточно подробно изучен в работах [136, 171, 273]. Основную роль при зачистке играют многократные процессы сварки между проволочками, врачающимися щеток и зачищаемым металлом. Налипшие на проволочках частички металла вырываются с зачищаемой поверхности. Некоторые из этих частичек при вращении щеток удаляются в виде металлической пыли, что способствует очистке поверхности, так как вместе с частичками удаляются и остатки загрязнений.

Однако большинство частичек вновь контактирует с поверхностью металла и схватывается с ней. Вырыв и наслаждение частичек металла в итоге приводят к образованию на зачищаемой поверхности твердой пленки, состоящей из смеси накледанного металла и сильно окисленных<sup>1</sup> частичек его. Например, твердая поверхностная пленка на алюминии по своему составу аналогична САП. Как правило, твердость поверхностной пленки в несколько раз превышает твердость основного металла. Твердость и толщина пленки в значительной степени зависят от параметров процесса зачистки (силы прижатия и окружной скорости щеток, продолжительности зачистки), а также от материала и диаметра проволочек. При зачистке применяют щетки из стальной проволоки диаметром 0,13—0,32 мм для алюминия и 0,25—0,40 мм для стали. Щетки врачаются навстречу движению полосы. Изгиб проволоки должен быть в направлении, противоположном вращению щеток. Неправильный изгиб проволоки ведет к некачественной зачистке и быстрому выходу щетки из строя.

Перед работой щетки тщательно шлифуют, обезжиривают и просушивают. Шлифуются щетки только по направлению изгиба стальных проволок. Щетки надо заменять через 6—8 ч работы. Линейная скорость щеток диаметром 200—300 мм составляет 5—10 м/сек при зачистке алюминия и 10—15 м/сек при зачистке стали. При значительном увеличении скорости может происходить подплавление зачищаемого металла, и тогда твердый поверхностный слой не образуется.

В ряде случаев для более равномерной зачистки применяют щетки, которые могут колебаться в направлении, перпендикулярном направлению вращения (число колебаний — 3—5 в минуту, амплитуда — 10—15 мм). Скорость движения заготовки при зачистке щетками составляет 5—10 м/мин, сила прижатия щетки к металлу не превышает 20 кГ на 1 см ширины. После зачистки щетками на поверхности алюминия образуется поверхностная пленка толщиной до 0,02—0,03 мм, имеющая твердость HB 90—170. На стали толщина пленки меньше — до 0,010—0,015 мм, а ее твердость достигает HB 830.

<sup>1</sup> За время одного оборота щеток частицы успевают покрыться слоем окисла, так как время образования мономолекулярного слоя окисла равно  $10^{-3}$  сек, в один оборот щеток происходит за 0,02—0,06 сек [136].

В настоящее время применяются три способа подготовки поверхности алюминированных заготовок антифрикционных сплавов и стальных заготовок к плакировочной прокатке.

Наиболее простой способ применяется при производстве биметаллов со сплавами I группы, например со сплавом АСМ. Отожженные карточки толщиной 3,15—6,5 мм, шириной 280—290 мм, длиной 400—470 мм зачищаются на трехщеточной машине. Диаметр щеток 250 мм, ширина 350 мм, линейная скорость 6 м/сек, материал проволоки — сталь 45 диаметром 0,25—0,40 мм. Карточки алюминированного сплава укладывают зачищаемой стороной вверх на пластинчатый конвейер, скорость перемещения которого равна 0,085 м/сек. На такой машине нельзя зачищать тонкие и длинные заготовки.

Перед зачисткой горячекатаные стальные заготовки размером  $(7,5 \div 13) \times (220 \div 290) \times (450 \div 520)$  мм промывают в горячей воде, травят в 10—12-процентном растворе серной кислоты с добавками 2% хлористого натрия (60—80°С, 10 мин), снова промывают в холодной и горячей воде и сушат под вентилятором, после чего зачищаются на двух щеточных машинах, похожих по конструкции на машину для зачистки карточек сплава АСМ. У этих машин несколько больше скорость конвейера (0,1 м/сек) и линейная скорость щеток (11,7 м/сек).

На первой трехщеточной машине стальные заготовки зачищаются с тыльной стороны, которая при прокатке контактирует с валком. На второй, шестищеточной, карточки зачищаются в попечном направлении, поэтому длина щеточных барабанов на ней равна 550 мм. При зачистке на первых трех щетках удаляется травильный шлам, при зачистке на остальных образуется твердая поверхностная пленка, облегчающая сварку. Плохо зачищенные на машине места можно обрабатывать ручными щетками. Масляные загрязнения выжигаются с поверхности при зачистке наждачным кругом.

После зачистки на щеточных машинах карточки алюминированного сплава АСМ накладывают на стальные заготовки и по транспортеру подают пакеты к стану на плакировочную прокатку. Время от зачистки на щетках до прокатки не превышает 30 мин. Как показывает практика производства, при подобной подготовке поверхности к сварке и при обжатии пакета на 48—50% за проход может быть обеспечена качественная сварка слоев биметалла всех толщин.

В производстве биметаллов с антифрикционными сплавами II группы, имеющими легкоплавкие составляющие, применяют более сложные процессы подготовки поверхности к плакировочной прокатке. В процессе отжига алюминированных заготовок этих сплавов по торцам выделяется легкоплавкая составляющая, которая может размазываться щетками по зачищаемой поверхности, поэтому применять отжиг для их обезжиривания нельзя.

Предложено два способа обезжиривания карточек антифрикционных сплавов II группы. Наиболее широкое распространение

получило обезжиривание в органических растворителях: в трихлорэтилене или в дихлорэтане. Обезжиривание проходит на специальной установке в два этапа. Сначала холодная заготовка подается в камеру с парами растворителя, нагретого до 70—80° С. Пары конденсируются на заготовке, растворяют жировые и масляные загрязнения и стекают на дно камеры. Из паровой камеры заготовки попадают в ванну с чистым растворителем, где обезжириваются окончательно. Подобным же образом обезжиривают и стальные заготовки.

Органические растворители способны весьма качественно обезжирить поверхность алюминированных и стальных заготовок перед плакировочной прокаткой, однако при их использовании возникают серьезные трудности, связанные с токсичностью, взрывоопасностью, высокой текучестью и другими свойствами. Кроме того, в них накапливаются загрязнения, образующиеся при обезжиривании.

Учитывая отрицательные стороны обезжиривания в органических растворителях, в настоящее время все шире начинают применять ультразвуковое обезжиривание. В основе такого обезжиривания лежат кавитационные явления, которые вызываются действием ультразвуковых волн в микрообъемах жидкости, находящихся около обезжириваемой поверхности. Большие местные перепады давления и гидравлические удары приводят к разрушению масляных и жировых пленок на поверхности металла, а газовые пузырьки отрывают и уносят эти пленки [2].

Эффективность ультразвукового обезжиривания возрастает с увеличением интенсивности ультразвуковых колебаний и зависит от способа их введения в обезжиривающую среду. Хорошие результаты получаются при применении магнитострикционных преобразователей (излучателей ультразвуковых колебаний), которые позволяют подавать ультразвуковые колебания большой интенсивности в непосредственной близости от обезжириваемой поверхности. При очистке сильно загрязненных поверхностей эффективность ультразвукового обезжиривания зависит также и от способности жидкой среды растворять и эмульгировать масляные и жировые загрязнения [3].

Для алюминиевых заготовок лучшие результаты получаются при ультразвуковом обезжиривании в неконцентрированном растворе тринатрийфосфата с добавками малых количеств эмульгирующих веществ по следующему режиму.

Состав обезжиривающего раствора

Температура раствора . . . . .	70—80° С
Продолжительность обезжиривания . . . . .	6 сек
Тип магнитострикционного преобразователя . . . . .	ПМ2-4/16
Тип генератора . . . . .	УЗГ1-25/14
Частота колебаний . . . . .	16 кгц
Расстояние от мембранные преобразователя до поверхности заготовки . . . . .	5—8 мм
Интенсивность колебаний . . . . .	1 вт/см <sup>2</sup>

Тринатрийфосфат 10 г/л, эмульгатор ОП-7 3 г/л, моющая жидкость "Прогресс" 1 г/л

70—80° С

6 сек

ПМ2-4/16

УЗГ1-25/14

16 кгц

5—8 мм

1 вт/см<sup>2</sup>

После ультразвукового обезжиривания заготовки подвергаются ультразвуковой промывке в горячем конденсате и затем сушатся горячим воздухом.

По аналогичным режимам также обезжираются прокалиброванные и отожженные в защитной атмосфере стальные заготовки. При ультразвуковом обезжиривании заготовок горячекатаной стали следует предусмотреть предварительное струйное травление металла и удаление травильного шлама с использованием ультразвука [163].

Если ультразвуковое обезжиривание алюминиевых заготовок производится в более концентрированном, чем указано, растворе тринатрийфосфата или в растворе, содержащем соду, то происходит сильное растворение поверхности металла, причем образующиеся продукты травления могут ухудшать качество сварного соединения в биметалле. Вредное действие оказывает и избыток поверхностно-активных веществ (эмульгаторов). Возможно, это связано с образованием пленки труднорастворимого мыла на поверхности алюминия, которая также ухудшает качество сварки слоев в биметалле [70].

На качество сварного соединения влияет наличие на обезжиренной поверхности остаточных масляных загрязнений, жесткость промывочной воды и концентрация в ней компонентов обезжиривающего раствора (рис. 46—48). Кроме того, чем больше загрязнений остается на свариваемых поверхностях, тем меньше силы межслойного трения и тем сильнее неравномерность послойной деформации при прокатке биметалла.

Так, при сварке нагартованного алюминия со сталью незначительное загрязнение свариваемых поверхностей маслом ( $0,5 \text{ г/см}^2$ , где  $\gamma = 10^{-6} \text{ г}$ ) ухудшает прочность сварки слоев в биметалле и вызывает рост неравномерности послойной деформации при прокатке пакета. Содержание масла на обезжиренной поверхности заготовок должно быть минимальным (не выше  $0,5 \text{ г/см}^2$ ). Промывать обезжиренные заготовки нужно в воде жесткостью не выше 1 мг·экв/л, причем концентрация в ней остатков обезжиривающего

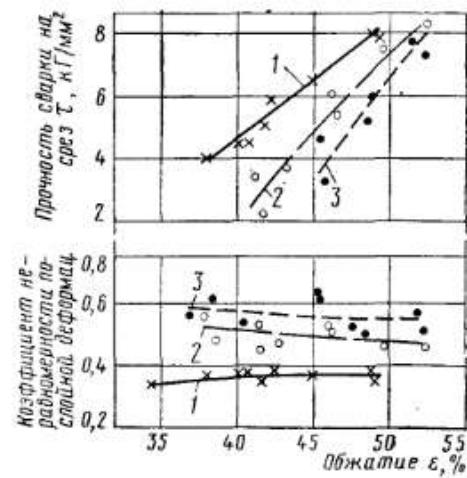


Рис. 46. Влияние степени обжатия пакета на прочность сцепления слоев и на величину коэффициента неравномерности послойной деформации при прокатке биметаллических пакетов алюминий — сталь с разным содержанием масла на свариваемых поверхностях карточек, обезжиренных ультразвуком (взято на рис. 46—48 стан — Дуо 300, валки — чугунные, смазка — керосин, скорость прокатки — 0,5 м/сек): 1 — без масла; 2 — 0,5 г/см<sup>2</sup> масла; 3 — 2,5 г/см<sup>2</sup> масла

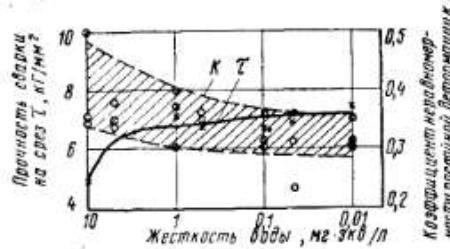


Рис. 47. Влияние жесткости воды, используемой для промывки обезжиренных ультразвуком карт, на прочность сцепления слоев и на величину коэффициента неравномерности послойной деформации при прокатке биметаллических пакетов алюминий — сталь (обжатие пакета — 45% за проход)

ными сплавами задерживается из-за отсутствия промышленных установок, позволяющих совмещать операции подогрева заготовки, обезжиривания, промывки и сушки в одном агрегате.

Обезжиренные алюминиированные заготовки антифрикционных сплавов II группы (в основном заготовки алюминиево-оловянных сплавов) зачищают проволочными щетками, стальные заготовки — наждачной шкуркой или щетками.

В процессе изготовления толстого биметалла (более 4 мм) заготовки зачищаются щетками на машинах, которые применяются для зачистки заготовок при производстве биметалла со сплавом АСМ и по тем же режимам. Заготовки алюминиево-оловянных сплавов, предназначенные для изготовления тонкого биметалла, зачищаются щетками на специальных машинах двух типов, обеспечивающих зачистку как полосового, так и рулонного металла. Полосы зачищают на трехщеточной машине (диаметр щеток 203 мм, скорость вращения 11 м/сек, материал проволоки — сталь 65Г и сталь 45 диаметром 0,32 и 0,13 мм). При зачистке работают две щетки. Под щетками полоса натягивается с помощью механического захвата, который зажимает полосу с переднего конца. Скорость перемещения полосы 0,1—0,2 м/сек. Сначала по-

раствору, особенно эмульгаторов ОП-7 и «Прогресс», не должна превышать 0,05 г/л.

При ультразвуковом обезжиривании по рекомендованному режиму перед плакировочной прокаткой антифрикционных сплавов II группы и стальных заготовок практически полностью исчезают микронесплошности в сварном шве биметаллической полосы, прокатанной с обжатием пакета 40—45% за проход. Широкое применение ультразвукового обезжиривания в производстве биметаллов с антифрикционными сплавами задерживается из-за отсутствия промышленных установок, позволяющих совмещать операции подогрева заготовки, обезжиривания, промывки и сушки в одном агрегате.

Обезжиренные алюминиированные заготовки антифрикционных сплавов II группы (в основном заготовки алюминиево-оловянных сплавов) зачищают проволочными щетками, стальные заготовки — наждачной шкуркой или щетками.

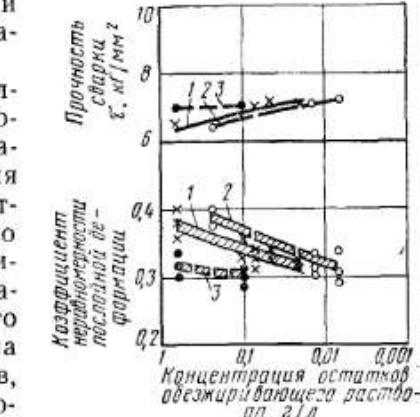


Рис. 48. Влияние концентрации остатков компонентов обезжиривающего раствора на прочность сцепления слоев и на величину коэффициента неравномерности послойной деформации при прокатке биметаллических пакетов алюминий — сталь, обезжиренных ультразвуком в жидкой среде (концентрация по определяющему компоненту): 1 — тринатрийfosfat, эмульгаторы ОП-7 и «Прогресс» в соотношении 10 : 3 : 1; 2 — эмульгаторы ОП-7 и «Прогресс» в соотношении 3 : 1; 3 — тринатрийfosfat

1 — тринатрийfosfat, эмульгаторы ОП-7 и «Прогресс» в соотношении 10 : 3 : 1; 2 — эмульгаторы ОП-7 и «Прогресс» в соотношении 3 : 1; 3 — тринатрийfosfat

лоса зачищается щеткой из проволоки диаметром 0,32 мм, а затем щеткой из тонкой проволоки. Чтобы тонкая заготовка алюминиевого сплава не прогибалась под щетками, под нее подкладывается полоса толщиной 10 мм.

Вся поверхность полос, за исключением переднего конца длиной 50 мм, находящегося в захвате, должна быть равномерно зачищена и отвечать требованиям соответствующего эталона. На поверхности полос не допускаются жировые и масляные пятна любой величины. Поверхность зачищается на щетках однократно. Если полоса вторично обезжиривается после зачистки, то следует зачищать ее обратную сторону. Очищенные полосы прокатываются не позже чем через 1 ч после зачистки.

Зачистку рулона проводят по тем же режимам, что и зачистку полосы на машине, установленной непосредственно в линии стана, на котором прокатывается рулонный биметалл. Передний конец рулона подается на машину с помощью системы роликов. Для того чтобы изгиб лент от прижатия щетки был минимальным, на ней установлен опорный ролик диаметром 203 мм.

Полосовую и рулонную сталь, идущую на изготовление тонкого биметалла, зачищают не щетками, а абразивной лентой. Процессы, происходящие при такой зачистке стали, изучены недостаточно, но можно предположить, что они приводят к тем же результатам, что и зачистка щетками (дополнительно очищается поверхность металла, и на ней образуется твердая поверхностная пленка, создающая благоприятные условия для холодной сварки). Зачищенная заготовка подается в машину с помощью роликов. Абразивные ленты, натянутые на двух рабочих барабанах, врачаются на встречу друг другу. На входе зернистость ленты 50 единиц, на выходе — 40 единиц. Стальные полосы подаются на прокатку также не позже чем через 1 ч после зачистки. Рулонная сталь прокатывается непосредственно после зачистки, так как зачистная машина установлена в линии стана.

Стальная заготовка, предназначенная для изготовления толстого биметалла, зачищается щетками так же, как и заготовка для прокатки биметалла со сплавом АСМ.

По конструкции машины для зачистки тонкой алюминиевой и стальной заготовки являются наиболее совершенными. На них имеются системы регулирования силы прижатия щеток и ленты к зачищаемой поверхности, регулируется скорость прохождения металла. Все машины оборудованы мощными системами вентиляции с оросительными вытяжными пылеуловителями.

### Плакировочная прокатка

Плакировочная прокатка биметаллических пакетов является основной операцией производства биметаллических полос. Именно здесь достигается надежная сварка составляющих и необходимое соотношение слоев в полосе. В значительной степени при плакировочной прокатке обеспечивается также и точная выкатка биметаллической полосы.

Для правильного определения режимов плакировочной прокатки и выбора соответствующего оборудования прежде всего необходимо знать закономерности процесса сварки и распределения послойной деформации при прокатке биметаллических пакетов. Кроме того, нужно правильно установить величину рабочих напряжений, так как плакировочная прокатка проводится с большими величинами обжатия за проход и общее давление металла на валки весьма значительно.

Как уже говорилось, холодная сварка металлов при их совместной прокатке обусловливается явлением схватывания металлов. Развитие теории твердого тела, накопление обширных экспериментальных данных по схватыванию металлов в различных условиях, в том числе и в глубоком вакууме, заложили основы современных представлений о сущности явлений схватывания [5, 201, 56, 60, 15, 109], подробно рассмотренных в главе IV.

Поверхность металлических тел имеет макро- и микронеровности и покрыта различными пленками (окислы, жировые и масляные пленки, пленки адсорбированных газов), поэтому в реальных технологических процессах для получения соединения металлов за счет схватывания применяют специальные методы, позволяющие обеспечить непосредственный контакт ювелирных (незагрязненных) поверхностей и их активацию. В процессах холодной сварки это осуществляется при совместном пластическом деформировании соединяемых металлов. Большую роль в холодной сварке играют твердые поверхностные пленки, которые образуются на металлической поверхности, например при зачистке проволочными щетками. В процессе холодной сварки поверхностные микронеровности сглаживаются, а твердые пленки растрескиваются. Адсорбированные молекулы паров и газов, а также остатки загрязнений остаются при этом зажатыми между осколками твердых поверхностных пленок. В промежутки между растрескивающимися пленками выходят внутренние незагрязненные металлические поверхности, которые под давлением вступают в непосредственный контакт и свариваются.

Процесс прочного соединения металлов путем холодной прокатки пакетов является одним из видов холодной сварки давлением. Однако если при холодной сварке (стык или внахлестку) осколки поверхностных пленок с зажатыми между ними остатками загрязнений выжимаются, как правило, за пределы сварного соединения, образуя своеобразный грот, то в сварном соединении большой площади, полученном при прокатке, осколки поверхностных пленок остаются в сварном шве в виде дискретных включений и оказывают существенное влияние на его качество.

Изучение механизма образования сварного соединения при прокатке пакетов<sup>1</sup> алюминий — алюминий, алюминированная

<sup>1</sup> Пакеты толщиной 10 мм (соотношение слоев 1 : 1), шириной 70 мм прокатывались на стане Дуо 300 (валки — чугунные, смазка — керосин, скорость прокатки — 0,49 м/сек). Образцы и шлифы вырезались вдоль направления прокатки из середины полосы.

медь — алюминированная медь и алюминий — алюминированная сталь показало, что как сам механизм образования, так и прочность образующегося сварного соединения алюминия с алюминием существенно зависят от характера течения слоев, величины обжатия и рабочих напряжений при прокатке пакетов разных вариантов [67].

В начале очага деформации соединяемые поверхности покрыты твердыми пленками, образовавшимися после зачистки щетками (рис. 49, а и 50, а). С увеличением вытяжки при прокатке пакетов алюминий — алюминий и алюминированная медь — алюминированная медь, где имеет место одинаковая послойная деформация, эти пленки растрескиваются равномерно и образуют симметричные относительно плоскости сварки дискретности, между которыми на плоскость сварки выходят внутренние незагрязненные объемы металла, вступая в непосредственный контакт друг с другом (рис. 49, б и в).

С дальнейшим увеличением вытяжки дискретности дробятся, что способствует выходу на поверхность дополнительных внутренних объемов металла (рис. 49, г и д).

При прокатке пакетов с разной послойной деформацией составляющих (алюминий — алюминированная сталь) в результате неравномерного течения слоев металла твердые поверхностные пленки не только растекаются, но и скальваются с поверхности металла при относительном перемещении слоев, наславиваясь друг на друга и образуя слоистые дискретности, которые в процессе дальнейшего деформирования могут также дробиться (рис. 50, б — д). В связи с этим при прокатке пакетов с разной послойной деформацией площадь, занимаемая дискретностями, меньше, а площадь непосредственного контакта внутренних незагрязненных поверхностей металла больше, чем при прокатке пакетов с одинаковой послойной деформацией.

Установленный механизм образования сварного соединения, а также данные, полученные при оценке качества металла на участках непосредственной сварки и в дискретностях с помощью микроструктурного анализа и по величине микротвердости, позволили уточнить характер влияния условий прокатки пакетов на прочность сцепления слоев. При прокатке пакетов алюминий — алюминий из-за малых рабочих напряжений и отсутствия относительного перемещения свариваемых поверхностей (благодаря одинаковой послойной деформации) сварка участков непосредственного контакта, и особенно сварка твердых поверхностных пленок в дискретностях, получается недостаточно прочной, поэтому и прочность сцепления слоев здесь невысокая. С увеличением обжатия пакета происходит лучшая приработка свариваемых поверхностей и несколько улучшается сварка пленок в дискретностях. Кроме того, при этом уменьшаются относительная площадь, занимаемая дискретностями в плоскости сварки, и их влияние на качество соединения, что способствует повышению прочности сцепления слоев (рис. 51).

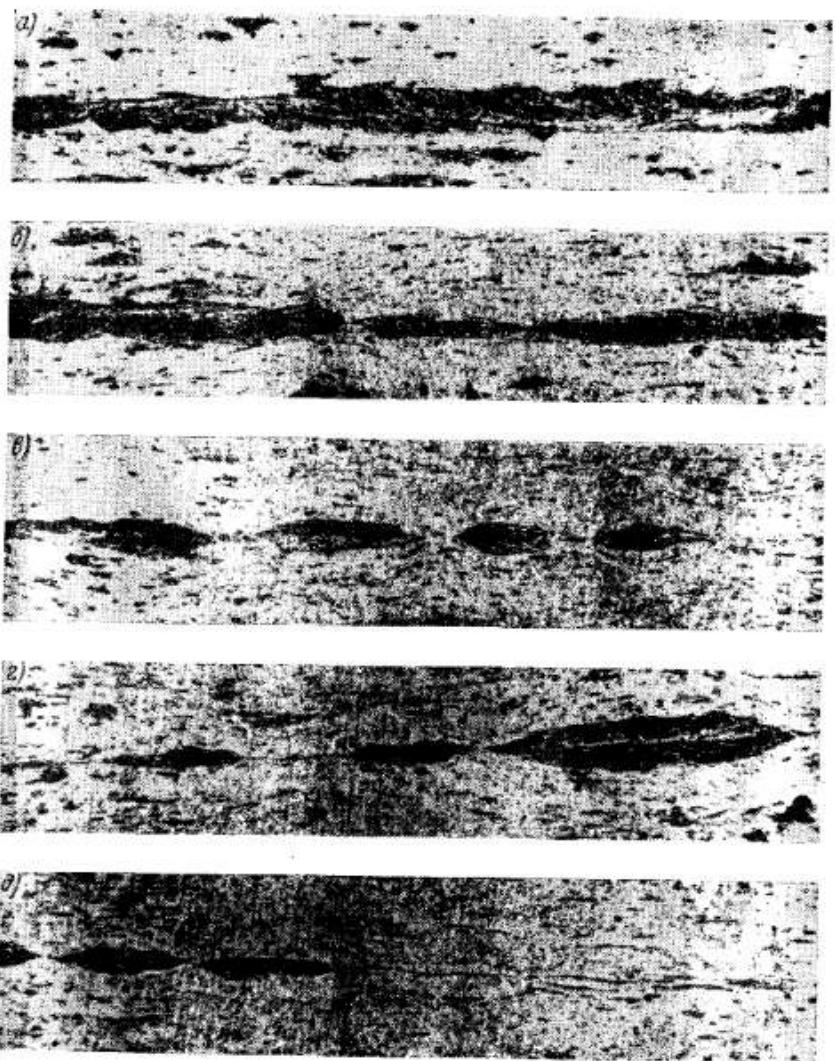


Рис. 49. Образование сварного соединения при прокатке пакетов алюминий — алюминий (одинаковая послойная деформация). Травитель — реактив Келлера,  $\times 100$ :  
 а — начало очага деформации; б, в — растрескивание поверхностных пленок; г, д — дробление дискретностей

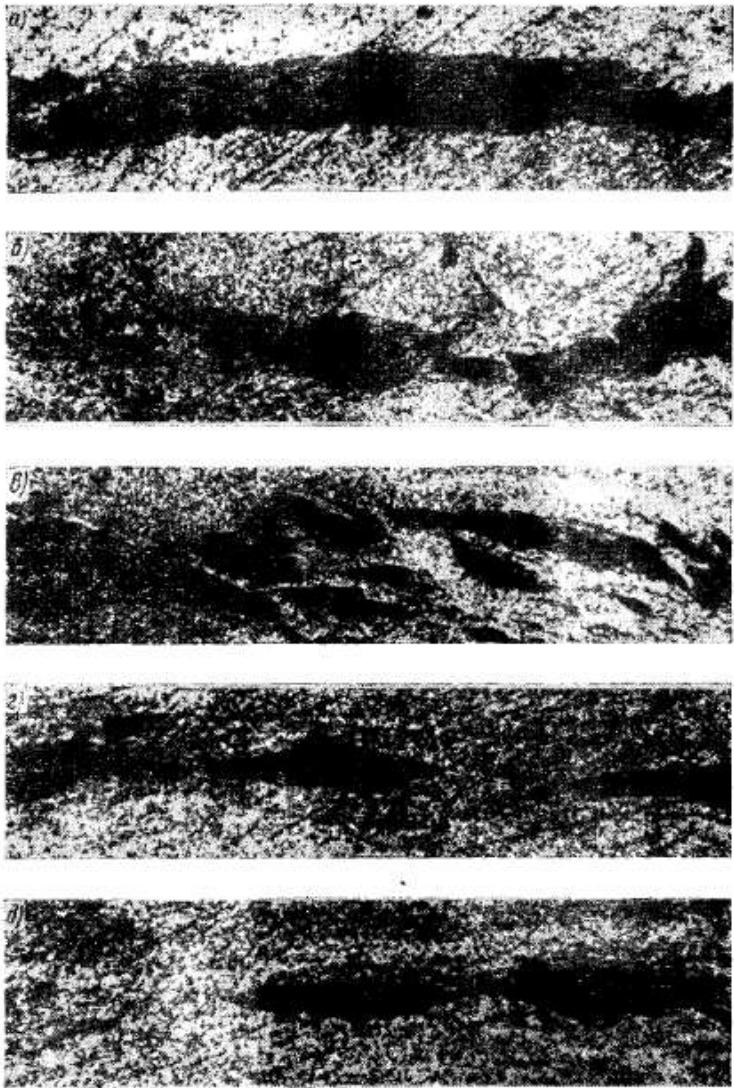


Рис. 50. Образование сварного соединения при прокатке пакетов алюминий — алюминированная сталь (разная послойная деформация). Травитель — реактив Келлера,  $\times 100$ :  
 а — начало очага деформации; б, в — растрескивание и скол поверхностных пленок; г, д — дробление дискретностей

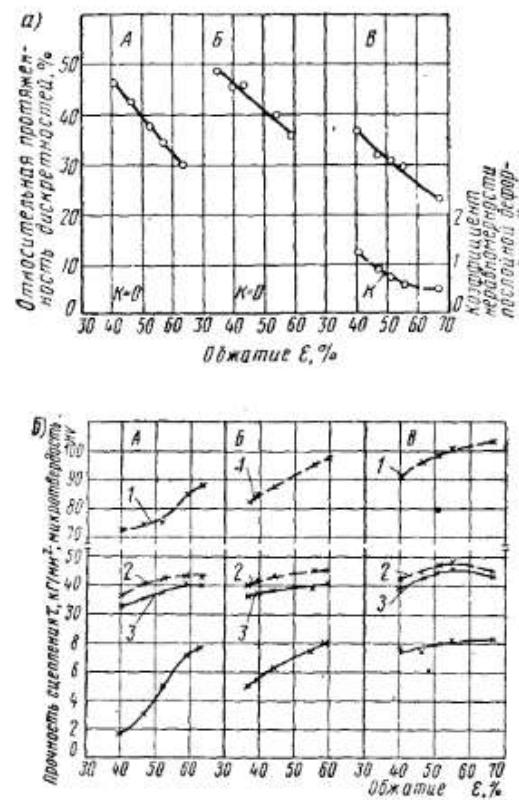


Рис. 51. Зависимость относительной протяженности дискретностей в сварном шве (а) и прочности сцепления слоев и микротвердости сварного соединения (б) от обжатия пакета:

*A* — алюминий — алюминий; *B* — алюминированная медь — алюминированная медь; *V* — алюминий — алюминированная сталь; *I* — дискретности; *2* — границы; *3* — алюминий

поверхностей (прокатка пакетов алюминированная медь — алюминированная медь) для получения аналогичной прочности сцепления нужно обжать пакет на 50 %, а при прокатке пакетов алюминий — алюминий (небольшие рабочие напряжения и отсутствие перемещения свариваемых поверхностей) — не менее чем на 60 %.

Подобный процесс образования сварного соединения, очевидно, происходит и при плакировочной прокатке других биметаллических пар, когда на свариваемых поверхностях соединяемых металлов имеется достаточно толстая твердая пленка. Если же поверхность пленка тонкая либо ее твердость соизмерима с твердостью основного металла, то она может растекаться и занимать большую площадь в сварном шве. Возможно несимметричное, одностороннее

При прокатке пакетов алюминий — алюминированная сталь большие рабочие напряжения, примерно равные рабочим напряжениям при прокатке пакетов алюминированной меди, и относительное перемещение свариваемых поверхностей, приводящее к лучшей «притирке» металлических поверхностей и к сколу поверхностных пленок, способствуют наиболее прочной сварке металла в местах непосредственного контакта и сварке поверхностных пленок в дискретностях. Прочность сцепления слоев в этом случае получается наибольшей.

Благодаря большим рабочим напряжениям и относительному перемещению свариваемых поверхностей при прокатке пакетов алюминий-алюминированная сталь качественная сварка получается уже при обжатиях пакета около 40 %. При больших рабочих напряжениях, но при отсутствии относительного перемещения свариваемых

расположение осколков окисной пленки относительно плоскости сварки [38].

Таким образом, в настоящее время известны качественные закономерности образования сварного соединения и характер влияния основных параметров процесса (неравномерность послойной деформации, величина обжатия пакета, рабочие напряжения) на прочность сцепления слоев при холодной прокатке биметаллического пакета. Однако при разработке конкретных технологических режимов процесса плакировочной прокатки биметалла, особенно биметалла различной толщины, знание только качественных зависимостей недостаточно. Поэтому обычно определяют количественные зависимости, которые показывают влияние условий прокатки различных по геометрии пакетов на прочность сцепления слоев и позволяют правильно установить величину оптимального обжатия пакета, обеспечивающую надежное сцепление слоев для биметалла всех толщин.

При прокатке биметаллических пакетов алюминиевые антифрикционные сплавы — сталь по оптимальной технологии во всех случаях на сталь плакируются предварительно алюминированные заготовки сплавов как I, так и II группы. Но если заготовки сплавов I группы применяются в отожжении состоянии, то заготовки сплавов II группы, как правило, плакируют в нагартованном состоянии. Сопротивление деформированию нагартованных сплавов примерно в полтора-два раза больше, чем отожженных. Различие в сопротивлении деформированию приводит к изменению распределения послойной деформации и величины рабочих напряжений при прокатке биметаллических пакетов с антифрикционными сплавами разных групп, что может оказать существенное влияние на процесс сварки.

Кроме того, подготовка отожженных заготовок к плакировочной прокатке (обезжикивание отжигом + зачистка щетками) отличается от подготовки нагартованных заготовок (обезжикивание трихлорэтиленом или ультразвуковое обезжикивание + зачистка щетками), что также влияет на процесс сварки. С учетом отмеченных различий в подготовке и состоянии заготовок алюминиевых антифрикционных сплавов исследование влияния условий прокатки и геометрии пакета было проведено при прокатке пакетов сплавов ACM — сталь и сплав АО20-1 — сталь [68, 69].

Биметаллические пакеты со сплавом АСМ разной толщины прокатывались на станах Дуо 300 и Дуо 700 в идентичных условиях с обжатием от 31,4 до 55,2% за проход, а пакеты со сплавом АО20-1 прокатывались на стане Дуо 300 с обжатием от 25,8 до 52,4% за проход.

Прочность сцепления слоев в прокатанных биметаллических полосах определялась при испытании на скол по методике, изложенной в работе [73].

Для пакетов со сплавом ACM достаточно прочное сцепление слоев, способное противостоять расслаивающему воздействию остаточных напряжений из-за неодинаковой деформации слоев и

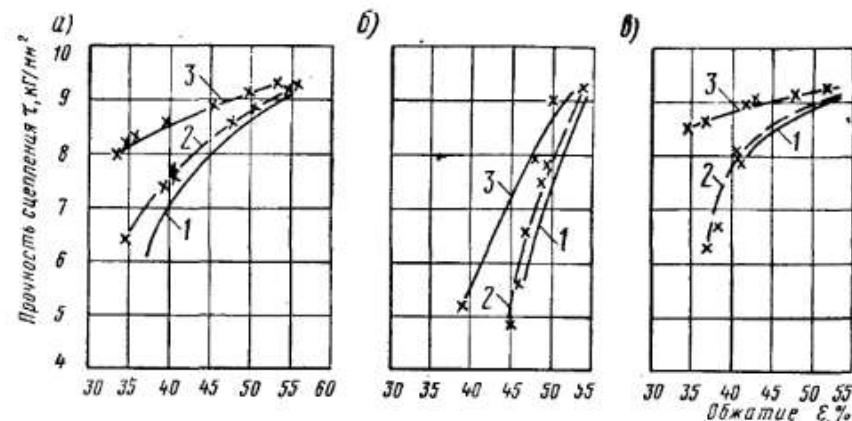


Рис. 52. Влияние толщины слоя плакировки и величины обжатия пакета на прочность сцепления сплава ACM со сталью:

*a, б и в* — валки соответственно 300, 700 и 700 мм, толщина стали в пакете — 5, 10 и 15 мм; *1, 2* и *3* — соотношение толщины сплава ACM и стали соответственно 1 : 1,25; 1 : 1,66 и 1 : 2,5

предотвратить расслоение биметалла, образуется при обжатиях пакета на 30—40% в зависимости главным образом от толщины плакировки (рис. 52). Но при одних и тех же обжатиях прочность сцепления в пакетах с более толстым плакируемым слоем получается меньшей.

При прокатке геометрически подобных пакетов разной толщины с одинаковыми обжатиями и примерно одинаковым отношением проекций дуги захвата к средней толщине пакета величина прочности сцепления слоев в толстых полосах оказалась значительно ниже, чем в тонких, особенно при обжатиях пакета менее чем на 45%. Подобная зависимость прочности сцепления слоев показывает, что способствующие нарушению целостности сварного соединения остаточные напряжения, величина которых при прочих равных условиях возрастает с увеличением толщины слоя плакировки, оказывают существенное влияние на прочность образующегося сварного соединения.

Установлено, что при обжатиях пакетов сплав ACM — сталь более чем на 50% прочность сцепления слоев незначительно зависит от геометрии пакета и диаметра валков. Поэтому, с точки зрения получения стабильного сцепления слоев в биметаллических полосах сплав ACM — сталь, обжатие пакетов при плакировочной прокатке следует принимать около 50%. Подобное обжатие можно рекомендовать и при прокатке пакетов со сплавом АН2,5, который близок по своим свойствам к сплаву ACM.

При прокатке биметаллических пакетов сплав AO20-1 — сталь зависимость прочности сцепления слоев от условий прокатки и геометрии пакета аналогична зависимостям, имеющим место при прокатке пакетов со сплавом ACM (рис. 53). Однако благодаря более высоким рабочим напряжениям неразрушающееся соединение образуется здесь при несколько меньших обжатиях (25—35%).

Прочное и стабильное соединение при прокатке пакетов сплав AO20-1 — сталь для исследованных случаев происходит при обжатии примерно 45%. В сортаменте биметалла со сплавом AO20-1 имеются полосы, которые должны прокатываться из пакетов меньшей или большей толщины по сравнению с исследованными случаями. Поэтому величина обжатия может несколько изменяться как в меньшую, так и в большую сторону в зависимости от геометрии пакета и условий прокатки.

При плакировании на сталь нагартованных алюминированных заготовок других сплавов II группы обжатие пакетов должно быть таким же, как при прокатке пакетов со сплавом AO20-1, поскольку у этих сплавов нет существенного различия по прочностным свойствам и по способу подготовки поверхности к сварке.

К катанным биметаллическим полосам алюминиевые антифрикционные сплавы — сталь предъявляются жесткие требования по допуску на толщину стального основания. Помимо применения калиброванных заготовок, одним из основных условий получения биметалла с точным соотношением толщины слоев является правильный учет неравномерности распределения послойной деформации при прокатке биметалла.

Рассматривая вопрос о распределении послойной деформации при прокатке полосового биметалла, следует различать два случая: прокатку биметаллической полосы или слитка сочно связанными между собой слоями и прокатку биметаллического пакета, в котором прочная межслойная связь отсутствует.

В первом случае благодаря наличию прочной металлической связи между составляющими неравномерность послойной деформации (искривление полосы, сползание металла с концов и по кромкам полосы) сравнительно невелика. Практически можно принять, что при прокатке на валках большого диаметра достаточно широкой и сравнительно тонкой биметаллической полосы послойная деформация распределяется одинаково и деформация слоев равна общей деформации полосы.

При прокатке биметаллического пакета металлическая связь между составляющими биметалла образуется в процессе прокатки, со стороны входа в очаг деформации она вообще отсутствует, и

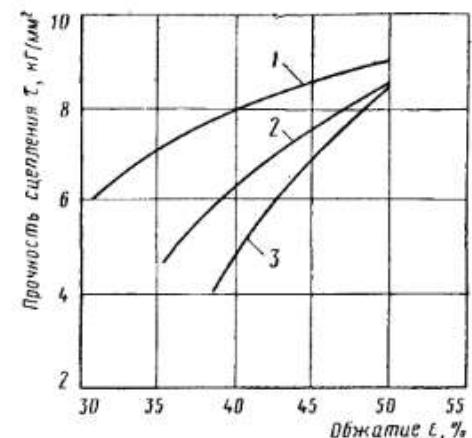


Рис. 53. Влияние толщины слоя плакировки и величины обжатия пакета на прочность сцепления алюминированного сплава AO20-1 со сталью (толщина стали в пакете 5 мм):

*1, 2 и 3* — толщина сплава AO20-1 соответственно 3, 4 и 5 мм

поэтому неравномерность послойной деформации здесь может быть весьма большой.

Величина неравномерности послойной деформации при прокатке биметаллического пакета определяется следующими факторами:

степенью различия сопротивлений деформированию составляющих слоев биметалла;

различием условий трения на контактных поверхностях слоев с валками;

условиями трения на поверхностях сцепления (межслойное трение);

геометрией очага деформации (отношение  $l/h_{\text{ср}}$ , где  $l$  — длина очага деформации,  $h_{\text{ср}}$  — средняя высота очага деформации);

толщиной пакета;

соотношением толщины слоев в пакете;

величиной обжатия пакета при прокатке;

специфическими условиями прокатки биметалла (наличие натяжения при рулонной прокатке; воздействие на полосу со стороны приемного стола на выходе из валков, в результате чего меняется прогиб полосы, и др.).

В настоящее время предложен ряд теоретических способов определения неравномерности послойной деформации при прокатке биметаллических пакетов [60, 15], однако точность их недостаточна (погрешность составляет 10—20%), и эти методы можно использовать лишь для качественных или приближенных определений.

Обычно для получения более точных результатов проводят экспериментальные исследования зависимостей распределения послойной деформации при прокатке биметалла [8].

Весьма точно неравномерность послойной деформации выражается с помощью коэффициента неравномерности  $\kappa$ , за который принимается отношение разности послойных деформаций к общей деформации биметалла, т. е.

$$\kappa = \frac{\ln \mu_1 - \ln \mu_2}{\ln \mu_{\text{общ}}}, \quad (1)$$

где  $\ln \mu_1$ ,  $\ln \mu_2$ ,  $\ln \mu_{\text{общ}}$  — показатель деформации соответственно слоя мягкого металла, жесткого металла и общей деформации пакета ( $\mu$  — вытяжка).

Определение толщины слоя мягкого металла  $h_1$  в прокатанной биметаллической полосе производится по формуле (2), полученной после преобразований выражения (1):

$$h_1 = \frac{H_0}{\mu \left( 1 + \frac{\mu^{\kappa}}{n} \right)}, \quad (2)$$

где  $H_0$  — толщина биметаллического пакета;  
 $n$  — соотношение толщин слоев в пакете.

$$\text{В свою очередь } n = \frac{H_1}{H_2},$$

где  $H_1$  и  $H_2$  — толщина заготовки соответственно мягкого и жесткого металла.

Определить толщину заготовки мягкого металла можно с помощью формулы (3), которая получается также после преобразований выражения (1):

$$H_1 = \frac{\mu h_0}{1 + \frac{1}{n_1 \mu^{\kappa}}}, \quad (3)$$

где  $h_0$  — толщина биметаллической полосы;

$n_1$  — соотношение слоев в биметаллической полосе (отношение толщины слоя мягкого металла к толщине твердого).

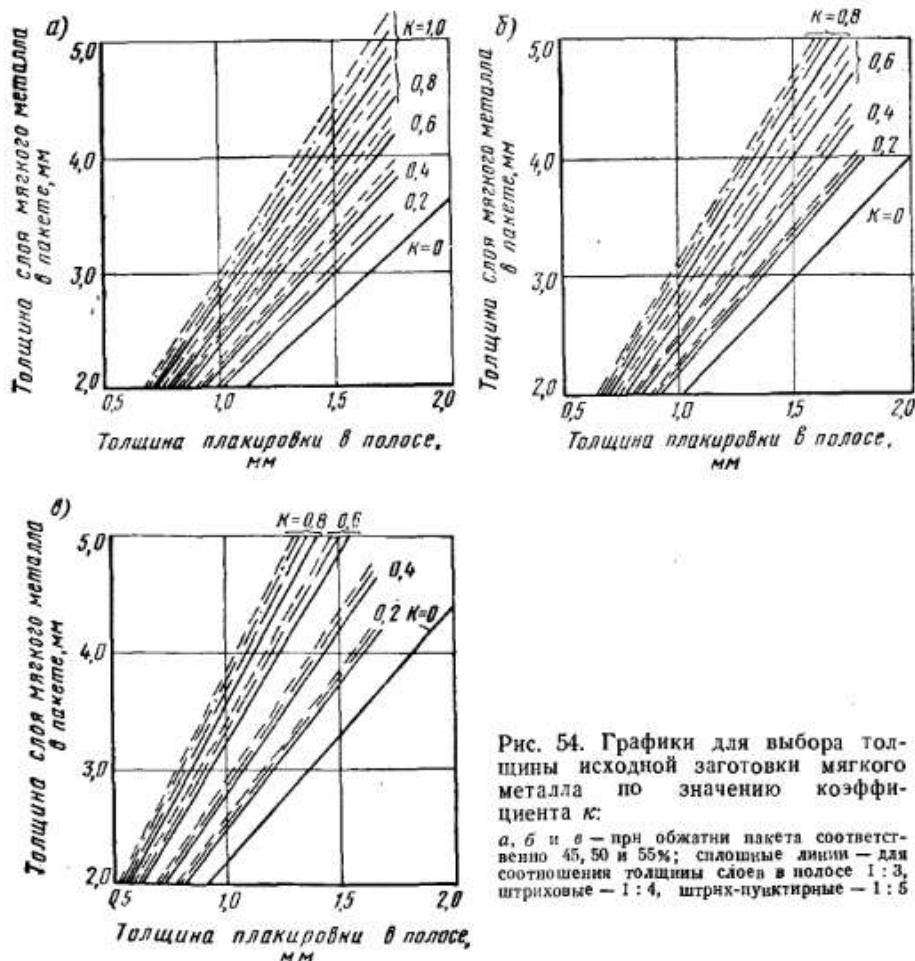


Рис. 54. Графики для выбора толщины исходной заготовки мягкого металла по значению коэффициента  $\kappa$ :

а, б и в — при обжатии пакета соответственно 45, 50 и 55%; сплошные линии — для соотношения толщин слоев в полосе 1 : 3; штриховые — 1 : 4, штрих-пунктирные — 1 : 5

Так как коэффициент неравномерности послойной деформации определяется в зависимости от геометрии и величины обжатия пакета, то при определении толщины заготовки нужно использовать метод последовательных приближений. Для облегчения подбора толщины исходной заготовки применяют соответствующие графики (рис. 54).

На рис. 55 и 56 показано изменение величины коэффициента неравномерности послойной деформации  $\kappa$  при прокатке пакетов сплавов АСМ — сталь и сплав АО20-1 — сталь.

Пакеты со сплавом АСМ прокатывались на станах Дуо 300 и Дуо 700 (валки — чугунные; чистота поверхности —  $\nabla 7$ ; смазка — керосин; окружная скорость — 0,46 м/сек и 0,54 м/сек соответственно). Обжатие при прокатке пакетов составляло от 31,6 до 55,2% за проход.

При изучении распределения послойной деформации для широкого сортамента прокатываемого биметалла было установлено, что неравномерность послойной деформации при прокатке биметаллических пакетов сплав АСМ — сталь уменьшается с увеличением обжатия пакета и отношения  $l/h_{cp}$  (прокатка одинаковых пакетов на валках разного диаметра), а также с уменьшением толщины слоя плакировки.

Это означает, что чем больше влияние сил трения (как межслойного, так и контактного), которые стремятся выравнить послойную деформацию, тем равномернее распределяется послойная деформация при прокатке биметаллического пакета.

Сравнивая данные, полученные при прокатке пакетов со сталью, толщиной 5 мм на стане Дуо 300 и пакетов со сталью толщиной 10 мм на стане Дуо 700, можно сделать вывод, что при прочих равных условиях послойная деформация пакетов разной толщины,

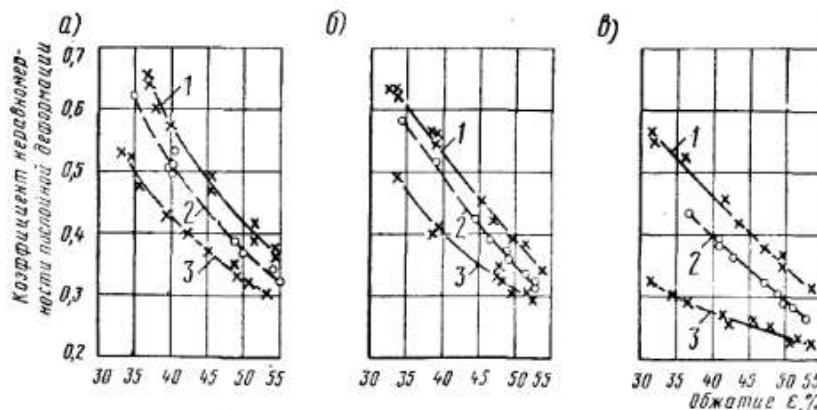


Рис. 55. Зависимость коэффициента неравномерности послойной деформации от величины обжатия пакета и толщины слоя плакировки при прокатке пакетов сплав АСМ — сталь;

*a, b, c* — валки диаметром 300, 700, 700 мм, толщина стали в пакете 5, 10, 5 мм; 1, 2 и 3 — соотношение толщин сплава АСМ и стали соответственно 1 : 1,25; 1 : 1,66 и 1 : 2,5

прокатанных при одном и том же отношении  $l/h_{cp}$ , распределяется одинаково. Этот вывод весьма важен при моделировании процесса прокатки биметалла.

Из экспериментальных данных по распределению послойной деформации при прокатке пакетов сплав АСМ — сталь видно, что для случая обжатия пакетов на 50% величина коэффициента  $\kappa$  изменяется от 0,25 до 0,4. Практически можно считать, что величина  $\kappa$  при плакировочной прокатке биметалла со сплавом АСМ находится в пределах 0,25—0,35. При подборе заготовок для тонкого биметалла и для биметалла с утоненным слоем сплава АСМ следует пользоваться меньшими значениями коэффициента  $\kappa$ , а для толстого биметалла и для биметалла с утолщенным слоем сплава — большими значениями. При приближенных расчетах можно принимать  $\kappa=0,3$ . Тогда

$$\frac{H_{ACM}}{h_{ACM}} \approx 2,35, \quad (4)$$

где  $H_{ACM}$  — толщина заготовки сплава АСМ в пакете;

$h_{ACM}$  — толщина слоя сплава АСМ в полосе после плакировочной прокатки с обжатием на 50%.

Результаты, которые получаются при расчете заготовок по приближенному равенству (4), близки к результатам, полученным при использовании равенства

$$H_{ACM} = 1,15 h_{ACM}, \quad (5)$$

выведенного А. В. Лаписом при обработке данных по распределению послойной деформации с помощью статистического анализа [133].

При прокатке пакетов сплав АО20-1 — сталь (алюминированные карточки сплава имели наклеп 70%, сталь применялась в отожженном состоянии) закономерности распределения послойной деформации качественно такие же, как и при прокатке пакетов со сплавом АСМ (рис. 56). Но так как сопротивление деформированию нагартованного сплава АО20-1 значительно превышает сопротивление отожженного сплава АСМ, то распределение послойной деформации здесь более равномерное. В этом случае величина коэффициента неравномерности послойной деформации составляет 0,15—0,25.

Для приближенных расчетов целесообразно принимать  $\kappa=0,2$ . Тогда

$$\frac{H_{AO20-1}}{h_{AO20-1}} \approx 2,2,$$

где  $H_{AO20-1}$  — толщина заготовки сплава АО20-1 в пакете;

$h_{AO20-1}$  — толщина слоя сплава АО20-1 в полосе после плакировочной прокатки пакета с обжатием 50%.

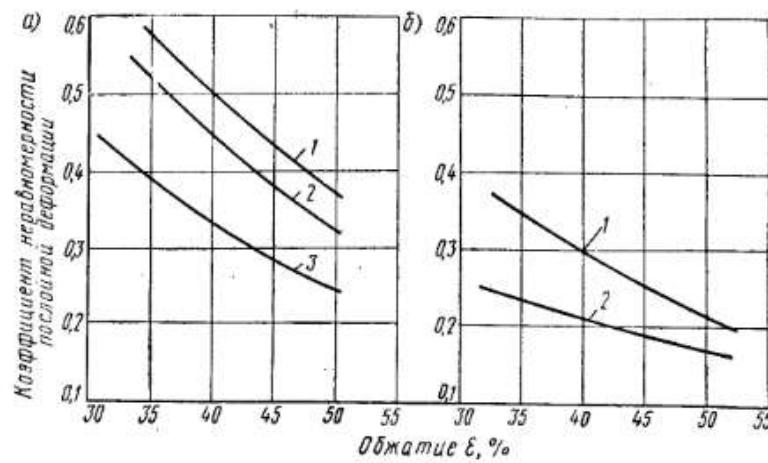


Рис. 56. Зависимость коэффициента неравномерности послойной деформации от величины обжатия пакета и толщины слоя плакировки при прокатке пакетов сплавов АО20-1 — сталь на стане Дуо 300:  
а и б — толщина стали соответственно 5 и 3 мм; 1, 2, 3 — толщина сплава АО20-1 соответственно 5 и 3 мм, 2,4 мм, 3 мм

Следует подчеркнуть, что полученные результаты по распределению послойной деформации при плакировочной прокатке биметаллов с антифрикционными сплавами АСМ и АО20-1 справедливы только для случая пакетной прокатки. При рулонной прокатке биметалла большое влияние на распределение послойной деформации оказывает величина натяжения стального основания. Натяжение способствует более равномерному распределению послойной деформации. Для рулонной прокатки биметалла сплав АО20-1 — сталь обычно принимают, что деформация слоев одинакова.

Силовые условия при прокатке биметалла изучались в ряде работ [15, 71, 109]. Основные зависимости величины рабочих напряжений от условий прокатки и размеров прокатываемой полосы здесь такие же, как и при прокатке монометалла. Величина рабочих напряжений при прокатке монометалла увеличивается с ростом обжатия, с увеличением диаметра валков, с утонением полосы и т. д. Однако при прокатке биметалла имеются и существенные особенности, вытекающие из того, что здесь одновременно деформируются два металла, обладающих разным сопротивлением деформированию. Поэтому на величину рабочих напряжений оказывает влияние соотношение толщины слоев и качество сцепления в полосе.

Чем больше доля мягкой составляющей, тем меньше величина рабочих напряжений. При прокатке биметаллических полос с прочным сцеплением слоев сопротивление деформированию биметалла приблизительно равно среднепропорциональному сопротивлению деформированию его составляющих. Как показывают результаты исследований, приведенные в работе [20], при холодной прокатке полос различных биметаллических пар отклонения от этого правила

не превышают 10 %. Однако при прокатке полос с недостаточным сцеплением слоев сопротивление деформированию было значительно меньше среднепропорционального. Еще большие отклонения обнаружены при прокатке биметаллических пакетов, что вызвано различной величиной деформации слоев, причем в этом случае значительное влияние на величину рабочих напряжений оказывало изменение условий трения на межслойных поверхностях. С увеличением толщины слоя мягкого металла, а также с уменьшением сил межслойного трения величина рабочих напряжений при прокатке биметаллических пакетов уменьшается.

В настоящее время предложен ряд аналитических формул для расчета рабочих напряжений при прокатке биметалла [20, 60, 15, 109]. Эти формулы были выведены с помощью метода силового равновесия или вариационных методов. При выводе формул вводились различные допущения, существенно упрощающие сложные условия, имеющие место при прокатке биметаллического пакета. Поэтому предложенные способы расчета применимы лишь для частных случаев прокатки биметалла.

Для расчета величины давления металла на валки при плакировочной прокатке биметаллических пакетов с алюминиевыми антифрикционными сплавами нами были предложены две формулы, полученные исходя из силового равновесия мягкого слоя биметаллической пары [71]. При выводе этих формул принимали следующие допущения:

1. Дугу захвата заменяли хордой и принимали ее длину  $l = \sqrt{R\Delta h}$ , где  $R$  — радиус валка;  $\Delta h$  — абсолютное обжатие биметаллического пакета. Межслойную поверхность считали плоской (рис. 57, 58), что подтверждается экспериментально.

2. Напряжения трения на контакте с валком  $t_1$  и напряжения межслойного трения  $t_2$  направлены к нейтральному сечению и имеют предельное значение.

3. Сопротивление деформированию постоянно и составляет  $K = 1,15 S_d$ , где  $S_d$  — осредненное напряжение пластического сопротивления алюминиевого сплава.

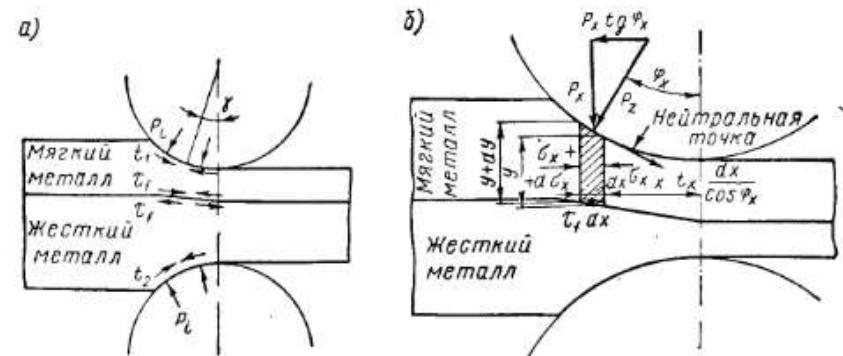


Рис. 57. Распределение сил в очаге деформации при прокатке биметалла (а) и равновесие элементарного объема в очаге деформации (б)

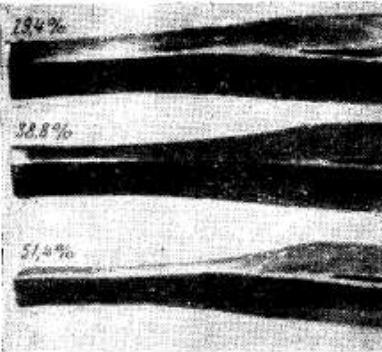


Рис. 58. Форма очага деформации при прокатке биметаллических пакетов алюминиевые антифрикционные сплавы — сталь с различной величиной обжатия

заготовки антифрикционного толщины.

При больших обжатиях, которые имеют место при прокатке биметаллического пакета, мягкий алюминиевый подслой может деформироваться с напряжениями, близкими к предельным (0,5 K).

Расчет величины давления металла на валки при прокатке пакетов с алюминиевыми антифрикционными сплавами, которые имеют сопротивление деформированию существенно больше, чем чистый алюминий (сплавы АО20-1, АО9-1, АС11), ведется по формуле

$$P = \frac{b l}{\Delta h} \left\{ \xi_0 K (h_0 - h_n) + \left[ h_n \ln \frac{h_0}{h_n} - (h_0 - h_n) \right] \times \right. \\ \times \left[ K - \frac{l}{\Delta h} (t + \tau_f) \right] + \xi_1 K (h_n - h_1) + \left[ h_n \ln \frac{h_n}{h_1} - (h_n - h_1) \right] \times \\ \times \left. \left[ K + \frac{l}{\Delta h} (t + \tau_f) \right] \right\}, \quad (6)$$

где  $b$  — ширина очага деформации;

$l$  — длина очага деформации;

$h_0$  — толщина заготовки мягкого металла в пакете;

$h_1$  — толщина слоя мягкого металла в полосе;

$\Delta h$  — абсолютное обжатие слоя мягкого металла;

$h_n$  — толщина слоя мягкого металла в нейтральном сечении.

Величину  $h_n$  находят из выражения

$$\ln h_n = \frac{\ln h_0 h_1}{2} - \frac{\xi_1 K - \xi_0 K + K \ln \frac{h_0}{h_1}}{2 \frac{l}{\Delta h} (t + \tau_f)}. \quad (7)$$

4. Границное условие на входе  $\xi_0 K = K_1$ , т. е.  $\xi_0 = 1$  при отсутствии натяжения.

5. Границное условие на выходе  $\xi_1 K = K_2$  ( $K_2$  — осредненное сопротивление деформированию биметаллической полосы на выходе из очага деформации). Допущения 3 и 4 являются общепринятыми.

Как показало экспериментальное определение формы и строения очага деформации, выполненное при прокатке пакетов сплав АСМ — сталь и сплав АО20-1 — сталь с основанием в валках, предложенная схема очага деформации (допущение 1) может быть принята при обжатиях на 40% и более пакетов, у которых относительная толщина сплава составляет 35—45% общей толщины.

При двустороннем плакировании заготовки антифрикционного сплава алюминием

$$t = \tau_f = \frac{1,15 S_d}{2},$$

где  $S_d$  — осредненное напряжение пластического растяжения алюминия.

Для расчета величины давления металла на валки при прокатке пакетов с алюминиевыми антифрикционными сплавами, по сопротивлению деформированию близкими к алюминиевому подслою (например, сплав АСМ), применяют формулу (8). Эту формулу можно применять для расчета давлений, когда на сталь плакируется антифрикционный сплав, не имеющий мягкого подслоя.

$$P = \frac{bl}{\Delta h} \left[ \xi_0 K h_0 - \xi_1 K h_1 + \frac{l}{\Delta h} K (h_0 + h_1 - 2h_n) \right]. \quad (8)$$

Величина  $h_n$  определяется из выражения

$$\ln h_n = \frac{\ln h_0 h_1}{2} - \frac{\xi_1 K - \xi_0 K}{2 \frac{l}{\Delta h} K}. \quad (9)$$

При расчетах величину  $S_d$  антифрикционных сплавов, алюминия и малоуглеродистой стали можно брать по графикам, приведенным на рис. 59.

Если формулы (6) и (8) применены правильно (обжатие пакета не менее 40%, относительная толщина заготовки мягкого металла от общей толщины пакета составляет 35—45%), то погрешность при определении величины давления металла на валки находится в пределах 3—12%. При меньших обжатиях пакета получаются заниженные результаты, что очевидно связано с увеличением различия между действительной и расчетной длиной очага деформации, а при утоненном слое плакировки результаты наоборот завышаются из-за отсутствия учета влияния составляющей удельного давления  $p_x$ , действующей на межслойной плоскости.

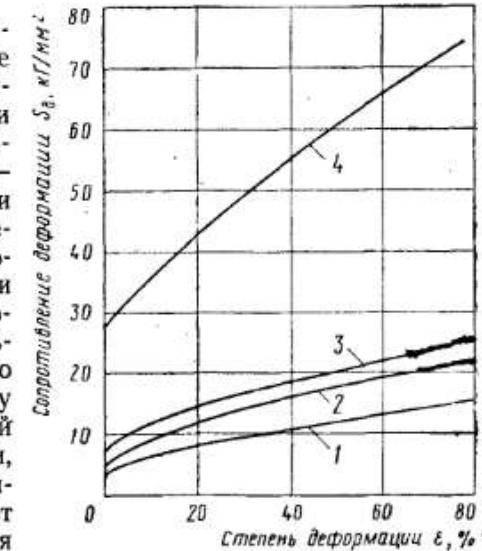


Рис. 59. Сопротивление деформированию при комнатной температуре:  
1 — алюминий; 2 — сплав АСМ; 3 — сплав АО20-1; 4 — малоуглеродистой стали типа армко-жедезо и 08kp

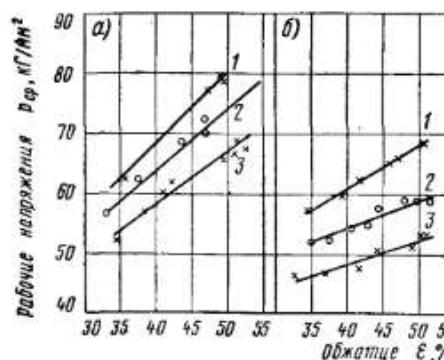


Рис. 60. Рабочие напряжения при прокатке пакетов сплав ACM — сталь на стане Дуо 300:

а и б — при толщине стали соответственно 5 и 3 мм; 1, 2, 3 — при толщине сплава ACM соответственно 4 и 2,4 мм, 3 и 1,8 мм, 2 мм

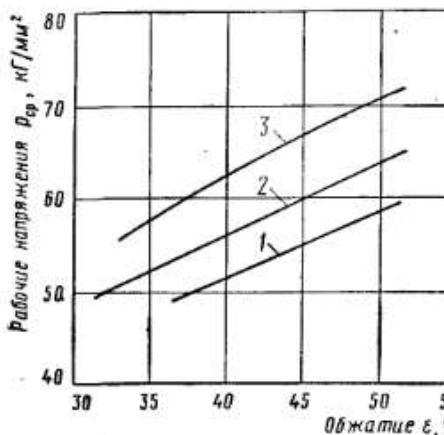


Рис. 61. Рабочие напряжения при прокатке пакетов алюминиевый нагартованный сплав AO20-1 — сталь (толщина стали — 5 мм) на стане Дуо 300 при толщине сплава:

1 — 5 мм; 2 — 4 мм; 3 — 3 мм

формированию существенно больше, чем у отожженного сплава ACM. В большинстве случаев при плакировочной прокатке пакетов сплав AO20-1 — сталь можно считать, что величина рабочих напряжений составляет  $55—65 \text{ кГ/мм}^2$ .

Прокатные станы, предназначенные для плакировочной прокатки биметаллических пакетов с алюминиевыми антифрикционными сплавами, имеют ряд особенностей. Для того чтобы получить биметаллический прокат с минимальной разнотолщинностью,

из-за отсутствия метода, позволяющего рассчитать давление металла на валки для любого размера биметалла, для определения усилий при прокатке используют экспериментальные данные.

На рис. 60 и 61 показаны зависимости изменения величины рабочих напряжений от обжатия пакета и его геометрии при прокатке пакетов со сплавами ACM и AO20-1. Как и в случае распределения послойной деформации, при прокатке подобных пакетов с одинаковыми обжатиями и с близким отношением  $l/h_{ср}$  рабочие напряжения весьма близки.

В зависимости от соотношения толщин слоев, величины обжатия и отношения  $l/h_{ср}$  величина рабочих напряжений при прокатке пакетов со сплавом ACM может изменяться от 45 до  $80 \text{ кГ/мм}^2$ . Однако при обжатии на 50%, которое соответствует обжатию при плакировочной прокатке, величина рабочих напряжений находится в пределах 52—60  $\text{кГ/мм}^2$ .

При прокатке пакетов со сплавом AO20-1 величина рабочих напряжений при прочих равных условиях несколько больше, чем при прокатке пакетов со сплавом ACM, так как заготовки сплава AO20-1 имеют предварительный наклеп и их сопротивление де-

формированию существенно больше, чем у отожженного сплава ACM. Клеть прокатного стана должна иметь повышенную жесткость. Однако применять здесь клети Квартго не представляется возможным, так как необходимость обеспечения захвата при больших абсолютных обжатиях пакета приведет к весьма большому диаметру рабочих валков.

Поэтому для плакировочной прокатки применяют клети Дуо, имеющие валки с небольшой длиной рабочей части. На станах, специально предназначенных для плакировочной прокатки, установлены опорные роликовые подшипники или опорные подшипники жидкостного трения, жесткость которых значительно больше, чем у текстолитовых подшипников. Большие относительные обжатия и сравнительно высокие рабочие напряжения при прокатке пакетов требуют принятия мер по предотвращению налипания металла на валки.

Из-за значительной разницы в сопротивлении деформированию алюминиевых антифрикционных сплавов и стальной основы, а также из-за несимметричности пакета плакировочная прокатка сопровождается изгибом биметаллических полос. Стrelа прогиба может достигать 130—350 мм [15]. Для уменьшения прогиба на станах устанавливаются жесткие выходные проводки по касательной к нижнему валку. Чтобы предотвратить смещение заготовки антифрикционного сплава относительно стального основания в процессе прокатки, на входе пакета в валок устанавливается жесткий стол с проводками.

Скорость плакировочной прокатки обычно составляет 0,2—0,5 м/сек. Чем меньше скорость прокатки, тем качественнее получается сварка слоев в полосе и тем легче происходит подача пакета в валки. Небольшая скорость прокатки является еще одной особенностью таких специализированных станов.

В настоящее время в практике отечественного производства можно выделить две группы оборудования, применяемого для прокатки биметаллических пакетов с алюминиевыми антифрикционными сплавами.

Биметаллы со сплавами I группы (в основном со сплавом ACM), а также биметаллические полосы с алюминиево-оловянными сплавами AO20-1 и AO9-1 толщиной более 4 мм прокатываются на станах Дуо 700 и Дуо 600. Недостатком этих станов является слишком большая длина рабочей части валков (800—900 мм) по отношению к ширине прокатываемых полос (200—300 мм) и наличие текстолитовых подшипников [15]. Прокатка пакетов производится на валках с цилиндрической поверхностью, поэтому из-за прогиба валков на полосе образуется поперечная разнотолщинность, достигающая 0,10—0,15 мм при прокатке на новых валках и 0,20—0,25 мм при прокатке на изношенных.

Попытки применить валки с выпуклой поверхностью (до 0,3 мм) не дали положительных результатов из-за продольных разрывов плакирующего слоя по центру полосы. Из-за недостаточной жесткости подшипников продольная разнотолщинность по полосе также может достигать 0,20—0,25 мм.

Более приспособлены для плакировочной прокатки стаи Дуо 470, которые применяются для прокатки полос толщиной менее 5 мм со сплавами АО20-1 и АS11. На этих станах установлены валки с длиной рабочей части 320 мм, что обеспечивает их минимальный прогиб. Жесткость опор достигается применением четырехрядных конических роликовых подшипников, выдерживающих нагрузку по 225 Т на каждую опору. Небольшая скорость прокатки (0,25 м/сек) способствует устойчивому захвату пакета на входе в валки. Валки охлаждаются водой. С целью равномерного подвода смазки на них установлены пружинные устройства с легко заменяемыми войлочными прокладками, которые обтирают валки и наносят на них слой смазки. Заменяют валки комплектно кассетой, что облегчает труд и сводит к минимуму потерю времени. Входной и выходной столы могут регулироваться таким образом, что их поверхность устанавливается строго на уровне верха нижнего валка. Входной стол имеет жесткую проводку, удерживающую пакет и не дающую слою антифрикционного сплава сместиться относительно стального основания.

Весьма совершенны и стаи Дуо 400, предназначенные для рулонной прокатки биметаллических полос со сплавами АО20-1 и АS11 толщиной от 1,4 до 3,25 мм. Опорные подшипники валков игольчатые, рассчитанные на давление 250 Т на каждой опоре. Осьевое положение валков регулируется, подвеска их гидравлическая. Валки охлаждаются водой и снабжены пружинными обтирочными устройствами.

Для предотвращения налипания металла предусмотрены устройства промасливания валков. В этих устройствах масло через сопло периодически подается на смазочный узел, состоящий из двух валиков — стального и Фторопластового. Фторопластовый валик соприкасается с прокатным валком и смазывает его. С входной стороны клети установлены подводящие проводки и стол — массивная стальная плита с горизонтальными пружинящими валиками, которые прижимают сплав к стали, и с самоцентрирующими боковыми направляющими, которые предотвращают смещение заготовок в сторону. На выходе также установлен стол — жесткая стальная плита с двумя правильными роликами и промасливающим устройством (фетровая подушка), которое смазывает алюминиевую поверхность полосы. Править полосу на выходе, а также смазывать алюминиевую поверхность необходимо для того, чтобы обеспечить правильность показаний контрольно-измерительного прибора, замеряющего толщину прокатанной полосы. Непрерывный контроль за толщиной полосы — большое преимущество данного прокатного стана.

Небольшая длина валков у станов для прокатки тонкого биметалла и сравнительно небольшие величины давления металла способствуют уменьшению изгиба валков, который к тому же частично компенсируется профилем рабочей части валка, имеющей выпуклость 0,05 мм на сторону. Поэтому поперечная разнотолщина тонкого биметалла не превышает 0,03 мм. Минимальной

получается и продольная разнотолщина, чему способствует применение жестких подшипников и поддержание постоянного режима смазки на поверхности валков.

Прокатка полосового биметалла на всех станах ведется без применения укладчиков с периодическим замером толщины прокатываемых полос при помощи микрометра. Вес пакетов при прокатке толстого биметалла составляет 10—20 кг, при прокатке тонкого — 4—15 кг. Темп прокатки — до 6 пакетов в минуту.

В пакетах сплав АСМ — сталь карточки отожженного и защищенного проволочными щетками сплава имеют размеры  $(3,15 \div 6,5) \times (220 \div 290) \times (420 \div 450)$  мм, а карточки горячекатаной стали, протравленной и защищенной щетками, имеют размеры  $(7,5 \div 13) \times (220 \div 290) \times (450 \div 500)$  мм. Обжатие при прокатке пакетов составляет 48—50%. Местная разнотолщина по полосе может достигать 0,3—0,4 мм, а партионная разнотолщина составляет 0,5—0,7 мм, из-за чего эти полосы приходится дополнительно прокатывать с небольшими обжатиями, чтобы прокалибровать их до требуемой точности по толщине.

Прокатка биметаллических пакетов со сплавами АО20-1 и АО9-1, предназначенных для получения толстого биметалла, производится аналогично прокатке пакетов со сплавом АСМ. Некоторое отличие состоит только в том, что нагартованные алюминированные карты этих сплавов имеют несколько меньшую толщину и большую длину, чем карточки сплава АСМ.

Для плакировочной прокатки тонких биметаллических полос со сплавами АО20-1 и АS11 на стаи Дуо 470 заготовки имеют следующие размеры: алюминированные и нагартованные карточки сплавов  $(0,83 \div 2,24) \times (81,0 \div 188,5) \times (825 \div 1550)$  мм; карточки отожженной стали  $(1,9 \div 6,33) \times (82,5 \div 190) \times (870 \div 1590)$  мм. Обжатие при прокатке пакетов со сплавом АО20-1 составляет не менее 41%, со сплавом АS11 — не менее 43%. Для лучшего захвата пакета карты сплава сдвинуты на 50 мм по отношению к переднему концу стальной заготовки. Ширина карт алюминированного сплава на 1,5 мм меньше ширины стали, что предотвращает сползание сплава по бокам полосы.

Благодаря жесткости клети станов Дуо 470 поперечная разнотолщина тонких биметаллических полос не превышает 0,02—0,03 мм, а продольная — 0,03—0,04 мм. Уже после плакировочной прокатки допуск на толщину тонких биметаллических полос соответствует требованиям технических условий, поэтому дополнительная калибровочная прокатка здесь не нужна.

Рулонная прокатка тонкого биметалла проводится на линии непрерывного изготовления биметаллической полосы. Стальная заготовка (толщина 1,58—3,95 мм, ширина 76—177 мм) в рулонах весом 1 т поступает на разматыватель. С разматывателя сталь подается на правильную машину, а затем — на гильотинные ножницы, где обрезается задний конец обрабатываемого рулона и передний конец поступающего рулона. Затем концы стальных рулонаов свариваются встык на автоматической сварочной машине.

После сварки стальная заготовка проходит через подающие ролики и накопительные устройства на агрегат обезжиривания в парах трихлорэтилена (дихлорэтана) и поступает на агрегат зачистки свариваемой поверхности наждачной лентой. Между этими двумя агрегатами установлены подающие ролики, устройство для регулировки петли и ролики, натягивающие полосу перед зачисткой наждачной лентой.

На зачищенную стальную полосу подается рулонная заготовка алюминированного сплава.

Эту рулонную заготовку получают с помощью сваркистык полос алюминированного сплава длиной 10 м. Вес рулонной заготовки сплава 200 кг, толщина полосы 0,85—1,83 мм, ширина 74—175 мм. Сплав обезжиривается на отдельной установке, а зачищается непосредственно на линии непрерывной прокатки биметалла. Зачищенные и совмещенные полосы стали и алюминированного сплава подаются в прокатную клеть Дуо 400. Обжатие при плакировочной прокатке биметалла со сплавом АО20-1 составляет не менее 41%, — со сплавом АС11 — не менее 43%. Прокатанная биметаллическая полоса проходит через натяжные ролики, перед которыми установлен толщиномер, и поступает на пресс для резки по длине. На линии непрерывной прокатки изготавливают полосовой биметалл размерами  $(1,4\text{--}3,25)\times(76\text{--}177)\times2640$  мм. Разнотолщинность биметалла не превышает 0,05 мм, поэтому здесь также не требуется дополнительной калибрующей прокатки.

После плакировочной прокатки биметаллические полосы находятся в сильно наклепанном состоянии. Твердость плакирующего слоя из антифрикционных сплавов составляет HB 45—55, а стальной основы HB 180—190. Межслойные остаточные напряжения достигают значительной величины и могут быть близки к пределу текучести нагартованного алюминиевого подслоя. Полученное в процессе плакировочной прокатки сильно наклепанное сварное соединение имеет многочисленные концентраторы напряжений, что повышает его склонность к хрупкому разрушению. Неблагоприятна с точки зрения работы в подшипнике и структура нагартованных сплавов, особенно сплавов II группы, содержащих включения мягких структурных составляющих в виде волокнистой сетки, вытянутой вдоль направления прокатки.

Поэтому прокатанные биметаллические полосы непременно должны быть отожжены. Непосредственно на выходе из прокатной клети полосы укладываются на специальные поддоны. Тонкие полосы, полученные рулонной прокаткой, имеют незначительный изгиб и укладываются попарно алюминиевым сплавом к алюминиевому сплаву. Это предотвращает налипание алюминия или олова на сталь при отжиге. Тонкий биметалл, прокатанный на станах Дуо 470, перед укладкой на поддон правится на правильной машине и также укладывается сплавом к сплаву. Толстые биметаллические полосы, как правило, после плакировочной прокатки не правят, так как правка может привести к некоторому ослаблению прочности сцепления слоев. Эти полосы имеют изгиб со стрелой

прогиба 30—50 мм. Укладывают их друг на друга сталью к сплаву, причем более изогнутый передний конец полосы верхнего ряда укладывается на менее изогнутый задний конец полосы нижнего ряда. Таким образом, получается неплотная укладка полос в стопе, что способствует более быстрому прогреву садки при отжиге и предотвращает контакт между алюминиевой плакировкой и сталью на большой площади.

### Отжиг биметаллических полос после плакировочной прокатки

Отжиг биметаллических полос после плакировочной прокатки является окончательным для биметаллов со сплавами АО20-1, АО9-1 и АС11, которые прокатываются за проход на окончательную толщину и имеют разнотолщинность в допускаемых по техническим условиям пределах.

Для толстого биметалла со сплавами АО20-1 и АО9-1, а также для биметалла со сплавом АСМ этот отжиг является промежуточным, так как полосы, прокатанные на станах Дуо 700 и Дуо 600, имеют значительную разнотолщинность и их необходимо калибровать.

В обоих случаях отжиг биметалла после плакировочной прокатки должен обеспечить рекристаллизацию слоя антифрикционного сплава и стабилизировать сварное соединение слоев в полосе, а также способствовать уменьшению межслойных напряжений.

С точки зрения получения оптимальной рекристаллизованной структуры алюминиевых антифрикционных сплавов отжиг следует проводить при температуре 330—350° С. При отжиге холодносварного соединения могут протекать процессы, оказывающие различное влияние на его прочность [300]. При низкотемпературном отжиге (в биметаллах с алюминием температура такого отжига 200° С) прочность сварного соединения несколько повышается по сравнению с прочностью в исходном нагартованном состоянии. Это вызвано процессами поверхностной диффузии, способствующими увеличению площади первоначальных мостиков сцепления и округлению несплошностей в сварном шве. С увеличением температуры и продолжительности отжига прочность сварного соединения понижается, так как происходит разупрочнение самого металла, но стабильность соединения возрастает благодаря интенсификации диффузионных процессов.

Если в биметалле не образуется хрупких интерметаллидов (в биметалле алюминий—сталь подобные интерметаллиды образуются при температурах выше 500—510° С), то, как правило, эта закономерность не нарушается. Однако в случае отжига холодносварного соединения алюминий—сталь при температурах 380—400° С прочность может значительно ослабляться из-за разложения гидроокисных пленок, которые образуются на подготовленной к сварке поверхности во влажной атмосфере и попадают в сварной шов. Разлагаясь при температуре 380—400° С, гидроокись

алюминия выделяет водяной пар, который создает большое давление в микронесплошностях соединения и разрывает шов.

Поэтому для стабилизации сварного соединения отжиг при температуре 350° С также является предпочтительным. Отжиг при такой температуре обеспечивает рекристаллизацию слоя алюминиевого антифрикционного сплава, полностью снимает наклек, полученный сплавом в процессе плакировочной прокатки. Тем самым он способствует снятию межслойных напряжений, величина которых определяется пределом текучести слоя алюминиевого антифрикционного сплава.

Окончательный отжиг тонких биметаллических полос со сплавами АО20-1, АО9-1 и АS11 проводится при температуре 350° С садкой весом 2,5—3,0 т в электропечах сопротивления с воздушной циркуляцией. Мощность печи 240 квт, продолжительность пребывания металла в ней составляет 2,5—3,5 ч (в зависимости от веса садки), температура поддерживается с точностью  $\pm 5^\circ$  С.

Так как отжиг происходит без защитной атмосферы, то на стальной поверхности образуется пленка окислов темно-синего цвета. Эта пленка толщиной 1—2 мк весьма пластична и не отслаивается при штамповке вкладышей.

Промежуточный отжиг толстого биметалла со сплавами АО20-1 и АО9-1, а также отжиг полос со сплавом АСМ производятся садками по 3 т в печах ОКБ-331 (электропечи сопротивления мощностью 180 квт с принудительной циркуляцией воздуха). Нагрев до 330—350° С идет в течение 7—9 ч; выдержка при этой температуре в течение 1 ч. После промежуточного отжига слой антифрикционного сплава в биметалле полностью рекристаллизуется. Стальное же основание практически не разупрочняется, на его поверхности образуется темная пленка окислов до 2—3 мк.

### Калибровочная прокатка биметаллических полос

После плакировочной прокатки на станах Дуо 700 и Дуо 600 полосы со сплавами АСМ, АО20-1 и АО9-1 калибруются. Режимы калибровочной прокатки этих полос различны.

Биметаллические полосы со сплавом АСМ, прокатанные на стане Дуо 700, калибруются на станах Дуо 650 и Дуо 525 за три-пять проходов, из которых один—три прохода с суммарным обжатием 22—32% проводятся на стане Дуо 650, два прохода — на стане Дуо 525 с суммарным обжатием 12—24%. Общее обжатие при калибровке составляет 34—50%. Мощность стана Дуо 650 равна 475 квт, Дуо 525—300 квт. Прокатка идет на стальных валках (сталь 9Х2) длиной 800 мм с цилиндрическим профилем рабочей части. Скорость прокатки 0,8 и 0,4 м/сек. В качестве технологической смазки применяют керосин, смешанный с 1% олиновой кислоты. Станы Дуо 650 и Дуо 525 не обладают большой жесткостью.

Полосы, сплакированные на стане Дуо 600, калибруются на нем же. Из-за недостаточной жесткости клетей калибровочных

станов и весьма значительной разнотолщинности биметаллических полос, полученных при плакировочной прокатке, калибровка производится в несколько проходов при небольшом обжатии за проход. Увеличение обжатия за проход приводит к сильному росту величины давления металла на валки, так как калибруется полоса с наклеканным стальным основанием и рабочие напряжения здесь достигают 70—90 кГ/м<sup>2</sup>. Это может вызвать дополнительную разнотолщинность. Калибровка полосы, имеющей большую разнотолщинность по ширине, с небольшими обжатиями приводит к неравномерной деформации металла по ширине и к образованию на полосе волнистости.

После калибровочной прокатки разнотолщинность по полосе и партионная разнотолщинность уменьшаются. По ширине полосы разнотолщинность составляет 0,05—0,10 мм, а по длине 0,06—0,12 мм. Партионная разнотолщинность составляет 0,15—0,20 мм для полос толщиной до 3,2 мм и до 0,4 мм для более толстых полос.

В связи со значительной вытяжкой биметаллических полос при калибровочной прокатке за счет выхода на межслойную поверхность внутренних незагрязненных объемов металлов может несколько стабилизироваться сварное соединение слоев. Происходит также наклек сплава АСМ (твердость сплава повышается до HB 42—46). Дополнительно нагартовывается стальное основание. Суммарный наклек стали достигает 62—72%, а ее твердость повышается до HB 220—240.

В процессе калибровочной прокатки биметаллической полосы значительная разница прочностных свойств слоя мягкого антифрикционного сплава и наклеканного стального основания приводит к сильному изгибу полосы (стрела прогиба достигает 300—400 мм/м). После калибровки полосы обязательно правят на правильной машине и укладывают на поддон попарно сплавом к сплаву.

К биметаллическому прокату с алюминиевыми антифрикционными сплавами предъявляются жесткие требования по чистоте поверхности стального основания. Поэтому при калибровочной прокатке тщательно следят за состоянием рабочей поверхности валков. Не допускается калибровочная прокатка биметалла на валках с чистотой рабочей поверхности ниже V7.

Калибровка биметаллических полос со сплавами АО20-1 и АО9-1 проводится на стане Дуо 525 за два-три прохода. Здесь применяют несколько меньшие деформации (25—35%), благодаря чему в готовом биметалле стальная основа имеет меньший наклек и ее твердость составляет HB 200—230. При калибровочной прокатке также происходит наклек слоя антифрикционного сплава (твердость его достигает HB 42—45) и изгиб полосы. Разнотолщинность калиброванных биметаллических полос со сплавами АО20-1 и АО9-1 примерно равна разнотолщинности полос со сплавом АСМ. После калибровки полосы правят и попарно сплав к сплаву укладывают на поддон.

## Окончательный отжиг биметаллических полос после калибровочной прокатки

С целью обеспечения необходимого качества вкладышей и их высокой работоспособности к катаному биметаллу предъявляется ряд специфических требований. Слой антифрикционного сплава должен после отжига иметь структуру с мелкодисперсным и равномерным распределением составляющих. Биметалл должен обладать удовлетворительной штампуемостью и свойствами, гарантирующими сохранение заданного натяга при нормальной работе вкладыша. Желательно также, чтобы поверхность стального основания была покрыта окисной пленкой, не разрушающейся при штамповке, поскольку осыпавшаяся окалина уменьшит толщину вкладыша за пределы допуска. В значительной степени выполнение этих требований определяется режимом окончательного отжига биметалла.

Как отмечалось, для тонких биметаллических полос со сплавами АО20-1 и АS11, которые не калибруются после плакировочной прокатки, необходимые свойства биметалла достигаются после отжига при температуре 350°С с выдержкой 2,5—3,5 ч.

Подобные режимы оказались применимыми и при отжиге толстых полос с алюминиево-оловянными сплавами АО20-1 и АО9-1, несмотря на то что эти полосы имеют более твердое стальное основание, чем тонкие полосы, прокатанные без калибровки. Однако для биметаллических полос с антифрикционными сплавами I группы (в том числе и с наиболее распространенным сплавом ACM), имеющими сильно наклепанное стальное основание, подобный низкотемпературный отжиг не обеспечивает получение необходимой релаксационной стойкости. Вкладыши, изготовленные из такого биметалла, в процессе работы склонны к потере натяга. На склонность вкладышей к потере натяга, помимо соотношения прочностных свойств слоев, значительное влияние оказывает релаксационная стойкость сильно наклепанного стального основания, которая зависит от уровня внутренних и межслойных напряжений [95, 187, 200].

Как показано в работе [72], температура отжига в интервале 350—460°С и условия охлаждения металла после отжига (в воде, на воздухе, в печи) практически не влияют на величину остаточных межслойных напряжений в отожженном биметалле сплав ACM—сталь. Межслойные остаточные напряжения являются растягивающими в слое сплава ACM и сжимающими в слое стали. В слое сплава ACM остаточные напряжения 1-го рода по величине близки к предельному значению, равному пределу текучести отожженного сплава при комнатной температуре. Предельное значение остаточных напряжений в слое сплава ACM и отсутствие влияния режимов отжига и условий охлаждения на их величину, очевидно, объясняются тем обстоятельством, что из-за большого различия коэффициентов температурного расширения сплава ACM ( $\alpha = 23 \cdot 10^{-6} 1/\text{град}$ ) и стали ( $\alpha = 12 \cdot 10^{-6} 1/\text{град}$ ) максимальные остаточные межслойные напряжения, равные пределу текучести

сплава 4,5—5,0 кГ/мм<sup>2</sup>, возникают уже при охлаждении биметалла с температуры 100°С. Поэтому условия охлаждения с более высоких температур не могут повлиять на их величину [16, 272].

В отличие от величины межслойных напряжений величина остаточных микронапряжений в нагартованной стальной основе, определенная по методике, приведенной в работах [111, 148], существенно зависит от режимов отжига. Величина остаточных напряжений 2-го рода в стали тем больше, чем сильнее она наклепана. При отжиге малоуглеродистой стали типа армко-железа, имевшей предварительный наклеп 72 и 60%, заметное снижение микронапряжений (на 6%) наблюдается уже при температуре отжига 300°С. При температуре отжига 350°С величина остаточных напряжений уменьшается на 6—14%, при 400°С — на 16—23%, при 460°С — на 26—28%, при 500°С — на 32%, причем в процессе низкотемпературного отжига снижение напряжений 2-го рода интенсивнее происходит в стали с меньшим наклепом (больший процент снижения относится именно к такой стали).

Продолжительность низкотемпературного отжига при 350—460°С также оказывает влияние на величину остаточных микронапряжений в стали. Основное падение микронапряжений происходит в первые 15—20 мин выдержки. При увеличении продолжительности отжига до 10 ч напряжения дополнительно уменьшаются на 5—10% (рис. 62 и 63).

Определенное влияние режим низкотемпературного отжига оказывает на механические свойства нагартованной стали. После отжига при 300°С предел прочности нагартованной стали понижается на 2,5—5,0%, а при 460°С — на 12—15%. Снижение твердости стали на 3—5 единиц HB наблюдается при температуре отжига 350°С, а при 460°С это снижение достигает 9—19 единиц HB. Более значительно влияние температуры отжига на величину относительного удлинения. Относительное удлинение δ начинает увеличиваться после отжига при температуре 300°С. Сталь же, отожженная при 460°С, имеет удлинение почти в два раза больше,

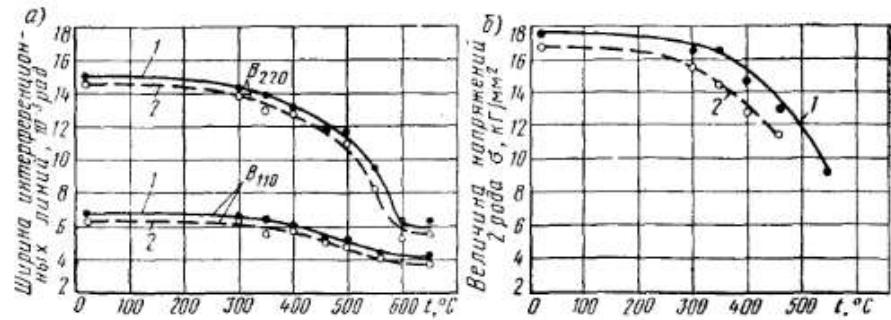


Рис. 62. Влияние температуры отжига малоуглеродистой стали (продолжительность отжига 1 ч) на ширину интерференционных линий (а) и величину напряжений 2-го рода (б):  
1 — при наклете стали 72%; 2 — при наклете стали 60%

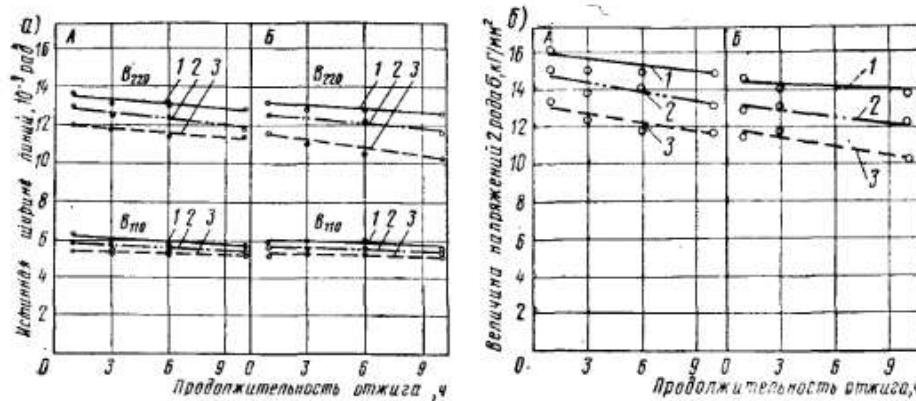


Рис. 63. Влияние продолжительности отжига на ширину интерференционных линий (а) и величину напряжений 2-го рода (б) в малоуглеродистой стали:  
А — при наклете стали 72%; Б — при наклете стали — 60%; 1, 2 и 3 — при температуре отжига соответственно 350, 400 и 460° С

чем нагартованная сталь (рис. 64). Величина прочности и удлинения несколько зависит также и от продолжительности отжига в интервале температур 350—460° С. Как правило, после часового отжига прочность стали на 2—3% выше, а удлинение ниже, чем у стали, отожженной в течение 10 ч. Условия охлаждения металла после отжига практически не оказывают влияния на механические свойства стали.

В настоящее время нет конкретных данных о том, какие механические свойства и какой уровень остаточных напряжений в биметалле сплав АСМ — сталь допустимы для сохранения нормального натяга вкладыша при работе. Однако оценка склонности биметаллических вкладышей к потере натяга по методике

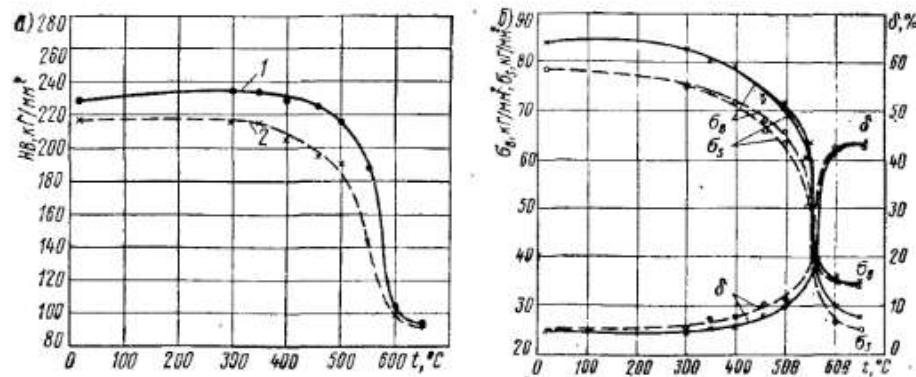


Рис. 64. Влияние температуры отжига (продолжительность 1 ч) на твердость (а) и механические свойства малоуглеродистой стали при статическом растяжении (б):  
1, 2 — при наклете стали в исходном состоянии соответственно 72 и 60%

НАТИ [95] показала, что величина потери натяга во вкладыше уменьшается при увеличении температуры отжига биметалла с 300 до 460° С. На характер зависимости величины потери натяга от температуры отжига биметалла определенное влияние оказывает суммарный наклек стального основания. Если при наклете 72% с увеличением температуры отжига потеря натяга все время уменьшается, то при наклете 60% вкладыши из биметалла, отожженного при 400 и 460° С, потеряли натяг практически одинаково. На величину потери натяга влияют также условия охлаждения биметалла после отжига (рис. 65).

На основании этих исследований установлен режим окончательного отжига биметаллических полос сплав АСМ — сталь.

Полосы сплав АСМ — сталь, имеющие наклек стального основания около 70%, отжигаются при 460° С в течение 3 ч. При таком отжиге происходит частичное снятие остаточных напряжений 2-го рода в стали и небольшое разупрочнение стального основания. Для полос с наклеком стального основания 60% рекомендуется отжиг при 400° С с выдержкой 3 ч. Отожженные по этим режимам полосы с различной степенью наклела стального основания имеют примерно одинаковые свойства.

В процессе отжига при температуре выше 350° С происходит интенсивное окисление стальной основы биметалла. На ее поверхности образуется толстая пленка окислов, осыпающаяся при штамповке вкладышей. Толщина этой пленки достигает 10 мк. Для предотвращения образования осыпающейся окалины отжиг биметалла проводят в коробах, в которых имеются песочные затворы и насыпан древесный уголь, создающий в коробе слабо восстановительную атмосферу, или в печах с защитной атмосферой (азот + 3% водорода).

Биметаллические полосы со сплавом АСМ отжигаются в коробах в электропечах ОКБ-331, вес садки 3,0—3,5 т (с учетом короба и поддона вес составляет 5 т). Общая продолжительность отжига

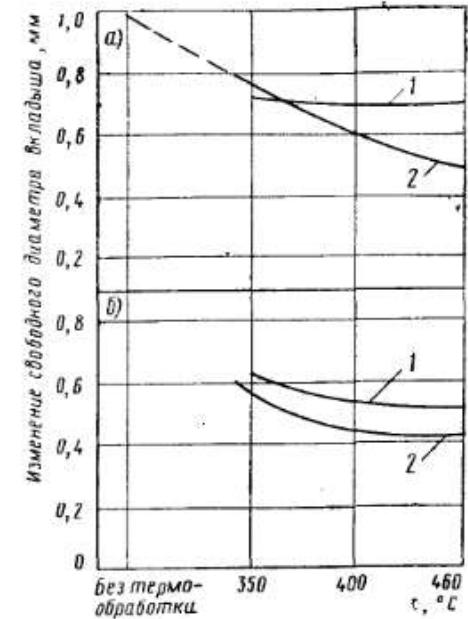


Рис. 65. Влияние температуры отжига и условий охлаждения металла на величину потери натяга вкладышами, изготовленными из биметалла сплав АСМ — сталь (продолжительность отжига 3 ч):

а и б — при наклете стального основания соответственно 72 и 60%; 1 и 2 — при охлаждении на воздухе и с печью

достигает 24 ч (из них 3 ч при 460° С). Благодаря защите от интенсивного окисления толщина окисной пленки на стальной поверхности биметаллических полос составляет 3—4 мк. Такая пленка не осыпается при штамповке.

Прошедшие калибровку биметаллические полосы со сплавами АО20-1 и АО9-1 отжигаются без короба при 350° С в печах ОКБ-331 садкой до 3,5 т. Продолжительность отжига 8—10 ч, выдержка при температуре 350° С — 1 ч. Из-за сравнительно невысокой температуры отжига здесь нет интенсивного окисления стальной поверхности, толщина окисной пленки не превышает 2—3 мк и она не осыпается при штамповке.

### Отделка и приемка биметаллических полос

После отжига биметаллические полосы, особенно тонкие, если они предварительно не были стянуты в пачки, за счет неодинакового термического сжатия слоев при охлаждении изгибаются. Поэтому после отжига полосы правятся на правильной машине.

Отожженные и выпрямленные биметаллические полосы обязательно должны быть обрезаны по концам (за исключением биметалла, прокатанного в рулоне) и по боковым кромкам.

Необходимость резки полос по концам вызывается тем обстоятельством, что при прокатке пакетов происходит предпочтительная деформация слоя мягкого антифрикционного сплава, поэтому в начале и в конце полосы имеют утолщенное стальное основание, а при плакировочной прокатке пакетов на станах Дуо 470 для лучшего захвата металла валками заготовку сплава смещают относительно переднего конца стальной заготовки, поэтому на конце остается еще и непокрытая сплавом сталь. При рулонной прокатке подобных дефектов не бывает. По боковым кромкам как у рулонного, так и у полосового биметалла также имеется утолщение стали. Кроме того, здесь наблюдается наименее прочное сцепление слоев.

Обычно по концам биметаллические полосы обрезаются на 50—100 мм, а по боковым кромкам — на 10—25 мм. Ширина отрезаемых частей зависит от толщины полосы: чем толще биметалл, тем больше эта ширина.

Тонкий биметалл со сплавами АО20-1, АО9-1 и АС11 правится и режется по концам на девятивалковых правильных машинах и на гильотинных гидравлических ножницах с усилием резания до 15 Т. Кромки у тонких биметаллических полос отрезают непосредственно перед изготовлением вкладышей. Выпрямленные и обрезанные по концам полосы передают на участок ОТК для проверки качества.

Биметаллические полосы со сплавом АСМ и толстые полосы со сплавами АО20-1 и АО9-1 правят и режут на линии правки—резки, оборудованной подающим рольгангом, правильной машиной, дисковыми ножницами, второй правильной машиной и гильотинными ножницами для резки полос по длине. Непосредственно после

правки и резки полосы передаются по транспортеру на столы ОТК, за которыми установлены пресс для маркировки полос и промасливающая машина. Здесь же происходит упаковка полос в ящики.

Катаные биметаллические полосы с алюминиевыми антифрикционными сплавами контролируются по геометрическим размерам (в том числе и по соотношению толщин слоев), по химическому составу антифрикционного сплава и стального основания, по структуре слоя антифрикционного сплава, по твердости слоя сплава и твердости стали, по прочности сцепления слоев в полосе и по чистоте поверхности стального основания.

Замер толщины слоя антифрикционного сплава осуществляется с помощью индукционных или магнитных толщиномеров. Измерение производится с помощью щупа, предварительно протарированного на эталонном образце. Погрешность измерений не превышает 3%.

Химический состав сплавов должен соответствовать ГОСТ 14113—69, а состав стали — ГОСТ 3836—47 и ГОСТ 1050—60. При контрольном определении химического состава антифрикционных сплавов необходимо учитывать наличие слоя алюминиевой пластины, относительная толщина которого может быть до 6—7% слоя сплава.

Микроструктура слоя алюминиевого антифрикционного сплава в биметалле должна иметь мелкодисперсные включения второй фазы, равномерно распределенные в алюминиевой основе. Такая структура обеспечивает оптимальные условия работы антифрикционного сплава в подшипнике. При оценке структуры алюминиевых антифрикционных сплавов можно пользоваться эталонами, показанными на рис. 66.

Замер твердости стального основания и слоя антифрикционного сплава в биметаллической полосе производится в соответствии с ГОСТ 9012—59. Экспериментально установлено, что при толщине слоя антифрикционного алюминиевого сплава менее 1,2 мм объективные результаты получаются при замере твердости шариком диаметром 2,5 мм под нагрузкой 15,6 кГ с выдержкой 60 сек на приборе типа Виккерс. При более толстом слое плакировки рекомендуется замерять твердость сплава шариком диаметром 5 мм под нагрузкой 45 кГ с выдержкой 60 сек на приборе типа Роквелл. Необходимо также учитывать, что если замер твердости производится без удаления поверхностной алюминиевой плакировки, толщина которой в готовом биметалле составляет до 0,06—0,10 мм, то величина твердости получается заниженной на 2—3 единицы НВ.

Одной из наиболее важных характеристик качества биметаллов с алюминиевыми антифрикционными сплавами является прочность сцепления слоев в полосе. В промышленном производстве этих биметаллов прочность сцепления слоев контролируют качественно (проба на гиб с последующим расслоением зубилом) или количественно с применением в основном статических методов испытаний.

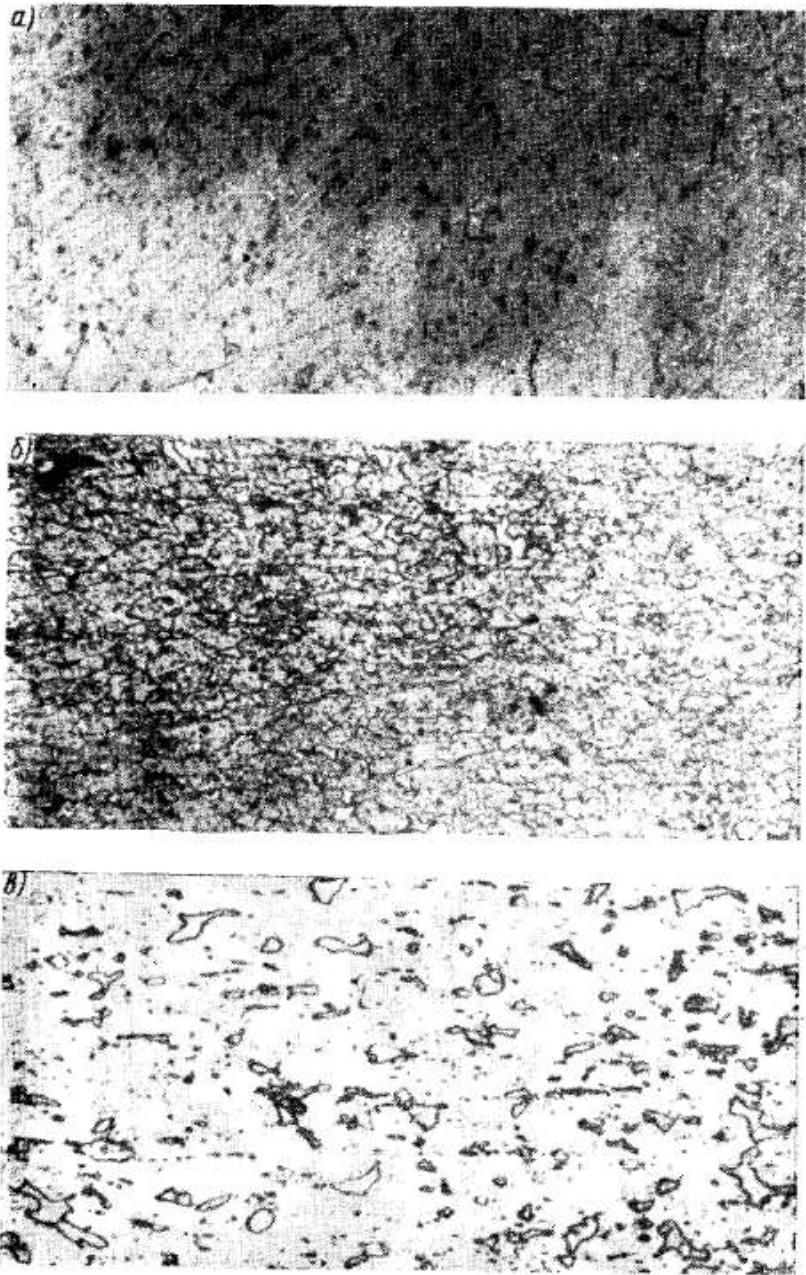


Рис. 66. Эталонные структуры слоя алюминиево-оловянных сплавов в готовой биметаллической полосе. Травитель — реактив Келлера,  $\times 200$ :  
а — сплав ASII; б — сплав АО9-1; в — сплав АО20-1

Образцы для испытаний отрезают от концов полос, где обычно сцепление слоев менее качественное. Из полос со сплавом АСМ и из толстых полос со сплавами АО20-1 и АО9-1 образцы шириной 20 мм и длиной 150 мм вырубают вдоль направления прокатки.

Образец до половины зажимают в тиски, подрубают слой сплава зубилом и перегибают образец в сторону стали до касания губок тисков (на 90°). В образовавшуюся между слоями трещину вставляют зубило и скальвают слой антифрикционного сплава. Если зубило проходит по границе раздела с большим трудом и скальвает сплав, то считают, что сцепление слоев надежное. Если же зубило под ударами молотка перемещается по межслойной границе, отслаивая слой сплава, то прочность сцепления неудовлетворительная — тогда биметалл бракуют.

При испытании образцов из тонких полос со сплавами АО20-1 и ASII зубилом поднимают слой сплава длиной 10—15 мм, который затем захватывают клещами и отрывают от стали. Качество сцепления оценивают по длине отслоения куска плакировки. При длине отслоения более 40—50 мм биметалл бракуется.

Качественные способы оценки прочности сцепления слоев применимы только для биметаллов, имеющих толщину плакирующего слоя не более 1,5—2,0 мм. При более толстых и прочных покрытиях оценивать прочность сцепления подобными способами нельзя, так как здесь заведомо произойдет расслоение слоев. Эти способы в значительной степени субъективны и не дают количественной оценки прочности сцепления слоев в биметалле, однако из-за простоты они широко применяются для проверки качества биметаллических полос.

Для количественных определений прочности сцепления слоев в биметаллических полосах используют статические методы испытания на срез при растяжении образцов с двусторонним надрезом, на срез при сдвиге и на отрыв (рис. 67). Наиболее широко применяются испытания на срез при сдвиге.

Наиболее простым является способ определения прочности сцепления на срез при растяжении образцов с двусторонним надрезом (рис. 67, а). За характеристику прочности сцепления здесь принимают величину предела прочности сварного соединения, равную отношению максимального усилия среза к площади среза.

$$\tau_{\text{ср}} = \frac{P_{\text{max}}}{F} \text{ кГ/мм}^2,$$

где  $F = ab$  ( $a$  — ширина образца, мм;  $b$  — расстояние между надрезами, мм). В образцах из биметаллов с алюминиевыми антифрикционными сплавами  $a = 20 \div 25$  мм;  $b \leq 1,5h$  ( $h$  — толщина слоя сплава).

Основное влияние на результаты испытаний биметаллических образцов с надрезом и на стабильность получаемых результатов оказывает величина площади среза. С уменьшением площади среза уменьшается стабильность получаемых при испытании значений прочности сцепления, что хорошо объясняется с точки

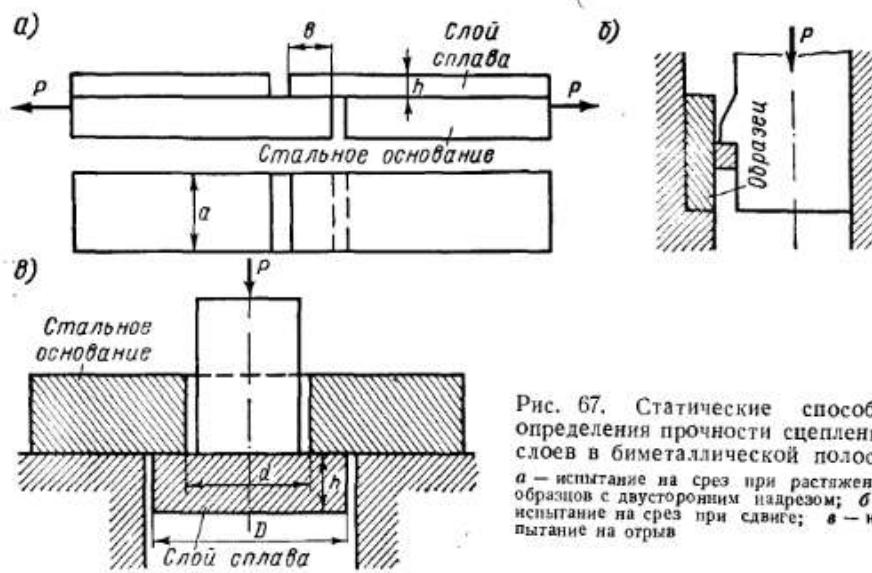


Рис. 67. Статические способы определения прочности сцепления слоев в биметаллической полосе:  
 а — испытание на срез при растяжении образцов с двусторонним надрезом; б — испытание на срез при сдвиге; в — испытание на отрыв

зрения статической теории прочности. Для получения стабильных и сопоставимых результатов при испытании образцов с двусторонним надрезом площадь среза должна быть не менее  $30 \text{ mm}^2$ . Так как на биметалле с толщиной слоя плакировки менее 1  $\text{мм}$  получить такую площадь отслоения нельзя, то для такого биметалла этот способ испытания не рекомендуется. Следует отметить, что при растяжении образцов с двусторонним надрезом в плоскости среза около надреза происходит концентрация напряжений, которая способствует получению заниженных значений прочности сцепления.

При испытании на срез при сдвиге (рис. 67, б) необходимо применять специальные приспособления, обеспечивающие приложение нагрузки к выступу слоя плакировки на образце. В настоящее время имеются два типа приспособлений. Одни из них, применяемые при испытании образцов из толстых биметаллических полос со сплавами АО20-1 и АО9-1, предназначены для обычных машин, на которых производятся стандартные испытания металлов на растяжение или сжатие. Другие имеют специальное устройство для замера усилия при срезе выступа плакирующего слоя — они применяются при испытании образцов из тонких биметаллических полос со сплавами АО20-1 и АС11.

По результатам испытаний определяется предел прочности сварного соединения на срез при сдвиге

$$\tau_{cd} = \frac{P_{max}}{F} \text{ кГ/мм}^2,$$

где  $F$  — площадь соединения, по которой произошел срез.

Как и в случае испытания на срез при растяжении образцов с двусторонним надрезом, стабильность получаемых результатов зависит от величины площади отслоения: при малой площади среза наблюдается больший разброс результатов, при увеличении площади результаты стабилизируются. Для получения стабильных и сопоставимых результатов площадь среза при сдвиге должна быть не менее  $20\text{--}30 \text{ mm}^2$ .

Для одного и того же биметалла величина прочности сцепления слоев при испытании на срез при сдвиге получается на 15—20% больше, чем при испытании на срез при растяжении образцов с двусторонним надрезом, что обусловлено меньшей концентрацией напряжений в первом случае. Поэтому при испытании на срез при сдвиге получаемые значения прочности сцепления более правильно отражают действительную прочность сварного соединения. Величина площади среза при сдвиге определяется размерами и формой выступа плакирующего слоя на образце. На образцах из толстого биметалла длина выступа принимается  $10\text{--}12 \text{ мм}$ . Ширина выступа лимитируется устойчивостью против смятия передней его грани, на которую воздействует пuhanсон, и зависит от толщины плакировки, но не превышает 3,5—4-кратной толщины. Образцы из тонкого биметалла делаются с цилиндрическим выступом диаметром 4,5  $\text{мм}$ . Так как слой плакировки здесь тонкий (0,6  $\text{мм}$ ), то смятие выступа происходит при нагрузках, которые недостаточны для среза выступа по всей первоначальной площади отслоения. Поэтому приходится вводить поправочный коэффициент, учитывающий, что площадь отслоения на тонких образцах меньше первоначальной. Значения поправочного коэффициента определены экспериментально: при толщине плакировки 1,2  $\text{мм}$  коэффициент равен 1,0; при 1,0  $\text{мм}$  — 1,14; при 0,8  $\text{мм}$  — 1,3; при 0,6  $\text{мм}$  — 1,46.

Таким образом, для расчета прочности сцепления при испытании образцов из тонкого биметалла применяется формула

$$\tau_{cd} = \frac{P_{max}}{F} k,$$

где  $P_{max}$  — максимальное усилие при срезе,  $\text{кГ}$ ;

$F$  — площадь цилиндрического выступа,  $\text{мм}^2$ ;

$k$  — поправочный коэффициент.

Предел прочности сварного соединения на срез при испытании образцов с прямоугольным выступом (из толстого биметалла) определяется без введения поправочного коэффициента.

Обычно в биметаллических полосах с алюминиевыми антифрикционными сплавами, имеющими подслой из чистого алюминия, величина предела прочности сварного соединения при испытании на срез при сдвиге составляет  $6,0\text{--}6,5 \text{ кГ/мм}^2$ , что близко к величине предела прочности на срез для чистого алюминия.

Определение прочности сцепления слоев при испытании на отрыв (рис. 67, в) для биметаллов с алюминиевыми антифрикционными сплавами широкого распространения не получило из-за

сложности изготовления образцов, у которых слой плакировки отслаивается по кольцу.

Максимальные размеры кольца, а следовательно, и максимальную площадь отрыва определяют из условий равнопрочности кольцевого сварного соединения, работающего на отрыв, и плакирующего слоя.

Если принять внутренний диаметр кольца  $d$  равным диаметру пуансона, то наружный диаметр  $D = \sqrt{d^2 + 2dh}$ , где  $h$  — толщина плакирующего слоя. Для биметалла с мягким подслоем

$$D = \sqrt{d^2 + 2dh \frac{\sigma_{v1}}{\sigma_{v2}}},$$

где  $\sigma_{v1}$  — предел прочности материала плакирующего слоя;

$\sigma_{v2}$  — предел прочности материала алюминиевого подслоя.

При испытании на отрыв определяется предел прочности сварного соединения, равный отношению максимального усилия к площади кольца  $F_k$ , по которому происходит отрыв:

$$\sigma_v = \frac{P_{\max}}{F_k} \text{ кГ/мм}^2.$$

Для биметаллов с алюминиевыми антифрикционными сплавами, где толщина плакирующего слоя сравнительно небольшая, допускаемая максимальная площадь отслоения в образцах на отрыв не превышает 20—25  $\text{мм}^2$ . При такой площади получается значительный разброс величин прочности сцепления. Так, для биметалла сплав АСМ — сталь средняя прочность сварного соединения на отрыв равнялась 11,3  $\text{кГ/мм}^2$  при разбросе значений прочности от 8,4 до 12,3  $\text{кГ/мм}^2$  (величина площади отслоения на образцах составляла 20—22  $\text{мм}^2$ ).

Существующие разрушающие способы количественного и качественного контроля обеспечивают возможность выборочной проверки прочности сцепления слоев в биметалле. Для полной проверки качества сцепления слоев необходимо разрабатывать новые способы контроля (в том числе и с помощью ультразвука), которые обеспечат гарантированный выпуск биметаллического проката с надежным сцеплением слоев.

Также выборочно ведется контроль за чистотой поверхности стального основания, которая оказывает определенное влияние на прилегание вкладыша к постели. Чистота поверхности стали контролируется с помощью прибора ПЧ-3 поперек направления прокатки.

После проверки качества выправленные и разрезанные полосы подвергают консервации и упаковывают. В табл. 26 указаны основные свойства биметаллических полос с алюминиевыми антифрикционными сплавами, которые в настоящее время выпускает отечественная промышленность.

Таблица 26

Наименование характеристики	биметаллические полосы АСМ — сталь	Значение характеристик для		
		тонких биметаллических полос сплав АSi1 — сталь	толстых биметаллических полос сплав АО20-1 — сталь	толстых биметаллических полос сплав АО9-1 (АО20-1) — сталь
Толщина полосы, $\text{мм}$	2,2—6,2 +0,2 для полос тоньше 3 $\text{мм}$ ; $+0,2 \pm 0,4$ для полос толще 3 $\text{мм}$	1,40—5,05 +0,05 для полос тоньше 3 $\text{мм}$ ; $\pm 0,075$ для полос толще 3 $\text{мм}$	1,40—5,05 $\pm 0,05$ для полос тоньше 3 $\text{мм}$ ; $\pm 0,075$ для полос толще 3 $\text{мм}$	4,10—8,65 $\pm 0,2 \div +0,4$
Толщина стального основания, $\text{мм}$	1,5—4,7 +0,2 для полос тоньше 3,2 $\text{мм}$ ; $+0,25$ — для полос толще 3,2 $\text{мм}$	0,9—3,8 $\pm 0,05$ для полос тоньше 3 $\text{мм}$ ; $\pm 0,075$ для полос от 3 до 4 $\text{мм}$ ; $\pm 0,115$ для полос от 4 до 5,05 $\text{мм}$	0,9—3,8 $\pm 0,05$ для полос тоньше 3 $\text{мм}$ ; $\pm 0,075$ для полос от 3 до 4 $\text{мм}$ ; $\pm 0,115$ для полос от 4 до 5,05 $\text{мм}$	2,90—7,15 $\pm 0,25$ — для полос тоньше 3 $\text{мм}$ ; $+0,10$ — для 6,0 $\text{мм}$ ; $+0,35$ — для полос до 8,65 $\text{мм}$ $-0,15$ — для 8,65 $\text{мм}$
Ширина полос, $\text{мм}$	170—240 +6 1100—1250	76—190 +1,5 1300—2640	76—190 +1,5 1300—2640	130—240 +6 1100—1250
Допускаемое отклонение по ширине, $\text{мм}$				
Длина полос, $\text{мм}$	22—26 +10 90—100	33—40 +3 30—35	33—40 +3 30—35	1100—1250 +10 30—35
Допускаемое отклонение по длине, $\text{мм}$				
Твердость антифрикционного сплава $HB$ , $\text{kg/mm}^2$	200—240 90—100	170—200 85—90	170—200 85—90	200—230 90—100
Твердость стали:				
$HB$	$\nabla 7$	$\nabla 7$	$\nabla 7$	$\nabla 7$
$HRC$	$>6$			$>6$
Чистота поверхности стали не менее				
Прочность сцепления слоев при испытании на сдвиг $\tau_{sp}$ , $\text{kG/mm}^2$				

## Перспективы развития производства биметаллических полос с алюминиевыми антифрикционными сплавами и улучшения их качества

В настоящее время все больше расширяется производство биметаллического проката с алюминиевыми антифрикционными сплавами. Основная задача этого производства — обеспечить автотракторную, дизельную и другие отрасли промышленности высококачественным прокатом, имеющим жесткие допуски на общую толщину и на соотношение толщины слоев, надежное сцепление слоев, оптимальные структуру и свойства антифрикционного сплава и стали.

Необходимым условием получения проката с точной выкаткой по толщине и соотношению слоев является наличие жесткого прокатного оборудования, а также калиброванных и стабильных по свойствам заготовок. В некоторой степени эти вопросы решены при получении тонких биметаллических полос со сплавами АО20-1 и АС11. Но для изготовления проката со сплавом АСМ и толстого проката со сплавами АО20-1 и АО9-1 нужно установить новое мощное прокатное оборудование повышенной жесткости (до 500 Г/мм) и обеспечить получение высококачественной заготовки, что даст возможность пересмотреть технологию прокатки этих биметаллов, исключив или значительно сократив калибровочную прокатку. В случае исключения калибровочной прокатки ликвидируется операция промежуточного отжига биметаллических полос.

Большое значение для обеспечения качественного сцепления слоев в биметалле, а также для улучшения условий труда имеет создание промышленных установок ультразвукового обезжиривания, работающих на проход.

Увеличивающийся объем производства биметаллического проката с алюминиевыми антифрикционными сплавами требует внедрения механизированных систем обработки заготовок и биметалла. При изготовлении тонкого биметалла механизация достигается полным переходом на рулонный способ производства, для чего нужно обеспечить получение рулонных заготовок плакированных алюминием антифрикционных сплавов.

При изготовлении толстого полосового биметалла механизация может быть достигнута за счет внедрения раскладчиков и укладчиков, работающих с циклом 15–20 сек, и увеличения веса прокатываемых пакетов в 2–3 раза. Дальнейшее повышение производительности труда можно обеспечить созданием линий, совмещающих ряд агрегатов в единой технологической цепи.

Для получения проката с минимальной разнотолщинностью необходимо широко внедрять прокатные станы, имеющие клети с гидравлической системой противозгиба валков. Подобные станы уже применяются на английских фирмах «Glacier Metal Co» и «Vanderwell Products Ltd» и обеспечивают прокатку биметалла, практически не имеющего разнотолщинности по ширине полосы. Уменьшение разнотолщинности по длине полосы достигается уста-

новкой на стане рулонной прокатки автоматической системы контроля и регулирования толщины проката. Дополнительное увеличение точности проката получается при установке системы контроля и регулирования температуры валков прокатного стана.

Помимо создания и установки специализированного оборудования, в производстве биметаллического проката с алюминиевыми антифрикционными сплавами необходимо осуществлять дальнейшую рационализацию отдельных технологических операций.

Особое внимание следует уделить разработке процесса плакировочной прокатки биметаллических пакетов алюминированный антифрикционный сплав—сталь с предварительным подогревом стальной заготовки до 180–200° С, что способствует значительному снижению величины обжатий, обеспечивающих прочное сцепление слоев (рис. 68). При прокатке толстого биметалла (до 20 мм) можно предусматривать прокатку пакета, состоящего из алюминированной заготовки антифрикционного сплава и алюминированной стальной заготовки. В этом случае также снижаются величины обжатия, необходимые для получения прочного сцепления слоев. На оборудовании, предназначенном для производства биметаллических полос алюминиевые антифрикционные сплавы—сталь, можно изготавливать также полосы, у которых стальная основа заменена высокопрочным алюминиевым сплавом или титаном. Технологическая схема производства биметаллов с титаном и алюминием высокопрочным сплавом незначительно отличается от технологии получения биметаллов со стальным основанием. Нет различий и в сортаменте биметаллических полос.

## Технология изготовления биметаллических вкладышей

В настоящее время изготовлением подшипниковых вкладышей из катаных биметаллических полос алюминиевые антифрикционные сплавы — сталь занимаются предприятия различных отраслей промышленности. Массовое производство биметаллических вкладышей организовано на заводах автотракторной промышленности, где созданы специализированные цехи с полным технологическим циклом переработки биметаллических полос.

В дизелестроении нет специализированного производства вкладышей из биметаллического проката. Там вкладыши изготавливаются небольшими сериями с использованием оборудования,

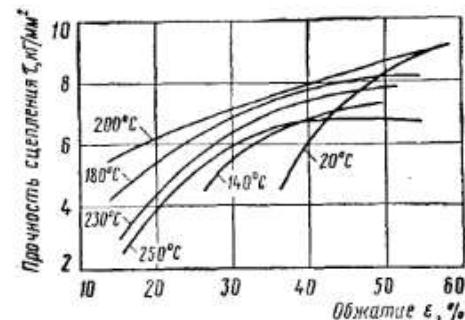


Рис. 68. Влияние температуры прокатки и величины обжатия пакета на прочность сцепления алюминия с малоуглеродистой сталью (толщина стали 5 мм, алюминия 4 мм, стан — Дуо 300, валки — чугунные, смазка — керосин, скорость прокатки 0,5 м/сек)

предназначенного для получения вкладышей со свинцовистой бронзой и с баббитом.

Биметаллические подшипниковые вкладыши имеют многочисленные типоразмеры и конструктивные отличия (часто весьма незначительные) из-за отсутствия общесоюзного стандарта на них. Диаметр вкладышей автотракторных двигателей обычно находится в пределах от 48 до 120 мм. Толщина этих вкладышей меняется от 1,75 до 5,5 мм, а ширина — от 25 до 40—60 мм (меньшая толщина и ширина для вкладышей малого диаметра). Вкладыши стационарных и транспортных дизельных двигателей имеют диаметр от 80 до 290 мм, толщину — от 2,5 до 20 мм, ширину — от 40 до 180 мм. У вкладышей компрессоров диаметр изменяется от 48 до 360 мм, толщина вкладышей составляет 1,75—8 мм, а ширина 25—220 мм.

Учитывая большое многообразие вкладышей и различный уровень и масштабы их производства, нельзя дать единое описание технологического процесса изготовления. Поэтому более подробно изложены характерные особенности процесса изготовления подшипниковых вкладышей из биметаллических полос, причем особое внимание обращено на меры по обеспечению качества вкладышей.

**Основные требования к технологии изготовления биметаллических подшипниковых вкладышей.** Как при массовом, так и при мелкосерийном производстве технологический процесс должен гарантировать высокую точность изготовления биметаллических сталеалюминиевых вкладышей для обеспечения их взаимозаменяемости и надежной работы.

Одно из основных требований — соблюдение заданных размеров и необходимой чистоты (не ниже 7-го класса по ГОСТ 2789—59) наружной цилиндрической поверхности вкладышей, что определяет надежность прилегания вкладыша к постели. У вкладышей автомобильных и тракторных двигателей прилегание должно быть не менее 90% площади поверхности, а у дизельных двигателей и компрессоров — не менее 80%.

Разностенность вкладыша не должна превышать 0,01 мм при диаметре его до 100 мм, 0,015 мм — при диаметре от 100 до 220 мм и 0,022 мм — при диаметре выше 220 мм.

Для обеспечения надежной посадки необходимо, чтобы вкладыши имели натяг от 0,05 до 0,15 мм (больший натяг для вкладышей большего диаметра) и были способны к расправлению (пружинению) — от 0,5 до 2 мм.

Непараллельность торцевых поверхностей разъема вкладыша относительно наружной образующей допускается в пределах 0,01—0,03 мм на всей длине (величина допустимой непараллельности возрастает с увеличением диаметра вкладыша).

С целью уменьшения времени приработки подшипниковых узлов, а следовательно, и уменьшения износа пары в процессе приработки внутренняя поверхность вкладышей должна обрабатываться до чистоты не ниже 8-го класса по ГОСТ 2789—59. Эти

требования к качеству вкладышей обеспечиваются в процессе его формовки и последующей механической обработки.

**Холодная штамповка вкладышей.** При массовом производстве вкладышей в автотракторной промышленности технологический процесс холодной штамповки состоит из двух основных операций: вырубки прямоугольной заготовки из биметаллической полосы и гибки заготовки. Из тонких биметаллических полос со сплавами АО20-1 и АС11 заготовки для вкладышей вырубают поперек направления прокатки, а из толстых биметаллических полос со сплавами АО20-1 и АО9-1 и из полос со сплавом АСМ — вдоль направления прокатки. Это вызвано тем обстоятельством, что в первом случае стальное основание в полосах имеет сравнительно небольшой наклеп и его свойства вдоль и поперек прокатки различаются незначительно. Во втором случае стальное основание наклепано больше и его штампуемость поперек направления прокатки хуже.

Вырубка прямоугольной заготовки (карты) из биметаллической полосы производится в вырубном штампе на кривошипном прессе. Полосы закладываются в штамп слоем алюминиевого сплава вниз. Мощность пресса зависит от толщины биметалла и размера карты. Обычно при изготовлении автотракторных вкладышей используют прессы мощностью до 200 Т. При производстве вкладышей в дизелестроительной промышленности операция гибки карт сохраняется, а вырубка их иногда заменяется вырезкой из полосы на фрезерном станке.

Как правило, карты для вкладышей стационарных и транспортных дизелей вырубают (или вырезают) вдоль направления прокатки биметаллической полосы. Лишь карты малого диаметра вырубают (вырезают) поперек направления прокатки. Размер карт здесь может быть значительным, поэтому для их вырубки используют прессы мощностью до 400 Т. Ориентировочный расчет длины карты ведется по формуле

$$L = l + a + \delta,$$

где  $l$  — длина половины окружности, рассчитанная по нейтральному волокну;

$a$  — припуск на обработку (протягивание) стыков;

$\delta$  — величина осадки при штамповке.

Припуск на обработку двух стыков принимают от 0,5 до 2 мм, а величина осадки при штамповке изменяется от 5 до 15 мм (увеличивается с увеличением диаметра вкладыша). Припуск на ширину карты составляет 2—5 мм (на обе стороны).

Штамповка вкладышей обычно происходит за два рабочих хода пресса в штампе последовательного действия. При первом ходе производится гибка (предварительная формовка) вкладыша на полуцилиндрической части пuhanсона. Затем пuhanсон передвигается во время подъема штампа и при втором ходе вкладыш окончательно формируется и чеканится осадкой согнутой

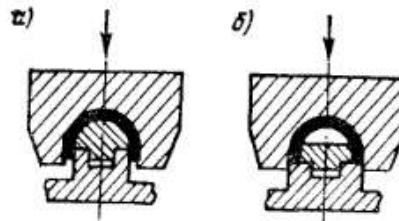


Рис. 69. Схема штамповки последовательного действия:  
а — гибка (первое положение пuhanсона); б — формовка-чеканка (второе положение пuhanсона)

прилегание к постели. После чеканки вкладыши легко выходят из матрицы благодаря обратному пружинению при снятии упругой деформации, сопровождающей пластическую деформацию металла при чеканке [172].

Для обеспечения плотной посадки вкладыша в базирующие гнезда приспособлений при дальнейшей обработке и для плотного контакта его с постелью при сборке диаметр наружной поверхности делают несколько большим, чем名义альный размер соответствующей постели подшипника, — на так называемую величину расправления 0,5—2,5 мм (увеличивается с ростом диаметра вкладыша). Диаметр матрицы штампа ориентировочно подсчитывается по формуле [64]

$$D_2 = D_1 + r_1 + r_2(n + 1),$$

где  $D_2$  — диаметр матрицы;

$D_1$  — диаметр вкладыша в свободном (распрямленном) состоянии по чертежу;

$r_1$  — обратное пружинение вкладыша после штамповки (0,2—0,5 мм);

$r_2$  — потеря пружинения вкладыша при установке в постели-калиbre в процессе механической обработки (0,01—0,02 мм);

$n$  — количество постелей, в которые вкладыши устанавливаются под нагрузкой (при протягивании торцов, обработке внутреннего диаметра и т. д.).

При установлении величины осадки в процессе окончательной формовки необходимо учитывать, что большая часть деформации при осадке сосредоточена на участках, прилегающих к торцам вкладыша. Это приводит к утолщению стального основания около торцов и к выходу стали на рабочую поверхность вкладыша после окончательной расточки.

Технологический процесс механической обработки отштампованных сталеалюминиевых заготовок предусматривает такие операции: подрезание боковых торцов со снятием фасок по наружной и внутренней поверхности; фрезерование масляных канавок, фрезерование канавки под фиксирующий усик и штамповка фикси-

заготовки по плоскости разъема (рис. 69).

В процессе окончательной формовки нагрузка прикладывается по торцам вкладыша. Эта нагрузка вызывает пластическую деформацию сжатия, которая распространяется по всему вкладышу и сглаживает все неровности на наружной цилиндрической поверхности стального основания, обеспечивая тем самым его плотное

прилегание к постели. После чеканки вкладыши легко выходят из матрицы благодаря обратному пружинению при снятии упругой деформации, сопровождающей пластическую деформацию металла при чеканке [172].

При обработке вкладышей применяют приспособления, у которых базирующие гнезда обработаны с большой точностью под диаметр, соответствующий среднему диаметру постели. Для обеспечения точности обработки, особенно при протягивании и тонким растачивании, обрабатываемые заготовки прижимаются к установочным гнездам приспособлений с постоянным усилием.

Конструкция штампа для штамповки фиксирующего усика должна обеспечить сохранение правильных размеров наружной цилиндрической поверхности вкладышей.

Качественная обработка торцевых поверхностей и необходимая точность высоты вкладыша достигаются за счет применения протяжек с косыми зубьями.

Для получения соответствующей чистоты поверхности алюминиевого сплава тонкую расточку выполняют твердосплавными резцами на высоких скоростях резания (до 400—1000 об/мин) при малой подаче с применением керосиновой эмульсии, машинного масла и т. п. После обработки толщина стенки вкладышей проверяется на контрольном приспособлении с помощью индикаторной головки. Проверка вкладышей на натяг и прилегание проводится в приспособлении-калибре.

Допуск на диаметр гнезда калибра выполняется не ниже 1-го класса точности, высота его должна быть в пределах  $H = \frac{D_2}{2} \pm 0,002$  мм. При контроле к выступающему стыку вкладыша, помещенного в калибр, прикладывается равномерно по всей поверхности стыка нагрузка, величина которой составляет 500—1000 кГ на каждый квадратный сантиметр поверхности стыка. Проверка качества прилегания вкладыша к постели производится по краске. Для этого применяют малярную сухую лазурь по ГОСТ 10960—64, растворенную в дизельном масле в соотношении 1 : 2,5. Количество наносимой на поверхность калибра краски определяется из расчета 2 г на 1 м<sup>2</sup> площади. Поверхностью прилегания считается поверхность вкладыша, покрытая сплошным слоем и точками краски от соприкосновения с контрольной поверхностью.

Для вкладышей больших диаметров проверяют сплошность сцепления слоев по краске или с помощью методов ультразвуковой дефектоскопии. Эти вкладыши после механической обработки и контроля могут покрываться приработочным слоем олова, свинцово-оловянного сплава или покрытиями, содержащими дисульфид молибдена.

## ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА ПОДШИПНИКОВ В ТРАНСПОРТНЫХ ДВИГАТЕЛЯХ

### I. УСТАЛОСТНАЯ ПРОЧНОСТЬ

#### Общие сведения

Усталостные повреждения антифрикционного слоя подшипников нередко определяют долговечность тяжело нагруженных двигателей. Особенно часто усталостные повреждения стали возникать в последние годы в связи с созданием ряда новых форсированных дизелей тепловозов, судов, тракторов и двигателей автомобилей, подшипники коленчатого вала которых испытывают высокие нагрузки при повышенных окружных скоростях.

Разрушения подшипников со слоем баббита впервые были замечены во время первой мировой войны на двигателях самолетов. Но как усталостные они были классифицированы только в 30-х годах в связи с разрушением шатунных вкладышей автомобилей. Начиная с этого времени проводится систематическое изучение усталостной прочности подшипниковых материалов.

Первые опыты в этом направлении были проведены англичанином Сентоном [298]. Он установил характеристики усталостной прочности баббитов и некоторых других антифрикционных материалов, но не систематизировал полученные данные. В 1933 г. в СССР М. М. Хрущев и И. И. Михайловский [226] обобщили результаты экспериментов и впервые на основании собственных исследований построили полные диаграммы усталости баббитов.

В последующем усталостью баббитов занимались в 30-х годах в Англии Макнаутон [276, 277], в Германии Боленрат, Бунгардт, Шмидт [237], Тум [299], в США Кенyon [271], Ундервуд [301] и др.

В 1943 г. М. М. Хрущев [221] в первой капитальной монографии по усталости баббитов подробно рассмотрел ранее проведенные исследования, изложил результаты собственных экспериментов и испытаний баббитов на трехроликовой машине при нормальной и повышенной температурах.

В последующие годы, особенно в послевоенное время, развитие машиностроения определило необходимость широкого использования более прочных по сравнению с баббитами подшипниковых сплавов. За рубежом и в СССР получают широкое распространение подшипники со слоем свинцовистой бронзы. Повышенную усталостную прочность таких вкладышей впервые выявил

Стентон [298], испытавший их в сравнении с подшипниками, залитыми различными баббитами. Испытания осуществлялись на трехроликовой машине.

Применение более прочных подшипниковых сплавов вызвало повышенный износ сопряженных с ними цапф и потребовало использования специальных сортов масел. В связи с этим изыскивались возможности использования мягких антифрикционных сплавов для сравнительно нагруженных подшипников различных машин и механизмов. В СССР оценка усталостной прочности баббитов применительно к подшипникам подвижного состава железнодорожного транспорта проведена в ЦНИИ МПС [21], а к вкладышам для автомобильных двигателей — в НАМИ Н. М. Рудницким [186]. Исследования усталостной прочности некоторых свинцовистых бронз проведены В. С. Ржезниковым [184].

Алюминиевые сплавы II группы, нашедшие широкое применение в последние годы, были разработаны с учетом получения повышенной сопротивляемости усталостным разрушениям при хороших антифрикционных свойствах.

Усталостные повреждения антифрикционного слоя подшипников проявляются в виде выкрашивания. Характер повреждений подшипников, залитых баббитами БК2 и Б83, показан на рис. 70, а и б. Усталостные разрушения более прочных подшипниковых сплавов — свинцовистой бронзы и сплава АСМ — приведены на рис. 70, в и г.

Несмотря на различие свойств металлов, принципиального отличия в характере повреждений антифрикционного слоя не наблюдается. Во всех случаях разрушение начинается с поверхности трения — трещины возникают в районе максимальных контактных напряжений на ослабленных дефектами или микроструктурными несовершенствами участках [21]. Трещина развивается по антифрикционному слою, как правило, доходит до границы с прочным основанием и в дальнейшем распространяется по промежуточной прослойке, если прочность сцепления двух слоев меньше прочности основного металла. Особенности процесса развития трещин для различных металлов описаны в работах [21, 24]. Следует отметить, что у подшипников по сравнению с другими конструкционными деталями развитие трещины протекает медленнее, антифрикционные слои обладают большей «живучестью».

Усталостные разрушения в подшипниках протекают под воздействием пульсирующих напряжений сжатия. При этом чем больше разница между минимальными и максимальными значениями напряжений, тем скорее образуются трещины и выкрашивание.

Рассмотрению особенностей образования и развития трещин усталости посвящено много работ. В большинстве случаев рассматривается усталость конструкционных материалов при симметричных или асимметричных циклах напряжения в области растяжения — сжатия, кручения и изгиба. В настоящее время

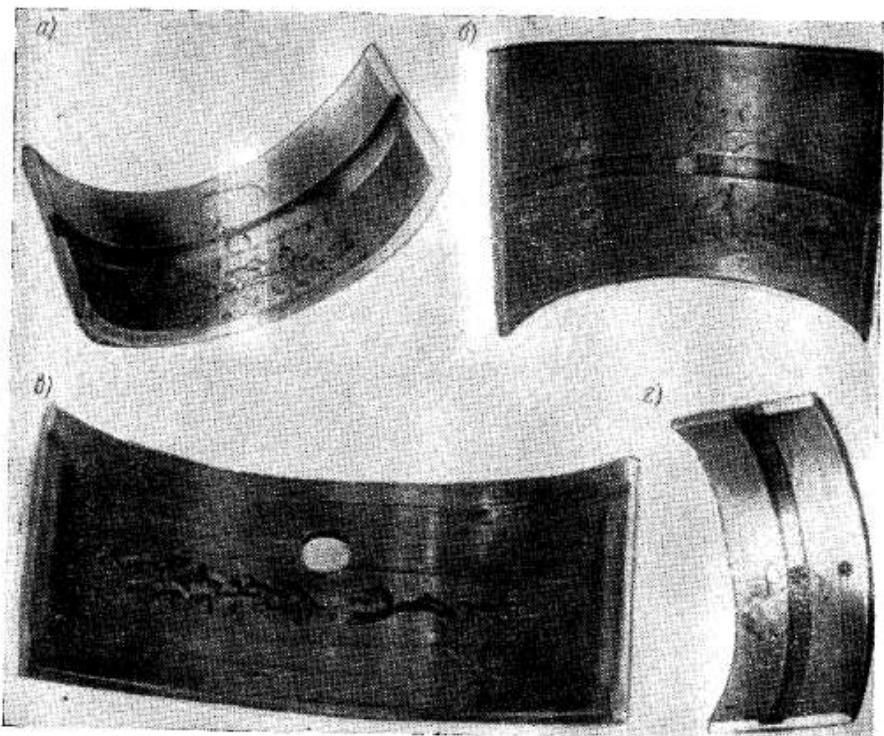


Рис. 70. Вкладыши дизелей тепловозов с усталостными разрушениями:  
а — слой баббита БК2; б — слой баббита Е83; в — слой свинцовистой бронзы БрС30 (дизель М756); г — слой сплава АСМ (дизель 2Д100)

разработаны представления о механизме усталостного разрушения, который должен быть справедлив и для разрушения подшипников, хотя они и имеют свою специфику.

Процесс образования трещин связан с локальным характером деформации при циклическом нагружении. Трещины чаще всего возникают в местах концентрации полос скольжения [209]. При этом местная пластическая деформация в процессе циклического нагружения, по мнению Л. А. Гликмана и В. Гехта [97], помимо упрочнения, приводит к необратимым изменениям атомной решетки, вызывающим субмикроскопические нарушения сплошности (разрыхление). Такое предельное искажение атомной решетки в отдельных перенапряженных зернах может происходить вследствие накопления скрытой энергии деформирования. По представлениям, развиваемым В. С. Ивановой [97], для данной кристаллической решетки предельная величина энергии, поглощенная критическим объемом металла (условие для разрушения), при циклическом нагружении достигается путем возрастания отдельными порциями (дискретно). Этим отличается разрушение при циклическом нагружении от разрушения при статическом

нагружении, когда поглощаемая металлом энергия возрастает непрерывно.

По имеющимся представлениям [211], на кривой усталости можно выделить четыре области, имеющие свои особенности поглощения энергии. В первой области малоцикловой усталости подводимая энергия расходуется на зарождение трещины. Вторая область является переходной. В третьей области чистой усталости диапазон амплитуд допускает расходование подводимой энергии на искажение кристаллической решетки без накопления повреждений. В четвертой области вообще исключены повреждения.

Учитывая, что в области малоцикловой усталости наблюдается повышенное сдвигообразование, В. С. Ивановой и Ю. И. Рагозиным [98] было предложено рассчитывать долговечность при циклическом нагружении по величине удельной энергии, расходуемой на пластическую деформацию, предшествующую разрушению:

$$N^{\frac{1}{2}} \Delta \epsilon_p = 4 \sqrt{\frac{A_p}{G}},$$

где  $N$  — число циклов до разрушения;

$\Delta \epsilon_p$  — пластическая деформация за цикл;

$A_p$  — удельная энергия пластической деформации;

$G$  — модуль сдвига.

В области чистой усталости закономерности поглощения энергии другие. Наличию инкубационного периода усталости предшествует стадия обратимого повреждения, подобная стадии микроскопической деформации в квазиупругой области при статическом растяжении. В работе [99] была высказана гипотеза, что имеется объединяющее начало физических пределов текучести и пределов усталости. В соответствии с этой гипотезой указанные характеристики обусловлены процессом деформирования поверхностного слоя, толщина которого примерно равна размеру зерна. Такая деформация приводит к упрочнению слоя, что и было подтверждено на малоуглеродистой стали [100]. Процесс микроскопической деформации развивается в течение всего инкубационного периода, при этом распространение ее протекает неравномерно. Наряду с интенсивной пластической деформацией поверхностных слоев происходит микропластическая деформация слоев, расположенных в непосредственной близости к ним, но в значительно меньшей степени. Упрочненный поверхностный слой имеет повышенную плотность дислокаций. Он способен оказывать сопротивление образованию непоправимых усталостных изменений в металле до такого уровня напряжений, при действии которых не возникает микротрещин критического размера (физический предел усталости). Изложенные соображения хорошо объясняют наличие предела усталости у деформационно стареющих металлов и сплавов с объемноцентрированной решеткой. У алюминиевых сплавов, имеющих гранецентрированную кубическую

решетку, упрочнение поверхностного слоя происходит за счет наличия тонкой окисной пленки. Упрочненный поверхностный слой создается и искусственно поверхностным наклепом, диффузионной обработкой и другими способами.

Ярко выраженный предел усталости имеют армко-железо, стали малой и средней прочности, нержавеющие стали, алюминиево-магниевые и некоторые титановые сплавы. Для них гипотеза о физическом пределе усталости вполне справедлива. Большинство же металлов и сплавов и, как отмечает П. Форрест [213], вероятно, и все неметаллы предела усталости (горизонтальный участок на кривой усталости) не имеют. Для них, по-видимому, не существует и физического предела усталости. К их числу относятся и подшипниковые сплавы, работающие к тому же в очень сложных условиях. Рабочая поверхность подшипников испытывает воздействие переменной нагрузки, которая может передаваться через слой масла, при наличии металлического контактирования, граничного и иногда сухого трения, сопровождающегося нагревом трущихся поверхностей. К тому же сам подшипник испытывает статические напряжения сжатия, будучи затянут в посадочном гнезде. Поэтому при исследовании усталостной прочности подшипниковых материалов необходимо учитывать особенности повреждения их под воздействием напряжений от внешних усилий, от тепловых воздействий (термическая усталость), от влияния среды (коррозионная усталость), от влияния трения. Нельзя при этом не учитывать изменения конфигурации трущихся поверхностей за счет износа и изменения их шероховатости, что нередко приводит к образованию концентриаторов напряжений.

Разрушения вследствие усталости трущихся поверхностей бывают двух видов. К первому можно отнести разрушение отдельных выступающих участков поверхности — это так называемая усталостная природа износа за счет многократного передеформирования при воздействии растягивающих и сжимающих напряжений. Доказательства существования такого вида износа поверхности привел И. В. Крагельский [116]. Ко второму следует отнести разрушения в виде макротрещин и выкрашивания слоя антифрикционного сплава или разрушения монометаллических подшипников.

На усталостную прочность подшипниковых материалов оказывают влияние различные факторы. К их числу относятся: характер и величина нагрузок, микростроение сплавов, их физические свойства, конструктивные особенности подшипников, смазочная среда и температурный режим. Рассмотрим влияние каждого из этих факторов.

**Характер и величина нагрузок.** Условия работы подшипников различных двигателей определяются: величиной среднего и максимального давления, изменяющегося в зависимости от угла поворота вала; постоянной величиной статических сжимающих напряжений от затяжки вкладышей; термическими воздействиями при нагреве. Кроме того, сказываются величина и знак остаточных

напряжений 1-го рода, возникающих в слое антифрикционного сплава за счет различия в коэффициентах термического расширения металлов.

Расчетные величины нагрузок не характеризуют полностью уровень пульсирующих напряжений в подшипнике. Поскольку нагрузка передается через слой масла, величина напряжений в гидродинамическом слое будет зависеть от толщины пленки. При установившихся режимах работы у некоторых тяжелонагруженных двигателей, к числу которых относятся дизели типа Д100, толщина масляного слоя достигает суммарной высоты шероховатостей [89]. В этом случае давление на отдельных участках доходит до  $500 \text{ кГ/см}^2$  и выше. На этих участках возникают, как правило, трещины усталости, развивающиеся впоследствии в очаги выкрашивания. Резко изменяются значения максимальных давлений по мере износа подшипников и шеек валов, увеличения эксцентриситета и образования перекоса в сопряженной паре.

Интересные сведения по оценке усталостных повреждений подшипников коленчатого вала судовых среднеоборотных дизелей ЧН25/34 приводят Р. С. Захаров [87, 88]. Подшипники со слоем баббита Б83 преждевременно выходили из строя по усталостным разрушениям. С помощью статистических методов установлено, что работоспособность подшипников коленчатого вала повышается по мере увеличения эксплуатационной нагрузки (рис. 71). Выход из строя вкладышей в большей мере зависит от инерционных сил, чем от воздействия давления газов. Расчетами внутренних неуравновешенных изгибающих моментов было установлено, что их максимальные значения действуют в плоскости осей цилиндров и совпадают с верхней мертвой точкой концевых кривошипов. Под воздействием этих моментов при наличии высоких пиковых нагрузок в масляном слое и разрывов его сплошности при взаимном встречном перемещении шейки вала и опоры подшипника создаются условия для образования усталостных повреждений. Р. С. Захаров определил, что путем уменьшения величины зазора в сопряжении до 0,04—0,06 мм и придания вкладышам эллиптической формы для увеличения прокачки масла и снижения нагрева удалось повысить работоспособность подшипников дизель-генераторов.

По исследованиям Мигахара [282], направления усталостных разрушений совпадают с направлением вращения, а первые трещины возникают в зоне наибольших контактных нагрузок.

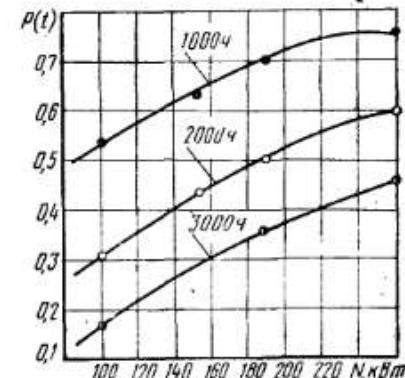


Рис. 71. Зависимость вероятности безотказной работы  $P(t)$  подшипников дизелей ЧН25/34 от нагрузки при различной продолжительности работы

Расчетные данные по усталости подшипников в зависимости от величины напряжений приводят Н. А. Коваль и др. [103].

Оценка влияния величины максимальных и минимальных напряжений цикла (диаграмма Смита) для подшипниковых материалов по существу еще не проведена. Известно, что для пластичных материалов статическое растягивающее напряжение снижает допустимую амплитуду напряжений усталости, в то время как статическое сжимающее напряжение обычно повышает допустимый размах напряжений, характеризующий сопротивление усталости металлов.

Мало также данных по поведению подшипниковых сплавов при наложении переменных сжимающих напряжений на металл, испытывающий статические напряжения, в то время как антифрикционные слои подшипников именно и работают в таких условиях.

Суммарные напряжения в подшипнике складываются из напряжений от термических воздействий, напряжений от усилий затяжки и напряжений от динамических нагрузок, действующих в радиальном направлении.

Напряжения от усилий затяжки подшипника остаются постоянными. Величина их зависит от натяга. Переменными являются напряжения, возникающие от термических воздействий и зависящие от градиента температур, и напряжения от силовых воздействий.

Расчет величин напряжений для подшипников дизелей 2Д100 проведен Н. К. Бабаевым [13], который построил для определения критических температур соответствующие nomogramмы. Для монометаллических подшипников различие в коэффициентах линейного расширения подшипника и корпуса (постели блока, шатуна) вызывает при резком увеличении температуры остаточную пластическую деформацию, приводящую к ослаблению подшипников (потере натяга).

Для биметаллических подшипников изменение температуры нагрева приводит к изменению уровня остаточных напряжений в антифрикционном слое. А. Буске [240] дал примерный расчет и предложил схему изменения величины и знака напряжений в зависимости от температуры (рис. 72). На приведенной схеме кривые 1 и 2 соответственно обозначают изменение предела текучести при растяжении и сжатии по мере увеличения температуры  $t$ . Точка A соответствует расплавлению антифрикционного слоя. По мере охлаждения биметалла за счет более высокого коэффициента линейного расширения в слое возникают растягивающие напряжения. При комнатной температуре  $t_k$  напряжения в слое достигнут наибольшего значения и будут равняться пределу текучести. По мере нагрева подшипника антифрикционный слой расширяется в большей степени, чем основа, и в нем уменьшаются напряжения, линия 3 переходит в область сжимающих напряжений при температуре  $t_2$  и достигает предела текучести

при сжатии при температуре  $t_3$ . С дальнейшим увеличением температуры предел текучести снижается (отрезок CD) и сжимающие напряжения уменьшаются. Если теперь от температуры  $t_4$  начать слой сплава охлаждать, то снижение остаточных напряжений будет проходить по прямой 4. Переход от сжимающих напряжений к растягивающим будет соответствовать температуре точки  $t_5$ . При дальнейшем охлаждении (температуре  $t_6$ ) растягивающие напряжения достигнут предела текучести при растяжении (отрезок BE).

По данной схеме нами были проведены эксперименты по определению критических температур изменения знака напряжений с растягивающими на сжимающие. Было изготовлено приспособление для измерения деформации в биметаллических пластинах при нагреве. Схема приспособления представлена на рис. 73. Биметаллическая пластина 6 укрепляется на двух опорах, одна из которых неподвижная 8, другая — подвижная 2. Под ванной 1 смонтировано устройство 7 для подогрева масла. Величина прогиба пластин по мере нагрева измеряется с помощью чувствительного индикатора 5, изолированного от нагревательного устройства. Испытания проводились на биметаллических пластинах сталь — сплав АО9-1 и сталь — цинковый сплав ЦАМ9-1,5 (имеет по сравнению с АО9-1 более высокий коэффициент линейного расширения). Пластины были изготовлены прокаткой и имели различную толщину основания и слоя антифрикционного сплава. Образец по мере повышения температуры нагрева упруго деформировался по линейному закону вплоть до деформации, соответствующей пределу текучести при сжатии. Последующий нагрев приводил к пластической деформации антифрикционного слоя, величина которой изменялась уже по криволинейному

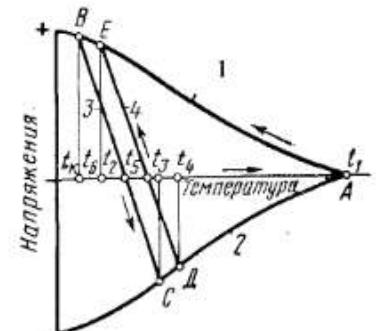


Рис. 72. Схема температурных напряжений в биметалле

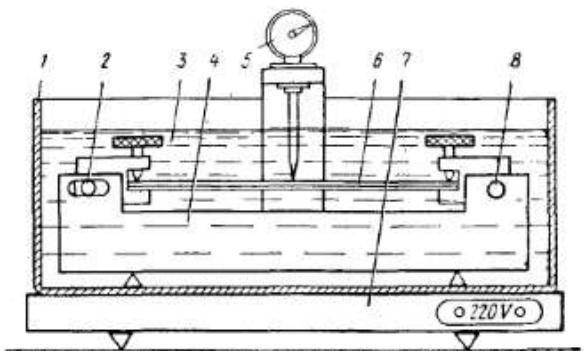


Рис. 73. Приспособление для измерения деформации биметаллических пластин при нагреве:

1 — ванна; 2 — ось подвижного зажима; 3 — масло; 4 — балка; 5 — индикатор; 6 — образец; 7 — нагреватель; 8 — ось неподвижного зажима

Таблица 27

Марка сплава	Толщина пластины, мм	Соотношение толщин слоев сплав — армко-железо	Количество образцов	Средняя температура $t$ начала пластической деформации при нагреве, °С, и соответствующий прогиб $\Delta h$ образцов, мм				Средняя температура изменения знака остаточных напряжений, °С	
				первого испытания		последующих испытаний		первого испытания	последующих испытаний
				$t$	$\Delta h$	$t$	$\Delta h$		
АО9-1	4,6	1:2	6	85,6	0,476	115,7	0,786	32,8	47,8
	6,2	1:2,8	3	90,0	0,257	105,6	0,360	35,0	42,8
	8,0	1:3,4	4	92,0	0,300	130,0	0,556	36,0	55,0
	10,0	1:4	4	75,7	0,170	143,5	0,410	27,9	61,8
ЦАМ9-1,5	4,6	1:2	3	74,0	0,53	97,1	0,823	37,0	38,5
	6,2	1:2,8	3	93,3	0,26	128,3	0,462	46,6	54,2

После первого цикла нагрева и охлаждения предел текучести изменяется как при сжатии, так и при растяжении. Охлаждение после второго нагрева и последующие циклы нагрева и охлаждения уже не приводили к изменению уровня деформации и, следовательно, величины остаточных напряжений.

По-видимому, без большой погрешности можно принять, что значения пределов текучести при растяжении и сжатии для изучаемых биметаллов одинаковы. Тогда изменение знака напряжений с растягивающих на сжимающие при нагреве и, наоборот, при охлаждении будет происходить при температуре, равной половине интервала температур, при которых достигаются напряжения, равные значениям предела текучести сжатия при нагреве или растяжения при охлаждении.

Исходные данные испытаний и средние значения температур при нагреве представлены в табл. 27.

Из табл. 27 следует, что уровень нагрева для изменения знака остаточных напряжений сравнительно невысок как для алюминиевого сплава АО9-1, так и для цинкового ЦАМ9-1,5.

При эксплуатации вкладышей температура нагрева во многих случаях превышает полученные значения, поэтому во время работы в антифрикционном слое будут возникать преимущественно сжимающие напряжения.

По мнению А. Буске [240], изменение температуры в интервале, вызывающем перемену знака напряжений, может привести к образованию усталостных повреждений. При этом следует учесть, что нагрев подшипника в зоне трения носит локальный характер. В зоне местного нагрева металл испытывает и максимальные контактные напряжения от воздействия внешних сил. Сумма напряжений в этом случае может превысить допустимый

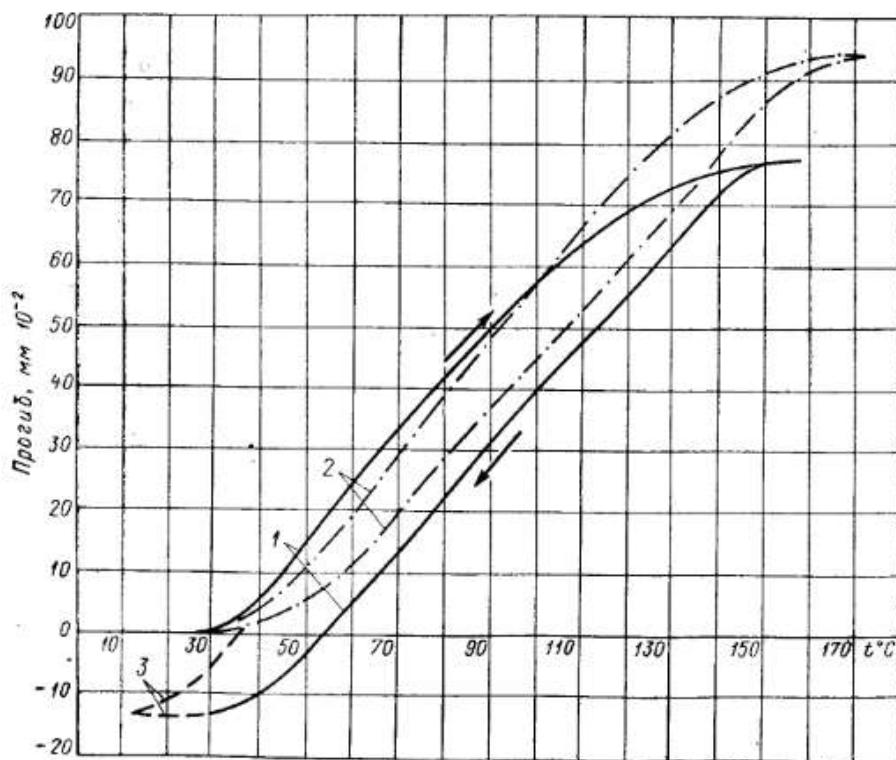


Рис. 74. Диаграмма изменения прогиба биметаллического образца сплав АО9-1 — армко-железо при нагревании и охлаждении:  
1 — первый опыт; 2 — второй опыт; 3 — предполагаемая форма кривой

уровень. Нередко это приводит к появлению трещин усталости после небольшого срока службы (малоцикловая усталость).

Перегрузка поверхностей трения подшипников возникает нередко в процессе приработки. При этом на значительной площади или на отдельных участках появляется пластическое течение металла, т. е. действуют напряжения, превосходящие предел текучести. Для материалов, способных к наклепу (к их числу относятся алюминиевые сплавы), пластическая деформация может привести к упрочнению поверхностных слоев, а при наличии неравномерности этого процесса не исключен и обратный эффект. Изучение влияния перегрузок на сопротивляемость подшипников усталостному разрушению по существу еще не проведено.

Для вычисления долговечности наиболее распространена линейная гипотеза накопления повреждений, предполагающая линейность суммирования отношений числа циклов  $n_i$  при данной амплитуде напряжений к числу циклов  $N_i$ , необходимому для наступления разрушений при этом напряжении, т. е.  $\sum \frac{n_i}{N_i} = 1$ . Обычно за  $N$  принимается средняя долговечность по кривой усталости  $\sigma - N$  при данной амплитуде напряжений. Для сталей при испытаниях в условиях изгиба и пульсирующего растяжения долговечность увеличивается (циклическое отношение  $> 1$ ), если вначале действует низкое напряжение, и уменьшается ( $< 1$ ), если процесс начинается с перегрузки. В условиях воздействия сжимающих напряжений циклическое отношение должно быть  $> 1$ .

**Микростроение сплавов.** Возникновение трещин усталости облегчается при увеличении микронеоднородности. Резко выраженная локальность процессов накапливания пластических деформаций при воздействии циклических нагрузений определяется наличием механически ослабленных зерен, которыми нередко бывают хрупкие твердые включения интерметаллидов. Прочность и способность перераспределения напряжений в отдельных структурных составляющих во многом определяются различием в их свойствах, в том числе и в значении модуля упругости. В баббите типа Б83, например, в кристаллах  $\beta$ -фазы ( $Sn Sb$ ) в результате длительных циклических воздействий возникают и развиваются трещины усталости [26]. Микронеоднородность оказывает большее влияние, если сплавы используют в виде тонкого слоя, нанесенного на подшипник, особенно когда размеры твердых кристаллов соизмеримы с толщиной слоя. В этом случае в кристаллах  $\beta$ -фазы такого баббита появляются трещины, которые напоминают линии скольжения, вызванные длительной циклической нагрузкой (рис. 75). Такие трещины в дальнейшем развиваются в макротрещины, приводящие к выкрашиванию баббитового слоя.

Образование и развитие непоправимых повреждений металла, в том числе и усталостного происхождения, связаны, как показал Н. П. Щапов [230], в большей степени со свойствами отдельных индивидуальных резко неоднородных зон металла, чем со свойствами, определенными средними характеристиками. Достаточно

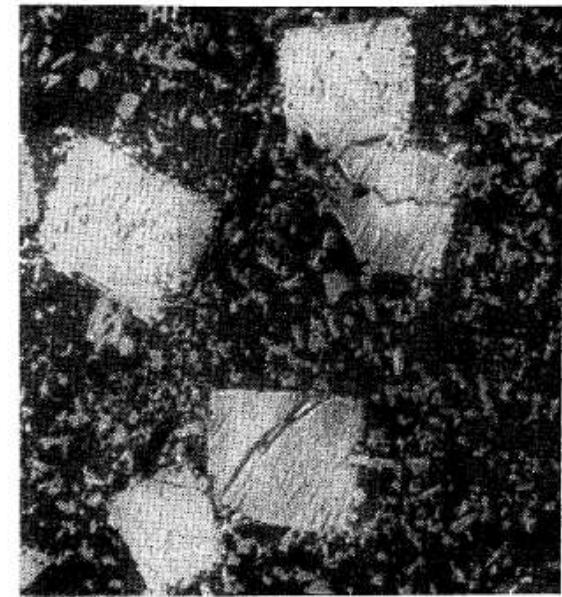


Рис. 75. Трещины в кристаллах  $\beta$ -фазы слоя баббита Б83 подшипника дизеля тепловоза после пробега более 150 тыс. км ( $\times 250$ )

подробно применительно к сталям это рассмотрено И. А. Одингом [161]. Усталостное разрушение почти всегда начинается с поверхности и возникает из так называемой устойчивой полосы скольжения, которая образуется в начальный период действия повторных нагрузок. При этом [140, 209] устойчивые полосы скольжения, возникшие при усталости, имеют форму желоба или гребня. По мере развития процесса усталости происходит образование вдавливаний — интрузий, представляющих по существу щели малых размеров, или экструзий (языков выдавленного металла). Следует думать, что процесс образования таких надрезов проходит легче в случае гетерогенных сплавов при наличии такой фазы, в кристаллах которых будет легко осуществляться скольжение.

**Физические свойства сплавов.** Оценка усталостной прочности подшипниковых сплавов проводится иногда с учетом некоторых физических характеристик. Известно, что для отдельных групп сплавов по мере изменения количества легирующих компонентов меняется величина модуля упругости. К числу таких сплавов относятся баббиты на основе свинца, содержащие сурьму. Используя эту особенность, Н. М. Рудницкий [186] предложил новый критерий выносливости антифрикционных сплавов на свинцовой основе — так называемую деформационную выносливость

$$\epsilon_{-1} = \frac{\sigma_{-1}}{E},$$

где  $\sigma_{-1}$  — предел усталости;  
 $E$  — модуль упругости.

Если следовать этому критерию, то сплавы, обладающие меньшим модулем упругости при одинаковых деформациях, будут обладать более высоким сопротивлением усталостным разрушениям. Учитывая это обстоятельство, Н. М. Рудницкий из серии свинцовых сплавов, легированных сурьмой и оловом, выбрал оптимальный, получивший название СОСб-6. Этот сплав нашел широкое использование в подшипниках двигателей автомобилей.

Подшипники в процессе работы нагреваются, причем чем больше уровень нагрева поверхностных слоев, тем выше температура подшипника. В связи с этим немаловажное значение имеет теплопроводность металла. Подмечено, что менее теплопроводные поверхностные покрытия снижают усталостную прочность изделия [59].

Для биметаллических подшипников, как уже было сказано, существенное значение имеет различие в коэффициентах линейного расширения стальной основы вкладыша и антифрикционного слоя. Возникающие в связи с этим остаточные напряженияказываются на усталостной прочности подшипников. При испытании в условиях воздействия переменных растягивающих напряжений по мере увеличения растягивающих остаточных напряжений происходит резкое снижение предела выносливости баббитового слоя.

Было установлено также, что при эксплуатации в подшипниках дизелей тепловозов одного и того же баббита марки БК2 усталостные повреждения образовались быстрее у подшипников со стальными корпусами, чем у подшипников с бронзовыми. В первом случае большее различие в коэффициентах линейного расширения способствовало появлению более высоких остаточных напряжений при рабочих температурах подшипников.

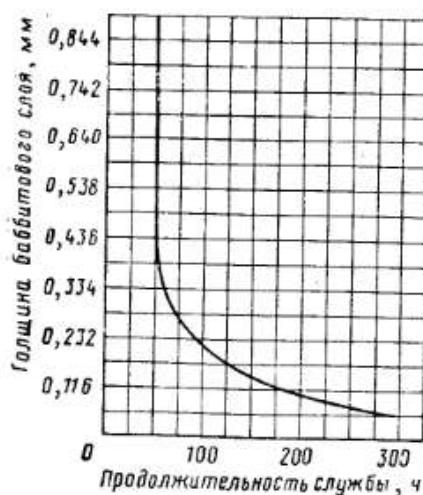


Рис. 76. Зависимость долговечности подшипника от толщины баббитового слоя (средняя нагрузка 93 кг/см<sup>2</sup>)

**Конструктивные особенности подшипников и концентраторы напряжений.** Усталостная прочность подшипникового сплава резко повышается по мере снижения толщины слоя [281], как показано на рис. 76.

Повышение усталостной прочности М. М. Хрущев [221] связывает с влиянием прочного стального корпуса, которое в большей мере будет сказываться по мере снижения толщины слоя антифрикционного металла. Н. М. Рудницкий [186] объясняет это явление влиянием высоких напряжений в поперечном направлении, величина которых возрастает по мере снижения толщины слоя. Это приводит к

снижению касательных напряжений, что повышает сопротивляемость подшипников образованию усталостных повреждений.

Слои толщиной несколько сотых миллиметра относят уже к поверхностным покрытиям. Облегчая приработку, они чаще выходят из строя по износу, а не по усталости. Долговечность мягких свинцово-оловянных покрытий толщиной до 0,05 мм соизмерима уже с усталостной прочностью свинцовой бронзы или алюминиево-оловянных сплавов.

Выбор конструктивного оформления подшипников (отношение ширины вкладыша к диаметру, конфигурация поверхностей трения, смазочных каналов, холодильников, диаметральные зазоры в различных поясах) с точки зрения усталостной прочности зависит от гидродинамических характеристик. Выгодна такая конструкция, которая устраивает режимы нарушения сплошности масляного слоя и снижает величины максимальных давлений, возникающих в слое смазки. Например, существенно снижаются максимальные нагрузки и повышается усталостная прочность рабочих вкладышей дизелей тепловозов при применении их в бесканавочной конструкции. Много данных по рациональному конструированию подшипников приведено в работе А. К. Дьячкова [76].

Очагами возникновения и последующего развития трещин являются различные пороки, дефекты изготовления, риски, вмятины и другие повреждения, вызывающие концентрацию напряжений. Повышенный выход из строя по усталостным разрушениям наблюдается у тех вкладышей, где концентрация напряжений возникает в зоне действия изгибающих усилий. В таких условиях нередко работают вагонные подшипники скольжения, залитые баббитом марки БКА [24]. У баббитового слоя вагонных подшипников, закрепленного в корпусе механическим путем, нередко можно обнаружить начальные трещины усталости, возникшие от различных пороков. Трещины усталости, образовавшиеся от раковин, показаны на рис. 77.

В антифрикционном слое различных дизельных подшипников, имеющих metallurgическое соединение сплава с корпусом вкладыша и испытывающих в большей мере пульсирующие снимающие напряжения, концентраторы напряжений сказываются в меньшей мере, хотя различные дефекты также являются уязвимыми

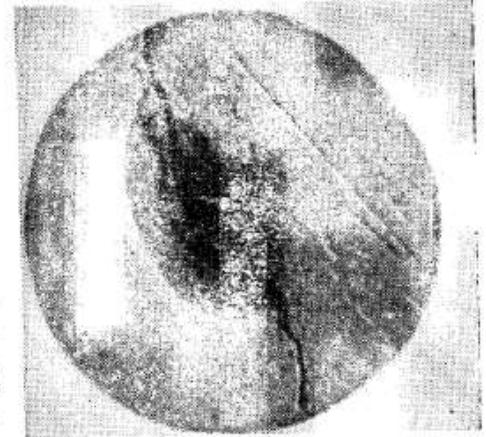


Рис. 77. Трещины усталости, образовавшиеся от раковин в баббите марки БКА ( $\times 30$ )

участками. В этом случае вредное влияние оказывают абразивные частицы, попадающие между трущимися поверхностями.

Для конструкционных материалов появление трещины усталости резко снижает допустимый уровень последующего знакопеременного нагружения (растяжение — сжатие).

Так, М. Э. Гарф и В. Э. Павловский [55] для стали и чугуна показали, что уже при напряжениях  $(0,5—0,7)\sigma_{-1}$  начинается развитие трещин усталости. При асимметричных нагрузлениях уровень разрушающих напряжений снижается до  $(0,3—0,4)\sigma_{-1}$ . Закономерности развития трещин усталости приведены в работах [213, 216], а применительно к алюминиевым сплавам обширные исследования проведены К. Д. Миртовым и другими [149]. Трещины усталости в антифрикционном слое подшипников не развиваются так быстро, как в силовых конструкциях. Появление трещины и даже участков выкрашивания позволяет эксплуатировать подшипники длительное время без существенного ухудшения их работоспособности, что применительно к подшипникам дизелей типа Д100 было установлено С. М. Захаровым и Ю. А. Загорянским.

**Смазочная среда и температурный режим.** Назначение смазки — создавать разделяющий слой между трущимися поверхностями и отводить от них тепло. Количество отводимого тепла определяется при прочих равных факторах величиной зазора на масло. При увеличении его снижается температура трущихся поверхностей и, следовательно, повышается усталостная прочность вкладышей, особенно со слоем легкоплавких баббитов. Однако при резком увеличении зазоров на масло возрастают динамические ударные нагрузки, что может неблагоприятно влиять на сопротивляемость усталости. Для каждого двигателя в зависимости от многих факторов, в том числе от типа материала и диаметра цапф, существуют оптимальные величины зазоров.

Смазочная среда в процессе трения взаимодействует с материалом подшипника и цапфы. Отдельные сорта масел довольно резко снижают усталостную прочность подшипников из свинцовистой бронзы, некоторых типов баббитов и др. Так, масло, содержащее растворенные органические кислоты, вызывает коррозию свинцовой составляющей [96] и преждевременное разрушение антифрикционного слоя. Особенно резко увеличивается коррозия с повышением температуры и при попадании в масло воды.

На основе обширного материала по эксплуатации тепловозов С. И. Севастьянов [196] установил, что применение дизельных масел с моющими присадками (ВНИИ НП-360 и ЦИАТИМ-339) вызывает повышенную сменяемость шатунных вкладышей по усталостному разрушению слоя баббита марки БК2. Моющие присадки способны стравливать окисную пленку с баббитового слоя. При этом уменьшается сопротивление баббита пластической деформации и резко снижается его усталостная прочность. Подробнее рассмотрение влияния окисной пленки на сопротивляемость пластической деформации поверхностных слоев, а следовательно,

и на прочность всего металла с позиций дислокационных представлений проведено И. Крамером и Л. Демером [120].

Пленка оказывает препятствие движению дислокаций, причем блокирование дислокаций зависит от ее толщины. Применительно к алюминию в опытах, проведенных Такамурой [120], было показано (рис. 78), что монокристаллы 1 и 2, имеющие соответственно толщину окисной пленки 100 и 500 Å, различаются по величине критического напряжения сдвига ( $76$  и  $174$   $\text{г}/\text{мм}^2$ ). При этом напряжении наблюдалось также закручивание монокристаллов при растяжении. Окисная пленка на алюминии является весьма эффективным препятствием для перемещения дислокаций. Флейшер и Чалмерс [120]

установили, что эффективная прочность тонкой окисной пленки при сдвиге равна теоретической прочности идеального твердого тела. Испытания на усталость также показали, что пленка на алюминии, если она не отличается чрезмерной хрупкостью, повышает усталостную прочность. Отсюда следует, что в подшипниках из алюминиевых сплавов стравливание окисной пленки в процессе работы сможет понизить прочность металла и, следовательно, усталостную прочность подшипника. Опытами, проведенными в ЦНИИ МПС, не выявлено агрессивного действия применяемых масел на алюминиевые сплавы, содержащие олово и другие добавки. Но условия, при которых происходит стравливание окисной пленки, должны явиться предметом дальнейших исследований.

#### Оценка усталостной прочности подшипниковых материалов

В настоящее время отсутствуют систематизированные данные по оценке усталостной прочности различных подшипниковых материалов. Имеются сведения о долговечности подшипников различных двигателей, результаты испытаний по определению усталостных характеристик, проведенные на образцах, и испытаний подшипников на соответствующих испытательных стендах.

Общей особенностью работы подшипников со слоем баббита является выход их из строя преимущественно по усталостным разрушениям. Это ограничивает использование баббита для подшипников современных мощных двигателей, несмотря на их отличные антифрикционные свойства. Проведение ряда мероприятий

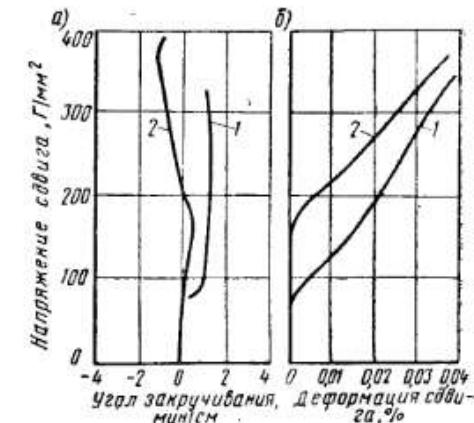


Рис. 78. Кривые изменения угла закручивания (а) и деформации сдвига (б) в зависимости от напряжения, полученные для монокристаллов алюминия с окисной пленкой толщиной:  
1 — 100 Å; 2 — 500 Å

(снижение толщины слоя, подбор состава сплава, изменение конструкции и др.) позволило несколько повысить сопротивляемость баббитового слоя усталостным разрушениям [167, 252], но коренным образом эту проблему не решило.

В связи с этим развитие в области подшипниковых материалов проходило по пути использования более прочных материалов — свинцовистой бронзы и в дальнейшем алюминиевых сплавов.

Подшипники со слоем свинцовистой бронзы частично выходят из строя также по усталостным разрушениям, но в ряде случаев замену их производят и вследствие износа. Нередко усталостные разрушения подшипников со слоем свинцовистой бронзы происходят в результате коррозионного воздействия масел [96], снижающего прочность металла.

Более благоприятно в этом отношении ведут себя алюминиевые сплавы II группы. Подшипники с антифрикционным слоем из этих сплавов редко выходят из строя по усталостным разрушениям.

Краткое изложение исследований по материалам подшипников скольжения в СССР приведено в работе М. М. Хрущова [219]. Сведения о выходе из строя подшипников по усталостным разрушениям баббитового слоя различных двигателей приводятся во многих работах. Применительно к подшипникам двигателей автомобилей они представлены в трудах Н. М. Рудницкого [186, 189], тракторов в работах Гостева, Зильберга [64], К. И. Налетова [152], дизелей тепловозов в трудах Н. А. Буше [24, 21], Н. А. Буше и И. И. Нарских [36], судовых двигателей в работах Н. А. Елина, Н. В. Жура [82], Р. С. Захарова, С. Г. Ткаченко, А. Н. Федченко [88] и др.

Сведения по усталостным разрушениям подшипников со слоем свинцовистой бронзы приводятся в работах [24, 103, 167, 184] и др.

О выходе из строя подшипников, изготовленных из алюминиевых сплавов I группы (сплавы ACM, AH2,5 и др.), сообщается в работах [64, 129, 152] и др. Мало сведений об усталостном разрушении подшипников, изготовленных с использованием алюминиевых сплавов II группы. Имеются данные о том, что выкрашивание биметаллических подшипников со слоями сплавов AO9-1 и AO20-1 было обнаружено на тепловозном дизеле 4Д49 при нагрузках выше  $450 \text{ кГ/см}^2$  [177].

Оценке усталостной прочности подшипниковых сплавов посвящено много работ. В значительной мере в них нашли отражение результаты испытаний сплавов на образцах. Такие испытания служат, как правило, отборочными для последующих стендовых или натурных испытаний.

Серия испытаний была проведена на установке, позволяющей нагружать кольцевые образцы посредством трех роликов. Эта установка, созданная М. М. Хрущовым и И. И. Михайловским [221], позволила определить усталостную прочность баббитов и выявить влияние толщины баббитового слоя на усталостную прочность; Н. М. Рудницкий [188] использовал для испытаний широко распространенную машину типа Шенка.

Более высокие показатели усталостной прочности сплава СОСб-6 были получены при оценке выносливости по деформационным показателям, а не по напряжениям.

Большой объем испытаний подшипниковых сплавов проведен различными исследователями на специальных машинах, позволяющих осуществлять знакопеременный изгиб плоских образцов. Впервые такая машина была создана М. М. Хрущовым и И. И. Михайловским [226, 221].

Сравнительные испытания плоских образцов из алюминиевых подшипниковых сплавов проводились на машине Хрущова и Михайловского и на электромагнитной машине МВТУ резонансного типа. А. Д. Курицына [129] при испытании на машине Хрущова и Михайловского установила сравнительную усталостную прочность алюминиевых сплавов ACC6-5, AH2,5 и баббита B83. Сплав ACC6-5 оказался прочнее AH2,5 и значительно прочнее баббита B83. Испытания на усталость плоских образцов, вырезанных из биметаллических полос с различными антифрикционными сплавами (AO9-1, AO20-1, ЦАМ9-1,5 и ACM), были проведены на испытательной машине конструкции ЦНИИ МПС [27]. При этих испытаниях определялся ограниченный предел усталости на базе  $2 \cdot 10^7$  циклов. Было установлено, что сплав AO9-1 обладает наиболее высокой усталостной прочностью, за ним следуют сплавы AO20-1, ЦАМ9-1,5. Самая низкая усталостная прочность у сплава ACM (рис. 79).

Концентратор напряжений в виде отверстия диаметром 2 мм [177] не снижает усталостной прочности сплавов AO9-1 и AO20-1, но понижает предел усталости сплава ЦАМ9-1,5 с 8 до  $7 \text{ кГ/мм}^2$  и сплава ACM с 6 до  $5 \text{ кГ/мм}^2$ . Трещина усталости у сплавов AO9-1 и AO20-1 проходит как по границам зерен, так и по зернам, но у второго сплава из-за повышенного количества олова она больше развивается по границам зерен. У сплава ACM трещина усталости зарождается от хрупких интерметаллидов, содержащих сурьму.

При выборе оптимальных составов сплавов влияние различных легирующих компонентов приходится оценивать по результатам статических испытаний, в то время как основным критерием является сопротивляемость усталостному разрушению. Учитывая, что

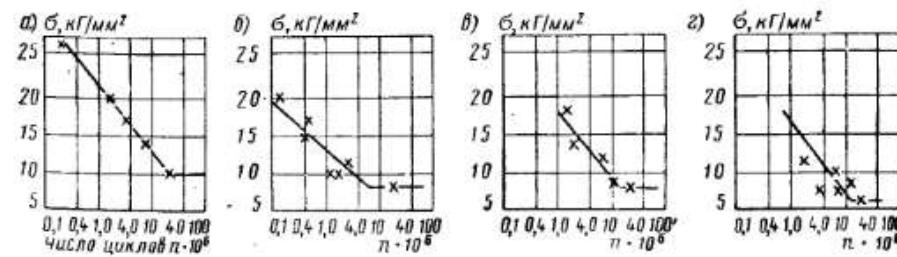


Рис. 79. Кривые усталости биметаллов с основанием армко-железо и сплавом: а — AO9-1; б — AO20-1; в — ЦАМ9-1,5; г — ACM

испытания на выносливость громоздки и длительны, Н. М. Рудницким и Ю. А. Рассадиным [190] применительно к алюминиевым подшипниковым сплавам выявлена достаточно надежная связь между выносливостью и сопротивлением разрушению. Установлено, что при накоплении изменений в металле при циклическом нагружении происходит упрочнение. При этом предел выносливости коррелируется не только со значениями временного сопротивления, но и с расчетным значением сопротивления разрушению при образовании шейки (максимальной величиной пластической деформации). На основании предложенной зависимости между истинными деформациями было установлено расчетное значение сопротивления разрушению

$$S_{\text{расч}} = \kappa \left( \ln \frac{1}{1 - \psi} \right)^{\epsilon_p},$$

где  $\kappa$  — коэффициент, равный отношению  $\frac{S_v}{\epsilon_p}$ ;

$\psi$  — относительное сужение образца в шейке;

$\epsilon_p$  — наибольшая равномерная истинная деформация образца при разрыве.

Здесь  $S_v$  — временное сопротивление, выраженное в истинных напряжениях, которое может быть найдено из выражения  $S_v = \sigma_v (1 + \delta_p)$ ,  $\sigma_v$  — временное сопротивление,  $\delta_p$  — равномерная деформация образца (до образования шейки).

Для двойных алюминиевых сплавов, содержащих легирующие добавки меди, цинка, магния, кремния и никеля, при твердости  $HV$  25—27 была установлена следующая связь между пределом усталости и расчетным значением сопротивления разрушению:

$$\sigma_{-1} = 0,72 S_{\text{расч}} - 8,1 \text{ кГ/мм}^2.$$

После отбора оптимальных вариантов подшипниковых материалов и оценки влияния различных факторов на обычных испытательных установках осуществляется проверка усталостной прочности и оценка их долговечности на специальных стендах на образцах в виде целых подшипников. Окончательное же суждение можно составить, конечно, после эксплуатационных испытаний.

Машины для испытаний подшипников, появившиеся до 1956 г., описаны М. Д. Херси и Р. Б. Шаппом [267]. Часть этих машин использовалась для изучения усталостной прочности подшипников скольжения. В последнее время появились более совершенные испытательные установки, которые можно разделить на несколько групп. К первой группе относятся машины, в которых нагрузка на подшипник изменяется в соответствии с полярной диаграммой нагрузок реального подшипника в двигателе. В машинах второй группы нагрузки на подшипники по характеру изменения лишь приближаются к нагрузкам, изменяющимся по полярной диаграмме. Третью группу составляют машины, в которых создается

пульсирующая нагрузка преимущественно сжатия, изменяющаяся по закону синусоиды.

К машинам первой группы относится установка «Динозавр», используемая английской фирмой «Glacier Metal Co». Сложное вращение рабочего вала дает возможность воспроизводить кинематику движения шатунной шейки относительно вкладыша. Переменная нагрузка на подшипник обеспечивается двумя гидравлическими цилиндрами, установленными под углом  $90^\circ$  друг к другу.

Моделирование при меньших скоростях воспроизводит картину гидродинамической смазки подшипника в процессе изменения нагрузок в соответствии с полярной диаграммой двигателя.

Из-за сложности испытательные установки первой группы не получили широкого распространения, хотя целесообразность их применения не вызывает сомнений.

Машинами второй группы передко служат обычные двигатели или один и более их отсеков, в которых поршневая группа подвергается соответствующим изменениям. В установке ИП-З-НАТИ применяются, например, поршни утяжеленной конструкции без компрессионных и масляных колец. Установка состоит из блока картера стандартного двигателя с обычным коленчатым валом. Нагрузка на шатунные и коренные подшипники изменяется за счет различного веса поршней. Машины подобного типа обладают ограниченной возможностью изменения режимов нагрузления.

Испытания подшипников на усталостную прочность, оценку противозадирных свойств и определение износстойкости антифрикционного слоя можно осуществлять, не прибегая к сложному характеру нагружения рабочих поверхностей вала. Достаточно обеспечить воздействие пульсирующей нагрузки в области сжатия в наиболее нагруженной зоне рабочего вкладыша (для автомобильных, судовых и тепловозных двигателей — это средняя часть вкладыша). В таких машинах третьей группы жесткий закрепленный шатун почти не перемещается сам, что исключает воздействие инерционных сил.

К числу таких машин относится установка с гидравлическим нагружением, описанная А. Е. Расселом [294]. Рабочий орган этой машины устроен следующим образом. Испытываемая пара вкладышей устанавливается в разъемной головке шатуна. Рабочий вал вращается в двух опорных подшипниках чугунной головки, в нижней части которой расположен рабочий цилиндр. Шатун соединен с поршнем шаровой опорой. С помощью пружинного клапана регулируется выпуск масла в цилиндр. Рабочая шейка вала устанавливается эксцентрично по отношению к опорным шейкам на 0,4 мм.

Очень близка по конструкции к описанной машина типа «Сапфир» [126] фирмы «Glacier». На этой машине при  $n=2500 \text{ об/мин}$  и температуре масла  $70^\circ \text{C}$ , поступающего в цилиндр под давлением 1,4—4,0  $\text{кГ/мм}^2$ , создается нагрузка на подшипник до 15 000 кг. Режим нагружения ступенчатый.

Сходное устройство имеет испытательная машина, созданная в Центральном научно-исследовательском дизельном институте (ЦНИДИ). На ней производились испытания на усталость подшипников с внутренним диаметром 75 мм, шириной 44 мм и толщиной 2,5 мм [75]. Максимальная общая развиваемая машиной нагрузка составляет 22 000 кг.

Известно, что, помимо переменной составляющей (пульсирующей нагрузки), на усталостную прочность оказывает влияние постоянное нагружение. Такой режим достигается в испытательной японской установке, описанной Мигахара [282]. Испытываемый подшипник 1 (рис. 80) размещается в головке шатуна 2. Рабочий вал 3 может вращаться с различной скоростью. Привод вала индивидуальный. Нижняя головка шатуна шарнирно связана с рычагом 5, который соединен с инерционным механизмом, выполненным в виде эксцентрично расположенного вращающегося груза 6. Один конец рычага опирается на опору 4, другой подтянут пружиной 7. Используя усилие затяжки пружины, можно создавать постоянные нагрузки. Пульсирующие же нагрузления достигаются за счет вращающегося груза.

Для испытаний на усталость целых подшипников сравнительно широко применяются машины инерционного типа. Такие машины позволяют создавать пульсирующие нагрузления за счет инерции вращающихся эксцентрично расположенных грузов. Испытываемые подшипники располагаются в опорах-шатунах, размещенных под углом 90° (рис. 81). При таком расположении опор и шарнирном закреплении их нижних концов к корпусу машины достигается разложение центробежной силы груза на две взаимно перпендикулярные составляющие, направленные вдоль осей шатунов.

В СССР и за рубежом довольно широко распространены инерционные машины типа «Ундервуд» (рис. 82). На установке одновременно испытываются два подшипника, которые располагаются в верхних головках шатунов, установленных под углом 90° друг к другу. Эксцентрично расположенные грузы размещаются в непосредственной близости от шатунов (два средних груза). По концам валов закрепляются грузы-противовесы для балансировки машины. Машины типа «Ундервуд» в Советском Союзе модернизированы различными организациями. Имеются указания по этому поводу в работах Н. М. Рудницкого [186], Н. Н. Галашова [49] и др.

Широкие испытания вкладышей на усталостную прочность осуществляются фирмой «Glacier Metal Co» на машине, предназначеннной для одновременного испытания восьми пар вкладышей. Такая установка конструкции «Viking» имеет пять параллельных валов, из которых два крайних рабочие, а средние — балансирующие. Эти валы создают силы инерции, противоположно направленные по отношению к силам инерции грузов испытательной головки, благодаря чему обеспечивается хорошая балансировка установки.

Результаты сравнительных усталостных испытаний, проведенных фирмой «Glacier Metal Co» на различных машинах [255], представ-

лены в табл. 28. Согласно этим данным наиболее высокую усталостную прочность в большинстве случаев показали алюминиевые сплавы.

Таблица 28

Установка	Антифрикционный материал	Усталостная прочность, кГ/мм <sup>2</sup>	Относительная усталостная прочность по сравнению с баббитом
Лабораторная машина (база 10 <sup>7</sup> циклов)	Оловянный баббит . . . . .	1,40	1,00
	Cu-35Pb . . . . .	2,66	1,90
Машина типа «Ундервуд»*	Al-6,5 Sn-1 Ni-1Cu цельнолитой . .	4,23	3,05
	Оловянный баббит . . . . .	0,56—1,05	1,00
Машина «Viking»*	Cu-35Pb . . . . .	1,05—1,75	1,73
	Оловянный баббит толщиной 0,1 мм . .	1,40—2,80	2,60
Машина «Viking»*	Cu-Pb с Sn или Ag . . . . .	2,10—2,80	3,02
	Алюминиевые сплавы . . . . .	2,80—3,50	3,92
Машина «Viking»*	Оловянный баббит (7% Sb, 8% Cu)	1,33	1,00
	Свинцовый баббит (1% Sn, 15% Sb, 1% As) . . . . .	1,30	0,97
Машина «Viking»*	Cu-Pb с покрытием сплавом Pb-10% Sn толщиной 0,04 мм . . .	2,87	2,16
	Cu-Pb с покрытием сплавом Pb-5 In толщиной 0,04 мм . . . . .	2,87	2,16
Машина «Viking»*	Cu-30Pb, спеченная . . . . .	2,38	1,79
	Al-20Sn-1Cu-биметалл на стали . . .	3,22	2,42
Машина «Viking»*	Cu-22Pb-4Sn, спеченная . . . . .	3,85	2,90

Широкие испытания на усталость подшипников проведены Заволжским моторным заводом (ЗМЗ) на испытательной установке собственной конструкции [126]. Установка состоит из двух валов 1 (рис. 83), соединенных с помощью карданной связи 3, которая обеспечивает синхронность их вращения и независимость от воздействия радиальных сил. Инерционные грузы 2 на концах обоих валов имеют эксцентриситет центра тяжести, одинаковый по величине и расположенный в одной плоскости, но противоположный по направлению для каждого вала. Испытываемые вкладыши размещаются в верхних разъемных головках опор, выполненных в форме шатунов 4. Нижние головки опор-шатунов попарно закрепляются на общей оси (пальце). Каждая пара шатунов расположена под углом 90° к другой паре. Машина хорошо сбалансирована, и нагружение на нее можно осуществлять в широких пределах.

Таблица 29

Тип подшипника	Материал, толщина слоя	Максимальная нагрузка при испытании в течение 100 ч, фунт на квадратный дюйм
Биметаллический	Оловянный бabbitt 0,56 мм . . . . .	1750
.	Свинцовый бabbitt 0,56 мм . . . . .	2200
.	Кадмиеый бabbitt . . . . .	2500
.	Оловянный бabbitt 0,1 мм . . . . .	2700
.	Свинцовый бabbitt 0,1 мм . . . . .	2700
.	Свинцовая бронза 0,56 мм . . . . .	5000
Цельнолитой	Алюминиевый сплав SAE770 4,1 мм . . . . .	6500
Триметаллический	Слой свинцово-оловянного покрытия 0,025 мм, подслой свинцовистой бронзы 0,56 мм на стали . . . . .	7500
.	Слой свинцово-оловянного покрытия 0,025 мм, подслой из серебра 0,35 мм на стали . . . . .	7500
Биметаллический	Алюминиевый сплав SAE780 0,76 мм на стали . . . . .	8000
Триметаллический	Слой свинцово-оловянного покрытия 0,025 мм, подслой сплава SAE780 0,76 мм на стали . . . . .	8000

Таблица 30

Антифрикционный материал	Удельное давление на подшипник, при котором наступает выкрашивание, $M_N/m^2$ ( $kF/cm^2$ )	Отношение максимального удельного давления для данного подшипника к удельному давлению, выдерживаемому оловянным бabbитом

*При испытании на машине типа „Ундервуд“*

Оловянный бabbitt . . . . .	6,9(70)	1,00
Кадмиеые сплавы . . . . .	7,4(75)	1,07
Свинцовая бронза . . . . .	11,8(120)	1,70
Тонкий слой бabbита (0,07 мм) . . . . .	17,7(180)	2,60
Свинцовая бронза с добавкой серебра или олова . . . . .	20,6(210)	3,00
Алюминиевые сплавы . . . . .	26,5(270)	3,90
Серебро . . . . .	29,4(300)	4,35
Бронза . . . . .	58,8(600)	8,70

*При испытании на машине фирмы „Glacier“*

Оловянный бabbitt (7% Pb, 3% Cu) . . . . .	13,7(140)	1,00
Свинцовый бabbitt (15% Sb, 1% Sn, 1% Cu) . . . . .	13,7(140)	1,00
Свинцовая бронза с мягким покрытием . . . . .	29,4(300)	2,10
Сплав 70% Cu, 30% Pb, металлокерамика . . . . .	24,5(250)	1,80
Сплав 60% Cu, 40% Pb, металлокерамика . . . . .	21,6(220)	1,55
Сплав 74% Cu, 22% Pb, 4% Sn, металлокерамика . . . . .	39,2(400)	2,90
Сплав 20% Sn, 1% Cu, остальное алюминий . . . . .	33,3(340)	2,40

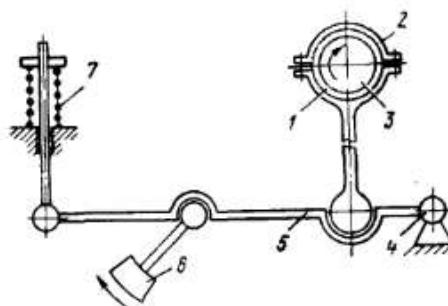


Рис. 80. Кинематическая схема машины Сода Мигахара

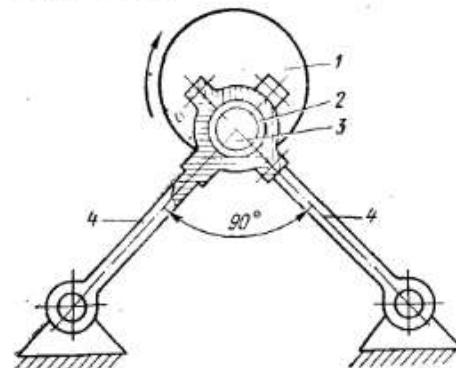


Рис. 81. Расположение опор-шатунов в инерционных испытательных машинах: 1 — груз; 2 — испытываемые вкладыши; 3 — рабочий вал; 4 — опоры-шатуны

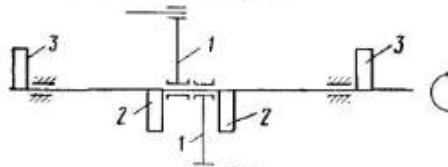


Рис. 82. Кинематическая схема машины „Ундервуд“: 1 — шатуны; 2 — грузы; 3 — противовесы

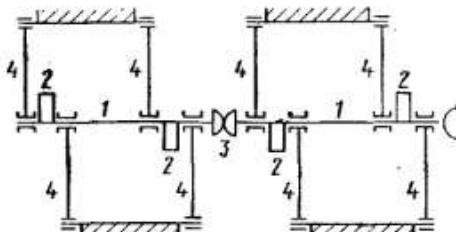


Рис. 83. Кинематическая схема машины ЗМЗ

В настоящее время накоплен большой экспериментальный материал по оценке усталостной прочности различных подшипников. Испытания осуществлялись с целью определения долговечности (количество часов работы при заданном уровне напряжения) или предела выносливости при заданном количестве циклов нагружения.

Результаты испытаний на долговечность (машина «Ундервуд») приведены в работе [266]. При нагрузке 320 кг/см<sup>2</sup> подшипники со слоем свинцовистой бронзы разрушались после 8 ч работы, подшипники со слоем высокооловянного алюминиевого сплава АО30-1 (30% Sn) выдержали 100 ч, а триметаллические вкладыши с алюминиевым сплавом типа 750 (SAE780) и покрытием мягкого металла (10% Sn, 90% Pb) разрушались после 100 ч при большем давлении — 560 кг/см<sup>2</sup>. Сравнительные данные по сопротивляемости усталостным разрушениям приведены в работе [281]. В результате этих испытаний (табл. 29) определены максимальные нагрузки, которые выдерживает данный подшипник за 100 ч работы, не разрушаясь.

Обстоятельные исследования на усталость проведены на машинах типа «Ундервуд» и конструкции фирмы «Glacier». Результаты сравнительных испытаний приведены в табл. 30 [191].

На основании результатов исследований фирма «Glacier» рекомендует пользоваться определенными характеристиками относительной выносливости для различных материалов (табл. 31).

Таблица 31

Антифрикционный материал	Относительная выносливость	Минимальная рекомендуемая твердость шкалы HB
Оловянный бabbит . . . . .	1,0	160
Свинцовый бabbит . . . . .	1,0	160
Свинцовистая бронза (спеченная) с гальваническим покрытием свинцово-оловянным сплавом . . . . .	1,8	230
Свинцовистая бронза (спеченная) без покрытия . . .	1,9—2,1	280
Свинцовистая бронза (спеченная) с наплавкой свинцово-оловянным сплавом . . . . .	1,9—2,1	280
Алюминиево-оловянный сплав (20% Sn, 1% Cu) . . .	2,5	200

Интересные результаты по оценке усталостной прочности подшипников на испытательном стенде приводят Кемпбелл [243]. Как видно из табл. 32, при наличии краевых давлений вследствие изгиба вала усталостная прочность резко снижается.

Таблица 32

Антифрикционный материал	Усталостная прочность, кГ/см <sup>2</sup>	
	при идеальных условиях испытаний — отсутствие краевых давлений	при испытании с изгибом вала, приближающимся к условиям эксплуатационным
Оловянный бabbит толщиной 0,4 мм на стали . . .	350	112
Свинцовистая бронза на стали с покрытием . . .	630	249
Свинцовистая бронза на стали без покрытия . . .	805	249
Алюминиевый сплав с 20 % Sn на стали . . . .	980	315

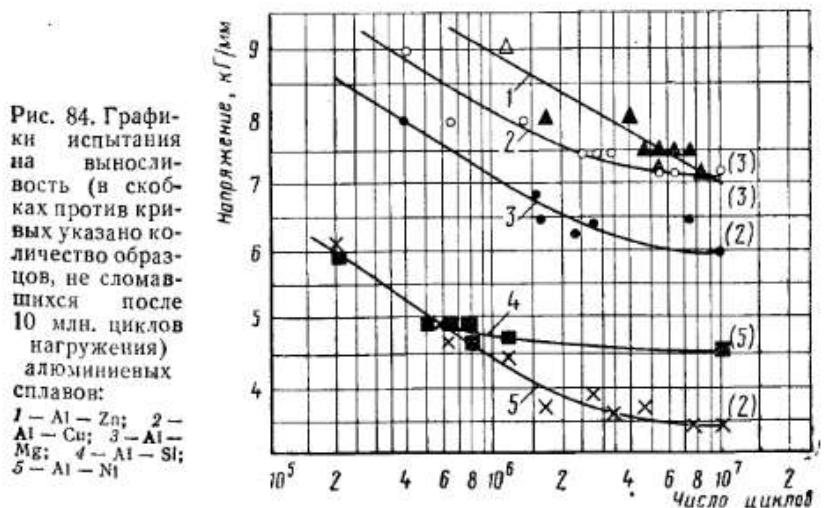
В последние годы фирмой «Glacier» выполнены испытания на машине «Сапфир». Результаты усталостных испытаний подшипников с антифрикционным слоем из различных сплавов, в том числе и алюминиевых, содержащих свинец, приведены в табл. 33.

Изучая усталостную прочность, большинство зарубежных исследователей указывают на высокую сопротивляемость усталостным повреждениям алюминиевых сплавов, содержащих олово и легированных медью. Следует отметить, что именно медь наряду с цинком, по исследованиям Н. М. Рудницкого [190], является наиболее сильным упрочнителем, резко повышающим усталостную прочность (рис. 84).

Таблица 33

Антифрикционный сплав	Твердость сплава HB	Предел усталости, кГ/мм <sup>2</sup> , для подшипника	
		длиной 29,5 мм, диаметром 52,7 мм	длиной 20,5 мм, диаметром 51 мм
Оловянный бabbит (SAE12) толщиной 0,25 мм	28—33	3,5	—
Свинцовый бabbит (SAE15) толщиной 0,25 мм	17—22	3,5	—
Алюминиевый сплав (20% Sn, 1% Cu) . . . .	38—43	9,1—10,5	10,5
(10% Pb, 4% Si) . . . .	—	9,1—10,5	—
(6% Sn, 1% Cu, 1% Ni) . . . .	42—47	9,8—10,5	—
(6% Sn, 1% Cu, 1% Ni) . . . .	—	10,85	—
с покрытием толщиной 0,025 мм (Pb + 10% Sn) . . . . .	—	—	—
Свинцовистая бронза спеченная (30% Pb) с покрытием 0,025 мм (Pb + 10% Sn) . . . .	40—50	11,2—12,6	11,9
Свинцовистая бронза литая (24% Pb, 1% Sn) с покрытием 0,025 мм (Pb + 10% Sn + 2% Cu) . . . . .	50—60	—	11,9
Алюминиевый сплав (11% Si, 1% Cu, 1% Mg, 1% Ni) с покрытием 0,025 мм (Pb + 10% Sn)	55—65	>12,6	—

Широкие испытания подшипников на усталость проведены на Заволжском моторном заводе. На стенде ЗМЗ [126, 125] подшипники испытывали в течение 20 ч при рабочем режиме, что при 4000 об/мин вала соответствовало 4,8·10<sup>6</sup> циклов нагружения. Удельная нагрузка на подшипник, при которой возникало усталостное разрушение антифрикционного слоя вкладыша на 10—20 %



Состав антифрикционного материала вкладыша	Толщина рабочего слоя, мм	Усталостная прочность, кг/см <sup>2</sup>	Относительная усталостная прочность
Вкладыши фирмы „Vanderwell“ (23% Pb, 1,5% Sn, 0,5% Fe, остальное Cu) с покрытием толщиной 0,33 мм (90% Pb + 10% Sn)	—	430	3,18
То же с покрытием толщиной 0,019 мм	—	510	3,78
Вкладыши фирмы „Глюко“ (21,5% Pb, 1,5% Sn, 0,3% Fe, остальное Cu) с покрытием толщиной 0,026 мм (8,5% Sn + 2% Cu + Pb)	—	550	4,07

Из представленных данных видно, что подшипники из алюминиевых сплавов не уступают, а в ряде случаев превосходят по усталостной прочности подшипники из свинцовистой бронзы, полученные от известных зарубежных фирм.

Интересные результаты испытаний на усталость были получены в ЦНИИДИ [75] на установке СПП-1, построенной по типу машины «Сапфир». При этом свойства различных материалов (баббиты Б83 и БН, свинцовистая бронза и сплав АО20-1) определялись при разных режимах работы (удельные нагрузки, скорости). Учитывалось также влияние на усталостную прочность твердости шеек коленчатого вала и концентраторов напряжений.

Результаты проведенных исследований позволили построить графики усталости (рис. 86). Из графиков следует, что наиболее высокой усталостной прочностью обладает сплав АО20-1, и на подшипники из него в наименьшей степени сказывается изменение

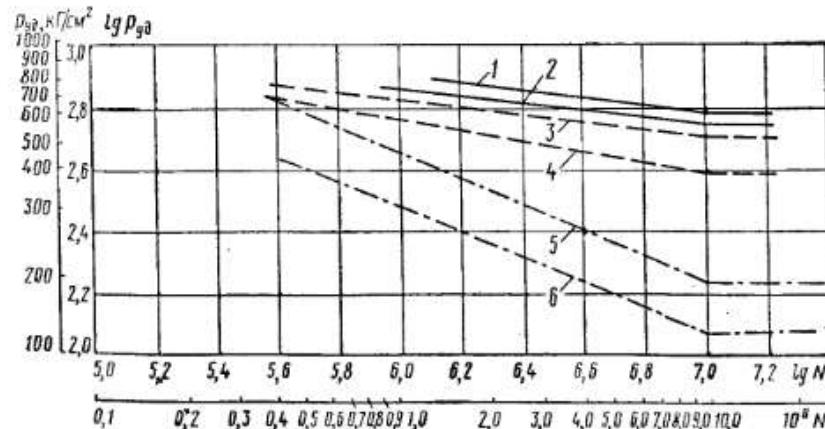


Рис. 86. Кривые усталости для подшипников из различных сплавов (вал из стали 45, закалка ТВЧ, HRC 56–58, масло ДП11), испытывавшихся:  
1, 3 и 5 — при скорости 7 м/сек соответственно для сплавов АО20-1, Бр С30 и Б83; 2, 4 и 6 — при скорости 9 м/сек соответственно для сплавов АО20-1, Бр С30 и Б83

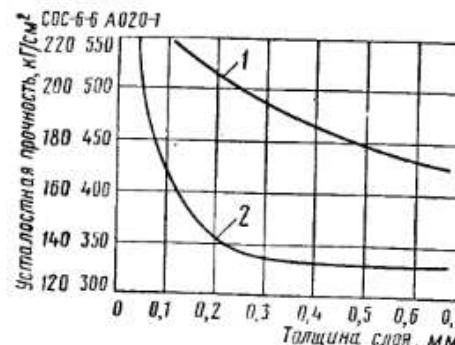


Рис. 85. Изменение усталостной прочности после 5·10<sup>5</sup> циклов нагружения в зависимости от толщины слоя антифрикционного сплава:  
1 — АО20-1; 2 — СОС6-6

Результаты обширных испытаний, проведенных на ЗМЗ, позволили оценить усталостную прочность большого количества сплавов, в том числе и выпускаемых зарубежными фирмами (табл. 34).

Таблица 34

Состав антифрикционного материала вкладыша	Толщина рабочего слоя, мм	Усталостная прочность, кг/см <sup>2</sup>	Относительная усталостная прочность
Сплав СОС6-6 (6% Sb, 6% Sn, остальное Pb)	0,37	135	1
То же . . . . .	0,16	150	1,1
* . . . . .	0,10	164	1,22
* . . . . .	0,07	187	1,38
* . . . . .	0,04	220	1,63
Вкладыши типа „Дюрекс-100“ (40% Ni и 60% Cu спеченная, рабочий слой — сплав СОС6-6) . . . . .	0,08—0,12	170	1,26
Сплав АО20-1 (1% Cu, 20% Sn, остальное Al) . . . . .	0,3—0,4	470	3,5
То же . . . . .	0,63	430	3,18
Сплав АМО-1-6 (1% Cu, 6% Sn, 0,5% Ni, остальное Al) . . . . .	0,13	540	4
То же с покрытием толщиной 0,01—0,02 мм (90% Pb + 10% Sn) . . . . .	0,3—0,4	555	4,11
Вкладыши фирмы „Glacier“ (30% Pb, 70% Cu, спеченная) с покрытием толщиной 0,01—0,02 мм (90% Pb + 10% Sn) . . . . .	0,35	430	3,18

Таблица 35

Наименование и марка антифрикционного сплава	Предел ограниченной выносливости при базе испытаний $10 \times 10^6$ циклов, $\text{kG}/\text{cm}^2$	Относительный предел ограниченной выносливости
Баббит Б83, биметалл, толщина слоя 1,5 мм . . .	65	1,0
Свинцовистая бронза БрС30, биметалл, толщина слоя 0,5 мм . . . . .	120	1,85
Алюминиевый сплав А9-2 (монометалл), содержание кремния 3% . . . : . . . . .	210	3,25
Алюминиевый сплав АО9-2 (монометалл), содержание кремния 0,6% . . . . .	230	3,55

выше у сплава, содержащего 0,6 % Si. По-видимому, твердые включения кремния при циклическом нагружении способствуют появлению усталостных повреждений.

В настоящее время объем исследований и испытаний подшипников и подшипниковых материалов на усталость значительно расширяется, что позволяет рассчитывать на получение более обширной информации по этому вопросу.

## 2. СОПРОТИВЛЯЕМОСТЬ ИЗНАШИВАНИЮ

### Общие сведения

Одним из показателей оценки антифрикционности подшипникового сплава является сопротивляемость изнашиванию элементов трущейся пары.

Подшипники скольжения коленчатого вала двигателя при нормальной эксплуатации работают большую часть времени в условиях режима жидкостного трения и меньшую часть в условиях полужидкостного. Режим полужидкостного трения наблюдается, как правило, в периоды пуска и остановки двигателя, а также при переходных режимах работы. В некоторых случаях двигатель работает в режиме полужидкостного трения и, при установившихся режимах. Это наблюдается при снижении вязкости масла, ухудшении чистоты поверхности во время работы, изменении геометрии детали вследствие износа или деформации и др. [114].

Основными видами износа при таких режимах работы пары вал — подшипник согласно классификации М. М. Хрущова [218] являются абразивный износ за счет схватывания и усталостный. За последние годы обнаружен кавитационный износ [90].

Абразивный износ происходит за счет взаимодействия материала вала и подшипника с попадающими в зазор между ними твердыми посторонними частицами или частицами, образующимися в результате процесса изнашивания.

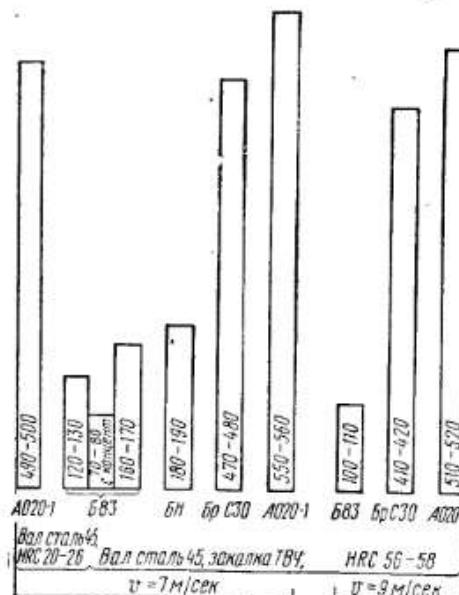


Рис. 87. Соотношение пределов усталости различных подшипниковых материалов, испытывавшихся при различной скорости скольжения  $v$  (цифры в столбцах — абсолютные значения усталостной прочности в  $\text{kG}/\text{cm}^2$ )

баббита Б83 снижается на 40  $\text{kG}/\text{cm}^2$  (до 120—130  $\text{kG}/\text{cm}^2$ ), а сплава АО20-1 — на 60  $\text{kG}/\text{cm}^2$  (до 490—500  $\text{kG}/\text{cm}^2$ ). Уменьшение предела усталости исследованных сплавов с понижением твердости шейки связано, по мнению авторов работы [75], с увеличением степени совместных пластических деформаций поверхностей вала и вкладышей, что приводит к возрастанию температуры. По-видимому, со снижением твердости ухудшается совместимость трущихся пар.

В итоге проведенных исследований выявилось значительное преимущество по усталостной прочности подшипников со слоем сплава АО20-1 (рис. 87).

Исследования усталостной прочности монометаллических подшипников, изготовленных из алюминиевого сплава типа АО9-2 с различным содержанием кремния, проведены Н. Н. Галашовым [51]. Проведение таких испытаний было связано с проверкой возможности использования монометаллических подшипников на судовых дизелях. При этом было необходимо оценить влияние кремния на сопротивляемость сплава усталостным разрушениям.

Испытаниями, проведенными на машине типа «Ундервуд», было установлено (табл. 35) резкое различие по усталостной прочности сплава АО9-2 по сравнению со свинцовистой бронзой и баббитом Б83. Предел ограниченной выносливости оказался несколько

Изучению взаимодействия металлических поверхностей с абразивными частицами посвящено большое количество исследований. Наиболее фундаментальные работы в этой области выполнены М. М. Хрущовым и М. А. Бабичевым [222, 223], М. М. Тенненбаумом [206], В. Н. Кащеевым [105, 104] и др.

В перечисленных работах изучается в основном взаимодействие металлической поверхности с закрепленными абразивами или с сыпучей средой, состоящей из абразивных частиц. Испытания проводились таким образом, чтобы исключалось влияние факторов, сопутствующих абразивному изнашиванию при работе деталей машин и агрегатов (влияние нагрева при трении, среды, свойств трущихся деталей и т. д.).

Подобная методика позволила глубже вникнуть в процессы, происходящие при взаимодействии абразивных частиц с металлической поверхностью, и выявить основные закономерности данного процесса. При проведении лабораторных исследований процессов, происходящих при абразивном изнашивании, применяются испытательные машины и стенды, которые позволяют осуществить трение металлического образца о поверхность с абразивом [224, 235]. В качестве такой поверхности применяются, как правило, абразивные шкурки на различном основании (бумага, ткань, пластмасса и т. п.), причем величина абразивных зерен и характер их ограничения могут изменяться в широких пределах.

Анализ результатов экспериментов, проведенных различными авторами, показал, что в зависимости от размера абразивных частиц, их формы, передаваемого через эти частицы давления, скорости движения частиц относительно металлической поверхности, отношения твердости частицы и металлической поверхности, степени закрепленности частиц имеет место различный характер разрушения металлической поверхности под воздействием абразивных частиц. Часть частиц, особенно закрепленных и имеющих ограниченность, производит микрорезание металлической поверхности со снятием стружки [224]. Кроме того, некоторые частицы оставляют на металле риски (царапины), причем в зависимости от поведения металла в процессе взаимодействия с абразивными частицами образуются риски трех видов.

К первому виду относятся риски, полученные за счет пластического выдавливания металла на края риски. При этом выдавленный металл находится в стадии, предшествующей разрушению, и легко удаляется в последующем, срезаясь соседними абразивными зернами или отслаиваясь в результате многократного деформирования. Ко второму виду относятся царапины, полученные за счет резания металла и отделения его в стружку, к третьему виду — царапины, полученные за счет хрупкого разрушения материала поверхности под воздействием абразивной частицы.

Сравнительные испытания различных антифрикционных материалов при трении об абразивную поверхность по методике,

разработанной М. М. Хрущовым [224], показали, что при данном виде испытания сопротивляемость антифрикционного сплава прямо пропорциональна твердости его основы.

Значительно меньше работ посвящено изучению абразивного изнашивания при работе пары коленчатый вал — подшипник различного типа двигателей [293, 65, 231]. Абразивные частицы, попадающие в зазор между валом и подшипником, обычно классифицируют по величине (среднему диаметру частицы) на три группы. К первой группе относятся частицы, имеющие средний диаметр 1 мк. При наличии в масле частиц такого размера не только не наблюдается увеличение износа, а наоборот, износ уменьшается [65]. Это явление связывают с тем, что в присутствии таких частиц при режимах граничного трения улучшается разделяющая способность масла и металлическое контактирование происходит на меньшем числе участков [42]. Ко второй группе относятся частицы, максимальный диаметр которых  $d_{\max}$  меньше минимальной толщины масляного слоя, определяемой по формуле [65]

$$h_{\min} = \Delta l(1 - \chi),$$

где  $\Delta l$  — диаметральный зазор в подшипнике;  
 $\chi$  — относительный эксцентриситет.

При попадании в масло таких частиц обычно не наблюдается износа, так как они свободно циркулируют в масляной системе двигателя.

В случае если максимальный диаметр абразивной частицы больше минимальной толщины масляного слоя ( $d_{\max} > h_{\min}$ ), наблюдается износ сопряженных деталей (вал — подшипник). При попадании в нагруженную зону такой частицы через нее будет передаваться давление, под действием которого частица начнет вдавливаться в антифрикционный слой подшипника при одновременном тангенциальном перемещении. При этом перемещении она будет вызывать разрушение материала вала и подшипника за счет микрорезания или царапания (рис. 88).

Величина разрушений будет зависеть от пути, пройденного частицей до того момента, как она перестанет взаимодействовать с валом и подшипником, полностью закрепившись в антифрикционном материале. Путь перемещения частицы (а следовательно, и величина разрушений) зависит от сопротивления антифрикционного сплава местной пластической деформации и соотношения скоростей наклена и разупрочнения основы материала под влиянием тепла, выделяющегося при деформации под воздействием внедряющейся абразивной частицы. Свойство поглощать абразивные частицы является одним из основных показателей антифрикционности сплава.

Алюминиевые антифрикционные сплавы по сравнению с баббитами обладают худшей поглощающей способностью, так как имеют более высокую твердость и температуру начала рекристаллизации, определяющую скорость разупрочнения. В сравнении

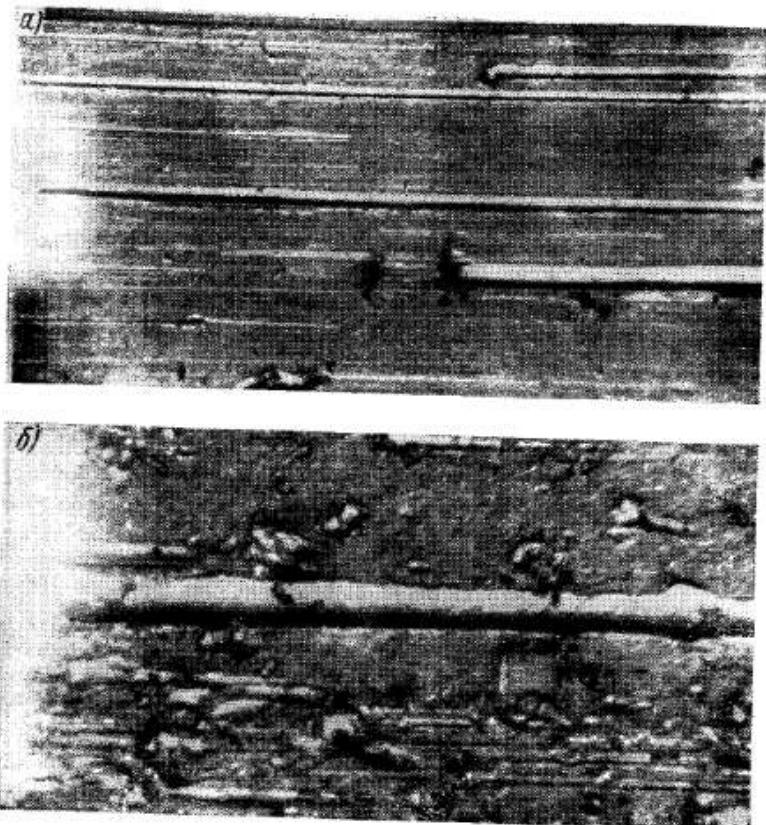


Рис. 88. Повреждение поверхности трения абразивными частицами:  
а -  $\times 5$ ; б -  $\times 30$

же со свинцовистыми бронзами, основа которых имеет более высокие твердость и температуру начала рекристаллизации [296], алюминиевые сплавы имеют преимущество.

Необходимо отметить, что при попадании абразивных частиц в зону трения пары вал — подшипник их действие не ограничивается только микрорезанием и образованием царапин. При взаимодействии абразивных частиц с материалом вала и подшипника возможно резкое локальное повышение температуры — в зоне действия абразивной частицы она может достигать температуры плавления антифрикционного материала.

Износ за счет схватывания наблюдается при работе пары вал — подшипник в режиме граничного трения, когда имеет место металлическое контактирование на отдельных участках поверхности трения. Число таких участков для данной пары материалов зависит от макро- и микрогеометрии поверхностей трения и от нагрузки, передаваемой от вала на подшипник.

В отдельных пятнах контакта наблюдается пластическая деформация выступов под действием сжимающих нагрузок при одновременном тангенциальном перемещении поверхностей. В таком случае создаются условия для разрушения окисных и адсорбированных пленок на поверхности металлов, для образования в этих зонах ювенильных металлических поверхностей и возникновения мостиков сварки двух металлов за счет явления схватывания.

Согласно представлениям ряда авторов [118, 201] основной износ при граничных режимах трения происходит именно за счет образования и последующего разрушения мостиков сварки, в результате чего на одной или двух составляющих пары трения остаются нарости. При дальнейшей работе пары нарост подвергается многократному пластическому деформированию. В результате в основании нароста может образоваться усталостная трещина, которая в последующем развивается вплоть до отделения перенаклепанных частиц металла [118]. Кроме того, в процессе трения в условиях образования и разрушения мостиков сварки происходит дополнительный износ за счет того, что нарости могут производить резание и царапание сопряженной поверхности, а частицы износа действовать как абразивы.

**Усталостный износ.** Теория усталостного износа развита в работах [46, 119, 180]. Согласно этой теории износ подшипника и вала при работе двигателя как в условиях гидродинамического режима, так и при граничном трении происходит вследствие отделения частиц металла с поверхности трения. Отделение частиц происходит в результате развития явлений усталости на поверхности трения, возникновения трещин и их смыкания. Подобное отделение частиц характерно и для вала (в меньшей степени), и для подшипника (в большей степени) двигателя.

Рассмотрим картину взаимодействия двух металлических поверхностей при взаимном скольжении в условиях отсутствия адгезионного взаимодействия (глубинного схватывания) и резания. Будем считать, что скольжение происходит в условиях граничного трения.

Известно, что контакт двух поверхностей дискретен и взаимодействие происходит между их выступами. При взаимодействии выступа с сопряженной поверхностью происходит упруго-пластическая деформация поверхности с образованием перед выступом волны деформируемого металла. В зависимости от глубины внедрения выступа и свойств материалов будет преобладать либо упругая, либо пластическая деформация выступов. И в том, и в другом случае впереди выступа образуется зона сжатия, а на некотором расстоянии за ним — зона растяжения. Таким образом, каждое сечение тела на поверхности трения последовательно подвергается деформации сжатия и растяжения. Экспериментальное подтверждение этому было получено А. С. Радчиком и В. С. Радчиком [175], В. Д. Евдокимовым [78], которые, применяя специальную методику, зафиксировали с помощью

тензодатчиков изменение знака напряжений в сечениях на поверхности трения. Теоретические расчеты [156] показывают, что максимальное напряжение растяжения, которое наиболее опасно с точки зрения разрушения, составляет

$$\sigma_{\max} = 2fP_0,$$

где  $P_0$  — давление в центре контактной площадки;  
 $f$  — коэффициент трения.

Таким образом, поверхность материала при трении работает в условиях знакопеременного цикла растяжение — сжатие. Работа в таких условиях приводит к развитию на поверхности явлений усталости. Механизм зарождения и развития усталостных трещин на поверхности трения под действием знакопеременных напряжений изучался в работах И. В. Крагельского [116, 117], В. Д. Евдокимова [79, 80], П. А. Ребиндера [181], И. М. Любарского [139] и др. Согласно представлениям И. В. Крагельского усталостные трещины возникают в местах дефектов, всегда имеющихся в твердом теле. Эти дефекты связаны с наличием в кристаллической решетке вакансий, границ блоков, а также наличием на поверхности трения царапин, следов обработки и других повреждений. Зарождение трещин может происходить и от дефектов металлургического происхождения — раковин, пор, включений шлака и т. д. Развиваясь от таких дефектов, трещины усталости постепенно смыкаются и происходит отделение частиц износа.

В работе В. Д. Евдокимова [79] показано, что при наличии на поверхности знакопеременных сдвиговых деформаций происходит изменение в тонкой структуре материала. Увеличивается плотность дефектов и, в частности, дислокаций, сопровождающейся коагуляцией вакансий, что приводит к образованию микропор и пустот и развитию трещин от этих дефектов. Подмечено также, что эти процессы наиболее интенсивно проходят при реверсивном трении. В частности, указано, что при реверсивном трении плотность дислокаций в поверхностном слое в 1,5 раза выше, чем при одностороннем скольжении.

П. А. Ребиндером и его учениками показано, что при наличии в смазке поверхностно-активных веществ развитие усталостных трещин локализуется в тонких приповерхностных слоях за счет пластифицирующего действия таких веществ [181].

В работах И. М. Любарского и др. [138, 139] показано, что в результате процессов повторного деформирования, протекающих на поверхности трения, и влияния температуры происходят структурные изменения. В ряде случаев знакопеременные нагрузки и структурные изменения приводят к тому, что в отдельных объемах металла у поверхности трения исчерпывается способность к пластической деформации и они становятся очагами зарождения трещин.

При тяжелых режимах работы трещины могут зарождаться в результате однократной интенсивной пластической деформации микронеровностей [66].

В условиях гидродинамического режима трения явления усталости на поверхности также имеют место. Это связано с тем, что через масло нагрузка передается на поверхность трения. Такое предположение хорошо подтверждается опытами Ф. П. Боудена, Д. Тейбора [17] и И. В. Крагельского [118], который, в частности, показал, что при наличии смазки и без нее число циклов до разрушения поверхности трения при одинаковых нагрузках практически не изменяется.

При нормальных режимах работы двигателя деформация микронеровностей на поверхности трения носит, как правило, упругий характер. При таких режимах характеристики фрикционной усталости, и в частности число циклов до разрушения, сопоставимы с характеристиками объемной усталости. При тяжелых режимах работы (резком возрастании нагрузок, ухудшении режима смазки, повышении температуры на поверхности трения) происходит пластическая деформация выступов. В таких условиях усталостное разрушение наступает после небольшого числа циклов нагружения (примерно  $10^3$ ), поэтому оно получило название малоцикловой усталости [156].

Экспериментально износ при развитии усталостных процессов на поверхности трения изучался И. В. Крагельским, Е. Ф. Непомнящим и др. [119]. Эти исследования проводились на приборе, названном циклометром. Испытываемый образец в виде диска диаметром 10 мм и высотой 2—10 мм устанавливается на врачающийся предметный столик, к образцу прижимается сменный неподвижный индентор. Такая схема моделирует взаимодействие единичной неровности с поверхностью трения. При испытаниях фиксируется число циклов до разрушения, а также отношение разрушающего напряжения к действующему.

Металлографический [112, 137], рентгеноструктурный [47] и электронографический анализ [43] поверхностей трения подтверждают описанный механизм развития усталостных трещин на поверхности трения и отделение частиц износа. Так, Е. А. Марченко совместно с Е. Ф. Непомнящим и Г. М. Харачом [143] с помощью рентгеновского дифрактометра УРБОИ исследовали микрискажение II рода, возникающее в поверхностном слое стальных образцов при трении. Ими выявлена кинетика накопления и снятия этих искажений. Показано, что через 8—12 циклов искажения снимаются и затем возникают вновь. Снятие искажений происходит при напряжениях меньше предела текучести, что подтверждает представление об усталостном характере накопления повреждений при трении.

М. Кобе [107] и В. Я. Берент [14] при изучении микроструктурных изменений, происходящих на поверхности трения, зафиксировали наличие перенаклеянных частиц, характер развития трещин и отделения частиц. В частности, М. Кобе показал, что трещины развиваются в зоне действия максимальных касательных напряжений при упругом контакте. На рис. 89 показан

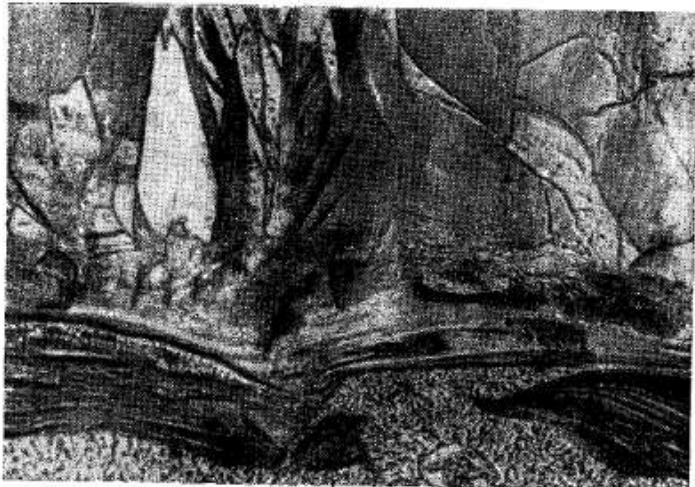


Рис. 89. Разрушение поверхности трения за счет усталостных процессов ( $\times 500$ , электротравление)

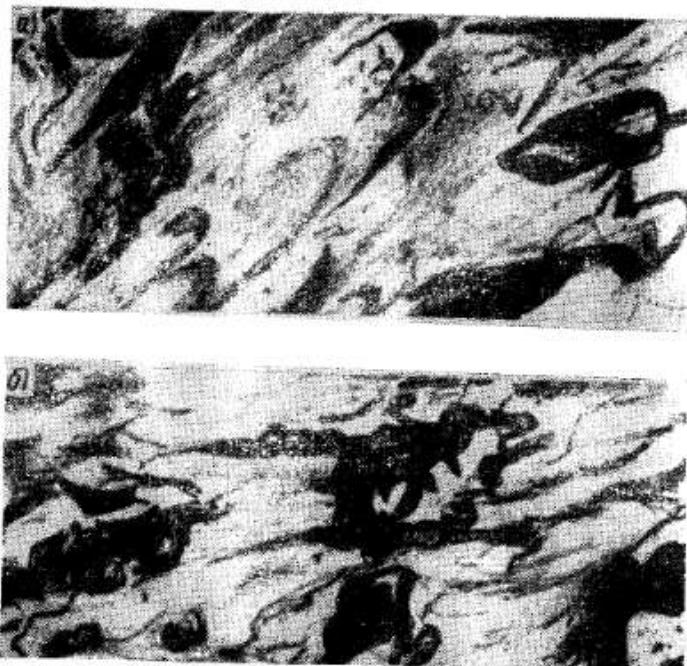


Рис. 90. Электронные фрактограммы поверхностей износа:  
а — наплыны металла, вытянутые за счет деформации при трении; б — следы пластического диспергирования наплынов и их сколы

характер разрушения поверхностных слоев с образованием частиц износа за счет пластического передеформирования.

Электронно-фрактографические исследования поверхностей трения, проведенные Ю. С. Веселянским и И. К. Тартаковской [43], также подтверждают, что разрушение поверхности трения происходит в результате повторных пластических деформаций поверхностей стальных образцов (рис. 90).

К сожалению, в литературе нет данных об особенностях усталостного износа алюминиево-оловянных сплавов при работе их в подшипниках скольжения коленчатых валов различных двигателей. Косвенным подтверждением наличия усталостного износа в этом случае служит анализ частиц, осаждающихся на фильтрах тонкой очистки масла. При анализе в масле были обнаружены перенаклепанные частицы алюминиевого сплава.

Кавитационное изнашивание — разрушение поверхностей подшипников в результате кавитации — нередко наблюдается в последнее время в связи с ростом мощностей агрегатов и повышением скоростей вращения коленчатых валов в транспортных дизелях. Для ряда дизелей кавитационный износ уже стал лимитировать долговечность подшипникового узла и дизеля в целом.

При анализе процессов кавитации обычно рассматривают два этапа:

образование в жидкости пузырьков воздуха или газа;  
захлопывание этих пузырьков в зонах повышенного давления с образованием поверхностных разрушений в виде кавитационных каверн.

Образование пузырьков связывают с тем, что при определенных условиях давление  $P$  в потоке жидкости может упасть до величины, меньшей давления насыщенных паров  $P_d$  при данной температуре. Такое изменение давления в жидкости возможно при изменении скорости потока, его механической работы и работы трения. Благоприятные условия для развития кавитации возникают при обтекании потоком жидкости различных препятствий, так как в этом случае создаются завихрения, в центре которых давление может упасть ниже величины  $P_d$ . Образование зоны низкого давления часто связано с отделением потока от граничной поверхности из-за изменения ее конфигурации [227]. Существенное значение в процессе возникновения пузырьков имеет температура жидкости, так как с повышением температуры растет давление насыщенных паров  $P_d$  и кавитация проявляется при меньших степенях разрежения потока.

При попадании пузырьков в зону повышенного давления происходит захлопывание их и возникают разрушения на поверхности в виде отдельных каверн, которые постепенно смыкаются, в результате чего на поверхности образуются беспорядочные углубления с трещинами в основании.

По мнению С. П. Козырева [110], под действием повторяющихся ударов при кавитации материал разрушается вследствие

усталостно-коррозионных процессов, причем разрушение хрупких материалов идет практически без деформации путем отделения отдельных микрообъемов, а при разрушении пластичных металлов наблюдается заметная пластическая деформация. Подобные разрушения на поверхности связаны с тем, что при попадании жидкости в зону высокого давления происходит захлопывание пузырьков и по поверхности материала ударяет струя жидкости со скоростью около 100 м/сек. Энергия подобного удара достаточна для разрушения даже очень прочных материалов. Удар микроструи усиливается еще и растеканием жидкости после удара [227].

Эти общие закономерности кавитационного износа полностью применимы и к кавитации, наблюдавшейся в подшипниках дизелей различного типа. Изучение вкладышей дизелей с кавитационным износом поверхности трения позволило установить, что существуют два вида такого износа: образующийся на всей или большей части поверхности трения, причем на всех или большинстве вкладышей данного дизеля (рис. 91); носящий локальный характер и образующийся обычно в определенных местах вкладыша (рис. 92, а).

Кавитационный износ первого вида был подробно исследован в работах [21, 24]. Установлено, что этот износ связан с понижением вязкости масла при работе дизеля и наличием в нем воды. Анализ состояния поверхностей трения подшипников, вышедших из строя по такому дефекту, и лабораторные испытания баббитов марок БК, БК2, Б83 на машине трения МИ позволили представить механизм образования этих повреждений следующим образом [24]. При вращении вала вместе с маслом захватываются пузырьки воздуха, которые скапливаются вблизи места поступления масла на трещущуюся поверхность. Интенсивный захват пузырьков воздуха наблюдается при нагреве дизельного масла до 50°С. В последующем до температуры масла 100°С количество пузырьков воздуха возрастает с одновременным уменьшением их размера. При нагреве масла до 130°С скапливание пузырьков в месте входа масла уже не обнаруживается. Именно при этой температуре наблюдалось нарушение сплошности масляного слоя.

Попадая в зону повышенных давлений, пузырьки захлопываются с образованием на поверхности кавитационных каверн, которое идет интенсивно при попадании воды, дающей эмульсию с маслом. Помимо механических повреждений при гидравлических ударах струй масла поверхность баббита сильно окисляется. В связи с этим максимальные разрушения наблюдались для менее стойкого баббита марки БК.

В последующем кавитационные каверны смыкаются, образуется губчатое разрушение поверхности (рис. 92, б). Кавитация прогрессивно увеличивается, захватывая постепенно всю поверхность трения.

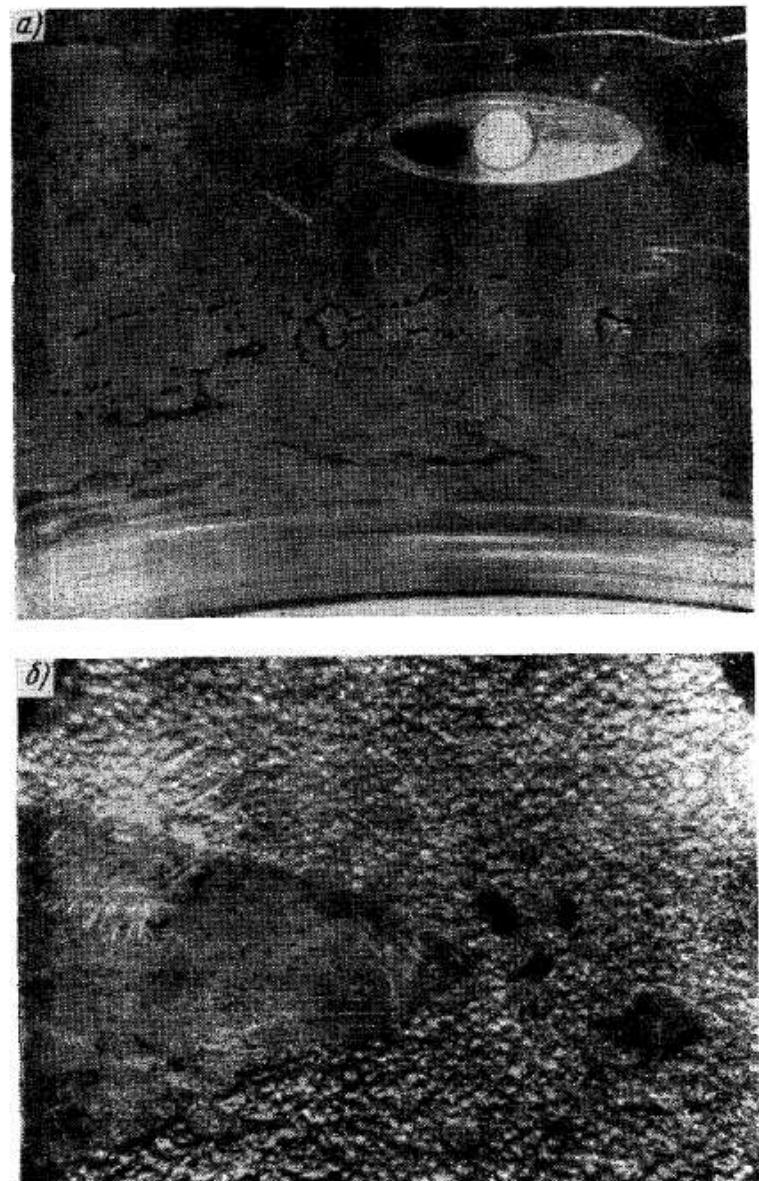


Рис. 91. Подшипник со слоем баббита БК2, имеющего кавитационное повреждение из-за попадания воды в масло; а — общий вид поверхности; б — характер повреждения ( $\times 10$ )

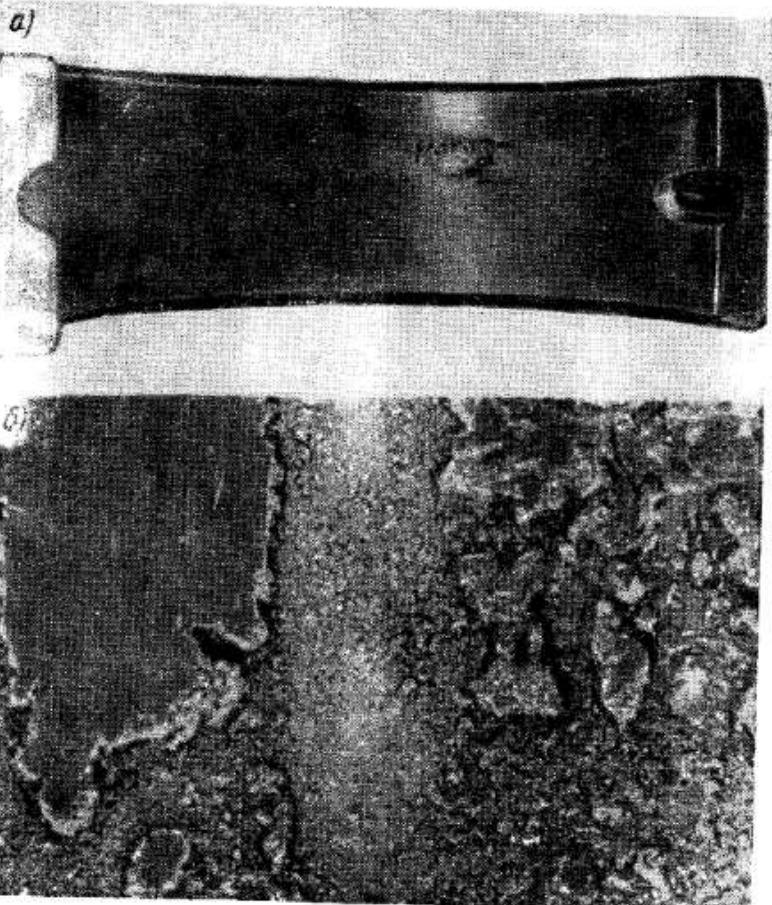


Рис. 92. Подшипник из сплава А9-2 с локальным кавитационным повреждением:  
а — общий вид поверхности; б — характер повреждения ( $\times 10$ )

Алюминиевые антифрикционные сплавы обладают более высоким сопротивлением образованию кавитационного износа подобного типа. Это подтверждается опытом эксплуатации дизеля 10Д100, который был оборудован шатунными подшипниками, изготовленными из прокатанных биметаллических полос со сплавами АО9-1 и АО20-1, и коренными бронзо-баббитовыми подшипниками со слоем БК2. Во время эксплуатации этого дизеля на тепловозе 2ТЭ10Л в масло попало 4% воды. После нескольких десятков часов работы дизеля все коренные подшипники были повреждены с почти полным разрушением баббитового слоя (на двух вкладышах баббит полностью отсутствовал), в то время как шатунные вкладыши не имели повреждений на поверхности.

трения и находились в работоспособном состоянии. При этом не наблюдался также повышенный износ этих вкладышей. Кавитационный износ, носящий локальный характер, был обнаружен в подшипниках транспортных дизелей сравнительно недавно [155]. В частности, на тепловозных дизелях 10Д100 кавитационные повреждения появились после перехода на бесканавочную конструкцию подшипников. Наиболее характерны разрушения для коренных подшипников этого дизеля. Известны случаи локального кавитационного износа и на других двигателях [286, 306].

Анализ локальных кавитационных повреждений вкладышей, проведенный С. М. Захаровым [90], К. Циммерманом [306] и др., позволил установить, что характер и расположение этих повреждений подчиняются определенным закономерностям: все разрушения происходят на начальной части вкладышей (по направлению вращения вала) вблизи от канавки подвода масла; на возникновение кавитационных каверн оказывает влияние скорость прохождения масла между шейкой и вкладышем, определяемая сечением масляного канала; кавитационные повреждения связаны с расположением отверстий в шейке коленчатого вала, по которым подается масло к шатунным вкладышам и поршню.

С. М. Захаров разработал метод расчета кавитационных режимов течения масла в подшипниках тепловозного дизеля 10Д100 [90]. Проведенное им теоретическое и экспериментальное исследование показало, что главным источником образования кавитационных пузырьков является канавка подвода масла к поверхности трения. Уменьшение угла выхода канавки на поверхность трения позволило улучшить режим течения масла и одновременно увеличить время перекрытия отверстий в шейке коленчатого вала. Это привело к значительному снижению разрушений кавитационного характера на таких подшипниках.

Кавитационным повреждениям локального характера подвержены практически все материалы. Однако степень этих повреждений и скорость их нарастания для различных антифрикционных сплавов неодинаковы. Сравнение в лабораторных условиях кавитационной стойкости различных подшипниковых материалов (баббит марки БК2, свинцовистая бронза, алюминиевые сплавы), проведенное в лабораторных условиях с помощью магнитострикционных вибраторов на масле М14В [162], показало, что при температуре масла 90°С стойкость алюминиевого сплава, оцениваемая по глубине язв разрушения, в два раза выше стойкости свинцовистой бронзы и в восемь раз выше стойкости баббита БК2.

Подтверждение результатов лабораторных исследований получено при эксплуатации дизелей 10Д100. Часть дизелей была оборудована коренными вкладышами из сплава А9-2, а часть бронзовобаббитовыми с заливкой БК2. Дизели работали в равных условиях. Осмотр вкладышей после одинакового времени работы показал, что площадь кавитационных повреждений у вкладышей из алюминиевого сплава оказалась в 6—7 раз меньше, чем у вкладышей со слоем баббита БК2.

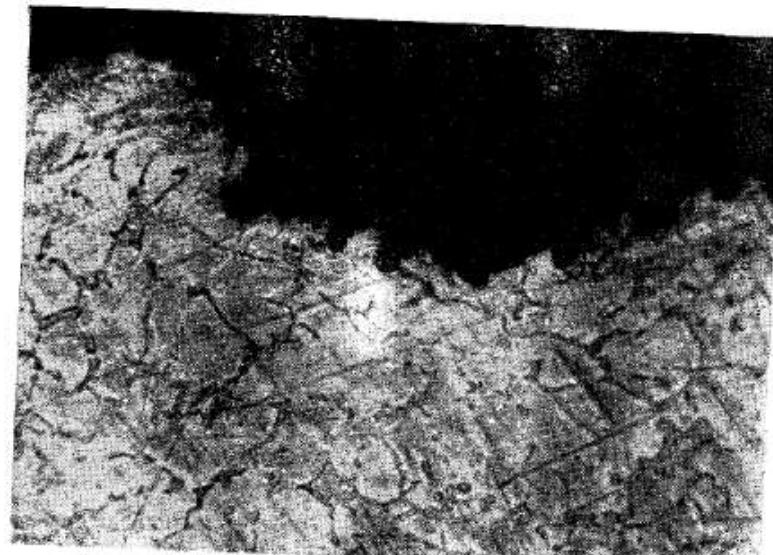


Рис. 93. Кавитационное разрушение поверхности трения подшипника из сплава А9-2 ( $\times 100$ )



Рис. 94. Пластическое течение металла вблизи кавитационного кратера ( $\times 250$ )

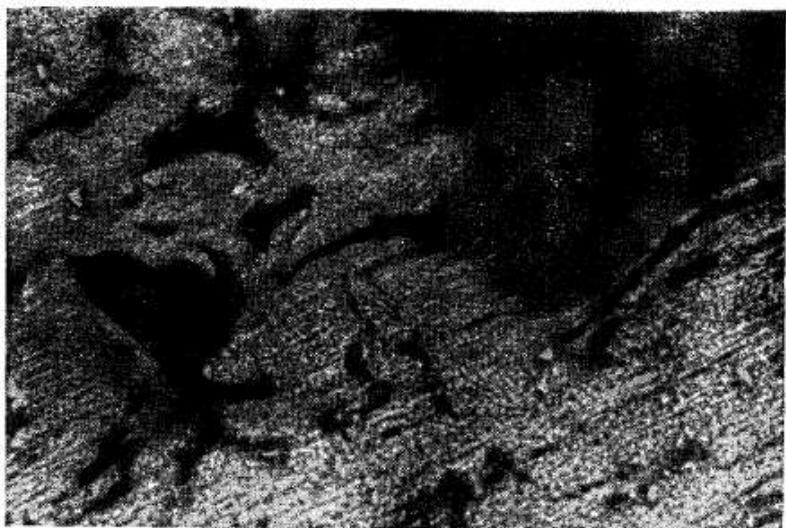


Рис. 95. Трещины, идущие от кавитационных кратеров ( $\times 250$ )

Металлографический анализ характера повреждений поверхности вкладышей из сплава А9-2 при локальном кавитационном износе показал, что разрушения имеют вид отдельных кратеров (рис. 93). Изучение структуры металла вокруг кратеров показывает, что при разрушении имеет место пластическое течение материала (рис. 94). В основании кратеров развиваются трещины (рис. 95), очевидно, связанные с повторными деформациями при ударе струи жидкости по перенаклепанной поверхности.

#### Повышение износостойкости пары вал — подшипник

Основные пути повышения износостойкости пары шейка коленчатого вала — подшипник скольжения следующие:

применение материалов, обладающих повышенным сопротивлением износу при данных условиях работы;

улучшение гидродинамических характеристик;

изменение конструктивного оформления подшипника;

профилирование поверхности трения;

повышение чистоты сопряженных поверхностей;

повышение точности изготовления и сборки деталей пары трения;

выбор смазки, оптимальной для данной пары и данных условий эксплуатации;

применение приработочных покрытий;

принятие мер, обеспечивающих защиту поверхностей трения от попадания абразивных частиц.

Подбор материалов трущейся пары является одним из наиболее сложных вопросов при создании нового двигателя. Материалы должны обеспечить надежность подшипникового узла двигателя на установленный срок эксплуатации.

Долговечность работы подшипникового узла обеспечивается прежде всего износостойкостью его составляющих. При износе деталей изменяются их геометрия и зазоры и, как следствие этого, гидродинамические характеристики. Изменение этих характеристик может привести к образованию неблагоприятных режимов трения и повреждению подшипников и шеек валов за счет задира или усталостного выкрашивания антифрикционного слоя.

Как видно, требования к материалам пары противоречивы. Так, для обеспечения сопротивляемости пластической деформации и усталостным разрушениям антифрикционный материал должен обладать высокой прочностью и твердостью. Однако такой материал будет обладать пониженной прирабатываемостью и задиростойкостью и будет больше изнашивать сопряженные шейки коленчатых валов, чем мягкие пластичные материалы типа баббитов. В связи с этим задача выбора материалов пары сводится к нахождению оптимального сочетания основных свойств, обеспечивающих надежную и долговечную работу дизеля. Как и в любом другом случае, при нахождении оптимальных вариантов нужно принимать во внимание и экономические соображения.

В последнее время выбор материалов сопряженных деталей подшипниковых узлов производится на основании изучения совместности трущихся пар [22]. Понятие совместности является комплексным. Оно охватывает сумму требований, предъявляемых к данной паре, и означает способность поверхностей трения данной пары приспособливаться друг к другу в процессе взаимного перемещения, создавая условия для устойчивой работы. Исследования в области совместности проводились Б. И. Костецким [113], Д. Н. Гаркуновым [54], М. М. Хрушевым [220], Р. М. Матвеевским [147], П. П. Лав [275] и др.

При оценке совместности анализируется поведение различных трущихся пар при трении на различных режимах. Поиски оптимального варианта производятся с привлечением всех средств изучения поведения поверхностных слоев при трении: рентгеноструктурного анализа непосредственно в процессе трения [47], электронной фрактографии поверхностей [43], применением радиоактивных изотопов и т. п.

Оценку влияния типа материала и масла многие исследователи проводят с помощью определения условий перехода к режиму нарушения сплошности масляного слоя [31]. Изучение факторов, приводящих к задиру, проводится, как правило, при испытаниях на задиростойкость [144]. Этих исследований немного, так как довольно сложно изучать поведение материала в очень малых объемах в зонах контакта при трении и определять происходя-

щие при этом изменения в структуре и свойствах. В последнее время поведение металлов при трении все чаще связывают с изменением энергетических параметров поверхности.

Одним из факторов, определяющих совместимость трущихся пар, является износ сопряженных поверхностей. При износе происходит изменение поверхностей трения, связанное с наклением, изменением структуры поверхностных слоев, накоплением повреждений в поверхностном слое, развитием усталостных процессов. В результате процесса изнашивания происходит обновление поверхностей трения за счет отделения частиц усталостного происхождения, микрорезания и других процессов, при этом поверхность снова приобретает необходимые антифрикционные свойства. Несмотря на большое количество работ, выполненных в области изучения темпа износа и количественных оценок, связанных с его нарастанием [117], мало проведено исследований по определению совместимости пары в условиях длительной работы.

Результаты испытаний, связанных с оценкой совместимости трущихся пар и их износостойкости, как одного из факторов совместимости, приводятся в виде рекомендаций по выбору оптимального сочетания антифрикционного сплава и материала шейки вала [220].

Условия работы подшипников двигателя (нагрузка, скорость вращения вала, температура масла) во многом определяют выбор типа подшипникового материала. В ряде работ на основании определения нагрузочной способности и оценки усталостной прочности подшипниковых материалов даны рекомендации по их выбору в зависимости от условий работы двигателей [24].

Выбор металла шейки вала должен производиться, как уже отмечалось, на основании испытаний на совместимость. Но до сих пор этот выбор осуществляется в основном по твердости, рекомендуемой для работы в паре с различными подшипниками материалами [281, 303, 64].

За последнее время в связи с проведением работ по оценке совместимости трущихся пар в рекомендациях, кроме твердости валов, выдвигается также требование к химическому составу и микростроению материала коленчатого вала. В основном это касается валов, изготовленных из высокопрочного чугуна, применение которых для современных транспортных двигателей расширяется как в Советском Союзе, так и за рубежом. Если структура материала валов из высокопрочного чугуна не обеспечивает должных антифрикционных свойств, то при работе наблюдается повышенный износ подшипников, в некоторых случаях схватывание их, нередко приводящее к образованию задира [84].

В настоящее время ГОСТ 10167—62 на валы из высокопрочного чугуна пересматривается. В нем предполагается ужесточить требования по допустимому количеству цементита и феррита, что можно достигнуть соответствующим легированием или термообработкой.

Дальнейшее развитие работ в области совместимости трущихся пар и изучение особенностей поведения материалов при работе на двигателях различного типа позволяют находить оптимальные варианты материалов вала и подшипника для данного типа двигателя.

В процессе работы двигателя могут возникнуть условия для образования и развития очагов схватывания, появления задир шейки вала и подшипника. В результате двигатель может выйти из строя из-за повреждений валов и вкладышей. Подобное явление наблюдалось, в частности, при эксплуатации тепловозных дизелей типа Д100, причем каждый десятый дизель 10Д100 выходил из строя по задиру коленчатого вала при пробеге до 125 тыс. км. Если в процессе эксплуатации не происходил задир шеек коленчатого вала, работа подшипникового узла в столь неблагоприятных условиях приводила к замене по износу или усталостному разрушению более 50% рабочих вкладышей после пробега 100—125 тыс. км.

Проведенный в ЦНИИ МПС анализ работы подшипников дизелей типа Д100 с экспериментальным определением гидродинамических характеристик, в частности толщины масляного слоя, показал, что неудовлетворительная их работа связана с тем, что толщина масляной пленки соизмерима с суммарной высотой микронеровностей вала и подшипника [91]. В этих условиях при установившемся режиме имеет место металлическое контактирование.

Коренное улучшение работы подшипникового узла дизеля типа Д100, т. е. выход из аварийных режимов работы дизеля и резкое понижение износов вала и подшипника, было достигнуто за счет повышения несущей способности вкладышей, что позволило перевести работу подшипника в гидродинамический режим при установившемся процессе.

Основные мероприятия, позволившие осуществить это, были следующие:

внедрение подшипника бесканавочной конструкции, обладающего большей несущей способностью, дало возможность в 2—2,5 раза повысить толщину масляного слоя. Повышение несущей способности объясняется значительным уменьшением утечек масла с торцов в нагруженной зоне подшипника, так как отношение  $l/d$  ( $l$  — ширина рабочей части подшипника;  $d$  — диаметр) в половине подшипника канавочной конструкции было в 2,3—2,5 раза меньше, чем этот же показатель у бесканавочного подшипника [91];

повышение чистоты обработки шеек коленчатого вала путем их полировки в направлении, обратном шлифовке. Это значительно ускоряет процесс полировки и облегчает удаление образовавшихся при шлифовке наплывов ферритовой оторочки [32]. При этом чистота поверхности шеек вала повышается до  $\nabla 9$ , в 1,5 раза уменьшается средняя высота микронеровностей, а сле-

довательно, переход в режим металлического контактирования будет наблюдаться при меньших толщинах масляного слоя;

повышение вязкости масла с 12 до 14 сст (замена масла М12 на масло М14), что увеличило несущую способность масляного слоя на 30%;

внедрение гиперболической расточки вкладышей со стрелой гиперболы 0,010—0,015 мм, что позволило выровнять нагрузку по площади подшипника и уменьшить возможность схватывания металла на кромках вкладышей.

Улучшение работы подшипников может быть достигнуто после выполнения еще двух мероприятий:

внедрение суперфиниширования шеек коленчатых валов с целью повышения чистоты их обработки до  $\nabla 10$ — $\nabla 11$ , что позволяет еще понизить критическую толщину масляного слоя;

применение чугунов, не имеющих структурно свободного феррита, что дает возможность повысить антифрикционность поверхности трения, исключив влияние мягкой ферритовой оторочки.

Таким образом, улучшение гидродинамических характеристик подшипникового узла может быть достигнуто за счет изменения конструктивного оформления (например, перехода на бесканавочную конструкцию подшипника), повышения чистоты сопряженных поверхностей трущейся пары, повышения точности изготовления и сборки деталей, выбора масла.

Однако эти мероприятия имеют влияние не только на гидродинамические характеристики, но и на другие факторы, от которых зависит износстойкость пары трения. Рассмотрим сначала некоторые примеры влияния перечисленных факторов на гидродинамические характеристики подшипникового узла.

Улучшение формирования масляного клина может быть достигнуто за счет создания на поверхности вкладыша так называемых холодильников, если они не были предусмотрены, или изменением конструкции имеющихся холодильников [77]. Так, глубокие холодильники на небольшом участке (рис. 96, а) были заменены более мелкими, идущими по всей длине вкладыша (рис. 96, б). Холодильники такой конструкции обеспечили более надежное формирование масляного клина по всей длине рабочей поверхности вкладыша.

При повышении чистоты обработки сопряженных поверхностей увеличение износстойкости достигается не только за счет создания более устойчивого гидродинамического режима, но также за счет улучшения условий приработки. Если сопряженные поверхности трения имеют более

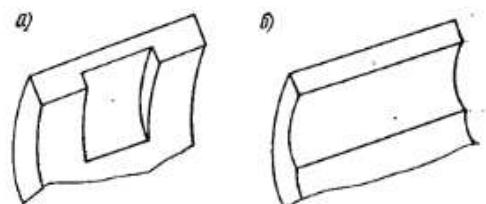


Рис. 96. Конструкция холодильников подшипников транспортного дизеля:  
а — глубокий холодильник на ограниченной длине; б — мелкий холодильник по всей длине вкладыша

высокую чистоту, процесс приработки проходит значительно быстрее по времени и при менее жестких режимах трения [113, 17, 81].

Влияние неточности изготовления деталей трущейся пары на гидродинамические характеристики проанализировано А. К. Дьячковым [76]. Показано, что всякое отклонение в размерах и форме приводит к двойному утяжелению режимов работы пары: во-первых, происходит уменьшение местной минимальной толщины масляного слоя, что может привести к переходу в режим граничного трения на этом участке; во-вторых, повышается тепловыделение в зоне трения. При приработке устраняются некоторые нежелательные последствия изменения геометрии деталей. Однако следует иметь в виду, что чем прочнее антифрикционный материал, тем тяжелее проходит процесс приработки и тем более высокая точность требуется при изготовлении деталей подшипникового узла.

Масло в подшипниках скольжения оказывает влияние на гидродинамические характеристики в основном за счет вязкости. С повышением вязкости масла увеличивается несущая способность масляного слоя подшипника, что благоприятно сказывается на режиме его работы. Однако нельзя повышать вязкость масла исходя только из условий работы подшипникового узла, так как в этом случае может ухудшиться смазка поршней двигателя.

Понижение износа в паре шейка вала — подшипник скольжения достигается за счет изменения конструкции вкладыша. В работе [76] показано, что радиальное размещение отверстий для подачи масла в подшипник улучшает его тепловые характеристики и способствует уменьшению износа пары. В ряде случаев снижение износа вкладышей достигается изменением формы и расположения маслоподводящих каналов. Так, для коренных бесканавочных подшипников дизелей 10Д100 применение маслоподводящей канавки с выходом масла по касательной к поверхности трения позволило снизить степень кавитационного износа. Объясняется это тем, что при выходе масла по касательной устраняется завихрение масляного потока, которое приводило раньше к образованию в этой зоне пузырьков воздуха. В последующем в зоне высокого давления пузырьки лопались и разрушали антифрикционный слой подшипника [90].

Для подшипников некоторых тракторных двигателей снижение износа было достигнуто заменой бесканавочной конструкции вкладыша на канавочную. Эти подшипники имели запас несущей способности, однако интенсивно изнашивались и разрушались из-за поступления большого количества абразивных частиц и из-за неблагоприятного температурного режима. Введение канавки позволило повысить количество масла, проходящего через вкладыш, улучшить теплоотвод и значительно повысить износостойкость данной пары [157].

В конструкции некоторых подшипников предусматриваются специальные карманы, в которых задерживаются попадающие

в масло абразивные частицы. При этом уменьшается износ вкладышей и шеек валов.

Примером повышения износостойкости пары вал — подшипник за счет профилярования поверхности трения может служить введение так называемой «лимонной» расточки для вкладышей дизелей Коломенского тепловозостроительного завода [77]. При эксплуатации дизелей, имевших цилиндрическую расточку внутренней поверхности вкладышей подшипника, наблюдалось металлическое контактирование в районе стыков за счет деформаций шатуна, что приводило к ухудшению гидродинамического и теплового режима, а также к повышенному износу вкладышей, особенно в местах стыка. Введение «лимонной» расточки (рис. 97) позволило избежать этих явлений и повысить износостойкость и сопротивляемость трущейся пары усталостным разрушениям [77]. В последующем «лимонная» расточка была применена для большинства транспортных дизелей.

На долговечность и надежность работы труящихся пар различных машин оказывает влияние сорт масла и различных присадок к нему. Так, влияние степени очистки масла, его объемных и поверхностных свойств, структуры граничных слоев, его агрессивности и других свойств рассмотрено в большом количестве работ [185, 11, 96, 146]. Установлено, что масло оказывает различное воздействие на коррозионные и коррозионно-усталостные повреждения подшипников из разных материалов [253].

Проведенные в ЦНИИ МПС лабораторные испытания по оценке коррозионной стойкости различных подшипниковых материалов в дизельных маслах выявили высокую стойкость алюминиевых сплавов. Методика испытаний заключалась в следующем: образцы в виде дисков толщиной около 1 мм и диаметром 40 мм вращались со скоростью 600 об/мин в масле, нагретом до температуры 95° С, в течение 5 ч. Через масло снизу вверх пропускался воздух в количестве 1 дм<sup>3</sup>/мин, а для интенсификации процесса окисления в масло добавлялось 0,02% нафтаната меди, служащего катализатором. В опытах, где требовалось установить влияние содержания воды в масле на коррозию образцов, в масло в начале и середине опыта добавлялось 10% воды. Предварительно было установлено, что при данных условиях испытаний вода испаряется через 2—2,5 ч. Таким образом, среднее содержание воды за опыт поддерживалось около 5%. Испытания проводились на образцах, изготовленных из различных материалов: свинца марки С1, баббита марки БК2, свинцовистой бронзы СЗО, алюминиево-оловянного сплава АО9-2 и алюминиево-свинцово-оловянного сплава, содержащего 10% Pb, 5% Sn и 1% Cu.

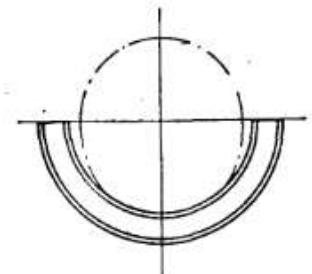


Рис. 97. «Лимонная» расточка внутренней поверхности подшипника

Таблица 36

Сплавы	Потеря веса, г/м <sup>2</sup> , при испытании в маслах							
	M12		M12Б		M12В		M14В	
	без воды	с водой	без воды	с водой	без воды	с водой	без воды	с водой
C1 . . .	3,8	5,2	1,5	10,8	1,4	5,2	1,5	3,0
БК2 . . .	1,4	4,3	0,51	13,9	0,61	4,5	0,5	1,52
C30 . . .	0,7	2,8	0,68	1,5	0,3	0,8	0,2	0,6
АО9-2 . .	0	0	0	0	0	0	0	0
Al-Pb . . .	0	0	0	0	+2,0	0	0	0

Как видно из результатов испытаний (табл. 36), алюминиевые сплавы не имели потери веса даже при наличии воды в масле. На пластинах из алюминиево-свинцово-оловянного сплава при испытаниях в масле M12B произошло некоторое увеличение веса вследствие отложения белого налета, образовавшегося при выпадении присадки из масла.

Изучение кинетики износа трущихся узлов, в том числе и подшипников скольжения различных двигателей, показало, что самый интенсивный износ деталей происходит в период приработки, когда наблюдаются наиболее тяжелые режимы трения. Понижение износа в процессе приработки достигается повышением чистоты обработки деталей, точности их изготовления и сборки, а также применением приработочных покрытий на поверхности трения.

Для алюминиевых антифрикционных сплавов применяются два типа покрытий: покрытия на основе мягких металлов (свинца или олова) и покрытия, содержащие дисульфид молибдена. Для алюминиево-оловянных сплавов, содержащих 20% Sn и более, приработочные покрытия не применяются. Для сплавов, содержащих 6—9% Sn, применяются покрытия на основе свинца (чаще всего сплав, содержащий 10% Sn). За последнее время получают распространение покрытия сложного состава — кроме олова, в свинец вводятся присадки индия, меди, редкоземельных и щелочных металлов [176]. Такие покрытия обладают высокими антифрикционными свойствами и повышенной усталостной прочностью, что позволяет покрытию при начальной толщине 15—25 мк работать практически в течение всего периода эксплуатации вкладышей подшипников. В некоторых случаях для алюминиевых сплавов применяют покрытие из чистого олова. Из дисульфид-молибденовых покрытий наиболее часто применяются твердые покрытия ВНИИНП-212 и ВНИИНП-232.

Аbrasивный износ подшипников скольжения, который имеет место даже при работе в гидродинамическом режиме, является

одним из основных видов износа. Существуют два пути снижения абразивного износа:

защита поверхностей трения от попадания абразивных частиц; повышение износостойкости поверхности и улучшение режима трения за счет увеличения толщины масляного слоя.

Чтобы предупредить попадание абразивных частиц на поверхности трения, необходимо:

щательно очищать детали после изготовления, особенно после литья;

улучшать качество очистки масла, воздуха и топлива;

улучшать и по возможности герметизировать системы смазки, подачи воздуха, топлива, а также картер двигателя.

Различные методы защиты поверхностей от попадания абразивных частиц и другие пути снижения абразивного износа подробно проанализированы в работах М. А. Григорьева [65] и других авторов [42, 64].

Повышение износостойкости в паре шейка вала — подшипник скольжения достигается также увеличением твердости шеек. Особенно эффективное снижение износа наблюдается при повышении твердости шейки до такого уровня, когда она становится соизмеримой с твердостью абразивных частиц [65], что имеет место при азотировании коленчатых валов.

При увеличении толщины масляного слоя снижение износа связано с тем, что увеличивается число абразивов, свободно циркулирующих в масляной системе и не вызывающих износа, а также уменьшается возможность металлического контактирования.

### 3. СОПРОТИВЛЯЕМОСТЬ СХВАТЫВАНИЮ И ЗАДИРОСТОЙКОСТЬ

#### Общие сведения

Под схватыванием понимается процесс образования прочного соединения (металлической связи) двух или более металлов. Схватывание может осуществляться без перемещения поверхностей и в процессе трения. Оно может быть полезным процессом (холодная сварка, изготовление биметалла, соединение изделий трением) и вредным (увеличение сопротивления перемещению, задир при трении и т. д.).

О явлениях, происходящих при схватывании двух металлов в процессе холодной сварки, спекания порошков, диффузионной сварки производства биметаллов и других технологических операциях, написано много. Большое количество работ посвящено также изучению процесса схватывания при трении, что отражено в монографии Б. И. Костецкого [113]. Но по оценке сопротивляемости схватыванию алюминиевых антифрикционных сплавов проведено мало исследований. Прежде чем перейти к их описанию, целесообразно остановиться на физической сущности явления схватывания.

Подобное исследование этого процесса, протекающего в условиях совместного пластического деформирования, проведено А. П. Семеновым [201], который предложил так называемую энергетическую гипотезу. В соответствии с ней для осуществления схватывания необходимо, чтобы запасенная энергия атомов или ионов, находящихся в контакте, поднялась выше какого-то определенного для данного металла уровня, при котором теряет свое значение направленность связей атомов. Этот уровень А. П. Семенов называет энергетическим порогом схватывания.

Большие исследования по оценке схватывания проведены С. Б. Айнбinderом с сотрудниками [5]. Для объяснения физической сущности этого явления ими предложена «пленочная гипотеза». Согласно этой гипотезе все металлы и сплавы обладают одинаковой способностью к схватыванию, когда достигается физический контакт ювелирных поверхностей при их сближении на расстояние действия межатомных сил. Это обеспечивается после удаления окисных или адсорбированных пленок в результате пластического деформирования. При этом происходит «замыкание» электронных облаков и возникает прочная металлическая связь кристаллов двух поверхностей.

Многие придают решающее значение при прохождении процесса схватывания диффузионным процессам. Указывается, что соединение металлов посредством диффузионных процессов осуществляется как при горячей, так и при холодной сварке [134, 250]. Н. Ф. Лашко и С. В. Лашко-Авакян [134] считают, что на участках контактирования в результате пластической деформации и высокого давления даже при холодной сварке возникают местные сравнительно высокие температуры, достаточные для образования прочных «мостиков» путем диффузии атомов.

За последние годы получили широкое развитие дислокационные представления о природе схватывания, сформулированные в 1962 г. в работе [37] и в 1963 г. в работе [9].

Первым необходимым условием для схватывания является осуществление физического контакта, когда металлические поверхности сближаются на расстояние действия сил связи между атомами кристаллов. Физический контакт достигается за счет совместной пластической деформации поверхностей, когда происходит разрушение окисных пленок.

В ряде случаев разрушение окисной пленки еще не вызывает образования достаточно прочного соединения металлических поверхностей [198]. Разрушение образующихся единичных «мостиков» сварки происходит за счет воздействия остаточных напряжений, концентрирующихся на малой площади участков сцепления. Разрушение происходит сравнительно легко на материалах, не обладающих должным запасом пластичности для снижения концентрации напряжений. При увеличении внешних нагрузок создаются условия для резкого увеличения количества контактов и общего возрастания площади контактирования. Согласно гипотезе А. П. Семенова для создания участков контактирования

нужно преодолеть какой-то энергетический порог, т. е. затратить энергию на пластическую деформацию кристаллов двух тел и пластическую деформацию металла в зонах контакта или, по терминологии А. П. Семенова, провести «механическую активацию» [197] поверхностей в результате совместной пластической деформации. В этом случае создаются условия для лавинного прохождения процесса схватывания. Надо, однако, отметить, что преодоление энергетического барьера не следует связывать с устранением направленности кристаллических связей в металлах.

Рентгеновские исследования и расчеты [212] подтверждают теоретические представления об отсутствии направленных связей в кристаллах металлов. Отсюда вытекает, что нет необходимости добиваться дробления кристаллов до состояния, близкого к аморфному, чтобы устранить направленность связей. Да и осуществить это невозможно, так как строение вещества в результате пластической деформации остается кристаллическим даже в зоне плоскостей скольжения [115].

Достижение физического контакта двух поверхностей при схватывании, а также последующее развитие очагов сцепления и увеличение площадок сварки определяются пластической деформацией, поэтому особенности этого процесса определяют во многом и специфику схватывания.

Для объяснения существа явления схватывания двух металлов целесообразно рассмотреть три стадии протекания этого процесса.

На первой стадии осуществляется пластическая деформация при комнатной или повышенной (рабочей) температуре поверхностей до момента разрушения окисных или адсорбированных пленок или и тех, и других. При этом деформация проходит самостоятельно в каждом из сопряженных металлов.

На второй стадии после образования очагов схватывания процесс пластической деформации уже начинает обуславливаться взаимодействием кристаллов двух металлов, но еще протекает значительная деформация разобщенных кристаллов.

На третьей стадии осуществляется значительное металлическое контактирование поверхностей, образуется схватывание в макроскопических объемах, происходит пластическая деформация уже соединенных кристаллов.

В трех схематически намеченных стадиях имеются свои особенности протекания пластической деформации. На первой стадии, когда достигается физический контакт трущихся поверхностей, пластическая деформация будет во многом определяться специфическими препятствиями движению дислокаций или их блокировке в результате действия ряда факторов. Уже в период перемещения дислокации в новое положение нарушается симметрия атомов и межатомных сил. В этом случае для преодоления потенциального барьера, разделяющего два соседних положения дислокаций (энергетические ямы), необходима сила, называемая силой Пайерлса – Набарро. Минимальное касательное напряжение,

необходимое для скольжения дислокаций, определяется уравнением [159]

$$\tau_n = \frac{2G}{1-\mu} e^{-\frac{2\pi n}{b}},$$

где  $G$  — модуль упругости при сдвиге;

$\mu$  — коэффициент Пуассона;

$e$  — основание натуральных логарифмов;

$b$  — межатомное расстояние в направлении скольжения;

$w$  — ширина дислокации.

Большое значение имеет ширина дислокации, которая определяется как  $w = \frac{a}{1-\mu} e$  ( $a$  — расстояние между соседними атомными плоскостями, в которых происходит скольжение). Под шириной дислокации принято понимать размер области сильных искажений решетки в плоскости скольжения и в направлении скольжения. Обычно считают, что у металлов ширина дислокации равна от двух до десяти межатомных расстояний. С увеличением ширины дислокаций уменьшается сила Пайерлса, так как при перемещении дислокации на одно межатомное расстояние каждая из атомных плоскостей перемещается на расстояние  $\frac{b}{n}$  ( $n$  — число атомных плоскостей). Поэтому чем шире дислокация, тем больше  $n$  и тем меньше необходимая сила для перемещения дислокации.

Ширина дислокации определяется природой межатомного взаимодействия. У металлов с ГЦК-решеткой, к числу которых относится и алюминий, ширина дислокаций достигает больших размеров и соответственно требуется небольшая сила Пайерлса.

Препятствие движению дислокаций (торможение) проявляется при их упругом взаимодействии и при пересечении с другими дислокациями. Повышение напряжений для перемещения дислокации требуется при приближении к дислокациям леса,

а) сильное тормозящее действие оказывают пороги на винтовых дислокациях. В металлах с ГЦК-решеткой образуется дислокация типа Ломера — Коттрела при встречном движении растянутых дислокаций в пересекающихся плоскостях скольжения. Дислокации Ломера — Коттрела прочно привязаны к линии пересечения плоскостей (рис. 98). Около барьера Ломера — Коттрела образуется скопление, нагромождение дислокаций. Торможение скольжению дислокаций сидящими дис-

локациями Ломера — Коттрела особенно велико у металлов с ГЦК-решеткой, так как скольжение происходит в пересекающихся плоскостях. По мере деформации возрастает число барьеров Ломера — Коттрела, и в определенных условиях они могут блокировать источники генерирования дислокаций Франка — Рида (рис. 99). Считается, что этот процесс определяет деформационное упрочнение.

Важную роль в торможении скользящих дислокаций и в деформированном упрочнении играют дислокационные сплетения, образующиеся в результате взаимодействия между точечными дефектами и дислокациями [124].

Существенное торможение движению дислокаций оказывают границы зерен. Изменение ориентировки плоскости скольжения при переходе через границу, представляющую к тому же область с разупорядоченным расположением атомов, обусловливает сильное барьерное действие ее. Если бы скользящая дислокация перешла в соседнее зерно, то она была бы произвольно ориентирована вектором Бюргерса по отношению к решетке межзеренного вещества. Движение такой дислокации должно бы вызвать большое искажение расположения атомов и потребовало бы очень высоких критических напряжений. Поэтому дислокации концентрируются вокруг границ зерен, причем по мере их скопления возникает нагромождение. Напряжения от нагромождения дислокаций в одном зерне упруго распространяются на соседнее зерно, приводя в действие в нем источники Франка — Рида.

В сплавах, способных к старению (к их числу относятся и алюминиевые), торможение дислокаций осуществляется также дисперсными частицами. В зависимости от расстояния между частицами дислокация под действием касательного напряжения может либо выгибаться между ними, либо перерезать частицу. В первом случае при соответствующем напряжении вокруг частиц образуются петли (кольца). Набор таких взаимно отталкивающихся колец создает вокруг упругие напряжения, затрудняющие проталкивание новых дислокаций между частицами.

Существенным препятствием перемещению дислокаций являются так называемые атмосферы Коттрела, Сузуки и Снуга. В атмосфере Коттрела атомы примесей или легирующих элементов стягиваются силами упругого взаимодействия с дислокациями. Дислокация при движении стремится увлечь за собой атмосферу Коттрела, которые могут перемещаться только диффузионным путем. При низкой температуре и повышенных скоростях

Рис. 98. Нагромождение единичных (а) и растянутых (б) дислокаций у барьера ( $\tau$  — напряжение сдвига)

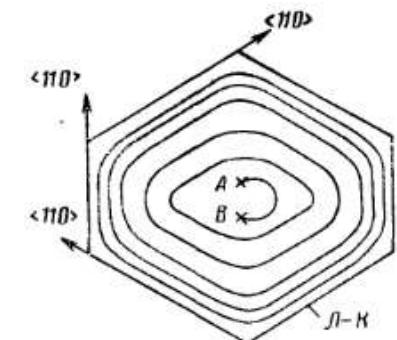


Рис. 99. Нагромождение дислокационных петель от источника Франка — Рида (AB), окруженного барьерами Ломера — Коттрела (Л — К)

деформации атмосферы Коттрела не в состоянии поспеть за скользящими дислокациями, поэтому происходит их торможение.

Работа, которую необходимо затратить на отрыв дислокации от своей атмосферы, определяется формулой энергии связи положительной краевой дислокации с примесным атомом

$$E = -G b R_0^3 \frac{\sin \theta}{r},$$

где  $G$  — модуль сдвига;

$R_0$  — радиус атома основы, если это раствор замещения; для раствора внедрения — радиус абсолютного жесткого шара, который, будучи установлен на место примесного атома, не вызовет объемных искажений;

$$\epsilon = \frac{R_n - R_0}{R_0} \quad (R_n — радиус примесного атома);$$

$r$  и  $\theta$  — цилиндрические координаты примесного атома относительно прямой линии дислокации ( $\theta=0$  в направлении вектора Бюргерса  $b$ ).

В ГЦК-решетке проявляются атмосферы Сузуки, под которыми подразумевается измененная концентрация примесных атомов или атомов легирующего элемента в дефекте упаковки растянутой дислокации. При этом «химическая» связь атомов растворенного элемента с растянутой дислокацией приводит к торможению дислокаций атмосферами Сузуки.

Блокируют дислокации и атмосферы Снука, которые проявляются в виде упорядочения в расположении атомов внедрения в ОЦК-решетке. Дислокации вызывают нарушение упорядоченного строения атомов, повышают свободную энергию кристалла, поэтому атмосферы Снука будут тормозить их движение.

Существенное препятствие движению дислокаций оказывает окисная пленка. В работе [182] показано, что при испытании в вакууме предел текучести образцов ниже, чем при испытании на воздухе, когда имеются защитные окисные пленки. Оксисная пленка отличается от основного металла величиной упругих констант, механической прочностью. В связи с этим упрочнение кристаллов, в частности алюминия, зависит от свойств поверхности. При стравливании окисной пленки наклон кривой напряжение — деформация уменьшается [151].

Особенности протекания пластической деформации в разобщенных кристаллах двух поверхностей под действием развивающихся давлений от внешних сил и нагрева рассмотрены В. А. Петровым, М. Х. Шоршоровым и Э. С. Каракозовым [165, 164]. Для изучения процессов контактирования ими была разработана методика измерения в динамическом режиме контактного электросопротивления (к. э. с.). Им удалось оценить влияние процессов изменения площади физического контакта, деформационного упрочнения металла и изменения химического состава поверхностного слоя металла вследствие диффузии элементов. В первом случае происходит падение к. э. с., а в двух других — возрастание. Показано, что физический контакт в общем случае носит

упругопластический характер, причем доля той или иной составляющей зависит от условий эксперимента, и прежде всего от температуры нагрева поверхностей. Процесс образования физического контакта ими условно разделен на три стадии, показанные на графике рис. 100.

На I стадии под действием все возрастающего давления происходит активная деформация и упрочнение металла. Площадь физического контакта  $S_{\text{ф.к.}}$  зависит от величины удельного давления

$$S_{\text{ф.к.}}^1 = A + B \lg p,$$

где  $A$  и  $B$  — константы, зависящие от кристаллической структуры металла;

$p$  — удельное давление.

В некоторых случаях, в частности в экспериментах, проведенных на титане, пластическая деформация поверхностных слоев может сопровождаться изменением их химического состава.

На II стадии процесс протекает при постоянном внешнем давлении и развитие физического контакта происходит за счет ползучести металла при таком уровне напряжений, когда не происходит отрыв дислокаций от облаков примесных атомов. Скорость движения дислокаций будет определяться в этом случае диффузионной подвижностью примесных атомов в матрице. Значения энергии активации процесса развития физического контакта на II этапе для армко-железа, титана и других металлов [165] хорошо совпадают с энергиями активации диффузии примесных атомов в матрице. Существенно влияют на прохождение процесса II стадии температура и время. С ростом температуры процесс развития физического контакта интенсифицируется. Возрастает энергия активации процессов, увеличивается их скорость.

Обработка экспериментальных данных позволила установить, что физический контакт на II стадии является процессом релаксации внутренних напряжений в поверхностном слое металла, при котором развиваются контакты за счет поверхностного пластического течения.

III стадия наблюдается в области высоких температур ( $\geq 0,5 T_{\text{пл}}$ ). На этом этапе физический контакт образуется за счет высокотемпературной ползучести.

Очень интересный результат был получен в работе [1] по влиянию циклического давления на кинетику развития

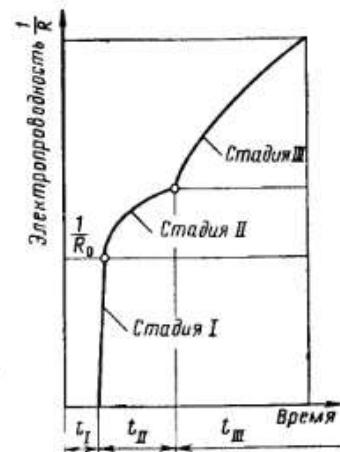


Рис. 100. Схема кинетики изменения электропроводности зоны контакта, характеризующая процесс образования физического контакта:

I — стадия активной деформации;  
II и III — стадии ползучести поверхности слоя металла

физического контакта при соединении металлов в твердом состоянии. При ступенчатом или циклическом приложении внешнего давления происходит возрастание скорости развития физического контакта. В последующем наблюдается увеличение прочности образующегося соединения.

В итоге образования физического контакта двух металлов поверхности их значительно активируются. На II стадии процесса схватывания после освобождения от окисных и адсорбированных пленок и образования в результате пластического течения поверхностных слоев значительного количества участков контактирования создаются условия для уменьшения сопротивления пластической деформации. Активированная поверхность дает выход полю дислокаций. Поля упругих напряжений внутри кристалла не будут уравновешены веществом по другую сторону поверхности, поэтому возникают силы, выталкивающие дислокации.

На поверхностях при выходе дислокаций образуется ступенька, равная вектору Бюргерса. Накапливание сдвиговых ступенчатых образований изменяет геометрическую конфигурацию поверхностей [10]. Такие зоны являются очагами (активными центрами) образования связей между кристаллами. Наличие большого количества таких активных центров определяет, по-видимому, процесс образования прочных связей между кристаллами двух поверхностей, причем скорость образования соединений может быть очень большой. При воздействии помимо сжимающих напряжений еще и касательных сил, которые создаются при относительном перемещении двух поверхностей, процесс образования связей может происходить лавинно. По мнению М. Х. Шоршорова [228], при образовании на поверхности активных центров создаются условия для взаимодействия электронных оболочек и диффузии. При этом для чистых металлов или сплавов типа твердых растворов эти процессы сводятся к коллективизации электронов, вследствие чего между атомами кристаллической решетки двух тел образуется металлическая связь. При взаимодействии металлов с металлоидами, а также окислами, полупроводниками или интерметаллидами квантовые процессы сводятся к образованию прочных связей в основном ковалентного типа за счет донорно-акцепторных взаимодействий, а также разрыва и переключения (трансляции) валентных связей.

После сообщения поверхностям необходимой энергии активации [194] за счет тепла, упруго-пластической деформации (механической активации, радиационной активации, концентрации вакансий, дислоцированных атомов, дислокаций и др.), достигаемой в первой стадии физического контакта, возникает процесс образования прочных связей. При этом по М. Х. Шоршорову [228] скорость образования физического контакта оказывается и на скорости роста прочности соединяемых металлов (рис. 101). Для определения длительности процесса образования активных цен-

тров (дефектов) и их движения предложена экспоненциальная зависимость [228]

$$\tau_a = \frac{1}{v} \frac{N}{N_0} e^{\frac{E_a}{kT}},$$

где  $N$  — число разрывов связей, необходимых для образования соединения;

$N_0$  — число связей в поверхностном слое;

$E_a$  — энергия активации образования дефектов;

$k$  — постоянная Больцмана;

$T$  — абсолютная температура по Кельвину;

$v$  — частота собственных колебаний атома.

Образование прочного соединения двух поверхностей при схватывании должно являться результатом постепенного увеличения площади очагов схватывания, возникающих на участках активных центров. При этом будет проходить деформация большей части уже соединенных кристаллов, а на участках, где еще не произошло соединение, будет с возрастающей скоростью увеличиваться число активных центров с образованием новых очагов схватывания.

Механизм соединения двух разнородных материалов при контактировании можно представить следующим образом. Атомы в плоскостях раздела выталкиваются действующими между ними силами на общие линии, и при различных параметрах решетки образуется положительная линейная дислокация. В одном кристалле при большей величине параметра решетки атомы будут стремиться сблизиться, а в другом — удалиться (рис. 102). Затрачиваемая на образование таких дислокаций энергия будет зависеть от различия в параметрах решеток, от величины модуля сдвига и коэффициента Пуассона. Образование таких дислокаций облегчается, если атомы в кристаллической решетке возбуждены, смешены от равновесного состояния, т. е. если больше величина скрытой энергии деформаций металла. В результате такого процесса при соединении двух кристаллических тел на границе раздела следует ожидать



Рис. 101. Характер изменения прочности соединения металлов в условиях быстрого (1) и медленного (2) образования физического контакта:

А — стадия преимущественного развития процесса образования физического контакта; Б — стадия преимущественного развития процесса химического взаимодействия

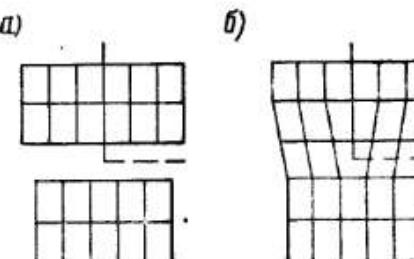


Рис. 102. Положительная линейная дислокация, образованная при соединении двух кристаллов (а — до соединения; б — после соединения).

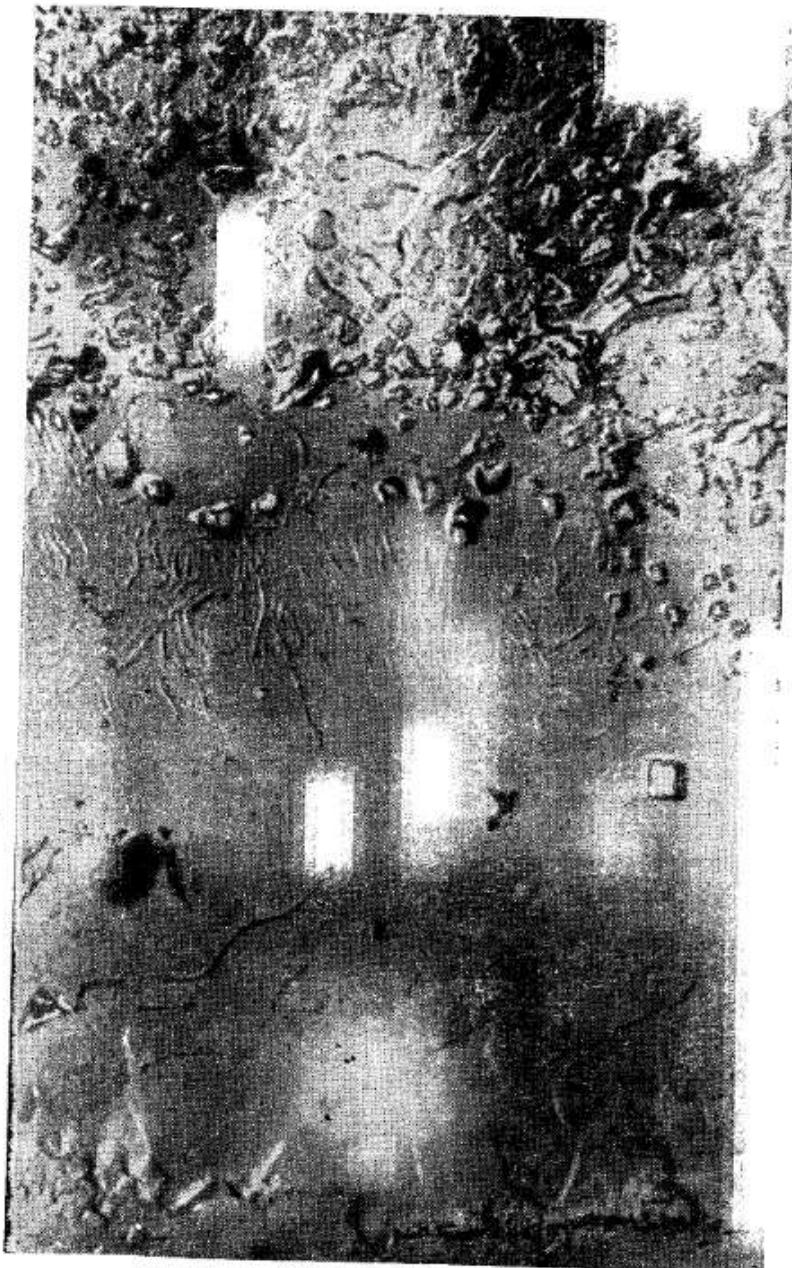


Рис. 103. Электронная микрофотография границы соединения металлов армко-железо — алюминий ( $\times 13\,000$ )

образования дислокаций большой плотности. Одновременно осуществляется торможение дислокаций, что приводит к упрочнению зоны схватывания.

Тонкое металлографическое, рентгенографическое и электронографическое изучение соединенных в результате схватывания после совместной прокатки слоев двух металлов [15] позволило установить особенности границ раздела. При схватывании однородных металлов формируются границы раздела, подобные межзеренным границам поликристаллического тела; при схватывании разнородных образуются границы типа межфазных (рис. 103). После образования достаточно прочного соединения и подавления зон, где еще не произошло схватывание, при воздействии внешних сил осуществляется третья стадия процесса схватывания. По мнению Ю. Д. Красулина [121], развивается объемное взаимодействие. Деформация проходит в объеме уже соединенных зерен, захватывая большие участки металлов. При этом, поскольку в зоне схватывания прочность металла более высокая, пластическая деформация распространяется на слои, лежащие ниже и выше границы сцепления металлов. Исключение возможно для материалов с низкой температурой рекристаллизации, когда соединение двух металлов проходит ниже порога рекристаллизации, и для металлов, слабо упрочняющихся в результате холодной пластической деформации (цинк, кадмий и др.).

Дислокационная гипотеза механизма схватывания за последнее время успешно развивается многими исследователями. Применительно к холодной сварке, особенно при соединении металлов с полупроводниками, много интересных работ выполнено М. Х. Шоршоровым, Ю. Д. Красулиным, В. Н. Тимофеевым и др. При соединении металлов в процессе прокатки несомненный интерес представляют работы Е. И. Астрова [9, 10].

В работах П. Ф. Засухи, А. А. Ершова, О. Б. Бухвалова и др. [15] приведены формулы для расчета ожидаемой прочности сцепления однородных и разнородных металлов.

При рассмотрении явления схватывания нельзя не учитывать поверхностную энергию твердых тел, т. е., по определению В. Д. Кузнецова [123], работу, необходимую для образования единицы поверхности и неодинаковую для различных граней кристалла. В процессе трения образующиеся очаги схватывания разрушаются, при этом либо осуществляется перенос металла с последующим отделением его, либо непосредственно образуются продукты износа. Если происходит трение по поверхностям хрупких металлов, то особенно скажется поверхностная энергия, т. е. большая часть работы будет затрачиваться на диспергирование частиц, меньшая — на пластическую деформацию. Усилия поверхности взаимодействия [174] можно найти из уравнения

$$W_{ab} = V_a + V_b - V_{ab},$$

где  $W_{ab}$  — энергия взаимодействия двух поверхностей;

$V_a$  и  $V_b$  — поверхностная энергия, приходящаяся на единицу площади поверхностей материалов  $a$  и  $b$  соответственно;

$V_{ab}$  — межповерхностная энергия, содержащаяся в пространстве между реальными контактирующими поверхностями.

Е. Рабиновичем [174] проведены эксперименты по определению зависимости коэффициента сухого трения, когда силы адгезии весьма существенны, от отношения  $\frac{W_{aa}}{\sigma_{t, ск}}$ , где  $W_{aa}$  — энергия взаимодействия двух поверхностей из одинаковых материалов;  $\sigma_{t, ск}$  — предел текучести материала при сжатии. Опыты проводили при нагрузке 1000 Г и скорости менее 1 см/сек. Результаты экспериментов представлены на графиках рис. 104.

Как видно из графиков, у металлов, имеющих большую величину отношения  $\frac{W_{aa}}{\sigma_{t, ск}}$ , показатели трения, как правило, возрастают. При этом образуется больше повреждений трущихся поверхностей и наблюдаются повышенные размеры частиц износа. Исключение составляют металлы, имеющие гексагональную решетку. По мнению Е. Рабиновича, такие металлы, имея одну плоскость скольжения, не обладают определенной свободой внедрения контактирующих выступов, когда при очень гладких поверхностях оказывается адгезионная составляющая коэффициента трения. Правда, следует отметить, что при больших скоростях скольжения и повышенных нагрузках нагрев трущихся поверхностей может привести к движению дислокаций и по другим плоскостям и направлениям сдвига.

Удовлетворительная корреляция между характеристиками схватывания металлов в условиях вакуума и отношением величины поверхностной энергии к твердости получена в работе [58].

Поверхностную энергию необходимо учитывать при оценке явления схватывания, но нельзя не согласиться с Келлером [270], что надежные данные по ее величине отсутствуют. Безусловно, величина поверхностной или межфазной энергии твердого тела изменяется в зависимости от присутствия на поверхности адсорбированных пленок. При этом существенно снижается величина прочности схватывания.

В работе [270] в результате проведения точных экспе-

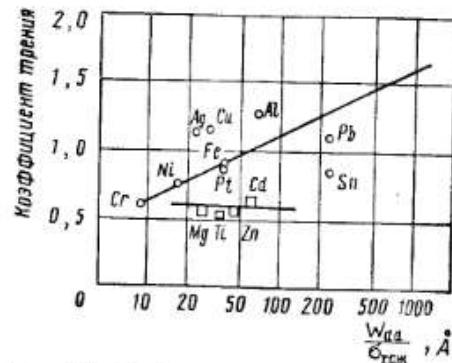


Рис. 104. Графики изменения коэффициента трения от величины отношения  $\frac{W_{aa}}{\sigma_{t, ск}}$

риментов показано, что даже наличие мономолекулярного слоя загрязнений резко уменьшает прочность схватывания при комнатной температуре.

Физическая сущность процесса схватывания оценивается также с точки зрения электронного строения металлов. Так, Г. В. Самсонов и А. А. Запорожец [195] считают, что схватывание и интенсивный износ при трении связаны с процессом обмена электронами атомов металлов трущихся поверхностей и возникновением энергетически более устойчивых электронных конфигураций. Чем больше вероятность образования в процессе взаимодействия атомов двух металлов стабильных электронных конфигураций и чем выше их энергетическая устойчивость, тем выше коэффициент трения и тем больше величина износа за счет разрушения участков фрикционного взаимодействия поверхностей.

### Особенности схватывания алюминиевых сплавов

Алюминий относится к хорошо схватывающимся металлам [198]. Мало защищает его от схватывания и наличие поверхностных окисных пленок. Твердая хрупкая окисная пленка (твердость по Моосу равна 9) легко отделяется от поверхности даже при небольших нагрузках.

Сопротивляемость схватыванию различна у алюминиевых сплавов I и II группы. Сплавы I группы независимо от твердости должны при трении иметь повышенную сопротивляемость разрушению мостиков схватывания по сравнению со сплавами II группы. Мягкие структурные составляющие в этих сплавах будут схватываться при меньших нагрузках или при тех же нагрузках, но при меньших температурах. Зависимость удельных давлений от деформации при внедрении плоских пuhanсонов в одноименные пары по А. П. Семенову показана на графиках рис. 105. Из графиков видно, что мягкие металлы — олово, свинец и кадмий — резко отличаются от цинка, алюминия и меди: для их схватывания требуются менее высокие нагрузки.

Алюминиевые сплавы с меньшей твердостью лучше прирабатываются, чем более твердые. При этом снижается вероятность схватывания за счет уменьшения локальных

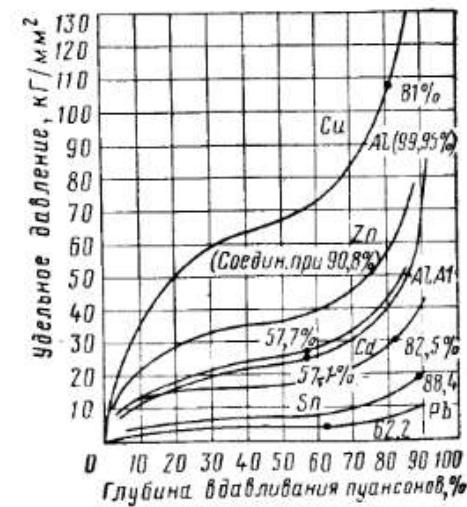


Рис. 105. Графики зависимости удельных давлений от деформации для одноименных пар образцов (точками отмечены деформации, при которых наступает схватывание)

нагрузок. Сравнивая поведение сплавов одинаковой твердости, предпочтение отдают сплавам II группы. Подмечено [269], что при схватывании они меньше повреждают и изнашивают сопряженную стальную поверхность. Положительную роль в этом играют мягкие структурные составляющие (олово, свинец, кадмий и др.). Установлено [33], что мягкие структурные составляющие, обладая способностью схватываться с материалом вала, создают своеобразную защиту от повреждения вала при последующем схватывании его с другими более твердыми кристаллами.

В процессе трения на сопряженной стальной поверхности образуются слои мягкого металла. Образование их при наличии металлического контактирования имеет, по-видимому, место, даже несмотря на большую интенсивность износа мягких структурных составляющих [40]. При контактировании металлических поверхностей отдельные структурные составляющие будут испытывать различную степень деформации при одной и той же величине напряжений. Упругая деформация твердых кристаллов и пластическая мягких создают условия для схватывания в первую очередь кристаллов мягкого металла.

Чтобы обеспечить создание тонкой защитной пленки мягкого металла, в сплаве должно содержаться достаточно большое количество мягкой структурной составляющей. В наиболее распространенных алюминиевых сплавах, содержащих олово, наличие его в количестве 5—7% уже придает им достаточно удовлетворительную антифрикционность.

За последние годы получили широкое распространение сплавы, содержащие олово 20% (AO20-1) и даже до 30%. Прямое подтверждение положительной роли олова, уменьшающего вредные последствия от схватывания, приводится в работе [264]. Нагрузка, вызывающая задиры шейки при сухом трении, приближается к максимальным значениям при наличии в сплаве свыше 15% Sn (рис. 106). Положительно влияя на задиростойкость сплавов, олово одновременно снижает механические свойства (прочность и пластичность) при повышенных рабочих температурах.

Оценка влияния олова на износ и повреждение сопряженных трущихся пар приведена в работе [24]. Было исследовано влияние олова, кремния и меди в алюминиевых сплавах на износ и механические свойства литых заготовок. Характеристики износа и характер повреждений определяли на образцах (ролики и обоймы) при испытании в режиме сухого трения на машине МИ (нагрузка 14 кГ/см<sup>2</sup>, длительность испытаний 3000 оборотов).

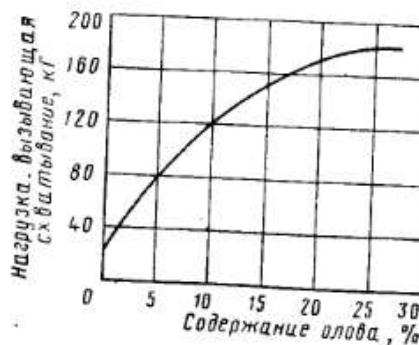


Рис. 106. График влияния изменения содержания олова в сплаве на нагрузку, вызывающую схватывание

Обработка опытных данных была проведена с помощью статистического метода — дисперсионного анализа.

С достаточной достоверностью было доказано, что увеличение содержания кремния отрицательно сказывается на износе обойм, причем величина их износа резко увеличивается при изменении содержания от 0 до 2,5%. На износ роликов кремний не оказывает влияния.

Олово оказывает более существенное влияние, чем кремний. Доказано, что при увеличении содержания олова износ обойм резко возрастает (рис. 107, а), износ роликов (цапф) снижается. Особенно интенсивно снижается износ роликов при содержании свыше 3% Sn (рис. 107, б).

При осмотре поверхностей трения выявлено большое различие их состояния после испытаний. Трение в паре со сплавами, не содержащими олово или содержащими его менее 6%, привело к образованию на поверхности роликов рисок и сравнительно глубоких вырывов металла из-за схватывания (рис. 108, а). Трущиеся поверхности роликов, испытывавшихся со сплавами, содержащими 6% Sn и более, имели лишь незначительные риски без заметных следов схватывания (рис. 108, б).

Интересно было проверить, как ведут себя те же сплавы, если с поверхности трения удалить олово. Полное или частичное удаление олова было достигнуто отжигом при температуре 280°С в течение 6 ч, при котором оно энергично окисляется и частично выпотевает.

Испытания, проведенные в тех же условиях, показали, что независимо от исходного содержания олова в сплавах возникли глубокие риски и вырывы на стальных сопряженных поверхностях от схватывания.

Образование защитной пленки олова на сопряженных стальных поверхностях происходит при металлическом контактировании

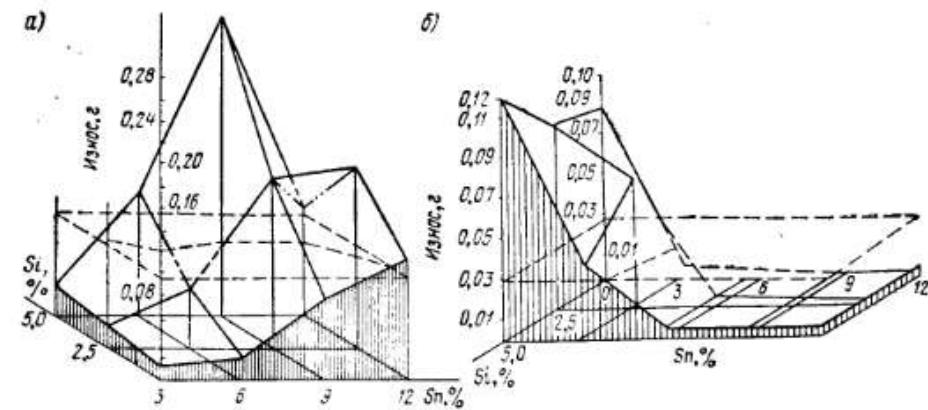


Рис. 107. Диаграммы влияния содержания кремния и олова на износ обойм (а) и роликов или цапф (б)

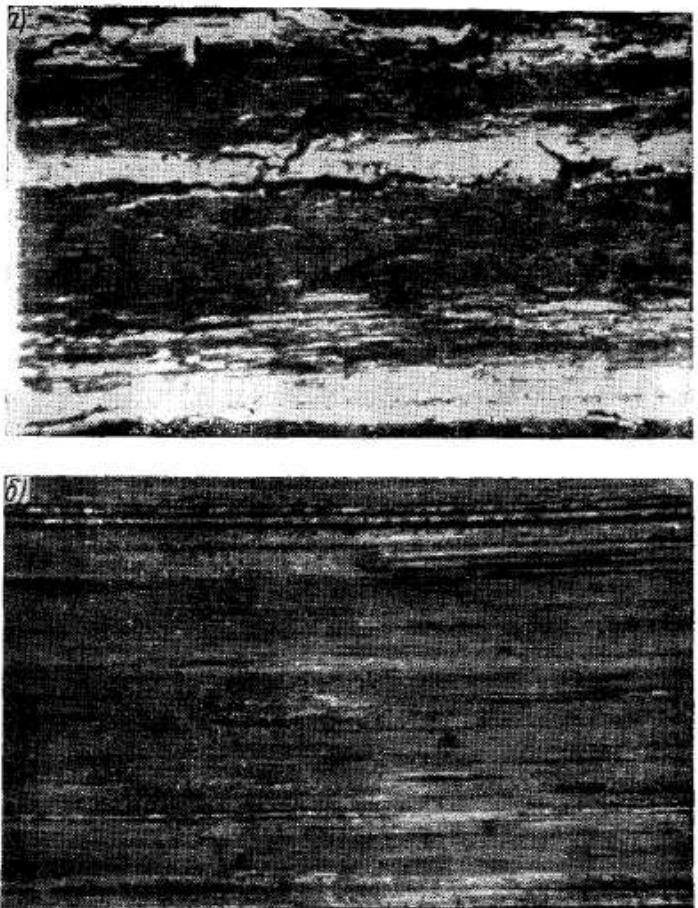


Рис. 108. Поверхность трения роликов после испытания без смазки в паре со сплавами:  
а — не содержащими олова; б — содержащими 9% Sn + 2,5% Si + 1% Cu + 1% Ni

в условиях сухого, граничного и полужидкостного трения. В опытах, поставленных для выявления характера образования защитных пленок, в алюминиевый сплав вводили изотопы радиоактивного олова Sn-113. Испытания образцов при сухом трении проводили на машине МИ при нагрузке 28 кГ и скорости вращения цапфы 360 об/мин в течение 7—8 мин. Помимо измерения активности и определения весового износа, с поверхности трения снимали радиоавтографы с помощью наложения рентгеновской пленки и последующей длительной выдержки (несколько часов). Под действием лучей, испускаемых радиоактивным оловом, пленка засвечивалась, что приводило к потемнению отдельных

участков. На отпечатках с полученных негативов радиоактивные изотопы олова имели вид светлых неравномерно распределенных скоплений (рис. 109). По-видимому, олово переносится в большем количестве на те участки, где происходило интенсивное схватывание. В дальнейшем перенесенное олово за счет тепла, образующегося при трении, размягчается и размазывается по трущейся поверхности, создавая почти сплошную пленку. Такое распределение олова наблюдалось на первом образце (рис. 109, а).

В реальных условиях износ подшипников и цапф происходит при полужидкостном трении. Чтобы выяснить, как будут вести себя алюминиевые сплавы в этом случае, на машине МИ был испытан активированный сплав с 12% Sn в паре с роликом из Ст5. Испытания проводили при скорости вращения ролика 360 об/мин под нагрузкой 75 кГ/см<sup>2</sup> на дизельном масле марки Д11, нагретом до 150°С. Такие условия обеспечивали работу в условиях режима нарушения сплошности масляного слоя. Продолжительность каждого испытания была 6 ч. В первом опыте трущаяся поверхность имела активность 172 имп/мин. Образовавшаяся на поверхности трения тонкая пленка олова могла возникнуть только в результате схватывания поверхности цапфы с мягкими составляющими сплава. Показательно, что при ужесточении трения олово переносится на сопряженную поверхность в большей степени. Это было выявлено испытанием тех же образцов в течение 6 ч, но с перерывом подачи смазки на несколько минут. В этом случае активность ролика значительно возросла и составила 3200 имп/мин. На пленке (рис. 110) обнаружена полоса олова большей толщины.

Установлено, что защитное действие олова в большей мере проявляется при наличии достаточно прочной основы (матрицы) сплава, когда наблюдается существенное различие прочностных и упругих характеристик структурных составляющих.

Известно, что интенсивным упрочнителем алюминиевых сплавов является медь. Присадка ее в количестве 1% значительно повышает прочностные свойства сплава. Чтобы проверить влияние меди на условия образования защитной пленки олова, были проведены испытания (при тех же условиях, что и испытания по оценке переноса олова) литых алюминиевых сплавов с 9% Sn, содержащих 1% Cu и без меди. При этом определялся перенос алюминиевой основы сплава, который зависел от наличия на стальной поверхности защитной пленки олова. Для этой цели в сплав вводили 1% радиоактивного цинка Zn-65, образующего твердый раствор с алюминием и почти не растворяющегося в олове.

У сплавов, содержащих медь, активность роликов была очень мала — 8 имп/мин, у сплавов без меди активность повысилась до 110 имп/мин. При еще большем легировании сплава (2% Cu, 2% Si, 1% Ni) вообще не удалось обнаружить потемнения пленки, несмотря на очень длительную экспозицию.

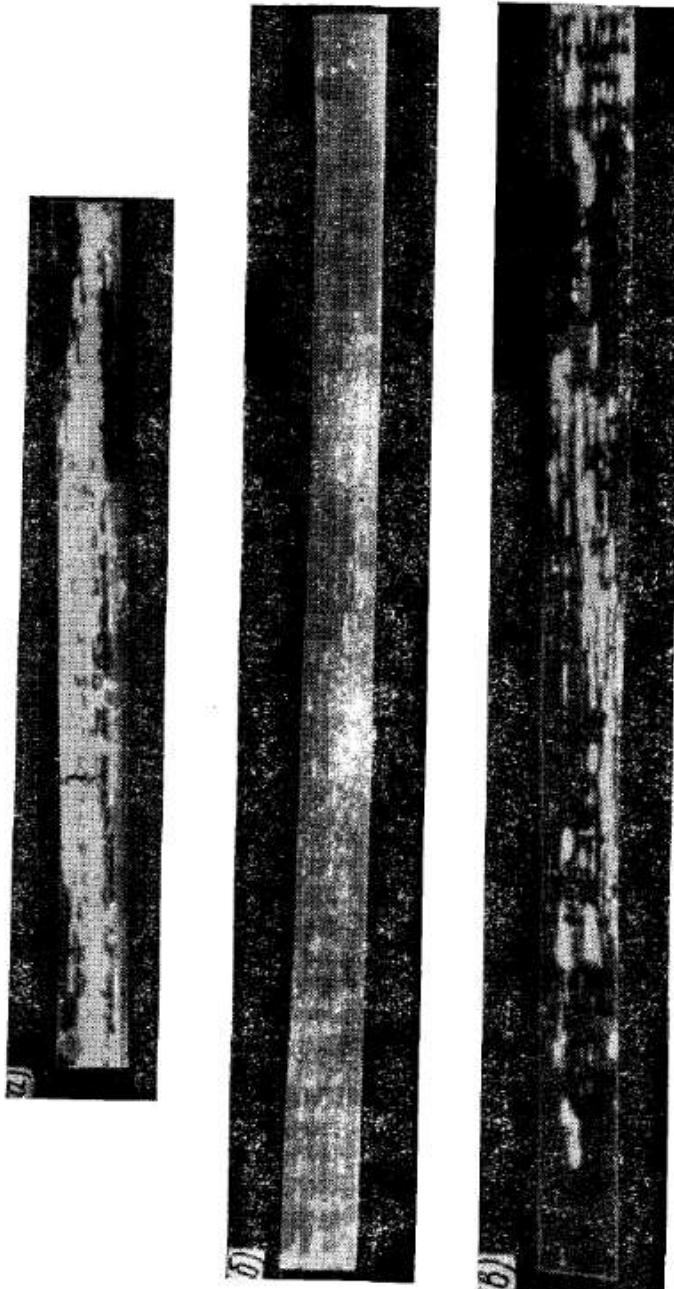


Рис. 109. Снимки с радиоавтографа: трущихся поверхностей:  
а — первого ролика (активность 1416 имп/мин); б — второго ролика (активность 6186 имп/мин); в — третьего ролика (активность



Рис. 110. Снимок с радиоавтографа (экспозиция пленки 30 ч) трущейся поверхности при активности ролика 3200 имп/мин

Аналогичным образом ведут себя и другие сплавы, содержащие мягкие структурные составляющие. Испытания алюминиево-свинцово-оловянного сплава (3% Sn, 20% Pb, 2% Cu, остальное алюминий), полученного из перегретого жидкого расплава с использованием ультразвука, проводили после активирования облучением нейтронами. При этом все элементы сплава становятся радиоактивными, но лишь один радиоактивный изотоп Sn-113 имеет достаточный период полураспада. Так как расчеты проводились без учета активности других радиоактивных изотопов, образцы выдерживались необходимое время и проверялись на соответствие распада измеренного излучения радиоактивного изотопа Sn-113 теоретической кривой распада.

Олово в алюминиево-свинцово-оловянном сплаве частично присутствует, как показала Г. А. Мудренко [34], в виде твердого раствора со свинцом, поэтому по распределению олова в сплаве можно судить и о распределении свинца. Испытания на машине МИ при сухом трении (нагрузка 28 кГ, скорость 300 об/мин, продолжительность 5 мин) выявили большой перенос сплава на поверхность ролика (цапфы). Радиоактивность ролика составила 1296 имп/мин. После обработки щелочью в течение 2 ч перенесенная алюминиевая основа сплава была растворена и активность снизилась до 269 имп/мин. На радиоавтографе (рис. 111, а)

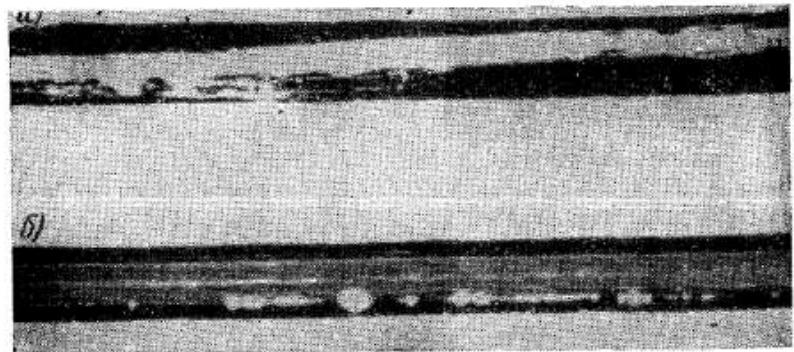


Рис. 111. Радиоавтографы с трущейся поверхности цапф:  
а — сухое трение; б — быстрое нагружение

видно, что радиоактивный металл размазан почти по всей поверхности достаточно толстым слоем. Наличие слоя радиоактивного олова в соединении со свинцом на стальной поверхности может свидетельствовать о том, что в начале трения происходит схватывание с мягкой составляющей (олова со свинцом), а затем идет схватывание с твердой основой сплава, богатой алюминием.

Как и в опытах с алюминиево-оловянным сплавом, металлы, содержащие свинец, реагируют на ужесточение трения более интенсивным переносом мягкой структурной составляющей. Были проведены испытания со смазкой при быстром нагружении от 28 до 150 кГ, что приводило к резкому возрастанию силы трения, и при медленном, вызывающем плавное ее повышение. В первом случае наблюдался интенсивный износ обоймы (подшипника) с резкой активацией масла (радиоактивность масла 22979 имп/мин). Радиовизограф этой поверхности показан на рис. 111, б. Перенесенный слой свинцово-оловянной составляющей распределен в общем равномерно по всей поверхности. Во втором случае радиоактивность масла и роликов была очень малой. Проведенные опыты выявили общность процесса переноса материалов двух видов и показали, что сплавы, содержащие свинец, способны хорошо противостоять жестким режимам трения.

Интересно было оценить сопротивляемость схватыванию алюминиевых сплавов при наличии трения по сравнению с другими сплавами. Поведение двух металлических поверхностей при трении отличается от их взаимодействия в статических условиях. Нагрев труящихся поверхностей, высокие градиенты температуры, значительные местные давления, чередующиеся процессы образования и разрушения связей — все это приводит к созданию крайне неравновесных состояний поверхностных слоев металла.

И. М. Любарский [138] показал, что при трении воздействие температуры, давления и продолжительности контакта приводят к ряду изменений в структуре, которые иногда бывают квазиобратимыми. Все эти процессы могут исказить характеристики сопротивляемости схватыванию, полученные в результате взаимодействия двух поверхностей без перемещения. Следует также учесть, что при соединении двух металлов в результате схватывания, например под воздействием симметрично наклонных пuhanсонов [201], пластическая деформация затрагивает большие объемы металлов, тогда как при трении деформация концентрируется в поверхностных слоях.

Не останавливаясь подробно на общих особенностях схватывания при трении, подробно рассмотренных в работах С. Б. Айнбindera [4], В. Д. Кузнецова [122], Ф. П. Боудена и Д. Тейбора [17], следует сказать, что в отличие от статических условий оценивать сопротивляемость металлов схватыванию при трении затруднительно. Наиболее распространенным показателем сопротивляемости схватыванию является нагрузка, приводящая к появлению видимого повреждения или к резкому возрастанию коэффициента трения. В этом случае определяется способность мате-

риалов к заеданию [189], оцениваются характеристики прирабатываемости [217]. Безусловно, этот способ оценки удовлетворяет запросы практики по определению некоторых служебных характеристик трения, но не позволяет раскрыть особенности протекания процесса. При таких испытаниях образование очагов схватывания зависит от многих факторов, место расположения их является случайным, недостаточно четко фиксируются изменения, развивающиеся во времени.

Более четкие характеристики схватывания можно получить при испытаниях в условиях точечного или линейного контакта. Так, Р. М. Матвеевский и О. В. Лазовская [147] при испытании на машине КТ2, позволяющей осуществлять перемещение шарика по колышевому образцу, обнаружили у алюминиевых сплавов, содержащих различное количество легирующих добавок, различное поведение при трении с одним сортом масла. Ряд закономерностей был выявлен Г. М. Харачом [215] при исследовании многократного взаимодействия индентора с поверхностью образца.

Во многих случаях машины для испытания на износ, где осуществляется точечный или линейный контакт, не предназначены для непосредственного изучения поведения металлов при схватывании. Косвенное же суждение о схватывании по величине износа, температуре труящихся поверхностей, характеру повреждений не всегда объективно. В ЦНИИ МПС для оценки схватывания в процессе трения было разработано специальное устройство, сокращенно названное УИС [29]. В устройстве предусмотрено скольжение двух сжатых пластин и локальность пластической деформации. В качестве индентора используется шарик.

Устройство (рис. 112) состоит из двух отдельных узлов, закрепленных в захвате протягивающего механизма, в качестве которого может быть использована стандартная машина для испытаний материалов на растяжение. В первом узле располагаются зажим 4 для образца 13, датчик 3 для измерения усилий трения и пружина 2, снабженная наконечником 1 для закрепления в захвате протягивающего механизма. Второй узел смонтирован на стойке, закрепляемой в другом захвате протягивающего устройства, и объединяет нагружающий механизм, предназначенный для сжатия образцов с пластическим деформированием одного из них, и механизм перемещения второго образца.

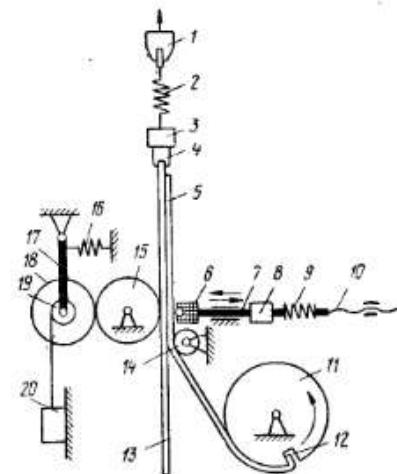


Рис. 112. Схема устройства для испытания материалов на схватывание в процессе скольжения

В механизм нагружения входит индентор 6, укрепленный на штоке 7, который снабжен датчиком усилия 8, пружиной 9 и нажимным винтом 10, а также опорный цилиндр 15. Механизм перемещения образца 5 состоит из направляющего ролика 14, закрепленного в подшипниках на стойке, барабана 11 и захвата 12. Механизм датчика перемещения образца 13 имеет фрикционный ролик 18 на качающемся рычаге 17, который пружиной 16 прижимается к опорному цилиндру, и шкив 19, укрепленный на оси ролика и связанный гибким тросиком с датчиком 20.

Образцы делают толщиной 0,5—2,0 мм в зависимости от механических свойств исследуемого материала. При ширине пластины от 20 до 30 мм можно проводить несколько испытаний без замены образцов, перемещая их взаимно в горизонтальной плоскости и меняя, таким образом, места контакта.

После закрепления образцов в захватах устройства и совмещения поверхностей посредством механизма нагружения и винта 10 осуществляется сжатие с определенным усилием. Далее с помощью протягивающего механизма обеспечивается взаимное скольжение образцов с обновлением одной из поверхностей трения или (в случае необходимости) поверхностей трения обоих образцов (в последнем случае приводится во вращение барабан 11).

При возникновении схватывания перемещение образца 13, прилегающего к опорному цилинду 15, приостанавливается до тех пор, пока усилие пружины 2 не возрастет до величины, достаточной для разрушения мостика схватывания. По мере перемещения образца этот процесс периодически повторяется с различной интенсивностью. Изменения в движении образца 13 передаются через опорный цилиндр, который при этом поворачивается с различной скоростью на разные углы, фрикционному ролику 18 и шкиву 19, а через тросик — датчику перемещений 20.

В процессе испытания при помощи соответствующего прибора (например, магнитоэлектрического осциллографа) на диаграммной ленте производится одновременная запись величины нагрузки, сжимающей образцы (датчиком 8), силы трения (датчиком 3) и изменения скорости скольжения образца (датчиком 20).

Образование и разрушение каждого мостика схватывания отмечаются на диаграммной ленте возрастанием и падением усилия трения с одновременной фиксацией изменения скорости перемещения образцов, которая на графике пути отмечается ступенькой.

Чтобы облегчить нахождение на образце мест интенсивного схватывания, производится кернение пластины через равные отрезки пути. Каждое кернение фиксируется на диаграммной ленте. Это позволяет в дальнейшем установить соответствие между величиной усилий трения (разрушения мостиков схватывания) и расположением следов схватывания на образце.

Измеряя площадь на диаграммах, фиксирующих суммарную силу трения и усилие разрушения образовавшихся участков свар-

ки в зависимости от времени взаимного относительного перемещения образцов, можно найти работу и усредненную силу трения на определенном отрезке пути. Можно также измерить усилия разрушения мостиков схватывания и работу, затраченную на их разрушение.

Воспроизводимость результатов испытаний на устройстве УИС во многом зависит от тщательности предварительной очистки образцов, поэтому образцы протирали ватными тампонами, смоченными ацетоном, и дополнительно обезжиривали последовательно с выдержкой 5—8 мин в трех сосудах с четыреххлористым углеродом.

При обработке результатов испытаний определяли: минимальную нагрузку  $P_{\text{сх}}$ , при которой образуется лавинное схватывание, и усилие разрушения «мостиков» схватывания  $P_{\text{ст}}$  в начале опыта при минимальном относительном перемещении образцов; максимальное усилие разрушения мостика схватывания  $P_{\text{макс}}$  при взаимном перемещении образцов; работу трения и разрушения мостиков схватывания  $A$  при перемещении образцов на определенном участке пути (по площади осциллограммы); суммарную величину силы трения и разрушения мостиков схватывания и др.

Для испытаний на схватывание были изготовлены прокаткой с последующим отжигом (рекристаллизация) пластины толщиной 0,8—1,0 мм. Испытывались сплавы, содержащие мягкие структурные составляющие, в том числе и алюминиево-свинцово-оловянный, содержащий 15% Pb, 3% Sn, 1% Cu, остальное — алюминий. В качестве контртела применяли пластины толщиной 0,3—0,4 мм из стали 45, которые после прокатки шлифовали и отжигали в вакуумной печи (вакуум  $10^{-5}$  мм рт. ст.). У пластин из алюминиевых сплавов верхний слой, обедненный мягкими составляющими после отжига, снимался обработкой в 20-процентном растворе щелочи. Результаты испытаний приведены в табл. 37.

Таблица 37

Характеристики	Сплавы				
	AO9-1	AO9-2	AO20-1	AOS3-15-1	ACM
$P_{\text{сх}}, \text{кГ}$ . . . . .	6,8	8,3	8,0	10,2	5,0
$P_{\text{ст}}, \text{кГ}$ . . . . .	18,1	12,1	15,8	11,0	15,2
$P_{\text{макс}}, \text{кГ}$ . . . . .	21,1	15,4	17,3	14,1	26,3
$A, \text{кГм}$ . . . . .	1,123	0,850	0,936	0,967	1,435

Из приведенных данных следует, что наиболее низкой сопротивляемостью схватыванию обладает сплав ACM, относящийся к I группе. Для него были получены наиболее низкие нагрузки схватывания, самые высокие нагрузки разрушения мостиков сварки и работа трения и разрушения мостиков схватывания. Особенностью сплава ACM является образование на стальной

пластины нароста, который по мере испытания увеличивается, при этом давление на пластины повышается. Нарости образуются и при испытании других металлов, однако их размеры меньше и они более легко отделяются. Алюминиевая основа сплава АСМ упрочнена лишь небольшой добавкой магния (0,5%), а твердые кристаллы интерметаллида AlSb недостаточно препятствуют схватыванию. Поэтому схватывание возникает между основой сплава и стальной пластиной. Прочность таких мостиков схватывания выше, чем при образовании очагов схватывания в результате переноса защитной пленки олова или свинца у других испытанных сплавов.

На характеристики схватывания содержание олова оказывается положительно. По мере его увеличения возрастает нагрузка начала схватывания, уменьшаются максимальные усилия разрушения мостиков схватывания и работа трения. Положительно влияет также упрочнение основы сплава. Более прочный сплав АО9-2 по сравнению с другими сплавами обладает более высокими характеристиками сопротивляемости схватыванию.

Наиболее высокие усилия начала схватывания имеет сплав АОС3-15-1, содержащий свинец. По мнению Пратта [289], свинец в алюминиевых сплавах, особенно с добавкой олова, более надежно защищает сплав от схватывания, чем олово или кадмий.

Во второй серии опытов алюминиевые антифрикционные сплавы сопоставлялись с мягкими баббитами Б83, БК2 и цинковыми сплавами ЦАМ9-1,5 и ЦАМ10-5. Испытываемые сплавы различались по твердости, поэтому сжимающая нагрузка  $N$  была принята равной половине твердости по Бринеллю, чтобы получить примерно одинаковую степень пластической деформации. Результаты опытов приведены в табл. 38, из которой следует, что алюминиевые антифрикционные сплавы по сопротивляемости схватыванию уступают баббитам, но превосходят цинковые сплавы.

Для оценки поведения металла после образования задира (первых мостиков схватывания) имеет смысл сравнивать значения  $P_{ст}$  и  $P_{max}$ . При возрастании различия между  $P_{ст}$  и  $P_{max}$  появляется трение, увеличивается тепловыделение. Поэтому следует ожидать в таком случае образования задира. Наименьшее

Таблица 38

Характеристики	Сплавы								
	БК2	Б83	АСМ	АО20-1	АО9-1	АОС3-15-1	АО9-2	ЦАМ9-1,5	ЦАМ10-5
$N, кГ$ . . .	10,0	15,0	12,5	16,0	17,0	21,0	22,5	45,0	50,0
$P_{ст}, кГ$ . . .	10,0	11,2	Определить не удалось	13,2	14,8	24,5	22,3	20,1	19,9
$P_{max}, кГ$ . .	10,0	15,0	29,0	25,5	27,1	24,5	28,8	30,5	35,7
$A, кГм$ . .	0,360	—	0,924	1,059	1,323	—	1,636	1,854	2,379

различие между  $P_{max}$  и  $P_{ст}$  наблюдается у мягких баббитов, далее следуют алюминиевые сплавы, а затем цинковые. Из алюминиевых отличается сплав АОС3-15-1, у которого не было выявлено различия между  $P_{max}$  и  $P_{ст}$ .

Следует учесть, что указанный прогноз поведения металлов не учитывает возможных изменений в их свойствах при повышении скоростей относительного перемещения поверхностей. При увеличении тепловыделения возможно размягчение поверхностных слоев, особенно у низкоплавких цинковых сплавов. Тогда не будет большого различия между  $P_{max}$  и  $P_{ст}$ .

Обработка осциллограмм изменений усилия сдвига при образовании очагов схватывания позволила установить особенности протекания этого процесса для различных металлов. На осциллограмме процесс образования и разрушения мостиков схватывания фиксируется скорость возрастания усилия сдвига (угол подъема  $\alpha$  и соответственно  $\operatorname{tg} \alpha$  на рис. 113) и скорость падения нагрузки (угол  $\beta$  и  $\operatorname{tg} \beta$ ). Большой угол подъема усилия и соответственно большее значение  $\operatorname{tg} \alpha$  свидетельствуют о том, что процесс упрочнения проходит с большей интенсивностью. Большие значения углов  $\beta$  имели место при вязком разрушении металла, сопровождающемся высокой пластической деформацией, малые — при хрупком разрушении. Отношение  $\operatorname{tg} \beta / \operatorname{tg} \alpha$  является своеобразной мерой изменчивости процесса схватывания на двух его фазах (образование и разрушение связи).

При  $\operatorname{tg} \beta / \operatorname{tg} \alpha < 1$ , особенно если это отношение близко к нулю, можно считать, что при образовании очагов схватывания в процессе упрочнения в какой-то мере или полностью исчерпан запас пластичности. В этом случае трещина образуется и развивается в зоне упрочненного металла при резкой концентрации напряжений.

При  $\operatorname{tg} \beta / \operatorname{tg} \alpha > 1$  происходит глубинное разрушение по пластичному неупрочненному металлу.

Результаты обработки осциллограмм представлены в табл. 39, из которой следует, что:

при идентичных условиях испытаний (сопряженное тело — мягкая сталь) все алюминиевые сплавы, применяемые для изготовления биметаллических полос (АСМ, АОС3-15-1, АО20-1, АО9-1), имеют сравнительно малое различие в средних значениях угла  $\alpha$  (соответственно 15, 19, 18, 18°). Это дает основание полагать, что степень упрочнения сплавов, определяемая легированной алюминиевой матрицей, примерно одинаковая. Из-за наличия большого количества легирующих добавок в сплаве АО9-2 угол  $\alpha$  соответственно более высокий;

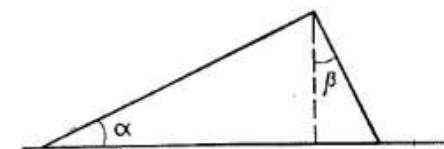


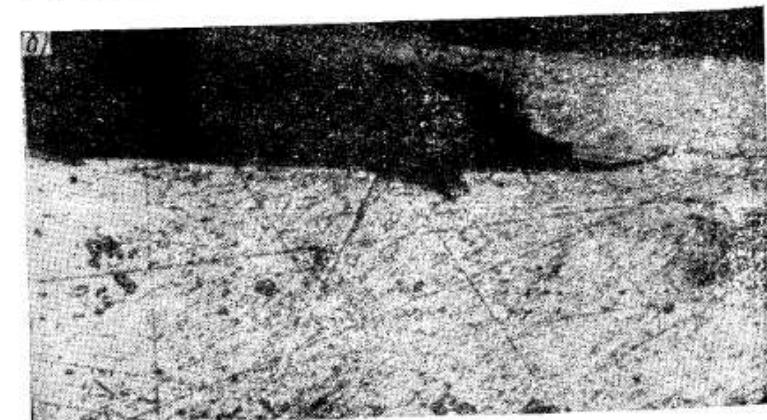
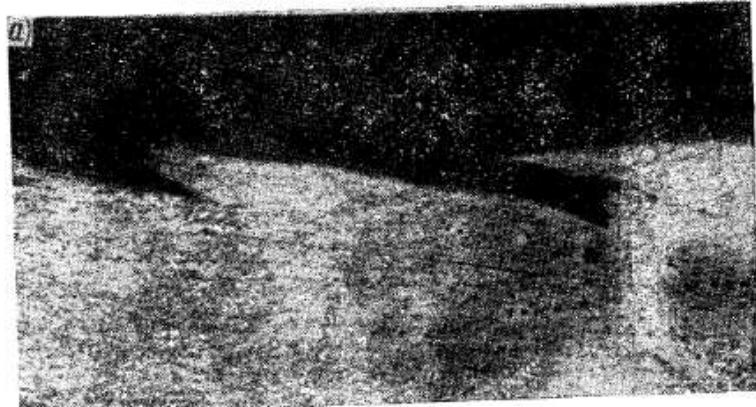
Рис. 113. Схема измерения на осциллограмме углов подъема усилий и падения нагрузки

Сплавы и сплавы металлов	угол $\alpha$	угла $\beta$	Средние значения				Характер разрушения	Условия испытаний, нагрузка
			> 1	% случаев	$\operatorname{tg} \beta / \operatorname{tg} \alpha < 1$	% случаев		
Алюминий	6° 30' 41°	16,08	77,77	0,57	22,23	Вязкое		10 кГ
Цинк	17° 30' 56°	5,69	80,00	0,39	20,00	*	Возрастание нагрузки до 20 кГ	
АСМ	15°	7° 30'	1,45	20,80	0,44	79,20	*	11 кГ
Б83	5°	22°	5,10	100,00	—	—		15 *
АОС3-15-1	19°	23° 30'	3,84	83,30	0,53	16,70		13 кГ и постепенное нагружение до 40 кГ
АО20-1	18°	11° 30'	1,96	40,90	0,27	59,10	*	10 и 16 кГ
АО20-1	23°	3°		0,02	100,00	Хрупкое	Возрастание нагрузки	
АО9-1	18°	16° 45'	2,84	41,66	0,41	58,44	Вязкое	17 кГ
АО9-1	30°	16°	1,12	30,00	0,13	70,00	*	Возрастание нагрузки
ЦАМ9-1,5	43°	9°	2,20	10,00	0,01	90,00	Хрупкое (примущественно)	46 кГ
ЦАМ10-5	29°	0° 30'	21,59	0,90	—	99,10	Хрупкое	53 *
АО9-2	22°	16°	1,76	44,64	0,36	53,36	Вязкое	24 *

Рис. 115. Глубинное развитие трещин на сплаве АО9-2 (а) и АО9-1 (б)



Рис. 114. Разрушенный нарост на сплаве АО20-1



в отличие от угла  $\alpha$  значения углов  $\beta$  различаются весьма существенно. Наименьшие значения получены для сплавов АСМ и АО20-1, более высокие — для АО9-1, АО9-2 и особенно АОС3-15-1. Этим сплавам свойственна высокая пластическая деформация при развитии вязкого разрушения мостиков схватывания;

неодинаково ведут себя одни и те же сплавы (АО9-1 и АО20-1) в зависимости от величины сжимающей нагрузки и характера ее приложения. Постепенное возрастание нагрузки увеличивает степень упрочнения (угол  $\alpha$  увеличивается, угол  $\beta$  уменьшается). Резко увеличивается при этом количество участков, где  $\operatorname{tg} \beta / \operatorname{tg} \alpha < 1$ . Для сплава АО20-1 при таком нагружении обнаруживается хрупкое поверхностное разрушение участков схватывания;

чистые металлы (алюминий и цинк) в отличие от сплавов на их основе обладают малой упрочняемостью (малые углы  $\alpha$ ), но высокой пластичностью при разрушении мостиков схватывания. Аналогично ведет себя и мягкий баббит Б83, у которого в 100% случаев отношение  $\operatorname{tg} \beta / \operatorname{tg} \alpha > 1$ ;

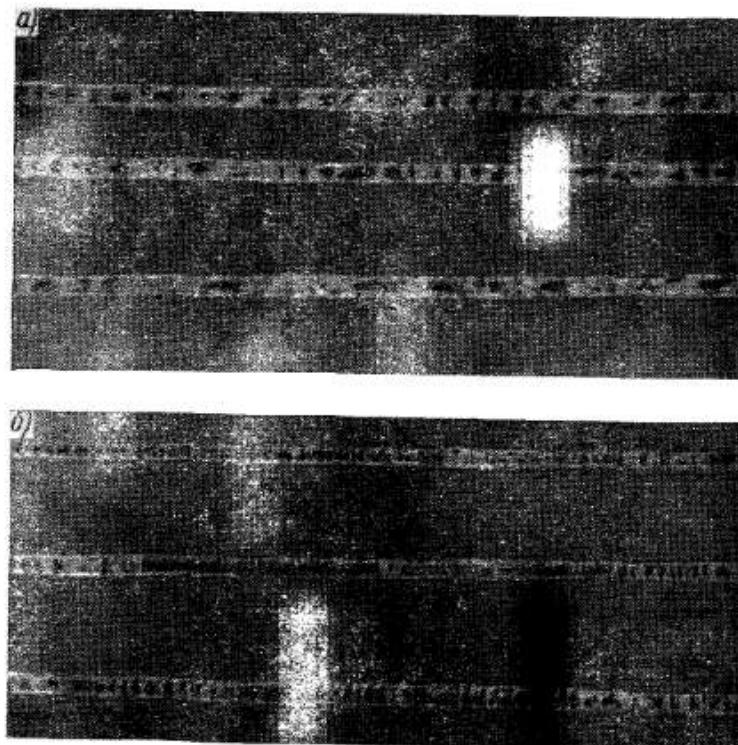


Рис. 116. Дорожки трения на цинковых сплавах ЦАМ9-1,5 (а)  
и ЦАМ10-5 (б)

в отличие от алюминиевых сплавов цинковые сплавы ЦАМ10-5 и ЦАМ9-1,5 способны в процессе схватывания резко упрочняться ( $\alpha = 43$  и  $29^\circ$ ) и хрупко разрушаться ( $\beta = 0$ ). При этом на осциллограммах обнаруживается очень большое количество пиков. Осциллограммы имеют пилообразный характер с мелким зубом, указывающим на то, что разрушение не распространяется в глубь металла. На дорожках трения зубцы (наросты) располагаются почти на одинаковом расстоянии друг от друга.

При рассмотрении дорожек трения, характера образования повреждений и разрушения наростов подтвердилась правильность расшифровки осциллограмм. У алюминиевых сплавов образующиеся наросты разрушаются с большой пластической деформацией и течением металла на стороны. Излом наростов происходит в глубине металла под наплывшими слоями (рис. 114).

Глубинное развитие трещин обнаруживается также на сплавах АО9-2 (рис. 115, а) и АО9-1 (рис. 115, б). У сплавов на цинковой основе очаги схватывания расположены ближе друг к другу, разрушение не распространяется в глубину (рис. 116). В этом

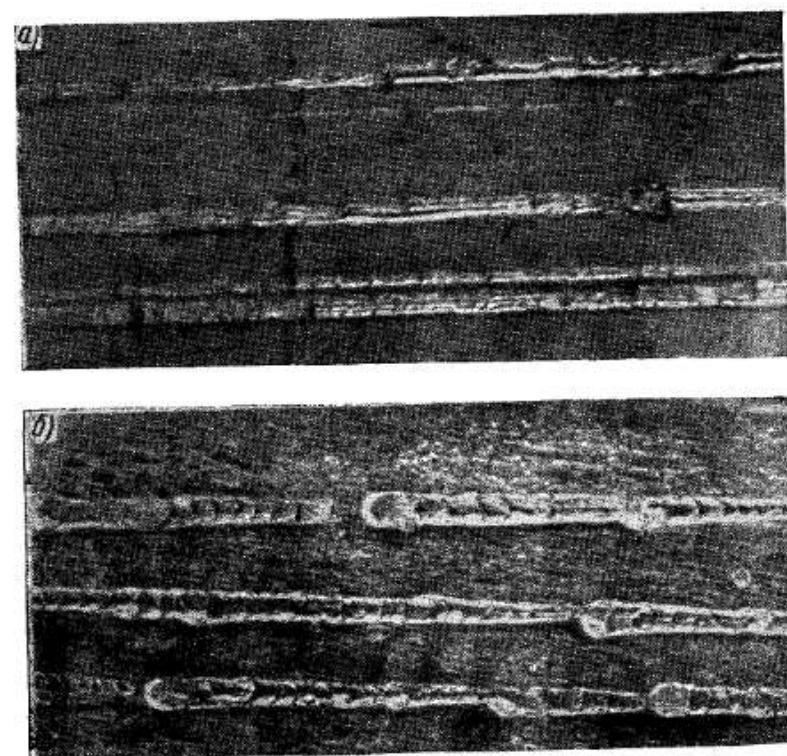


Рис. 117. Дорожки трения на алюминиевых сплавах АО9-2 (а)  
и АСМ (б)

Таблица 40

Микротвердость	Значения микротвердости сплавов, кГ/мм <sup>2</sup>			
	АО9-2	АО20-1	АОС3-15-1	АСМ
Исходная . . . . .	50,0	42,8	42,0	40,8
В зоне сварки . . . . .	84,4	62,9	82,6	59,9

отношении цинковые сплавы резко отличаются от алюминиевых, где наросты на дорожках трения расположены на большом расстоянии друг от друга, наблюдается большая пластическая деформация металла (рис. 117). Высокая деформация способствует увеличению микротвердости в зоне сварки. Особенно сильное упрочнение наблюдается у сплавов АО9-2 и АОС3-15-1 (табл. 40).

Испытания и исследования позволили установить особенности схватывания алюминиевых сплавов, оценить их сопротивляемость переносу, образованию повреждений на поверхностях трения, выявить положительные свойства алюминиевых сплавов, содержащих мягкие структурные составляющие, и сравнить их с другими сплавами.

#### Оценка противозадирных свойств алюминиевых антифрикционных сплавов

Случаи образования задиров наблюдаются на тяжело нагруженных подшипниках двигателей тепловозов [30, 92] и других дизелей. У двигателей тракторов передки задиры подшипников, изготовленных с использованием сплава АСМ [152], а на дизелях, выпускаемых Челябинским тракторным заводом, имеются случаи задиров подшипников, изготовленных из прокатанных полос со слоем сплавов АО9-1 и АО20-1. По мере увеличения нагрузок на подшипники и роста окружных скоростей вероятность образования задиров возрастает. В связи с этим в нашей стране и за рубежом проводятся исследования в области подбора оптимальных сочетаний материалов трущихся пар с соблюдением принципа совместимости [22, 290], подбираются соответствующие покрытия из мягких металлов [305] и вводятся присадки к смазкам, повышающие задиростойкость трущегося узла, в том числе весьма эффективная добавка мелкодисперсных частиц дисульфида молибдена, резко повышающая несущую способность вкладышей [268].

Оценка задиростойкости различных материалов проводится, как правило, с учетом условий работы подшипников [259]. В связи с тем что алюминиевые сплавы получили широкое применение для подшипников двигателей автомобилей, Н. М. Рудницким, Ю. А. Рассадиным и И. Е. Фокиным были проведены обширные исследования по определению влияния твердости и легирования на задиростойкость различных алюминиевых сплавов.

Испытания проводились на машине Амслера. Нагружение образцов осуществлялось так, чтобы через каждую минуту испытания удельное давление повышалось на 2,5 кГ/см<sup>2</sup>. Момент наступления заедания определялся после увеличения коэффициента трения на 0,1 по сравнению с его значением после окончания периода приработки. Для сплавов, твердость которых изменялась в пределах  $HB$  20–60, зависимость наиболее вероятного удельного давления заедания от твердости была установлена следующим уравнением регрессии:

$$P_{ad} = 2,312 + 0,0049 HB \text{ кГ/мм}^2.$$

Интересные зависимости были получены при изучении влияния содержания олова на противозадирные свойства алюминиевых сплавов. Из рис. 118 и 119 видно, что с возрастанием содержания олова увеличивается допустимое давление, при котором наступает заедание, и уменьшается коэффициент трения. Изменение коэффициента трения по мере увеличения количества олова позволило авторам работы [193] сделать вывод, что при трении образцов пленка олова переносится не на все пятна контакта и что число пятен, на которых образуется пленка олова, возрастает по мере увеличения его количества в сплаве. В процессе трения происходит износ перенесенных пленок олова и образование новых. При заданных условиях трения устанавливается равновесие этих процессов.

Такое представление дает возможность производить соответствующую математическую обработку количественных зависимостей происходящих процессов. Предложенный подход к механизму процесса хотя и формален, но приемлем. Однако процесс взаимодействия трущихся поверхностей более сложен.

Выше было указано, что при неблагоприятных режимах трения на сопряженной поверхности образуется достаточно сплошная пленка олова. По-видимому, процесс переноса мягкой структурной составляющей проходит через точечное образование с постепенным увеличением количества пятен и возрастанием их площади до непрерывной пленки, возникающей еще и за счет пластического течения поверхностных мягких образований.

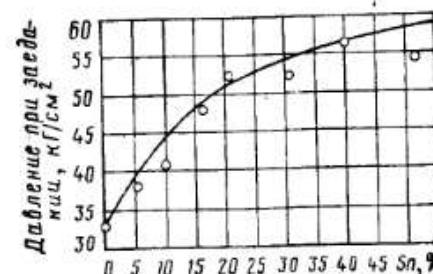


Рис. 118. Зависимость давления от содержания олова при заедании алюминиевых сплавов

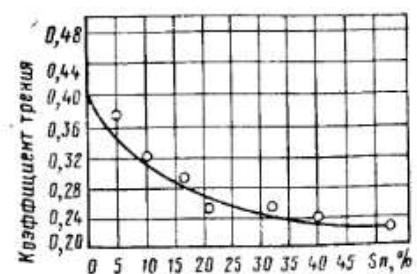


Рис. 119. Зависимость коэффициента сухого трения алюминиевых сплавов от содержания в них олова

Таблица 41

Сплав (цифры обозначают процентное содержание компонентов)	Твердость, кГ/мм <sup>2</sup>	Количество втулок, выдержавших 24 ч испытания при нагрузках, кГ/см <sup>2</sup>					Износ после испытания в течение 240 ч при нагрузке 14 кГ/см <sup>2</sup> , мм
		28	56	84	112	140	
Оловянный бabbит . . . . .	27	2	2	2	2	2	0,18; 0,050
Свинцовий бabbит . . . . .	21	2	2	2	2	2	0,023; 0,030
Cu-30 Pb (спеченная) . . . .	45	2	2	2	1	—	—
Cu-24 Pb-1 Sn (литая) . . . .	41	2	2	1	1	—	—
Cu-24 Pb-4 Sn (спеченная)	95	1	1	—	—	—	—
Al-6 Sn-1 Cu-1 Ni . . . . .	48	3	1	—	—	—	—
Al-10 Sn-1 Cu . . . . .	42	2	2	1	—	—	—
Al-20 Sn-1 Cu . . . . .	40	4	4	4	3	0,028; 0,05*	—
Al-30 Sn-1 Cu . . . . .	36	2	2	2	2	2	0,046; 0,058
Al-40 Sn-1 Cu . . . . .	32	2	2	2	2	2	0,43**
Al-3 Pb-1 Cu-0,5 Sn . . . .	47	2	2	2	2	—	—
Al-15 Pb-1 Cu-0,5 Sn (литой)	31	1	1	1	1	1	0,036
Al-15 Pb-1 Cu-0,5 Sn . . . .	40	1	1	1	1	1	0,80
Al-10 Pb-4 Si-1 Cu-0,5 Sn	56	1	1	1	1	1	0,018
Al-3 Cd-1 Cu-1 Ni . . . . .	44	2	2	1	—	—	—
Al-5 Zn-1 Cu-1 Pb-1 Si . . .	65	2	2	2	2	2	0,036; 0,05
Al-11 Si-1 Cu-1 Ni-1 Mg (литой) . . . . .	86	2	2	1	—	—	—

\* Один образец разрушился после 134 ч испытаний.

\*\* Один образец разрушился после 158 ч испытаний.

Последующий износ пленки олова скорее всего будет проходить за счет адгезионного взаимодействия поверхностей и усталостного разрушения — отслоения частиц за счет перенаклена. Увеличение количества мягкой структурной составляющей ускоряет процессы переноса, дает возможность осуществляться трению при пленке большей толщины, обладающей повышенной сплошностью.

Для оценки равновесного процесса авторами работы [193] была выведена следующая зависимость давления заедания от количества олова в алюминиевых сплавах, содержащих 1% Cu:

$$P_{\text{зд}} = 3,3 + \frac{0,45C}{1 + 0,14C},$$

где C — объемная концентрация мягкого металла в сплаве.

Для двойных сплавов, не содержащих олово, уравнение имеет вид

$$P_{\text{зд}} = 2 + \frac{0,508C}{1 + 0,127C}.$$

Вычисленные по этим уравнениям значения и экспериментальные данные были близки по величине.

Сравнительные испытания различных сплавов на задиростойкость проведены в последнее время фирмой «Glacier» в Англии [288]. Испытания проводили на втулках, сопряженных со стальной цапфой, при различных нагрузках, изменяющихся после 24 ч работы в режиме пуск — остановка. Смазка подавалась в количестве одной капли в течение 2000 циклов пуска и остановки. Испытания проводили до тех пор, пока не возникла задир. Их результаты приведены в табл. 41, из которой видно, что наиболее высокой задиростойкостью обладают мягкие баббиты. Хорошие результаты получены для алюминиевых сплавов, содержащих 20% и более олова, и сплавов, содержащих свинец. У этих сплавов нагрузка, вызывающая заедание, значительно выше, чем у свинцовистой бронзы и алюминиевых сплавов с кадмием, несмотря на то что они испытывались с покрытиями.

В проведенных исследованиях при оценке сопротивляемости схватыванию и образованию задиров выгодно выделяются алюминиевые сплавы, содержащие мягкие структурные составляющие, и среди них сплавы, содержащие свинец. Есть основание полагать, что они найдут широкое использование для подшипников тяжело нагруженных дизелей.

#### 4. ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ ФАКТОРОВ НА РАБОТУ ПОДШИПНИКОВ

##### Общие сведения

Различают три основных режима трения: сухое, или трение ювелирных поверхностей, граничное, куда относят трение при наличии на трущихся поверхностях адсорбированных пленок, и жидкостное трение.

Жидкостный режим трения определяется толщиной масляного слоя в наиболее узком месте зазора. Образование слоя в основном связано с тремя факторами: вязкостью масла Z, скоростью вращения вала  $\omega$  и нагрузкой  $P$ .

Чем выше нагрузка, тем больше сближение поверхностей вала и подшипника, т. е. больше эксцентриситет и меньше толщина масляного слоя. Скорость действует в обратном направлении: с увеличением ее повышается давление в масляном слое и уменьшается эксцентриситет. В этом же направлении действует и вязкость.

При жидкостном режиме главную роль играют объемные свойства масла — вязкость и изменение ее в зависимости от температуры. Основная работа трения затрачивается на преодоление сопротивления сдвигу отдельных слоев масла при движении вала.

Ф. П. Боден [17] представил изменение толщины масляного слоя и коэффициента трения в зависимости от безразмерного критерия  $ZN/P$ , как показано на рис. 120. С увеличением

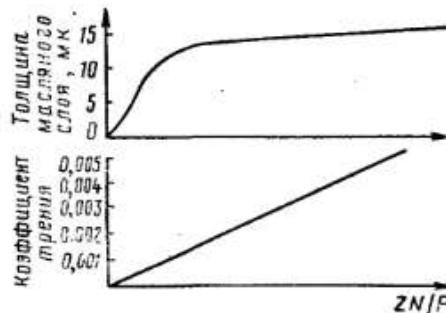


Рис. 120. Изменение толщины масляного слоя и коэффициента трения в зависимости от критерия  $ZN/P$

вязкости и скорости растет толщина масляного слоя и коэффициент трения. При достижении максимальной толщины масляного слоя коэффициент трения продолжает расти, так как повышается сопротивление сдвигу слоев масла при движении вала.

Износ при чисто жидкостном трении, как правило, отсутствует, а род материалов трущихся поверхностей оказывает незначительное влияние.

Жидкостный режим трения — это идеальные условия работы трущейся пары. В реальных условиях эксплуатации подшипниковый узел всегда работает с нарушениями режима жидкостного трения даже при установленной работе, а запуск и остановка двигателей, как правило, происходят в режиме граничного трения. При работе в этом режиме перестают играть роль объемные свойства масла, а основное влияние оказывают его поверхностные свойства — характер взаимодействия, способность реагировать с металлами и изменение свойств граничного слоя в процессе трения.

Изучением условий образования граничного режима и его параметров занимались и занимаются многие исследователи [11, 18, 265]. Впервые изучением граничного трения начал заниматься В. Б. Гарди [265]. На основании опытов он установил, что поверхности металлов обладают способностью адсорбировать за счет сил Ван-дер-Ваальса полярные молекулы смазки. При этом на трущихся поверхностях образуются граничные смазочные слои, обладающие большой прочностью и легкостью скольжения и снижающие трение.

Ф. П. Боуденом [18] была создана химическая теория, согласно которой при граничном трении, помимо физической адсорбции, создающей физическую связь масла с металлом, образуются граничные пленки в результате химического взаимодействия с металлами жирных кислот, содержащихся в маслах. По способности вступать в реакцию с маслом металлы делятся на активные (например, Sn, Cu, Zn) и неактивные (Ag, Au, Pt и др.). Первые при взаимодействии с жирными кислотами образуют химические соединения типа металлических мыл, которые являются хорошими смазками. Граничные пленки, образованные неактивными металлами с жирными кислотами, имеют физическую связь с металлами. Защитное действие их проявляется до температуры плавления жирной кислоты, а действие граничных пленок, образованных в результате химической реакции металлов с маслами, — до значительно более высоких температур [17, 238].

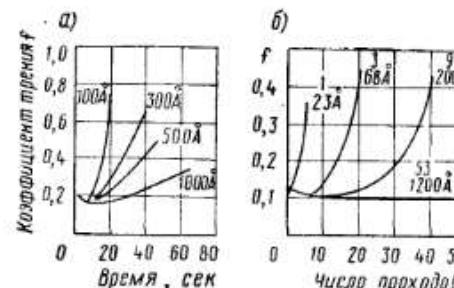


Рис. 121. Износ граничной пленки в зависимости от ее толщины:

а — по Дерягину (сталь, смазка брайтстоком);  
б — по Боудену и Тейбору (нержавеющая сталь, смазка стеариновой кислотой); 1, 3, 9, 53 — количество мономолекулярных слоев



Рис. 122. Схема перехода из одного режима трения в другой

Защитное действие оказывают пленки толщиной в 1—2 молекулы, но они быстро изнашиваются, а более длительную и эффективную защиту осуществляют толстые граничные пленки [185, 238], как это видно из рис. 121.

Различие между пленками, имеющими физическую и химическую связь с металлами, заключается также в том, что первые восстанавливаются в процессе разрушения или износа, поэтому повреждения поверхностей не наблюдается. Истирание или разрушение химических пленок приводит к износу поверхностей [185].

Трущиеся узлы даже при установленных режимах эксплуатации часто работают в условиях полужидкостного режима трения, когда одновременно проявляются объемные и поверхностные свойства масел. Относительная доля граничной и жидкостной смазки в этом режиме зависит от многих факторов.

Схематически процесс перехода из одного режима трения в другой представлен на рис. 122. Образование гидродинамического режима трения и доля этого режима в полужидкостном трении зависят от безразмерного критерия  $ZN/P$ , т. е. чем выше вязкость и скорость при одинаковой нагрузке, тем благоприятнее условия для создания режима жидкостного трения. Однако независимо от вязкости при малых скоростях нельзя получить режим жидкостного трения [291].

Скорость вращения вала оказывает также влияние на переход из режима полужидкостного трения в режим граничного.

Исследования по вопросу влияния различных факторов на скорость, при которой полужидкостный режим трения переходит в граничный, приведены в работах [247, 274]. Установлено, что эта скорость снижается при повышении вязкости масла (рис. 123, а) и чистоты обработки (рис. 123, б) и повышается с увеличением

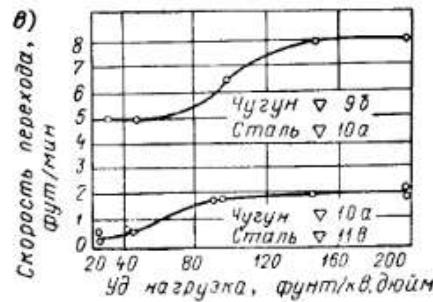
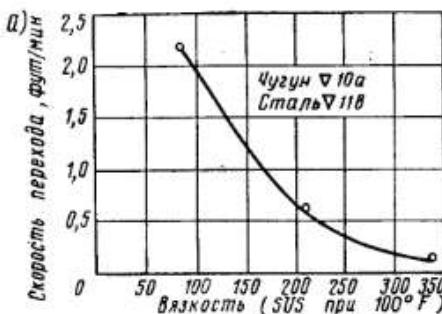


Рис. 123. Влияние различных факторов на скорость, при которой происходит переход из режима жидкостного в режим граничного трения:  
а — вязкости масла (парафиновое + 5% олеиновой кислоты); б — чистоты обработки трущихся поверхностей (1 — масло парафиновое, вязкость 88,5 SUS при 100° F; 2 — то же + 5% олеиновой кислоты); в — нагрузки (масло парафиновое + 5% олеиновой кислоты)

нагрузки (рис. 123, в). Добавление в масло полярно-активных веществ влияния на скорость не оказывает, кроме случаев, когда изменяется вязкость масла.

### Влияние чистоты обработки трущихся поверхностей

Чистота обработки трущихся поверхностей имеет большое значение для всех режимов работы узла.

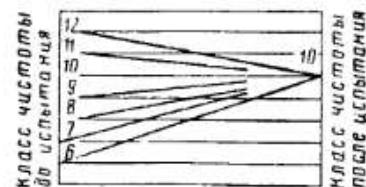


Рис. 124. График изменения микрорельефа поверхности трения образцов из легированной стали после испытания в течение 5 ч

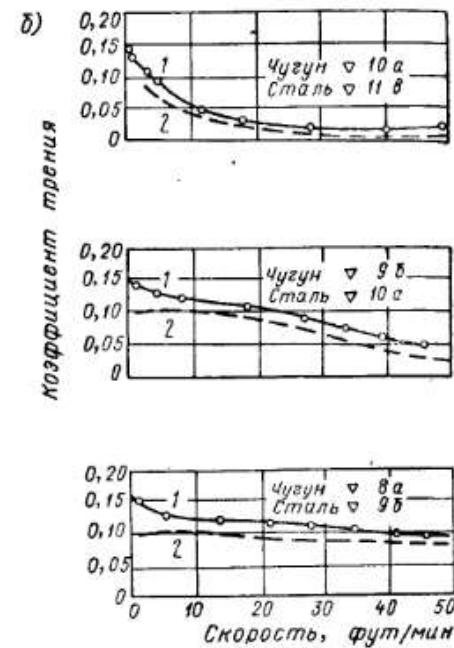


Рис. 125. Изменение момента трения в зависимости от длительности приработки поверхностей, имевших различную чистоту обработки (в скобках указана высота микронеровностей):

1 — суперфиниширование (0,03 мк); 2 — притертая поверхность (0,025—0,5 мк); 3 — шлифование (1,8 мк); 4 — обточенная поверхность (2,5 мк)

транспортных двигателей при нормальных условиях эксплуатации повышается с  $\nabla 9$  до  $\nabla 12$ , вкладышей же снижается с  $\nabla 9$  до  $\nabla 7$ .

Класс чистоты после приработки не зависит от исходной [114, 113, 204, 205, 253], а определяется режимами трения, типом материалов, качеством смазки и другими факторами. Однако чем ниже исходный класс чистоты, тем больше длительность приработки (рис. 125). От исходной шероховатости также зависит интенсивность износа и изменение силы и коэффициента трения в приработочный период.

Чистота обработки поверхностей при жидкостном режиме трения определяет минимально необходимую толщину масляной пленки, которая должна быть не меньше суммарной высоты микронеровностей обеих поверхностей, т. е.  $h_{\min} \geq R_{z_1} + R_{z_2}$ .

Критическая величина отношения  $ZN/P$  для данных условий может быть снижена примерно прямо пропорционально повышению класса чистоты обработки [295].

В работе [285] представлена методика расчета по определению предела гидродинамической смазки. Этот расчет основан на величине шероховатости поверхности шейки и подшипника. При расчете принимается, что вкладыш имеет отличное прилегание. Для определения минимальной толщины пленки чистота поверхности, устанавливаемая при помощи профилометра, умножалась на соответствующий коэффициент. Последний зависит от отношения величины максимальной высоты неровностей к высоте неровностей, преобладающих по количеству (берутся по показаниям профилометра).

Схематически характер распределения неровностей на поверхностях и профиль масляной пленки минимальной толщины показаны на рис. 126.

На основании разработанной методики была составлена таблица минимальных толщин масляной пленки и ее грузоподъемности в зависимости от чистоты обработки (табл. 42).

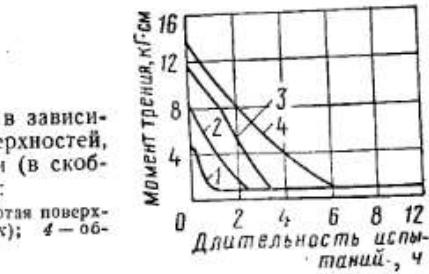


Рис. 126. Распределение неровностей на поверхностях трения

Таблица 42

Вид обработки поверхности	Чистота обработки в микродюймах			Поправочный коэффициент	Толщина пленки, микродюйм $\times 10^{-6}$	Число Зоммерфельда в области минимального трения	Грузоподъемность пленки <sup>1</sup> Q
	шайбы	подшипника	суммарная				
Течение . .	130	8	138	4,5	620	0,38	13,5
Шлифование . .	70	8	78	4,5	351	0,25	22,4
То же . .	50	8	58	4,5	261	0,06	25,7
. . .	14	8	22	4,5	99	0,0017	616
. . .	13	8	21	4,5	84,5	0,0013	870
Полирование . .	8	8	16	4,5	12	0,0012	808
То же . .	6	8	14	4,5	63	0,001	894
Суперфиниширование . .	1	8	9	7	63	0,008—0,001	1212—881

<sup>1</sup> Определяется по формуле  $Q = \frac{P}{ZN} \left( \frac{D}{L} \right)^2 10^4$ , где D и L — диаметр и длина подшипника.

При переходе от жидкостного режима к смешанному значение шероховатости поверхности еще больше возрастает [244]. При более высоком классе чистоты снижается доля граничного трения в общем режиме при прочих одинаковых условиях, облегчается переход к жидкостному режиму.

Класс чистоты обработки поверхностей в машиностроении в большинстве случаев составляет  $\nabla 8 - \nabla 10$ . Высота неровностей при этом намного больше толщины граничных пленок, которая не превышает 0,1 мк, поэтому граничные пленки только воспроизводят рельеф поверхности и затрудняют контактирование металлов трущейся пары и их схватывание. Предотвратить же зацепление микровыступов они не могут. Чем меньше высота выступов, т. е. чем выше класс чистоты, тем меньшая работа затрачивается на преодоление сопротивления сдвигу при зацеплении выступов. Граничные пленки будут слаживать шероховатость только при  $\nabla 12 - \nabla 14$  классе чистоты обработки, когда весь сдвиг при скольжении будет осуществляться в граничном слое.

### Влияние температуры на режимы трения

Согласно современным представлениям большое влияние на прочность масляной пленки и эффективность защиты трущихся поверхностей от схватывания оказывает температура в зоне контакта. Это один из наиболее важных факторов, влияющих на работоспособность трущегося узла.

При установившемся режиме работы повышение температуры масла в процессе эксплуатации приводит к снижению его вязкости, уменьшению толщины масляного слоя и его несущей способности. В зависимости от типа материалов трущейся пары, сорта масла, его вязкости, степени очистки и других факторов трущийся узел по-разному реагирует на повышение температуры.

В режиме граничного трения влияние нагрева сказывается на смазывающей способности граничной пленки масла, связанной с характером взаимодействия масла с металлом.

Х. Блок [236] предложил гипотезу о наличии определенной для данного сочетания материалов и неактивной смазки температуры, превышение которой приводит к разрушению граничной пленки.

Причиной разрушения граничного слоя и вызванного им повышения коэффициента трения является, как было доказано в дальнейшем [17, 238], десорбция граничного слоя в результате нагрева. При этом повышается момент трения и изменяется характер скольжения поверхностей.

Температура, при которой происходит разрушение граничного слоя, определяет температурный предел применимости масла. При превышении этого предела масло не способно препятствовать контакту металлов и их схватыванию. Эта температура была названа критической температурой для данного сочетания масла и металлов.

Обширные исследования по определению температурной стойкости граничных смазочных слоев проведены в ИМАШ Р. М. Матвеевским [146]. Были разработаны методики и созданы приборы для установления критических температур различных сочетаний масел и материалов [146, 145].

Испытания по определению критических температур производятся на приборе КТ2 [146, 225] по двум схемам:

трение одного вращающегося шарика по трем неподвижным — точечный контакт;

трение шарика по кольцевому образцу — линейный контакт.

Чисто граничное трение при этих температурах достигается за счет очень высоких нагрузок в зоне контакта и малых скоростей скольжения.

По первой схеме определяют критические температуры различных масел в процессе трения образцов из различных сталей при нагрузках до 300 кГ/см<sup>2</sup> и очень малых скоростях (около 0,4 мм/сек). Вторая схема применяется для испытания масел в сочетании с мягкими металлами при нагрузках и скоростях, не вызывающих пластическую деформацию образцов.

Проверка влияния увеличения нагрузок на критическую температуру масла в сочетании с образцами из закаленной и отожженной стали показала [144], что при повышении нагрузок в пределах 150—300 кГ/мм<sup>2</sup> критическая температура вазелинового масла с присадкой 0,1% стеариновой кислоты при трении по образцам из закаленной стали не изменяется, при испытании же

шариков из мягкой (отожженной) стали резко снижается. Объясняется это пластической деформацией мягких образцов, в результате которой перемещение поверхностных слоев металла вызывает разрушение граничной пленки.

Величина критических температур изменяется в зависимости от степени и характера легирования сплавов. Испытания алюминиевых сплавов, содержащих различные легирующие элементы (Sn, Sb, Si, Zn, Cu), проведенные на машине КТ2 по схеме шарик — кольцевой образец, показали, что легирование повышает температурную стойкость граничных слоев масла. Основное влияние в этом случае оказывает характер окисной пленки. На чистом алюминии плотная и тонкая окисная пленка препятствует непосредственному контактированию металла со смазкой и образованию граничных пленок. Удаление окисной пленки с алюминия приводит к образованию граничного слоя. При легировании алюминия свойства окисной пленки меняются, в ней появляются дефекты, что способствует взаимодействию металла со смазкой, причем с повышением концентрации легирующего элемента уменьшается разница в величине критических температур при испытании сплавов со снятой окисной пленкой и при наличии ее [147]. Аналогичные испытания были проведены на медных сплавах с различными легирующими элементами [146].

### Влияние различных факторов на работу в режиме полужидкостного трения

Присутствие граничных слоев смазки на трещущихся поверхностях уменьшает возможность схватывания и образования задира, но полностью ее не устраняет. Более приемлемым и чаще всего встречающимся в эксплуатации является полужидкостной режим, в котором граничное трение должно составлять возможно меньшую долю. Сохранение такого режима при тепловыделении в процессе трения в большей мере зависит от рода, вязкости и степени очистки масла.

Испытания по определению влияния различных факторов на создание режима нарушения сплошности масляного слоя при нагревании проведены по методике, изложенной в работе [32].

Определение влияния вязкости и степени очистки масла на режим трения при повышении температуры проводили на трещущейся паре цинковый сплав марки ЦАМ9-1,5 — мягкая сталь (HB 145) при скорости 0,94 м/сек (480 об/мин). Из результатов испытаний (рис. 127) следует, что большее

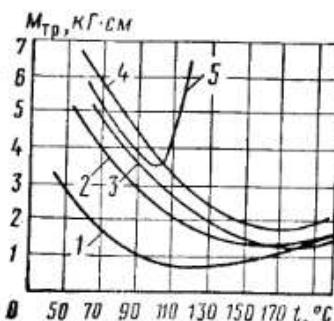


Рис. 127. Изменение момента трения при испытании сплава ЦАМ9-1,5 по стали в зависимости от температуры нагрева масла:

1, 2, 3, 4 — осевого масла при вязкости соответственно 26, 50, 24 и 56 cst; 5 — дизельного масла Д-11

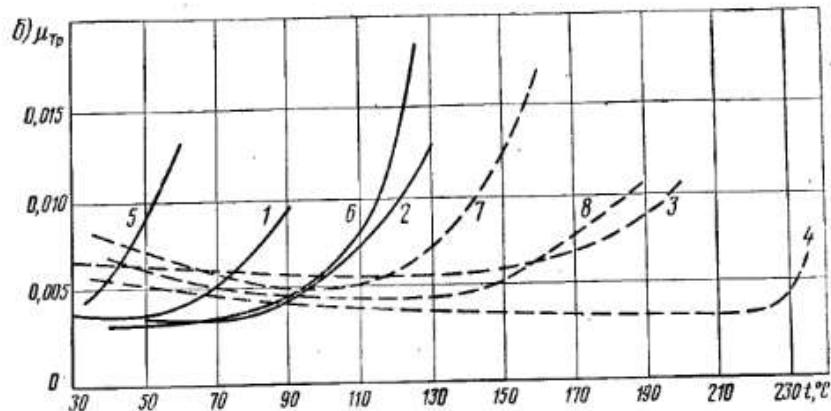
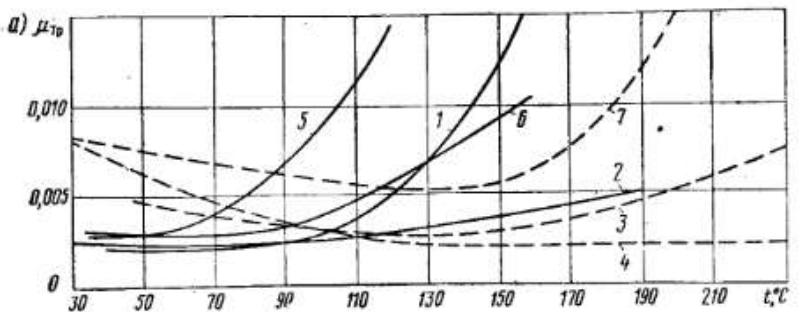


Рис. 128. Зависимость коэффициента трения от температуры масла при испытании по стали:

а — баббита БК2; б — сплава А9-2; 1, 2, 3 и 4 — незакаленной цапфы при смазке соответственно вазелиновое масло, вазелиновое масло со стеариновой кислотой, дизельное масло и дизельное масло со стеариновой кислотой; 5, 6, 7 и 8 — закаленной цапфы при смазке соответственно вазелиновое масло, вазелиновое масло со стеариновой кислотой, дизельное масло и дизельное масло со стеариновой кислотой

влияние, чем вязкость, оказывает степень очистки масла. Так, образование режима граничного трения при испытании маловязких осевых масел грубой очистки только намечается при температурах 150—190°C, в то время как переходная температура при испытании высоковязкого дизельного масла равна примерно 100°C, после превышения которой резко повышается момент трения. Механизм более надежного действия масел грубой очистки подробно разбирается в работах [11, 17, 146, 185].

Резко попышается также переходная температура при введении в неактивное масло жирной кислоты. Так, добавка в высокочищенные вазелиновое и дизельное масла 1% стеариновой кислоты намного повышает температуру нарушения сплошности масляного слоя. Вместе с тем не наблюдается также резкого увеличения коэффициента трения при переходе за эти температуры (рис. 128).

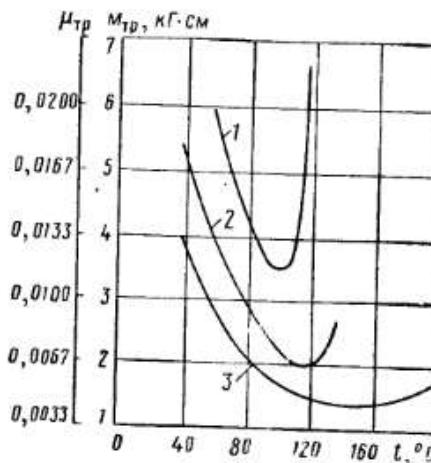


Рис. 129. Зависимость момента и коэффициента трения от температуры дизельного масла марки Д11 при трении по мягкой стали (HB150):

1 — сплав ЦАМ9-1,5; 2 — сплав АСМ; 3 — баббит БК2

Установлено также, что на оловянных и свинцовых баббитах частичная гидродинамическая смазка будет сохраняться при меньших скоростях, чем на медно-свинцовых сплавах [254]. Это объясняется более легкой приспособляемостью к геометрическому контуру тех материалов, которые обладают большей способностью к пластической деформации.

Зависимость температуры перехода к режиму граничного трения от типа антифрикционного материала показана на рис. 129. Наиболее высокие температуры были получены при испытании мягкого баббита БК2. Этот сплав обладает самым низким коэффициентом трения и плавным повышением его после переходной температуры. Наиболее высокий коэффициент трения и резкое повышение его при переходе к режиму граничного трения показал твердый цинковый сплав. Промежуточное положение занимает алюминиевый сплав АСМ.

Более благоприятное поведение баббита БК2 при нагреве объясняется лучшей способностью его приспосабливаться к макрореологии сопряженной поверхности и образовывать прочные граничные пленки при ужесточении режимов трения.

На поведение различных сплавов при нагреве влияет не только род антифрикционного материала, но также содержание в материале одного рода различных структурных составляющих.

В работе [297] представлены результаты исследований, проведенных на оловянистых баббитах с различным содержанием сурьмы, меди и свинца. Эти элементы дают химические соединения.

На работу трущихся пары и образование того или иного режима трения большое влияние оказывает тип материала как подшипника, так и вала. Даже в режиме жидкостного трения наилучшие по антифрикционным свойствам баббиты ведут себя значительно лучше других подшипниковых материалов.

Так, минимальный коэффициент трения при изменении безразмерного критерия Зоммерфельда  $ZN/P$  (см. точку С на рис. 122) имеет меньшие значения для более мягких материалов, что можно отнести за счет их лучшей прирабатываемости [252, 256, 279]. При трении по мягким металлам граничное трение в полужидкостном режиме составляет меньшую долю [252, 256].

Установлено методом замера электросопротивления, что металлическое контактирование начиналось раньше у сплавов с большим содержанием этих элементов.

При испытании по изложенной в работе [33] методике алюминиево-оловянных сплавов, содержащих 2; 3; 5 и 7% Cu (медь в этих сплавах дает химическое соединение  $CuAl_2$ ), были получены аналогичные результаты: увеличение содержания меди снижает температуру нарушения сплошности масляного слоя и появления граничного трения (рис. 130).

Увеличение содержания в алюминиевых сплавах мягкой структурной составляющей облегчает режим трения. Объясняется это, как было показано в работе [33], образованием на сопряженной поверхности при тяжелых режимах трения пленки олова, препятствующей схватыванию. Для проверки влияния количества олова в алюминиевых сплавах на температуру нарушения сплошности масляного слоя были испытаны по той же методике сплавы, содержащие 3; 9 и 12% Sn, по роликам из мягкой стали (HB 145). Из результатов испытания (рис. 131) следует, что при увеличении содержания олова область низкого трения перемещается к более высоким температурам и снижается величина минимального момента трения. Это можно объяснить тем, что с увеличением содержания олова в сплаве повышаются защитные свойства образующейся на стальной поверхности пленки олова за счет ее более равномерного распределения и увеличения толщины.

В настоящее время как в Советском Союзе, так и за рубежом проводятся исследования по созданию алюминиевых сплавов, содержащих свинец в качестве мягкой структурной составляющей.

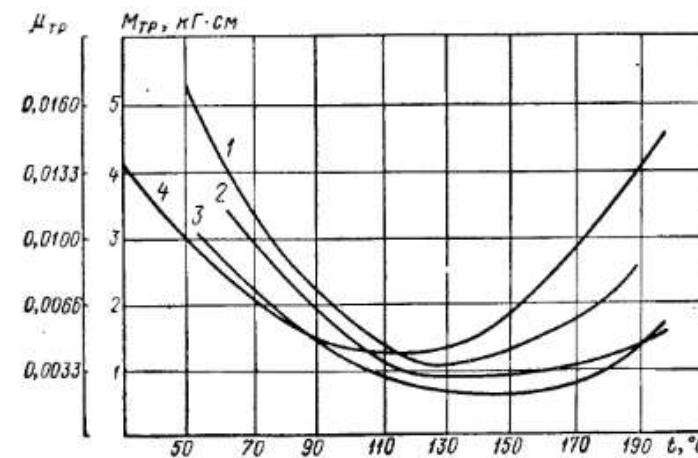


Рис. 130. Зависимость момента и коэффициента трения от температуры дизельного масла М12В для:

1, 2, 3, 4 — алюминиевого сплава А9-2, содержащего соответственно 5, 3, 2 и 7% Cu

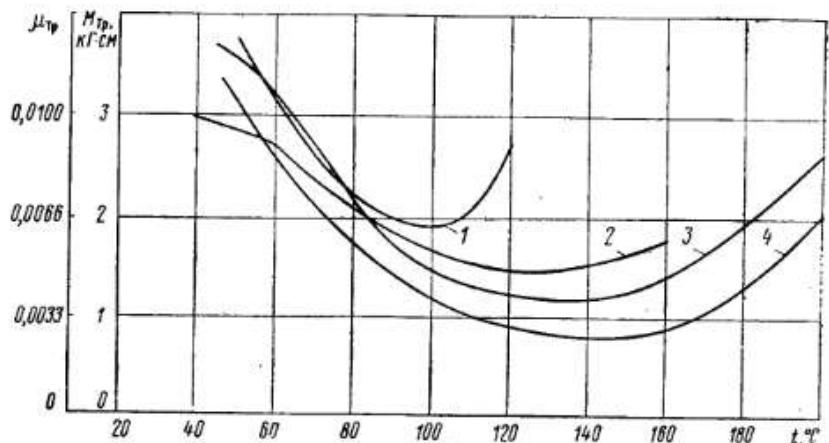


Рис. 131. Зависимость момента трения от температуры дизельного масла М12В при испытании по мягкой стали алюминиевых сплавов, содержащих, кроме олова, 1% Cu и 1% Ni:  
1 — 2,5% Si без олова; 2 — 2% Si и 3% Sn; 3 — 2% Si и 9% Sn; 4 — 2,5% Si и 12% Sn

По предварительным данным испытаний алюминиево-свинцовых сплавов в подшипниках автомобильных двигателей установлено [288], что они обладают исключительной задиростойкостью при ультратонких слоях масла и высоких скоростях, когда подшипники из любых других антифрикционных материалов работают недостаточно надежно.

Поведение при нагреве алюминиево-свинцовых сплавов в сравнении с алюминиево-оловянным сплавом АО9-2 проверялось при испытании в паре с мягкой сталью ( $HV 145$ ), имеющей чистоту поверхности  $\nabla 96$ .

Образцы алюминиево-свинцовых сплавов были получены двумя способами: прессованием гранул, отлитых с высокой скоростью кристаллизации при температуре расплава  $1200^{\circ}\text{C}$ ; использованием ультразвука для перемешивания сплава с целью получения равномерного распределения свинца. Состав и твердость испытанных сплавов приведены в табл. 43.

Таблица 43

Сплав	Способ получения	Состав шихты, %						Твердость $HV$ , $\text{кг}/\text{м}^2$
		Sn	Pb	Cu	Ni	Si	Al	
АОСЗ-15-1	Из гранул . . . . .	2,5	15	1	—	—	Остальное	42
E8	С помощью ультразвука	3,0	20	2	—	—	То же	53
АО9-2	Литье . . . . .	9,0	—	2	0,8	0,5	*	54

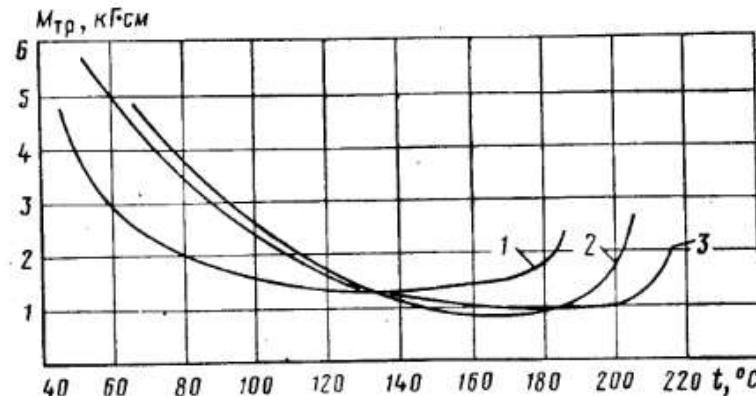


Рис. 132. Зависимость момента трения от температуры дизельного масла (М14В) при испытании по мягкой стали:  
1 — сплава АО9-2; 2 — алюминиево-свинцового сплава, полученного с помощью ультразвука;  
3 — алюминиево-свинцового сплава, полученного из гранул

Более высокие температуры нарушения сплошности масляного слоя были получены при трении в паре с алюминиево-свинцовыми сплавами (рис. 132). Подмечено, что при низких температурах они воспринимают нагрузки при более высоких моментах трения, чем алюминиево-оловянный сплав. Вероятно, это можно объяснить мелкодисперсным распределением свинца в алюминиево-свинцовых сплавах, полученным в результате очень высокой скорости их кристаллизации. Получающиеся при этом очень мелкие включения свинцовой составляющей обладают повышенной сопротивляемостью пластической деформации, предшествующей процессу схватывания, который определяет перенос мягких структурных составляющих на сопряженную стальную поверхность. Это затрудняет образование сплошной защитной пленки.

На работу трущейся пары свойства материала вала оказывают не меньшее влияние, чем материала подшипника. Испытание по указанной методике алюминиевых сплавов, содержащих 1% Cu, 0,8% Ni, 2,5% Si и 0,3, 6, 9 и 12% Sn, в паре с роликами из закаленной стали ( $HRC 48-55$ ) не выявило заметного влияния количества олова в сплаве на температуру образования режима нарушения сплошности масляного слоя (рис. 133), в то время как при трении по мягкой стали эта температура повышалась с увеличением количества олова в сплаве (см. рис. 131).

Такое поведение пары закаленная сталь — алюминиевый сплав можно объяснить высокой сопротивляемостью схватыванию закаленной стали, вследствие чего перенос олова затрудняется. За время испытаний защитная пленка олова на стальной поверхности не образовалась.

С начала 60-х годов для тепловозных дизелей Д100 вместо хромо-никель-молибденового серого чугуна начали применять

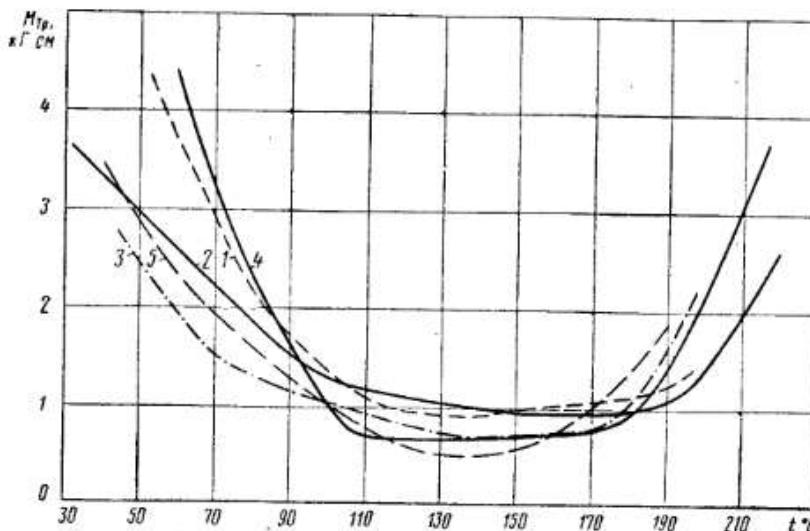


Рис. 133. Зависимость момента трения от температуры дизельного масла (М14В) при испытании по закаленной стали алюминиевых сплавов с содержанием олова:  
1 – 0%; 2 – 3%; 3 – 6%; 4 – 9%; 5 – 12%

высокопрочный магниевый чугун. Это значительно ухудшило условия работы подшипников.

Испытания по описанной выше методике различных сплавов в паре с роликами из различных материалов показали, что самые низкие температуры нарушения сплошности масляного слоя были получены при трении с роликами из высокопрочного чугуна. Так, самая низкая температура при испытании баббита БК2 была получена при испытании пары баббит — чугун (рис. 134).

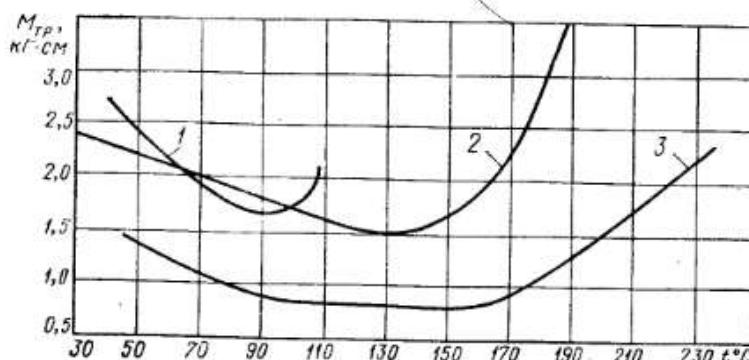


Рис. 134. Изменение момента трения в зависимости от температуры дизельного масла (М14В) при испытании баббита БК2 по роликам из:  
1 – чугуна; 2 – закаленной стали; 3 – незакаленной стали

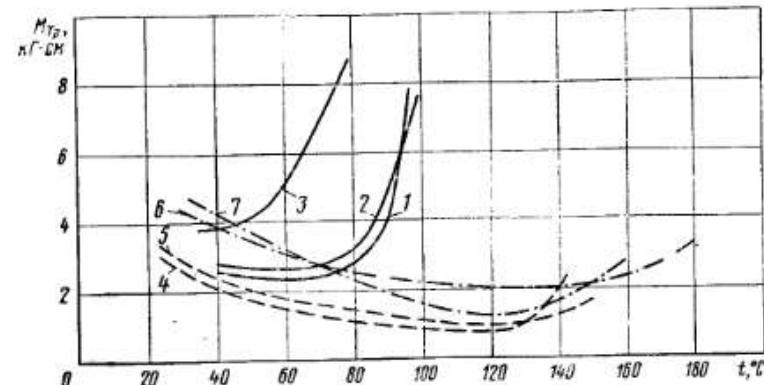


Рис. 135. Изменение момента трения в зависимости от температуры дизельного масла (М12В) при испытании:

1, 2, 3 – роликов из высокопрочного чугуна в паре со сплавами соответственно АО9-2, АО20-1 и Бр С30; 4, 5 – хромированных роликов из высокопрочного чугуна соответственно в паре со сплавами АО9-2 и Бр С30; 6, 7 – роликов из серого легированного чугуна в паре со сплавами соответственно А9-2 и Бр С30

Лучшие результаты были получены при трении в паре с роликами из высокопрочного чугуна со структурно свободным ферритом и слоем хрома на трущейся поверхности. При сравнительных испытаниях алюминиевых сплавов АО9-2, АО20-1 и бронзы БрС30 в паре с роликами из высокопрочного обычного и хромированного чугуна и серого легированного наиболее низкие температуры нарушения сплошности масляного слоя были получены при трении с роликами из обычного высокопрочного чугуна. Трение по роликам из высокопрочного хромированного и серого чугуна дало примерно одинаковые довольно высокие переходные температуры и плавный рост коэффициента трения (рис. 135).

Как было выявлено последующими исследованиями [32, 207], низкие

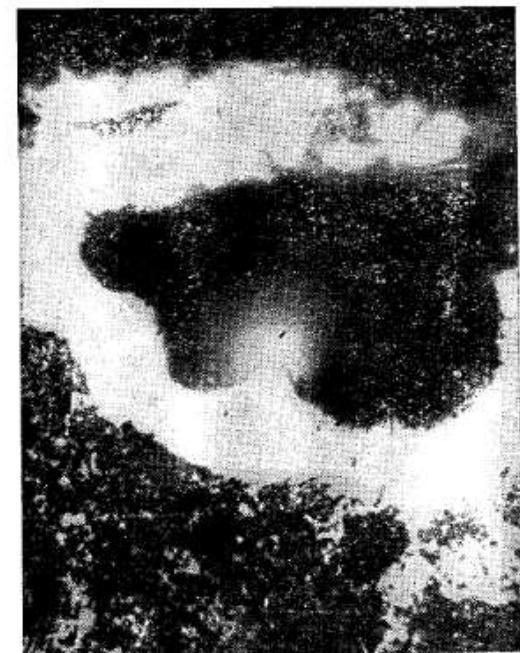


Рис. 136. Наплыв металла над включением графита

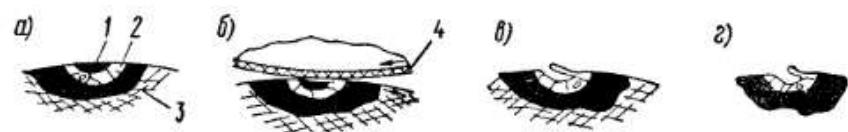


Рис. 137. Схема образования наплывов металла над глобулами:  
а — до шлифовки; б — в процессе шлифовки; в — после шлифовки; г — после полированной полировки;  
1 — включение графита; 2 — ферритовая оторочка; 3 — перлит; 4 — шлифовальный камень

антифрикционные свойства высокопрочного чугуна объясняются неблагоприятным микрорельефом трущихся поверхностей. Такой рельеф образуется в процессе шлифовки, при которой мягкая ферритовая оторочка, расположенная вокруг глобулей, пластиически деформируется. В результате над глобулями образуются наплывы наклепанного металла (рис. 136), которые полировкой полностью не устраняются. Даже при классе чистоты  $\nabla 9$  на полированной поверхности остаются шипы (рис. 137), высота которых в отдельных случаях достигает толщины масляного слоя. Это является причиной контактирования металлов и создает предпосылки для образования задиров. И при суперфинишировании шеек валов, которое обеспечивает чистоту поверхности  $\nabla 11$ — $\nabla 12$ , различная сопротивляемость схватыванию отдельных структурных составляющих высокопрочного чугуна с мягкой ферритовой оторочкой вокруг глобулей будет способствовать нарушению сплошности масляного слоя при более низких температурах, чем при использовании валов из материалов с равномерными

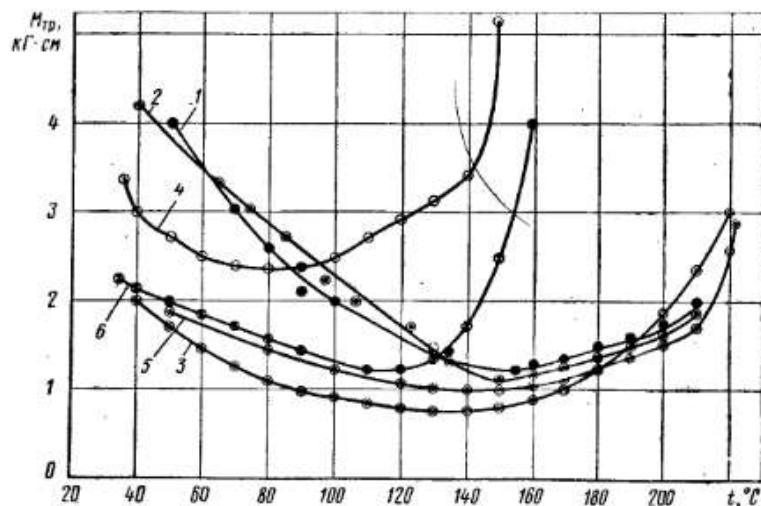


Рис. 138. Кривые изменения момента трения в зависимости от температуры дизельного масла (М14В) при испытании:  
1, 2 и 3, 4 — азотированного чугуна в паре со сплавами АО9-2, БрС30 соответственно со свинцово-оловянным покрытием и без покрытия; 5 и 6 — азотированной стали в паре со сплавами без покрытия соответственно АО9-2 и БрС30

свойствами составляющих фаз. Об образовании такого рельефа на сыром высокопрочном чугуне и о его низких антифрикционных свойствах сообщается во многих работах [243, 207, 142, 242, 81]. Так, И. Кэмбелл [243] указывает, что при испытании на трение валов из различных материалов единственным материалом, вызывавшим неприятные последствия, был чугун с шаровидной формой графита.

Испытания по азотированному чугуну и азотированной стали показали, что при отсутствии на подшипниковом материале (АО9-2 и БрС30) поверхностного приработочного покрытия (рис. 138, кривые 3, 4, 5, 6) трение по стали дает более высокие температуры. При наличии свинцово-оловянного покрытия в процессе трения по азотированному чугуну переходные температуры были такими же, как и при трении этих же сплавов без покрытия по азотированной стали, причем худшие результаты дала свинцовистая бронза. Предположительное объяснение этому приведено в работе [24].

Для получения высокопрочного чугуна без мягкой ферритовой оторочки вокруг глобулей в состав чугуна было введено около 1% Си. Структура металлической основы этого чугуна после термообработки с нагревом при 750—760°С в течение 1 ч представляет собой сорбитаобразный перлит и сорбит, ферритовая оторочка отсутствует (рис. 139).

Сравнительные испытания по определению влияния ферритовой оторочки в высокопрочном чугуне на температуру нарушения сплошности масляного слоя были проведены при трении сплава АО9-2 в паре с роликами из высокопрочного чугуна без меди и

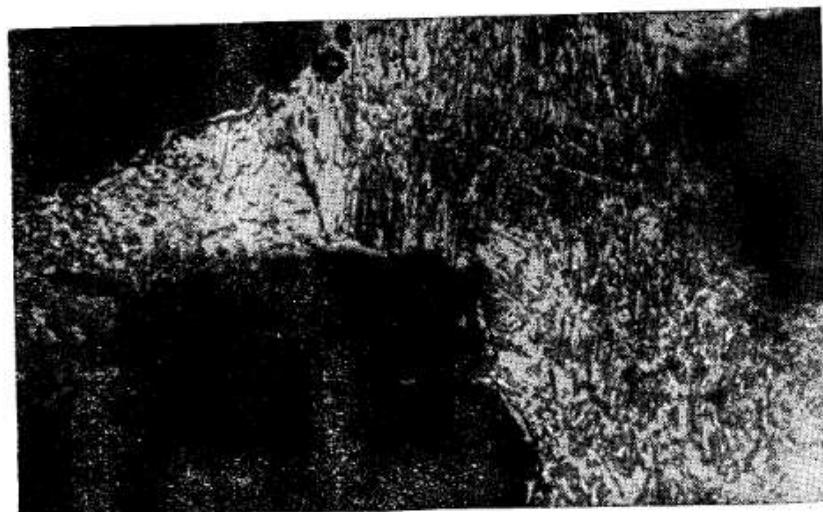


Рис. 139. Микроструктура медистого чугуна после нагрева при 750—760° С в течение 1 ч ( $\times 500$ )

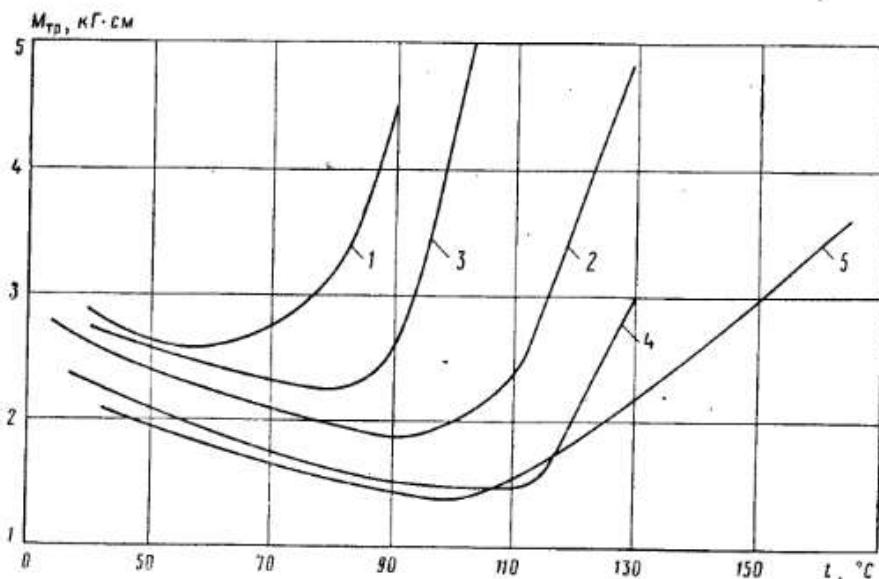


Рис. 140. Кривые изменения момента трения в зависимости от температуры дизельного масла М14В при испытании образцов из сплава А9-2 в паре с роликами из:

1 — серийного высокопрочного чугуна; 2 — медистого нетермообработанного чугуна; 3, 4, 5 — медистого термообработанного чугуна по режимам соответственно нормализации с 760° С в течение 4 ч, то же в течение 1 ч, нормализация с 860° С в течение 1 ч с отпуском при 550° С



Рис. 141. Микроструктура медистого чугуна после 4-часовой выдержки при 760° С ( $\times 500$ )

из медистого чугуна нетермообработанного и обработанного по указанному режиму. Смазка — дизельное масло М14В. Чистота обработки труящихся поверхностей роликов  $\nabla 9$ .

Результаты испытаний по методике, изложенной в работе [33], представлены на рис. 140. Наиболее высокие температуры перехода к режиму граничного трения были получены при испытании нормализованного в течение 1 ч с 760° С медистого чугуна. Причиной получения более низких температур при испытании нетермообработанного медистого чугуна является наличие разорванной сетки высокодисперсного перлита, нередко прорезанного тонкими включениями цементита. Твердость этой сетки намного выше твердости перлита. При полировке более мягкая составляющая выполняется, а твердая сетка, выходящая на поверхность, ужесточает трение.

Длительный нагрев в течение 4 ч при нормализации с 760° С приводит к выделению структурно свободного феррита вокруг глобулей (рис. 141), поэтому температуры нарушения сплошности масляного слоя, полученные при трении в паре с таким медистым и серийным чугуном, близки по значению (см. рис. 138, кривые 1 и 3).

Таким образом, исследования позволили определить особенности поведения различных сочетаний труящихся пар и масел в условиях повышенного нагрева и установить, что режимы трения во многом зависят от сорта металлов и типа смазок. Из твердых подшипниковых материалов выгодно отличаются алюминиевые сплавы, содержащие мягкие структурные составляющие.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Абрамов В. В., Каракозов Э. С., Петров В. А. и др. Кинетика образования соединения при сварке в твердом состоянии с подогревом статическим и импульсным нагружением. «Физика и химия обработки материалов», 1970, № 4, с. 15—20.
2. Агранат Б. А. Некоторые вопросы применения ультразвука для очистки металлов. «Известия вузов. Цветная металлургия», 1962, № 4, с. 71—76.
3. Агранат Б. А. Некоторые особенности конструирования ультразвуковых магнитострикционных преобразователей. «Известия вузов. Цветная металлургия», 1964, № 3, с. 65—68.
4. Айнбinder С. Б., Пранч А. С. К вопросу о влиянии химического сродства на сцепление металлов при трении. «Физика металлов и металловедение», 1963, т. 16, вып. 5, с. 760.
5. Айнбinder С. Б. Холодная сварка металлов. Изд-во АН СССР, 1957, 163 с.
6. Алюминиевые сплавы. Металловедение алюминия и его сплавов. М., «Металлургия», 1971, 352 с.
7. Алюминиевые сплавы. Плавка и литье алюминиевых сплавов. М., «Металлургия», 1970, 415 с.
8. Аркулис Г. Э. Совместная пластическая деформация разных металлов. М., «Металлургия», 1964, 271 с.
9. Астрон Е. И. Некоторые вопросы теории сцепления при взаимодействии твердых металлов с расплавленными и при совместном пластическом деформировании металлов. Сб. трудов Горьковского проектно-технолог. и науч.-исслед. ин-та. Горький, обл. изд-во, 1963, № 3, с. 71.
10. Астрон Е. И. Плакированные многослойные металлы. М., «Металлургия», 1965, 239 с.
11. Ахматов А. С. Молекулярная физика граничного трения. М., Физ.-матиз, 1963, 472 с.
12. Бабаев Н. К. Опыт эксплуатации алюминиевых вкладышей двигателей тепловозов серии ТЭЗ. «Вестник ЦНИИ МПС», 1960, № 5, с. 52—56.
13. Бабаев Н. К. Посадка в постелях монометаллических втулок и вкладышей из алюминиевых сплавов. Труды ЦНИИ МПС, 1964, вып. 277, с. 88—97.
14. Берент В. Я., Буше Н. А., Родзевская Ю. А. Оценка износостойкости и структурных изменений трущихся поверхностей медных сплавов. Труды ЦНИИ МПС, 1968, вып. 337, с. 96—108.
15. Биметаллический прокат. М., «Металлургия», 1970, 263 с. Авт.: П. Ф. Засуха, В. Д. Коршиков, О. Б. Бухвалов и др.
16. Биргер И. А. Остаточные напряжения. М., Машгиз, 1963, 232 с. с ил.
17. Бууден Ф. П., Тейбор Д. Трение и смазка. М., Машгиз, 1960, 151 с.
18. Бууден Ф. П., Тейбор Д. Трение и смазка твердых тел. М., «Машиностроение», 1968, 543 с.
19. Бочвар А. А. Металловедение. М., «Металлургия», 1956, 495 с.
20. Бояршинов М. И. Влияние трения между слоями биметалла на противление деформации при прокатке. Труды Магнитогор. горнometаллург. ин-та, 1960, вып. 20, с. 95—102.
21. Буше Н. А. Исследования антифрикционных сплавов подшипников подвижного состава. Труды ЦНИИ, 1956, вып. 112, с. 175.

22. Буше Н. А. Об исследованиях в области оценки совместимости трущихся пар. В кн.: «Проблемы трения и изнашивания», № 1. Киев, изд-во «Техника», 1971, с. 17—21.
23. Буше Н. А. Оценка свойств алюминиевых сплавов. Труды ЦНИИ МПС, 1958, вып. 157, с. 84—105.
24. Буше Н. А. Подшипниковые сплавы для подвижного состава. М., «Транспорт», 1967, 222 с.
25. Буше Н. А. Современные алюминиевые антифрикционные сплавы. «Вестник машиностроения», 1964, № 8, с. 40—45.
26. Буше Н. А., Абрамов П. Г. Работоспособность баббита в тонкостенных подшипниках. «Техника железных дорог», 1950, № 5, с. 27—28.
27. Буше Н. А., Абрамов П. Г. Усталостная прочность цинковых сплавов. — Труды ЦНИИ МПС, 1958, вып. 157, с. 38—53.
28. Буше Н. А., Балленков Б. А. Свойства алюминио-оловянных сплавов при повышенных температурах. «Вестник ЦНИИ МПС», 1968, № 5, с. 38—40.
29. Буше Н. А., Берент В. Я. Устройство для испытания материалов на схватывание в процессе трения. В кн.: «Машины и приборы для испытания материалов» (Сб. статей журнала «Заводская лаборатория»). М., «Металлургия», 1971, с. 54—59.
30. Буше Н. А., Володин А. И., Фуфринский И. А. Повышение долговечности и надежности подшипников дизелей тепловозов. Труды ЦНИИ МПС, 1966, вып. 316, с. 193—199.
31. Буше Н. А., Двоскина В. А., Абрамов П. Г. Оценка влияния различных факторов на образование режима полужидкостного трения. В кн.: «Трение и износ в машинах», вып. XV. М., Изд-во АН СССР, 1962, с. 152—166.
32. Буше Н. А., Двоскина В. А., Торопчинов А. Н. Оценка свойств подшипниковых сплавов при работе на различных маслах с чугунными и стальными роликами (цилиндрами). Труды ЦНИИ МПС, 1964, вып. 277, с. 16—44.
33. Буше Н. А., Двоскина В. А., Торопчинов А. Н. Роль мягких структурных составляющих в антифрикционных сплавах. «Инженерно-физический журнал», 1959, № 4, с. 308—345.
34. Буше Н. А., Мудренко Г. А., Двоскина В. А. Исследование свойств прессованных полос, полученных из гранул алюминиевых сплавов, содержащих свинец и олово. Труды ЦНИИ МПС, 1972, вып. 473, с. 46—53.
35. Буше Н. А., Нарских И. И., Бабаев Н. К. и др. Испытания подшипников из алюминиевых сплавов тепловозных дизелей. «Вестник ЦНИИ МПС», 1963, № 7, с. 39—44.
36. Буше Н. А., Нарских И. И. Опыт использования свинцовистого баббита марки БК2 в тонкостенных подшипниках двигателей. Труды ЦНИИ МПС, 1958, вып. 157, с. 167—171.
37. Буше Н. А., Пленцов Г. И., Родзевская Ю. А., Павлова Р. Г. Повышение износостойкости контактного провода. Труды ЦНИИ МПС, 1962, вып. 233, с. 5—29.
38. Буше Н. А., Раков К. М. О разрушении окисных пленок при прокатке биметаллов. «Цветные металлы», 1969, № 2, с. 84—86.
39. Буше Н. А., Севастьянов В. В. Технология изготовления биметалла алюминий—чугун. «Вестник ЦНИИ МПС», 1967, № 2, с. 38—40.
40. Вайнштейн В. Э. Применение радиоактивных изотопов для изучения износа структурных составляющих бронзы. «Известия АН СССР. Отд. техн. наук», 1955, № 5, с. 114—119.
41. Варгив В. В., Певзнер Б. З. Эмалирование металлов в СССР и за рубежом. М., «Машиностроение», 1964, 84 с.
42. Венцель С. В. Смазка двигателей внутреннего сгорания. М., Машгиз, 1963, 180 с.
43. Веселянский Ю. С., Тартаковская И. К. Микромеханизм износа хромистых сталей при трении скольжения. В кн.: «О природе трения твердых тел». Минск, изд-во «Наука и техника», 1971, с. 255—261.
44. Воздвиженская Л. С. Размерное ложение вкладышей из алюминиевых сплавов. Труды ЦНИИ МПС, вып. 277, 1964, с. 97—110.

45. Вол А. Е. Строение и свойства двойных металлических систем, т. 1. М., Физматгиз, 1959, 755 с.
46. Воробьев Е. И. К вопросу об износостойкости и проектировании кулачковых механизмов. В кн.: «Анализ и синтез машин-автоматов». М., «Наука», 1965, с. 49–61.
47. Воскобойников Д. Б. Применение физических методов для исследования структуры поверхности трения. В кн.: «О природе трения твердых тел». Минск, изд-во «Наука и техника», 1971, с. 250–255.
48. Галашов Н. Н. Исследование алюминиевых сплавов для подшипников судовых дизелей. В сб. статей молодых научных работников, ч. 1. Труды ЛИВТа, 1968, с. 19–22.
49. Галашов Н. Н. Оценка свойств антифрикционных материалов для подшипников судовых дизелей. — Труды ЛИВТа, 1968, вып. 111, с. 52–57.
50. Галашов Н. Н., Елин И. А., Хохлев В. М. и др. Испытания антифрикционных сплавов на основе алюминия для подшипников судовых дизелей. В кн.: «Методы испытания и оценки служебных свойств материалов для подшипников скольжения». Ин-т машиноведения. М., «Наука», 1972, с. 77.
51. Галашов Н. Н., Леднев А. Н., Санов А. А. Повышение надежности подшипников скольжения судовых двигателей. «Производственно-технический бюллетень МРФ», 1968, № 67, с. 6.
52. Галашов Н. Н., Санов А. А. Алюминиевые сплавы для подшипников судовых дизелей. «Речной транспорт», 1966, № 10, с. 21–23.
53. Галашов Н. Н., Санов А. А. Опытные вкладыши из сплава A9-2. «Речной транспорт», 1967, № 7, с. 19–20.
54. Гаркунов Д. Н. Повышение износостойкости деталей самолетов. М., Оборонгиз, 1960, 163 с.
55. Гарф М. Э., Павловский В. Э. О методике определения нижней границы повреждающих напряжений спектра. «Заводская лаборатория», 1967, № 3, с. 349–352.
56. Гельман А. С. Основы сварки давлением. М., «Машиностроение», 1970, 312 с.
57. Германн Э. Непрерывное литье. Справочник (перевод с немецкого). М., Металлургиздат, 1961, 814 с.
58. Гильберс В. П. Выявление и оценка параметров, влияющих на схватывание металлов. Экспресс-информация. Сварка, № 26. Реферат 87. М., 1970, с. 1–16.
59. Гладковский В. А. Изменение усталостной прочности углеродистых сталей при нанесении покрытий методом плазменного напыления. «Физика и химия обработки материалов», 1968, № 1, с. 25–30.
60. Голованенко С. А., Меняров Л. Б. Производство биметаллов. М., «Металлургия», 1966, 304 с.
61. Горбунов В. Г. Исследование возможности получения сплавов системы Al–Pb с помощью ультразвука. В сб.: «Ультразвук в машиностроении», 1969, вып. 2, с. 197–201.
62. Горбунов В. Г. Разработка новых антифрикционных алюминиевых сплавов. В сб.: «Повышение качества и надежности биметаллических подшипников». ЦНИИТЭИ Тракторсервисхозмаш. Серия «Технология и автоматизация производственных процессов». М., 1972, с. 46–47.
63. Горшков И. Е. Литье слитков цветных металлов и сплавов. М., Металлургиздат, 1952, 416 с.
64. Гостев Б. И., Зильберг Ю. Я. Алюминиевый сплав АСМ для тяжелонагруженных подшипников. М., Машгиз, 1959, 183 с.
65. Григорьев М. А. Очистка масла и топлива в автотракторных двигателях. М., «Машиностроение», 1970, 278 с.
66. Гудченко В. М. Особенности развития физико-химических процессов при контактном нагружении. В кн.: «Моделирование трения и износа». М., Издание науч.-исслед. ин-та информ. по машиностроению, 1970, с. 282–293.
67. Гуляев А. С. Качество сварного соединения в зависимости от условий прокатки биметалла. «Цветные металлы», 1967, № 4, с. 83–85.
68. Гуляев А. С. О прокатке биметалла сплав АСМ — армо-железо. «Цветные металлы» 1965, № 8, с. 69–72.
69. Гуляев А. С. Прокатка биметалла сплав АО20 — алюминированное железо. Труды института «Гипроцветметобработка», вып. 26, 1967, с. 161–164.
70. Гуляев А. С., Охотский В. В., Киричек Б. И. Применение ультразвукового обезжикивания в производстве биметалла сплав АО20 — сталь. Труды ин-та «Гипроцветметобработка», 1968, вып. 27, с. 164–168.
71. Гуляев А. С., Раков К. М. К расчету давления металла на валки при прокатке биметалла. «Известия вузов. Цветная металлургия», 1965, № 2, с. 140–146.
72. Гуляев А. С., Раков К. М., Красиков К. И. и др. Влияние режима отжига на свойства биметаллических полос алюминиевый антифрикционный сплав — сталь. Труды ин-та «Гипроцветметобработка», вып. 35, 1972, с. 92–108.
73. Гуляев А. С., Шлагин А. И. Метод определения прочности сцепления в биметаллических полосах. Труды ин-та «Гипроцветметобработка», вып. 24, 1965, с. 298–306.
74. Гурвич И. Б. Износ и долговечность двигателей. Горький, Волгоградское изд-во, 1970, 174 с.
75. Деркаченко В. Г., Закружный А. П., Колесникова В. С. и др. Исследование усталостной прочности подшипниковых материалов на стенде СПП-1 конструкции ЦНИИДИ. Труды ЦНИИДИ, 1972, вып. 65, с. 41–49.
76. Дьячков А. К. Подшипники скольжения жидкостного трения. М., Машгиз, 1955, 152 с.
77. Дьячков А. К., Моргулис П. С. Опыт улучшения вкладышей подшипников коленчатого вала поршневой машины. «Вестник машиностроения», 1952, № 10, с. 5–9.
78. Евдокимов В. Д. Износостойкость поверхностного слоя в условиях закономерных сдвиговых деформаций при трении скольжения. Докл. АН. Серия «Математика, физика», т. 143, № 1, 1962, с. 84–86.
79. Евдокимов В. Д., Мовсесов Г. Е. Исследование влияния реверсивности трения на плотность дислокаций и вакансий в поверхностном слое металла. Докл. АН. Серия «Математика, физика», т. 186, № 2, 1969, с. 302–305.
80. Евдокимов В. Д., Ребиндер П. А. О проявлении адсорбционного понижения прочности при реверсивном трении скольжения. Докл. АН. Серия «Математика, физика», 1969, т. 185, № 6, с. 1270–1273.
81. Елизаветин М. А., Саттель Э. А. Технологические способы повышения долговечности машин. М., «Машиностроение», 1964, 439 с.
82. Елин И. А., Жур Н. В. Повышение долговечности подшипников судовых двигателей внутреннего сгорания. «Морской транспорт», 1964, № 9, с. 8.
83. Елин И. А., Хохлев В. М., Копенкин Т. А. Алюминиевые антифрикционные сплавы для подшипников вспомогательных судовых дизелей. Труды ЦНИИ морского флота, 1969, вып. 116, с. 3–13.
84. Загорянский Ю. А., Нарских И. И. Эффективность нового подшипникового узла тепловозных дизелей типа Д100. «Вестник ЦНИИ МПС», 1970, № 1, с. 40–44.
85. Зайт В. Диффузия в металлах. 2-е изд. М., изд-во «Иностранная литература», 1958, 381 с.
86. Захаров Р. С., Яцковский Е. Н. Определение надежности подшипников коленчатого вала судовых ДВС. Труды Николаевского кораблестроительного института, 1970, вып. 34, с. 102–107.
87. Захаров Р. С., Горбачевский Е. В., Яцковский Е. Н. Изучение эксплуатации дизелей типа Ч25/34 в комплексе работ по повышению их надежности. «Стандарты и качество», 1970, № 3, с. 32–35.
88. Захаров Р. С., Ткаченко С. Г., Федченко А. Н. Причины разрушения подшипников двигателя 6425/34. «Двигатели внутреннего сгорания», 1966, вып. 6, с. 4.
89. Захаров С. М. Гидродинамические режимы смазки подшипников дизеля 2Д100. «Вестник ЦНИИ МПС», 1965, № 2, с. 25–29.
90. Захаров С. М. О кавитационных явлениях в подшипниках коленчатого вала тепловозных двигателей. «Вестник ЦНИИ МПС», 1970, № 5, с. 31–35.

91. Захаров С. М., Никитин А. П. Исследование режимов работы шатунных подшипников дизелей 2Д100 и 10Д100. Труды ЦНИИ МПС, 1968, вып. 359, с. 85—101.
92. Захаров С. М., Никитин А. П. Исследование характеристик подшипника методом минимального моделирования. — Труды ЦНИИ МПС, 1966, вып. 316, с. 96—111.
93. Зильберг Ю. Я. Влияние качества сварки на усталость биметаллических сталь-алюминиевых вкладышей. В кн.: «Циклическая прочность металлов». Изд-во АН СССР, 1962, с. 318—322.
94. Зильберг Ю. Я. Применение биметаллов в тракторостроении и сельскохозяйственном машиностроении. М., ЦИНТИМ, 1961, с. 114.
95. Зильберг Ю. Я., Хрушова К. М., Лазарева Д. П. Влияние термической обработки биметалла на стабильность посадки сталь-алюминиевых вкладышей в корпусе подшипника, вып. 69. М., ОНТИ—НАТИ, 1958, с. 15.
96. Зуидема Г. Г. Эксплуатационные свойства смазочных масел (перевод с английского). М., Гостехиздат, 1957, 171 с.
97. Иванова В. С. Усталостное разрушение металлов. М., Металлургиздат, 1963, 272 с.
98. Иванова В. С., Рагозин Ю. И. Связь между деформацией и числом циклов до разрушения при действии циклических нагрузок. «Известия АН СССР. Металлы», 1965, № 6, с. 106—110.
99. Иванова В. С., Терентьев В. Ф. Влияние пластической деформации и последующего старения на циклическую прочность стали. «Вестник машиностроения», 1965, № 10, с. 59—63.
100. Иванова В. С., Терентьев В. Ф. О критическом числе циклов нагружения и критическом напряжении усталости. «Известия вузов. Черная металлургия», 1966, № 3, с. 149—152.
101. Изготовление биметаллических вкладышей способом центробежного литья. Серия «Машиностроение». Технический листок № 1673. Изд. центр. бюро техн. информ. Моссовнархоза, 1963, с. 6. Авт.: М. Е. Семенов, В. К. Фролов, В. В. Севастьянов, Н. А. Сыриев.
102. Иосифов В. Н. Получение гранул из алюминия и литейных алюминиевых сплавов. — В кн.: «Вопросы прочности и пластичности металлов». Минск, изд-во «Наука и техника», 1970, с. 14.
103. Исследование и доводка дизелей. М., «Машиностроение», 1966, с. 205. Авт.: Н. А. Коваль, В. Ю. Вахтель, Б. С. Еременко, А. М. Диценко.
104. Кащеев В. Н. Износ сплавов алюминий—медь незакрепленными и закрепленными абразивными частицами. ЖТФ, 1953, т. 23, № 4, с. 585—590.
105. Кащеев В. Н., Глазков В. М. Абразивная износостойкость и силы связи в решетке металлов. «Известия вузов. Физика», 1961, № 2, с. 80—86.
106. Кестнер О. Е. Алюминиевые подшипниковые сплавы для авиационных моторов. Всесоюзная конференция по трению и износу в машинах, т. I. М.—Л., изд-во АН СССР, 1939, с. 223—239.
107. Кобе М. Характеристические кривые трения. В кн.: «О природе трения твердых тел». Минск, изд-во «Наука и техника», 1971, с. 372—382.
108. Кобылянский Г. И., Андреевский П. А., Ромашков В. О. и др. Алюминиевый антифрикционный сплав АН-2,5. «Автотракторное дело», 1940, № 4, с. 10—12.
109. Король В. К., Гильденгорн М. С. Основы технологии производства многослойных металлов. М., «Металлургия», 1970, 237 с.
110. Козырев С. П. Гидроабразивный износ металлов при кавитации. М., «Машиностроение», 1971, 240 с.
111. Косолапов Г. Ф. Рентгенография. М., «Высшая школа», 1962, 332 с.
112. Костецкий Б. И. Сопротивление изнашиванию деталей машин. М., Машгиз, 1959, 478 с.
113. Костецкий Б. И. Трение, смазка и износ в машинах. Киев, изд-во «Техника», 1970, 395 с.
114. Костецкий Б. И., Колесниченко Н. Ф. Качество поверхности и трение в машинах. Киев, изд-во «Техника», 1969, 215 с.
115. Котрелл А. Х. Дислокация и пластическое течение в кристаллах (перевод с английского). М., Металлургиздат, 1958, 267 с.
116. Крагельский И. В. Об усталостной природе износа твердых тел. В сб.: «Вопросы механической усталости». М., «Машиностроение», 1964, с. 355—369.
117. Крагельский И. В. Трение и износ. М., «Машиностроение», 1968, 480 с.
118. Крагельский И. В., Непомнящий Е. Ф. Об усталостном механизме при упрогом контакте. М., докл. АН СССР. Серия «Механика и машиностроение», 1963, № 5, с. 190—195.
119. Крагельский И. В., Непомнящий Е. Ф. Теория износа высокопластичных материалов. В кн.: «Пластмассы в подшипниках скольжения». М., «Наука», 1965, с. 49—56.
120. Крамер И., Демер Л. Влияние среды на механические свойства металлов (перевод с английского). М., «Металлургия», 1964, 87 с.
121. Красулин Ю. Д., Тимофеев В. Н. Характер деформации металла при контактировании поверхностей при сварке давлением. «Физика и химия обработки материалов», 1967, № 3, с. 38—42.
122. Кузнецов В. Д. Наросты при резании и трении. М., Гостехиздат, 1956, 284 с.
123. Кузнецов В. Д. Поверхностная энергия твердых тел. М., Гостехиздат, 1954, 220 с.
124. Кульмаин-Вильсдорф Д. Дж., Вильсдорф Х. Дж. О происхождении дислокационных сплетений и длинных призматических дислокационных петель в деформированных кристаллах. В кн.: «Электронная микроскопия и прочность кристаллов» (перевод с англ.). М., «Металлургия», 1968, с. 362—391.
125. Курицын А. Б. Машины для ускоренных испытаний вкладышей коленчатого вала. «Автомобильная промышленность», 1967, № 7, с. 19—22.
126. Курицын А. Б., Петровский В. И. Многоместная инерционная машина для испытания подшипников скольжения. Авт. свид. № 179062, кл. 42к, 38/01.
127. Курицына А. Д. Изыскание литейных методов изготовления биметаллических вкладышей со слоем антифрикционного алюминиевого сплава. В кн.: «Алюминиевые сплавы для подшипников и их применение». М., изд-во АН СССР, 1954, с. 68—74.
128. Курицына А. Д. Исследование структуры, механических, антифрикционных и литейных свойств алюминиевых сплавов, содержащих сурьму. В кн.: «Алюминиевые сплавы для подшипников и их применение». М., изд-во АН СССР, 1954, с. 24—50.
129. Курицына А. Д. Механические свойства катаной биметаллической полосы алюминиевый сплав АМ—диоралюминий и сплавов, ее составляющих. В кн.: «Алюминиевые сплавы для подшипников и их применение». М., изд-во АН СССР, 1954, с. 91—98.
130. Курицына А. Д., Королев Ф. Н., Корсунская К. Н. и др. Структура и свойства сплавов алюминия с оловом после термической обработки. «Металловедение и термическая обработка», 1962, № 10, с. 8.
131. Курицына А. Д., Хрушов М. М. Современные подшипниковые сплавы на алюминиевой основе. В кн.: «Алюминиевые сплавы для подшипников и их применение». М., изд-во АН СССР, 1954, с. 14—23.
132. Лакедемонский А. В. Биметаллические отливки. М., «Машиностроение», 1964, 180 с.
133. Лапис А. В. Послойные деформации при прокатке биметалла. «Цветные металлы», 1967, № 3, с. 69—71.
134. Лашко Н. Ф., Лашко-Авакян С. В. Металловедение сварки. М., Машгиз, 1954, 272 с.
135. Лашко Н. Ф., Лашко-Авакян С. В. Пайка металлов. М., Машгиз, 1959, 442 с.
136. Логинова А. Я. Некоторые свойства поверхностных слоев, образующихся при обработке металлов стальной вращающейся щеткой. «Металловедение и термическая обработка металлов», 1964, № 9, с. 41—43.

137. Любарский И. М. Повышение износостойкости тяжелонагруженных шестерен. М., «Машиностроение», 1965, 132 с.
138. Любарский И. М. Роль структуры поверхностных слоев в процессе внешнего трения металлов. — В кн.: «О природе трения твердых тел». Минск, изд-во «Наука и техника», 1971, с. 150—168.
139. Любарский И. М., Подгорная О. Ф., Любченко А. П. и др. О структурном механизме износа. — В кн.: «Теория трения и износа». М., «Наука», 1965, с. 133—138.
140. Мак Лин Д. Механические свойства металлов (перевод с английского). М., «Металлургия», 1965, 431 с.
141. Мальцев М. В. Металлография промышленных цветных металлов. М., «Металлургия», 1970, 368 с.
142. Марковский Е. А. Исследование антифрикционных характеристик ВПЧ с шаровидным графиком. Науч. труды ин-та литейн. произв. АН СССР, 1961, № 10, с. 81—93.
143. Марченко Е. А., Непомнящий Е. Ф., Харак Г. М. Циклический характер накопления искажений II рода в поверхностном слое металла как физическое подтверждение усталостной природы износа. Докл. АН СССР, т. 181, 1968, № 5, с. 1103—1105.
144. Матвеевский Р. М. Исследование температурной стойкости граничных смазочных слоев при трении. В кн.: «Методы оценки противозадирных и противоизносных свойств смазочных материалов». М., «Наука», 1969, с. 12—26.
145. Матвеевский Р. М. Критические температуры смазочных масел при испытаниях на машинах с точечным и линейным контактом. В кн.: «Теория смазочного действия и новые материалы». М., «Наука», 1965, с. 15—19.
146. Матвеевский Р. М. Температурная стойкость граничных смазочных слоев и твердых смазочных покрытий при трении металлов и сплавов. М., «Наука», 1971, 227 с.
147. Матвеевский Р. М., Лазовская О. В. Температурная стойкость смазочных слоев при трении легированного алюминия по стали. «Машиностроение», 1968, № 6, с. 78—85.
148. Миркин Л. И. Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристаллов. М., Физматгиз, 1961, 863 с.
149. Мицков К. Д., Скрипка М. Л., Вахитов Р. М. и др. Некоторые вопросы экспериментальной оценки долговечности авиаконструкций. В сб. докл. Всесоюз. науч.-техн. конференции «Вопросы механической усталости». М., 1965, с. 58—60.
150. Мудренко Г. А., Елатин В. И., Буше Н. А. Опыт получения алюминиевых сплавов с высоким содержанием свинца и полуфабрикатов из них. Реф. сб. «Повышение качества и надежности биметаллических подшипников». ЦНИИТЭИ Тракторсельхозмаш. Серия «Технология и автоматизация производственных процессов». М., 1972, с. 36—41.
151. Набарро Ф. Р. Н., Базинский З. С., Холт Д. Б. Пластичность чистых монокристаллов (перевод с английского). М., «Металлургия», 1967, 214 с.
152. Налетов К. И. Выбор новых антифрикционных материалов и усовершенствование конструкции подшипников коленчатого вала дизелей ЧТЗ. Реферативный сборник ЦНИИТЭИ Тракторсельхозмаш. Реф. сб. «Повышение качества и надежности биметаллических подшипников». Сер. «Технология и автоматизация производственных процессов». М., 1972, с. 47—49.
153. Нарских И. И., Бабаев Н. К., Загорянский Ю. А. Диэлектрические подшипники из алюминиевого сплава. «Электрическая и тепловозная тяга», 1965, № 6, с. 15—17.
154. Нарских И. И., Володин А. И., Хмелевский А. В. и др. Применение бескапавочных вкладышей подшипников на дизелях типа Д100. Труды ЦНИИ МПС, 1968, вып. 359, с. 70—85.
155. Нарских И. И., Загорянский Ю. А. Анализ эксплуатационной службы подшипников коленчатых валов дизелей 10Д100, 11Д45 и М756. Труды ЦНИИ МПС, 1966, вып. 316, с. 146—153.
156. Непомнящий Е. Ф., Харак Г. М., Добычин М. Н. Физическая модель элементарного акта износа. В кн.: «Моделирование трения и износа (материалы первого межотрасл. науч. семинара)». М., 1970, с. 236—245.
157. Никитин Ю. Н., Арабяц С. Г., Смирилов Г. А. и др. Исследование влияния кольцевой канавки на условия смазки коренных подшипников тракторного двигателя. Информационный листок № 5. Изд. ЦНИИТИ, 1971.
158. Новиков И. И. Горячеломкость цветных металлов и сплавов. М., «Наука», 1966, 299 с.
159. Новиков И. И. Дефекты кристаллической решетки металлов. М., «Металлургия», 1968, 188 с.
160. Новиков И. И., Захаров М. В. Термическая обработка металлов и сплавов. М., Металлургиздат, 1962, 429 с.
161. Одинг И. А. Структурные признаки усталости металлов как средство установления причин аварий машин. Изд-во АН СССР, 1949, 80 с.
162. Окунь А. М., Пирогов А. М., Розенблит Г. В. Исследование кавитационной стойкости подшипниковых материалов. Сер. ДВС, 4-68-11. М., НИИИНФОРМТЯЖМАШ, 1968, с. 21—24.
163. Охотский В. В., Засуха П. Ф., Киричек Б. И. и др. Применение ультразвука для очистки контактных поверхностей при изготовлении биметалла. «Промышленные биметаллы», ВИЛС — ОНТИ, 1966, с. 82—87.
164. Петров В. А., Шоршоров М. Х., Каракозов Э. С. Влияние подготовки поверхности на кинетику изменения контактного электросопротивления при соединении однородных металлов в твердом состоянии. «Физика и химия обработки материалов», 1970, № 4, с. 20—24.
165. Петров В. А., Шоршоров М. Х., Каракозов Э. С. Исследование кинетики процесса развития физического контакта при соединении металла в твердом состоянии. «Физика и химия обработки материалов», 1969, № 3, с. 31—36.
166. Петровский В. Н. Высокооловянинстые сталеалюминиевые подшипники скольжения. «Автомобильная промышленность», 1964, № 9, с. 22—23.
167. Петровский В. Н., Курицын А. Б. Подшипники скольжения с переменным по толщине слоем свинцовистого сплава. «Автомобильная промышленность», 1969, № 11, с. 6—8.
168. Постников Н. С., Мельников А. В., Лебедев В. М. Плавка алюминиевых сплавов. М., «Металлургия», 1971, 151 с.
169. Преснов В. А., Новодворский Ю. Б., Якубеня М. П. Основы техники и физики спая. Изд. Томского ун-та, 1961, 236 с.
170. Применение алюминиевых сплавов в подшипниках тепловозных двигателей. Ташкент, «Узбекистан», 1966, 200 с. Авт.: Н. К. Бабаев, Ю. А. Загорянский, И. И. Нарских, Д. Я. Перельман, В. Ф. Савельев.
171. Проскуряков Ю. Г., Куликовских В. А. Обработка поверхностей проволочными щетками. «Вестник машиностроения», 1963, № 2, с. 56.
172. Пружанский Л. Ю. Тонкостенные вкладыши из биметаллической ленты — алюминиевый сплав. «Вестник машиностроения», 1958, № 3, с. 36—37.
173. Рабенай Р. Способ соединения алюминиевых сплавов друг с другом, а также со сплавами тяжелых металлов, например со сталью. Патент ФРГ, № 1.023.593, 20.01.58.
174. Рабинович Е. Трение и износ с точки зрения поверхностной энергии. Экспресс-информация «Детали машин», 1965, № 20, реферат 82. М., ВИНИТИ, с. 21.
175. Радчик А. С., Радчик В. С. О деформации поверхностных слоев при трении скольжения. Докл. АН СССР, 1958, № 5, с. 933—935.
176. Раков К. М. Перспективные материалы для подшипников тяжелонагруженных транспортных дизелей. В кн.: «Повышение качества и надежности биметаллических подшипников». Изд. ЦНИИТЭИ Тракторсельхозмаш, 1972, с. 28—30.
177. Раков К. М., Буше Н. А., Гуляев А. С. Новые биметаллы для подшипников. «Достижения науки и техники в производстве». М., «Транспорт», 1967, 37 с.
178. Раков К. М., Гуляев А. С., Торопчинов А. Н. Удаление масла с поверхности контакта перед плакированием. «Вестник ЦНИИ МПС», 1966, № 5, с. 48—49.

179. Рассадин Ю. А., Рудницкий Н. М., Авинян Ю. Л. Повышение качества алюминиевых антифрикционных сплавов введением в них свинца. В кн.: «Повышение качества и надежности биметаллических подшипников». Изд. ЦНИИТЭИ Тракторсельхозмаш. Серия «Технология и автоматизация производственных процессов». М., 1972, с. 30—35.
180. Ратнер С. Б., Клитеник Е. С., Лурье Е. Г. Износ полимеров как процесс усталостного разрушения. В кн.: «Теория трения и износа». М., «Наука», 1965, с. 156—159.
181. Ребиндер П. А. Влияние активных смазочных сред на деформирование сопряженных поверхностей трения. В сб.: «О природе трения твердых тел». Минск, изд-во «Наука и техника», 1971, с. 8—18.
182. Ребиндер П. А., Лихтман В. Н., Масленников В. В. Облегчение деформации металлических монокристаллов под влиянием адсорбции поверхностно-активных веществ. Докл. АН СССР, т. 32, № 2, 1941, с. 125.
183. Резание легких сплавов (обзор). В кн.: «Резание металлов и режущий инструмент». М., Машгиз, 1956, с. 82—88.
184. Ржезников В. С. Усталость подшипниковых сплавов. Трение и износ в машинах. Труды второй Всесоюзной конф. по трению и износу в машинах. Изд-во АН СССР, 1947, с. 311—318.
185. Розенберг Ю. А. Влияние смазочных масел на надежность и долговечность машин. М., «Машиностроение», 1970, 312 с.
186. Рудницкий Н. М. Выносливость материалов для подшипников скольжения автомобильных двигателей. М., Машгиз, 1955, 56 с.
187. Рудницкий Н. М. К вопросу об определении остаточных напряжений в антифрикционных биметаллах. «Заводская лаборатория», 1961, № 3, с. 300—303.
188. Рудницкий Н. М. К определению предела выносливости мягких металлов и сплавов. «Заводская лаборатория», 1958, № 3, с. 331—332.
189. Рудницкий Н. М. Материалы автотракторных подшипников скольжения. М., «Машиностроение», 1965, 163 с.
190. Рудницкий Н. М., Рассадин Ю. А. Механические свойства алюминиевых антифрикционных сплавов. Труды НАМИ, вып. 82, 1966, с. 6—32.
191. Рудницкий Н. М., Рассадин Ю. А., Курицына А. Д. и др. Изготовление и испытание подшипников с антифрикционным слоем из высокомолибденистых алюминиевых сплавов. Труды НАМИ, вып. 82, 1966, с. 50—70.
192. Рудницкий Н. М., Рассадин Ю. А., Николаенко Е. Г. и др. Бесцентровая прокатка алюминиевых антифрикционных сплавов. Труды НАМИ, 1966, вып. 82, с. 70—81.
193. Рудницкий Н. М., Рассадин Ю. А., Фокин И. Е. Исследование противозадирных свойств алюминиевых антифрикционных сплавов. Труды НАМИ, 1966, вып. 82, с. 32—50.
194. Рыкалин Н. В., Шоршоров М. Х., Красулин Ю. Л. Физические и химические проблемы соединения разнородных металлов. «Известия АН СССР. Неорганические материалы», 1965, № 1, с. 29—36.
195. Самсонов Г. В., Запорожец А. А. Антифрикционные характеристики и электронное строение металлов. Республ. Межведомств. науч.-техн. сб. № 1. Киев, изд-во «Техника», 1971, с. 48—52.
196. Севастьянов С. И. Влияние различных факторов на работоспособность шатунных и коренных подшипников дизелей 2Д100. Труды ЦНИИ МПС, 1964, вып. 277, с. 44—61.
197. Семенов А. П. Еще раз о явлении схватывания. — В кн.: «О природе схватывания твердых тел». М., «Наука», 1968, с. 44—54.
198. Семенов А. П. Исследование схватывания металлов при совместном пластическом деформировании. Изд-во АН СССР, 1953, 120 с.
199. Семенов А. П. Подшипники скольжения (к организации новой отрасли машиностроительного производства). Сер. С-ХI. М., НИИМАШ, 1969, 71 с.
200. Семенов А. П. Причины коробления и потери натяга вкладышей из биметалла сталь—алюминиевый антифрикционный сплав. «Металловедение и термическая обработка металлов», 1962, № 10, с. 37—41.
201. Семенов А. П. Схватывание металлов. М., Машгиз, 1958, 280 с.
202. Семенов М. Е. Технология изготовления литого биметалла для тяжело нагруженных подшипников. Труды ЦНИИ МПС, 1964, вып. 277, с. 82—88.
203. Спасский А. Г. Основы литейного производства. М., Металлургиздат, 1950, 319 с.
204. Старосельский А. А., Гаркунов Д. Н. Долговечность трущихся деталей машин. М., «Машиностроение», 1967, 395 с.
205. Тенненбаум М. М. Анализ изменений шероховатости обработанных поверхностей. «Заводская лаборатория», 1950, № 2, с. 204—207.
206. Тенненбаум М. М. Износстойкость конструкционных материалов и деталей машин. М., «Машиностроение», 1966, 331 с.
207. Тихонович В. И., Марковский Е. А., Пахомов Б. П. Прирабатываемость высокопрочного чугуна. В кн.: «Структура и свойства литых сплавов», вып. 1. Киев, АН УССР, 1962, с. 148—151.
208. Третьяков А. В., Трофимова Г. К., Гурьянова М. К. Механические свойства сталей и сплавов при пластическом деформировании (справочник). М., «Машиностроение», 1971, 63 с.
209. Троценко В. Т. Усталость и неупругость металлов. Киев, «Наукова думка», 1971, 268 с.
210. Туник А. А. Новый антифрикционный сплав на алюминиевой основе. Информ. о науч.-исслед. работах. М., ИТЭИН АН СССР, 1966, 8 с.
211. Усталость и хрупкость металлических материалов. М., «Наука», 1968, 215 с. Авт.: В. С. Иванова, И. М. Копьев, В. Г. Кудряшов, В. Н. Степанов, Г. С. Марьиновская, С. Е. Гуревич.
212. Физические основы металловедения. М., Металлургиздат, 1955, 721 с. Авт.: Я. С. Уманский, Б. Н. Финкельштейн, М. Е. Блантер, С. Т. Кишкун, Н. С. Фастов, С. С. Горелик.
213. Форрест П. Усталость металлов (перевод с английского). М., «Машиностроение», 1968, 352 с.
214. Фролов В. К., Александров И. И., Яковлев Е. А. Сталь алюминиевые подшипники скольжения с заливкой сплавом А9-2Б. В сб.: «Применение новых материалов для подшипников, втулок и колец», 15-67-2. М., НИИИНФОРМТАЖМАШ, 1967, с. 3—8.
215. Харач Г. М. Новый прибор и методика определения усталостных характеристик поверхностных слоев материалов при трении. В сб.: «Трение твердых тел». М., «Наука», 1964, с. 51—57.
216. Христенсен Р. Повреждение от усталости, образование усталостных трещин и методы их обнаружения. В кн.: «Усталость металлов». М., изд-во «Иностранная литература», 1961, с. 290—330.
217. Хрушов М. М. Исследование приработки подшипниковых сплавов и цапф. Ин-т машиноведения АН СССР, 1946, 160 с.
218. Хрушов М. М. Классификация условий и видов изнашивания деталей машин. В кн.: «Трение и износ в машинах», вып. VIII. М., Изд-во АН СССР, 1953, с. 5—17.
219. Хрушов М. М. Развитие в СССР исследований по материалам для подшипников скольжения. «Вестник машиностроения», 1967, № 11, с. 40—44.
220. Хрушов М. М. Современные теории антифрикционности подшипниковых сплавов. В кн.: «Трение и износ в машинах», т. VI. М., Изд-во АН СССР, 1950, с. 52—73.
221. Хрушов М. М. Усталость баббитов. М.—Л., Изд-во АН СССР, 1943, 150 с.
222. Хрушов М. М., Бабичев М. А. Абразивное изнашивание. М., «Наука», 1970, 252 с.
223. Хрушов М. М., Бабичев М. А. Исследование изнашивания металлов. М., Изд-во АН СССР, 1960, 351 с.
224. Хрушов М. М., Бабичев М. А. Методика испытания металлов на изнашивание при трении об абразивную поверхность. В кн.: «Трение и износ в машинах», т. I. М., Изд-во АН СССР, 1941, с. 69—89.
225. Хрушов М. М., Матвеевский Р. М. Новый вид испытания смазочных масел. «Вестник машиностроения», 1954, № 1, с. 12.

226. Хрушов М. М., Михайловский И. И. Вибрационные испытания баббита. Труды НАТИ, 1933, вып. 22, с. 10.
227. Хаммитт Ф. Г. Об эрозионном износе металлических материалов. М., «Машиностроение», 1971, № 1, с. 88—95.
228. Шоршоров М. Х. Физические и химические основы способов соединения разнородных материалов. «Итоги науки и техники». Серия «Металлургия. Сварка». М., Изд-во АН СССР, 1966, с. 5—30.
229. Шумовский Е. Г., Орлов А. В. Легкий антифрикционный сплав (алькусин). В кн.: «Малооловянистые и безоловянистые баббиты», 1939, вып. 3, с. 5—34.
230. Щапов Н. П. Влияние холодной правки на прочность стальных деталей. Труды ЦНИИ МПС, 1953, вып. 77, с. 27—28.
231. Шеголь А. Я., Стрелец А. И. Влияние температуры масла на работу шатунного подшипника форсированного двигателя. «Энергомашиностроение», 1965, № 11, с. 45—46.
232. Aluminium-tin bearings. «The Transport World», 1939, п. 85, June 15, p. 2376.
233. Anderko K. Aluminium — Verbundslagerwerkstoffe. «Aluminium», 1968, Bd. 44, H. 1, S. 41.
234. Bertram E. Das Al-Fin-Verbundsverfahren. «Gießerei», 1957, Bd. 44, H. 20, S. 593—662.
235. Blake I. M. Wear testing of various types of steels. «Proc. ASTM», 1928, № 284, pt. 11, p. 341.
236. Blok H. Theoretical study of temperature raise at surfaces of actual contact under oiliness lubricating conditions. «General Discussion on Lubrication». London, «Inst. Mech. Eng.», 1937, v. 2, p. 22.
237. Bollenrath F., Bungardt W., Schmidt E. Beiträge zur Technologie und Metallurgie von Lagermetallen. «Luftfahrt-Forschung», 1934, Bd. 14, № 8, S. 417.
238. Bowden F. P., Tabor D. The Friction and Lubrication of Solids. «Clarendon Press», Oxford, 1954, p. 372.
239. Brenner P. Postwar European Progress in wrought Aluminium and its Alloys. «Metal Progress», 1954, v. 65, № 1, p. 112—115.
240. Buske A. Aluminium Lager im Motorenbau. «Motortechnische Zeitschrift», 1954, Jahrgang 15, S. 337.
241. Buske A. Die Ursache von Schäden an Lagern mit Weißmetall Ausgüssen. «Der Maschinenbau», 1954, Bd. 27, S. 37—40.
242. Buske A. Gestaltung und Fertigung für Sphäroguß-Kurbelwellen. «Motortechnische Zeitschrift», 1961, № 4, S. 125.
243. Campbell Y. The development and testing of engine bearings. «IAAE Journal», 1964, v. 24, № 11—12, p. 182—193.
244. Christensen H. Some aspects of the functional influence of surface roughness in lubrication. «Wear», 1971, № 17, p. 149—162.
245. Collari N., Pagliabuona Z. Results of practical trials on aluminium-tin bearings. «Tin and its uses», 1956, Autumn, № 37, p. 5—7.
246. Diesel and Gas Turbine Catalog, 1968.
247. Dobry A. The transition between boundary, mixed and hydrodynamic lubrication. «Wear», 1964, v. 7, № 3, p. 290—298.
248. Ellwood E. C. Aluminium-tin bearings. «Materials and Methods», 1957, June, v. 45, № 6, p. 110.
249. Eppich R. E., Webber F. I., Dawson R. N. A new bearing material cast from immiscible metals. «Metals Engineering Quarterly», 1971, February, p. 33—37.
250. Erdmann-Jesnitzer F., Wichmann W. Gesetzmäßigkeiten bei Verwachsungsvorgängen von Kristallen (Theorie zur Preßschweißung metallischer Körper). «Z. f. Metallkunde», 1955, Bd. 46, H. 12, S. 854—859.
251. Finkin E. Surface roughness in wear. «Wear», 1963, v. 6, № 4, p. 293—302.
252. Forrester R. G. Bearing materials. «Metallurgical Reviews», published by the Institute of Metals, 1960, v. 5, № 20, p. 507—549.
253. Forrester P. G. Developments in Bearing Materials. «Metal Industry», 1962, v. 101, № 9, p. 168, № 10, p. 185.
254. Forrester P. G. Kinetic Friction in or near the boundary Region. «Proc. Roy. Soc.», 1946, v. 187, p. 439.
255. Forrester P. G. Materials for plain bearings. «Modern Materials», New-York — London, Acad. Press, 1964, v. 4, p. 173—241.
256. Forrester P. G. The frictional properties of some lubricated bearing metals. «The Journal of the Institute of Metals», 1947, June, p. 573.
257. Forrester P. G. The progress of reticular-tin Al bearings. «Tin and its uses», 1962, № 54, p. 1—3.
258. Forrester P. G., Neall M. I., Newman A. D. The Development and Performance of reticular 20% Tin-Aluminium Bearings. «Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers», 1961, v. 175, № 10, p. 537.
259. Gee A. W. I. Materials research and tribology. «T. N. O. nieuws», 1971, v. 26, № 8, p. 445—451.
260. Giebereitechische-Taschenbuch, Zentr. Inst. Giebereitech. Leipzig, 1957.
261. Giulie A. D. Aluminium coating of steel. «Light Metal Age», 1948, № 6, p. 8.
262. Goad P. W. Improvements in or relating to the casting of aluminium-tin alloys. Australian Patent № 236363, 15. 11. 61.
263. Guthbertson I. W. Improvements in antifriction Al-Sn alloys. «Rev. Gen. Mechanique», 1954, № 38, p. 325—329.
264. Guthbertson I. W., Ellwood E. Improved Al-Sn bearing alloys. «Metal Industry», 1954, v. 85, № 5, p. 83—86.
265. Hardy W. B. Collected Scientific Papers. University Press, Cambridge, 1936.
266. Hedges E. S. Neue Entwicklungen auf dem Gebiet der Aluminium-Zinn Lagerlegierungen. «Aluminium», 1957, № 5, S. 318.
267. Hersey M. D., Shapp R. B. Testing dynamically loaded bearings. «Transactions of the ASME», 1957, v. 79, № 6, p. 380—387.
268. Holinski R., Gänsehimer I. Festschmierstoffhaltige Öle und Fette. «Techn. Rdsch.», 1971, v. 63, № 44, S. 3, 5, 7.
269. Hunsicker H. I., Kempf Z. W. Aluminium alloys for high duty engine bearings. «Diesel Power and Diesel Transportation», 1946, v. 24, № 7, p. 856—863.
270. Keller D. V. The analyses of metallic adhesion data. «Adhes. or Cold Weld. Mater. Space Environ.» Philadelphia, Pa., 1967, p. 181—207.
271. Kenyon I. The effect of the addition of lead on the endurance limit of certain tin-base bearing alloys. «Proceedings of the American Society of Testing Materials», 1937, v. 36, № 2, p. 194.
272. Leaf W. Techniques in residual stress analysis. «Proceedings of the Experimental Stress Analysis», 1952, v. 9, № 2, p. 25—30.
273. Lelwood E., Molgaard R. Wire brushing of aluminium mechanism of orange peeling. «Wear», 1960, v. 3, № 5, p. 24—29.
274. Lenning R. L. The transition from boundary to mixed friction. «Lubrication Eng.», 1960, v. 16, № 12, p. 575—582.
275. Love P. P., Forrester P. G., Burke E. A. Functions of materials in bearing operation. «The Institution of Mechanical Engineers». Proc. of Automobile Division, London, 1953—1954, № 2, p. 29—44.
276. Macnaughtan D. I. Improvement of white bearing metall for severe service: some general considerations. «Journal of the Institute of Metals», 1934, № 55, p. 33—49.
277. Macnaughtan D. I., Haigh B. P. The mechanical properties of tin-base alloys. «Technical Publications of the International Tin Research Development Council», Series A, 1935, № 26, p. 7.
278. Tokuzo Matsyama, Takao Kayaba. A study of characteristics of bearing alloys. «Bulletin of ISME», 1960, v. 3, № 9, p. 1—6.
279. McKee S. A., McKee T. R. Running in characteristics of some white metal bearings. «Transactions of ASME», 1937, v. 59, p. 721—724.
280. Metals Handbook. Published by the American Society for Metals, 1948, p. 745—755.

281. Metals Handbook, v. 1. Properties and Selection of Metals, Published by the American Society for Metals, 1961, p. 843—851.
282. Soda Migahara. «Journal of Japan Society of Mechanical Engineers», 1959, v. 62, № 482, p. 447—460.
283. Miller M., Webbere F. Aluminium-lead based alloys and method of preparation (G. M. Corp.). Patent USA, № 3.545.943, 8. 12. 70.
284. Norman F., Woldman H. Characteristics of Aluminium Bearings. «Iron Age», 1946, v. 158, № 11, p. 60—64.
285. Ocwick F. W., Dubois G. B. Surface Finish and Clearance Effects on Journal-Bearing Load Capacity and Friction. «Transactions of ASME», ser. D., 1959, v. 2, June, p. 245.
286. Perrin S. Lagerprobleme bei Viertakt—Locomotiv Dieselmotoren. «MTZ», 1965, № 10, s. 417.
287. Plain bearings in the 1970's. «Automobile Engineer», 1970, v. 60, № 13, p. 474—476.
288. Pratt G. G. New developments in bearing materials. «SAE Preprints», Internat. Autom. Engng. Congress, Jan. 13—17, 1969, № 690112.
289. Pratt G. G. The seizure resistance of aluminium based materials for plain bearings. «Tribology», 1968, v. 1, № 2, p. 109—115.
290. Rabinowicz E. The determination of the compatibility of metals through static friction tests. «ASLE Transact.», 1971, v. 14, № 3, p. 198—203, Discuss., p. 203—205.
291. Ralph S. Bearings. «Electromech. Design», 1964, July, Syst. Designers Handbook, p. 119—121.
292. Research into an aluminium-babbitt material stems from a need for an «intermediate bearing». «Iron Age», 1969, v. 203, № 6, p. 68.
293. Roach A. E. Performance of oil-film bearings with abrasive containing lubricants. «Trans. ASME», 1951, v. 73, p. 677.
294. Russell A. E. Some bearing tests made with a machine producing impulsive loading. Published by the Institution of Mechanical Engineers, London, 28-February 1959, p. 12.
295. Rylander H., Wight A. Solid particles in oil. «Sci. Lubrication», 1955, v. 7, № 4, p. 31—34.
296. Schaefer R. F., Wood D. B. Advantages of aluminium bearings. «Power», 1956, № 12, p. 124.
297. Slum D. Some experiments with sleeve bearing metals. «Trans. Dan. Acad. Techn. Soc.», 1952, № 2.
298. Stanton T. E. The abrasion and fatigue of thin coatings of white metal deposited on mild steel surfaces. Aeronautical Research Committee, Air Ministry Report memoranda, № 1424 (№ 74), December, 1930.
299. Thum A. Prüfung von Lagermetallen und Lagern bei dynamischer Beanspruchung. «Z. d. VDI», oct. 1937, Bd. 81, № 43, p. 25—28.
300. Tylecote R. F., Wynne E. I. Effect of Heat Treatment on Cold Pressure Welds. «British Welding Journal», 1963, v. 10, № 8, p. 385—394.
301. Underwood A. F. Automotive bearing. Effect of design and composition on lubrication. Symposium on Lubricants. Chicago Regional Meeting of the ASTM, 1937, March 3, p. 29—44.
302. Why Aluminium Bearings for the new Fairbanks Morse 1000 hp per cylinder turbocharged engine. «Diesel and Gas Catalog», 1965.
303. Wilcock D. F. Bearing design and application. Series in mechanical engineering. McGraw Hill Company Inc, New-York, 1957, p. 205.
304. Wood D. B. Aluminium alloys bearings in diesel engines. «British Motor Ship», 1947, v. 28, № 332, p. 234—235.
305. Zbinden H. Gleitlagerwerkstoffe. «Schweiz. Maschinenmarkt», 1971, v. 71, № 36, p. 98—103.
306. Zimmermann K. Über das Betriebsverhalten von Gleitlagern im Fahrzeugdieselmotoren unter besonderer berücksichtigung der Lagerkavitation. «MTZ», 1969, № 1, s. 24—29.

## ОГЛАВЛЕНИЕ

Глава	Стр.
I. Использование алюминиевых сплавов для подшипников скольжения . . . . .	3
1. Общие сведения . . . . .	5
2. Сведения об алюминиевых подшипниковых сплавах . . . . .	9
3. Опыт применения подшипников из алюминиевых сплавов в транспортных двигателях . . . . .	18
Монометаллические подшипники . . . . .	18
Биметаллические подшипники . . . . .	24
II. Монометаллические подшипники . . . . .	33
1. Отливка заготовок . . . . .	33
2. Упрочнение заготовок . . . . .	37
3. Особенности механической обработки заготовок и нанесения приработочных покрытий . . . . .	42
III. Биметаллические подшипники . . . . .	49
1. Изготовление подшипников литьевым способом . . . . .	49
Выбор флюса . . . . .	51
Выбор состава сплава для алитирования . . . . .	53
Технологический процесс изготовления вкладышей подшипников . . . . .	56
2. Технология изготовления биметаллических полос . . . . .	59
Способы изготовления биметаллических полос . . . . .	59
Особенности обработки давлением различных алюминиевых антифрикционных сплавов . . . . .	63
Плавка и литье алюминиевых антифрикционных сплавов . . . . .	64
Прокатка алюминированной заготовки и плакирование ее на сталь . . . . .	71
Стальной прокат, применявшийся для изготовления биметаллов с алюминиевыми антифрикционными сплавами . . . . .	87
Подготовка поверхности металлов к плакировочной прокатке . . . . .	91
Плакировочная прокатка . . . . .	97
Отжиг биметаллических полос после плакировочной прокатки . . . . .	119
Калибровочная прокатка биметаллических полос . . . . .	120
Окончательный отжиг биметаллических полос после калибровочной прокатки . . . . .	122
Отделка и приемка биметаллических полос . . . . .	126
Перспективы развития производства биметаллических полос с алюминиевыми антифрикционными сплавами и улучшения их качества . . . . .	134
Технология изготовления биметаллических вкладышей . . . . .	135
	255

	Стр.
<b>Глава IV. Эксплуатационные свойства подшипников в транспортных двигателях . . . . .</b>	140
1. Усталостная прочность . . . . .	140
Общие сведения . . . . .	140
Оценка усталостной прочности подшипниковых материалов . . . . .	155
2. Сопротивляемость изнашиванию . . . . .	169
Общие сведения . . . . .	169
Повышение износостойкости пары вал — подшипник . . . . .	183
3. Сопротивляемость схватыванию и задиростойкость . . . . .	191
Общие сведения . . . . .	191
Особенности схватывания алюминиевых сплавов . . . . .	203
Оценка противозадирных свойств алюминиевых антифрикционных сплавов . . . . .	220
4. Влияние различных факторов на работу подшипников . . . . .	223
Общие сведения . . . . .	223
Влияние чистоты обработки трущихся поверхностей . . . . .	226
Влияние температуры на режимы трения . . . . .	228
Влияние различных факторов на работу в режиме полужидкостного трения . . . . .	230
Список литературы . . . . .	242



**Николай Александрович Буше,  
Анатолий Сергеевич Гуляев,  
Вера Абрамовна Дюскина,  
Константин Михайлович Раков**

#### **ПОДШИПНИКИ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ**

Редактор *Н. Ф. Сердюченко*

Обложка художника *Е. И. Романова*

Технический редактор *Л. И. Широкогорова*

Корректоры *Р. А. Стоналова* и *В. Н. Корчагина*

---

Сдано в набор 31/VIII 1973 г. Подписано к печати 20/IV 1974 г.  
 Бумага 60×90 $\frac{1}{4}$ и, типографская № 1 Печатных листов 16.  
 Учетно-изд. листов 18,47. Тираж 3000. Т-05214. Изд. № 1-4-1/2 № 5433  
 Зак. тип. 1877 Цена 1 р. 99 к.  
 Изд-во «ТАНСПОРТ», Москва, Басманный туп., 6а.

---

Ленинградская типография № 12 им. М. И. Доханикова  
 Союзполиграфпрома при Государственном комитете Совета Министров  
 СССР по делам издательств, полиграфии и книжной торговли.  
 196126, Ленинград, ул. Правды, 15