

20.2
112
Министерство высшего и среднего специального образования БССР

БЕЛОРУССКИЙ ОРДЕНА ТРУДОВОГО КРАСНОГО ЗНАМЕНИ
ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ ИМЕНИ С.М.КИРОВА

Кафедра материаловедения и технологии металлов

ЛАБОРАТОРНЫЙ ПРАКТИКУМ ПО КУРСУ "МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ"
для студентов спец.0516, 0519, 0562

Часть III

Составители: Н.А.Свидинович,
Б.Н.Пальчевский,
А.И.Гарост и др.



Минск 1983

УДК 621.7:669.017

Рассмотрен и рекомендован к изданию Редакционно-издательским советом института.

Составители: Н.А.Свидуневич, Б.Н.Пальчевский,
А.И.Гарост, Ж.М.Урбанек.

Научный редактор А.Ф.Дулевич, доцент.

Рецензенты: лаборатория металловедения
ФТИ АН СССР;

Р.Н.Худокормова, доцент кафедры металловедения и литейного производства (БИИ).

В третьей части практикума приведены лабораторные работы по разделам "Термическая обработка" и "Цветные металлы и сплавы".

Библиотека БГУ



000000055246b

Л 2Г08000000 - 077 27(67)-83 Ⓢ Белорусск. ордена Трудового
М 339 - 83 Красного Знамени технол.
ин-т им. С.М.Кирова, 1983.

Лабораторная работа № 4 ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПРОКАЛИВАЕМОСТИ СТАЛИ

Цель работы: определение прокаливаемости стали методом торцовой закалки, изучение влияния легирующих элементов на прокаливаемость стали.

Теоретическая часть

Под прокаливаемостью понимают способность стали приобретать закаленный слой на определенную глубину. Прокаливаемость - одна из важнейших характеристик качества стали, во многом определяющая служебные свойства, надежность и долговечность работы машин. От прокаливаемости зависят величина структурных напряжений, степень деформации и склонность к образованию трещин. Знать фактическую прокаливаемость различных сталей необходимо для их рационального применения.

Прокаливаемость не следует смешивать с закаливемостью, которая характеризуется максимальным значением твердости, приобретаемой сталью в результате закалки. Закаливаемость измеряется в единицах твердости и зависит главным образом от содержания углерода в стали. Твердость закаленной стали увеличивается пропорционально содержанию в ней углерода, но, начиная с 0,7%С, твердость закаленной стали остается постоянной - НРС 63-65. Это объясняется, во-первых, тем, что закалка всех заэвтектоидных сталей производится с одной температуры (760-780°C), поэтому у всех заэвтектоидных сталей состав аустенита при температуре закалки и состав мартенсита после закалки будет одинаков. Кроме того, у заэвтектоидных сталей с увеличением содержания углерода увеличивается количество вторичного цементита после закалки, что должно было бы способствовать повышению твердости, однако одновременно с этим увеличивается количество остаточного аустенита после закалки, а это ведет к снижению твердости. Поэтому твердость всех закаленных заэвтектоидных сталей практически остается постоянной.

Глубина закаленного слоя зависит от соотношения скорости охлаждения по глубине образца (v_1, v_2, v_3 - рис.15) и критической скорости закалки $v_{кр}$. Скорость охлаждения снижается по глубине образца, а критическая скорость за-

калки постоянна, Мартенситную структуру приобретет та часть образца, где фактическая скорость охлаждения выше критической (заштрихованная часть). Таким образом, прокаливаемость

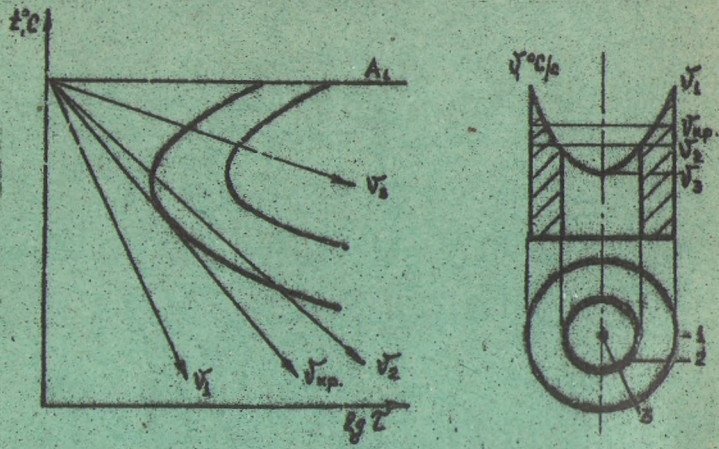


Рис. 15. Графики зависимости прокаливаемости от соотношения фактической скорости охлаждения и критической скорости закалки ($v_{кр.}$)

тем больше, чем ниже критическая скорость закалки и чем выше скорость охлаждения.

Критическая скорость закалки зависит от устойчивости аустенита. Все факторы, которые увеличивают устойчивость переохлажденного аустенита, а следовательно, уменьшают критическую скорость закалки, способствуют увеличению прокаливаемости стали. Прокаливаемость стали увеличивается при наличии в ней легирующих элементов и примесей, растворяющихся при нагреве в аустените (кроме кобальта), а также при увеличении содержания углерода до 0,6%. Наиболее интенсивно прокаливаемость растет при легировании стали малыми добавками бора. Введение в сталь одновременно нескольких легирующих элементов (хром и никель, хром, никель и молибден и т.д.) приводит к сильному снижению критической скорости и резкому повышению прокаливаемости. Важно отметить, что карбидообразующие элементы увеличивают прокаливаемость стали

только в том случае, если при нагреве под закалку эти элементы полностью растворены в аустените. Поэтому при высоком содержании карбидообразующего элемента вследствие образования очень стойких, трудно растворимых в аустените карбидов увеличение прокаливаемости стали возможно только при закалке с высоких температур.

Легированные стали с высокой прокаливаемостью целесообразно применять для изготовления деталей машин больших сечений, у которых необходимо получить по всему сечению высокий комплекс механических свойств, т.е. структуру однородного зернистого сорбита после термической обработки — закалки и высокого отпуска. Кроме того, стали, обладающие повышенной прокаливаемостью, можно закалывать в масле и даже на воздухе, что способствует уменьшению внутренних заключенных напряжений и не приводит к поводке деталей.

Прокаливаемость может быть несколько увеличена повышением нагрева для закалки и увеличением выдержки изделий при высокой температуре. Действие второго фактора слабее первого. Увеличение прокаливаемости стали в данном случае объясняется укрупнением зерна аустенита, т.е. уменьшением суммарной протяженности границ зерен аустенита, по которым преимущественно образуются центры кристаллизации, а также более полным растворением карбидов и различных включений, присутствие которых уменьшает устойчивость аустенита, а следовательно, повышает критическую скорость закалки. В практике перегревом при закалке пользуются редко, это ухудшает механические свойства стали, вызывает коробление, поводку, а нередко и трещины.

Таким образом, прокаливаемость стали зависит от многих причин; поэтому даже для одной и той же марки стали при закалке в одном и том же охлаждающем масле она может колебаться в значительных пределах в зависимости от колебания химического состава, неоднородности стали, температуры закалки и длительности нагрева, допустимых для данной стали.

Экспериментально установлено, что резкое падение твердости происходит тогда, когда в структуре закаленной стали, наряду с мартенситом количество троостита достигает 40-60%. Поэтому за глубину проникновения закаленной зоны, ха-

характеризующей прокаливаемость, при этом расстояние от поверхности изделия до слоя с полумартенситной структурой, т.е. со структурой, состоящей из 50% мартенсита и 50% троостита. Указанное расстояние называется характеристическим расстоянием, а твердость полумартенситного слоя — критической твердостью. Критическая твердость является функцией содержания углерода в стали (табл.9).

Для практической оценки прокаливаемости пользуются величиной, которая называется критическим диаметром. Критический диаметр (D_K) — это максимальный диаметр цилиндрического бруска, прокаливаемого насквозь в данном охлаждающем средстве, для определенной стали каждой закалочной среде соответствует свой критический диаметр. Очевидно, чем интенсивнее охлаждает закалочная среда, тем больше величина критического диаметра.

Т а б л и ц а 9

Твердость полумартенситной зоны в зависимости от содержания углерода в стали (ГОСТ 5657-69)

Содержание углерода	Твердость стали НРС	
	: углеродистой	: легированном
0,08-0,17	-	25
0,18-0,22	25	30
0,23-0,27	30	35
0,28-0,32	35	40
0,33-0,42	40	45
0,43-0,52	45	50
0,53-0,62	50	55

Чтобы не ставить прокаливаемость в зависимость от способа охлаждения, вводят понятие идеального критического диаметра D_{∞} . Это — диаметр максимального сечения, прокаливаемого насквозь в "идеальной" жидкости, отнимающей тепло с поверхности с бесконечно большой скоростью.

Критический диаметр — важная и удобная величина при назначении марки стали на изделие. Если нужно, чтобы при термической обработке деталь прокалилась насквозь, следует выбрать такую сталь, чтобы $D_K > D_{изд}$. Сталь обычно ха-

характеризуется критическим диаметром: D_{∞} , D_k или $D_{км}$.

Для определения прокаливаемости применяют следующие методы: по излому, измерение твердости по сечению закаленного бруска, метод торцевой закалки.

Прокаливаемость по излому определяют на образцах сечением 20x20 мм, длиной 100 мм с надрезом для излома. Образцы нагревают в печи до температуры закалки, после выдержки охлаждают в воде, ломают и по излому определяют глубину прокаливаемости. Закаленному слою соответствует ферритовидная часть излома.

При определении прокаливаемости методом измерения твердости по сечению из данной стали изготавливают образцы квадратного или круглого сечения различных размеров (длина больше диаметра или толщины в 2,5-3 раза), закалывают их, разрезают пополам и измеряют через каждые 2 мм твердость в сечении, перпендикулярном к оси образца. По полученным данным строят (для каждого образца) кривую изменения твердости от края к сердцевине (рис. 16а). Величина h , полузная как результат пересечения линии твердости по оси с тангентой в точке сивой распределения твердости по сечению, и будет являться глубиной прокаливаемости; для данной стали в зависимости от размера (диаметра) образца и охлаждающей среды она будет различна (рис. 16б).

Определять прокаливаемость по изменению твердости в сечении цилиндрического образца трудно, прежде чем измерить твердость, необходимо разрезать закаленный образец, имеющий большую твердость. Кроме того, требуется исследовать большое количество образцов различных размеров, закалывая их в нескольких средах.

Наиболее распространенным методом определения прокаливаемости в связи с его простотой и универсальностью является метод торцевой закалки, впервые предложенный акад. Н.Т. Гудцовым в 1924 г. Этим методом определяют прокаливаемость углеродистых и легированных конструкционных, инструментальных и подшипниковых сталей (за исключением сталей, закалывающихся на воздухе, и сталей с низкой прокаливаемостью). Условия нагрева, охлаждения и исходная структура образца предусмотрены ГОСТ 5657-69.

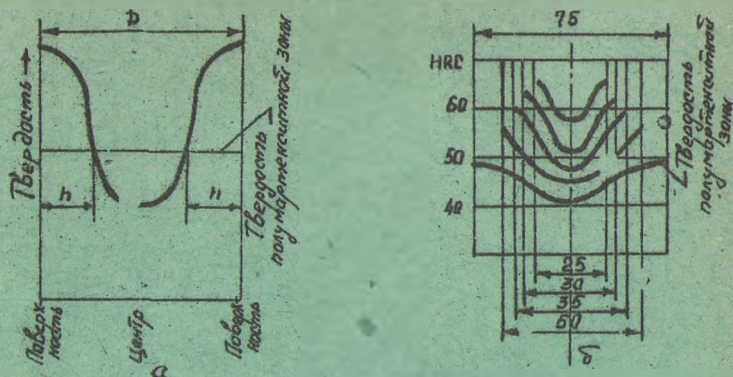


Рис.16. Распределение твердости по сечению: а - закаленного образца: D - диаметр образца, h - толщина закаленной зоны (глубина прокаливаемости); б - закаленных цилиндрических образцов из стали в зависимости от их диаметра

Экспериментальная часть

Прокаливаемость определяется на стандартном цилиндрическом образце (рис.17а). При нагреве образца не допускаются обезуглероживание или окисление охлаждаемого торца. Если нагрев производят в печи без контролируемой атмосферы, образец помещают в стальной ящик цилиндрической формы, в котором он опирается охлаждаемым торцом на графитовую или угольную пластинку. Образец перед испытанием должен быть нормализован. Температура нагрева образцов из углеродистых сталей выбирается по диаграмме $Fe - Fe_3C$ в зависимости от содержания в них углерода, а для образцов из легированных сталей - по специальной таблице ГОСТ 5657-69.

Время выдержки в печи при температуре закалки - 30 мин. Торцовая закалка проводится на специальной установке (рис.17б), которая помещается рядом с печью, чтобы можно было быстро перенести образец из печи в установку. Перед испытанием по холодному образцу регулируют четкость попадания струи воды и свободную высоту столба воды, которая

должна быть 65 мм. Вода подается из сопла диаметром 12,5 мм. Расстояние от торца образца до сопла равно 12,5 мм.

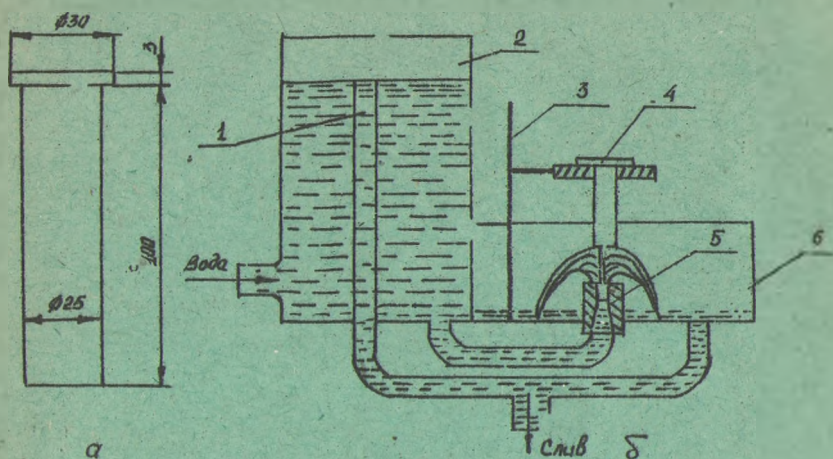


Рис. 17. Образец (а) и установка (б) для торцевой закалки: 1 - уравнивательная трубка для создания постоянства напора; 2 - напорный бачок; 3 - штатив; 4 - образец; 5 - сопло; 6 - сливная коробка

Нагретый образец из печи переносят в установку, где охлаждает с торца струей воды в течение 10-15 мин. Вода должна омывать только рабочий торец. Температура воды 10-25°C.

Скорость охлаждения торца наибольшая и соответствует скорости охлаждения поверхности изделий в воде ($\sim 400\%$). По мере удаления от торца скорость охлаждения постоянно уменьшается. Так, например, на расстоянии 1,5 мм от торца она будет равна 330%; 3 мм - 105%; 6,0 мм - 42%; 12,0 мм - 15,5%; 30 мм - 4,5%; 50 мм - 2,3%. Противоположный конец образца охлаждается со скоростью, соответствующей скорости охлаждения поверхности изделий на воздухе (1-2%). Таким образом, в одном образце можно найти определенное сечение, которое охлаждается с любой интересующей исследователя скоростью.

После закалки образец шлифуют для получения двух диаметрально противоположных площадок на глубину

0,5 ± 0,10 мм. При шлифовании необходимо следить, чтобы образец не нагревался. Измерение твердости начинают на расстоянии 1,5 мм от закаливаемого торца в осевом направлении и проводят далее через каждые 1,5 мм. Закачивают испытание, когда на определенном расстоянии от торца твердость не меняется. После измерения твердости образца по одной плоскости его поворачивают и измеряют твердость по другой плоскости. Затем для каждой пары точек, находящихся на одинаковом расстоянии от торца, подсчитывают средние арифметические значения твердости и записывают в протокол. По полученным данным строят кривую прокаливаемости в координатах твердость - расстояние от охлаждаемого торца (рис.18). По этому графику, зная твердость полумартенситной зоны данной марки стали, которую определяют в зависимости от содержания углерода в стали (см. табл.9), находят расстоя-

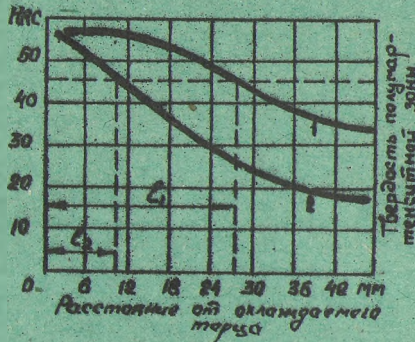


Рис.18. Распределение твердости по длине образца после торцевой закалки для сталей с различной прокаливаемостью

ние от торца до полумартенситной зоны (характеристическое расстояние). Чем больше характеристическое расстояние, тем больше прокаливаемость. Так как $l_1 > l_2$, то сталь I имеет большую прокаливаемость, чем сталь 2 (рис.18).

По характеристическому расстоянию с помощью заранее построенных номограмм можно определить реальные критичес-

кие диаметры при охлаждении в различных средах образцов разной формы и размеров. Одна из таких номограмм, разработанная М.Е.Блантером, приведена на рис.19. В верхней части номограммы помещена шкала, характеризующая расстояние от закаленного торца до полумартенситной зоны в миллиметрах. На этой шкале находится характеристическое расстояние, определенное опытным путем. От найденного значения опускается перпендикуляр до пересечения с прямой "Идеальное охлаждение". От точки пересечения проводится горизонталь влево до линии, соответствующей интересующей охлаждающей среде (вода, минеральное масло, воздух). Полученная точка пересечения проецируется на горизонтальную ось, расположенную в нижней части номограммы. Ось имеет три шкалы, по которым находится размер сечения изделий $D_{кр}$ различной формы, прокаливаемых насквозь при охлаждении в указанных средах.

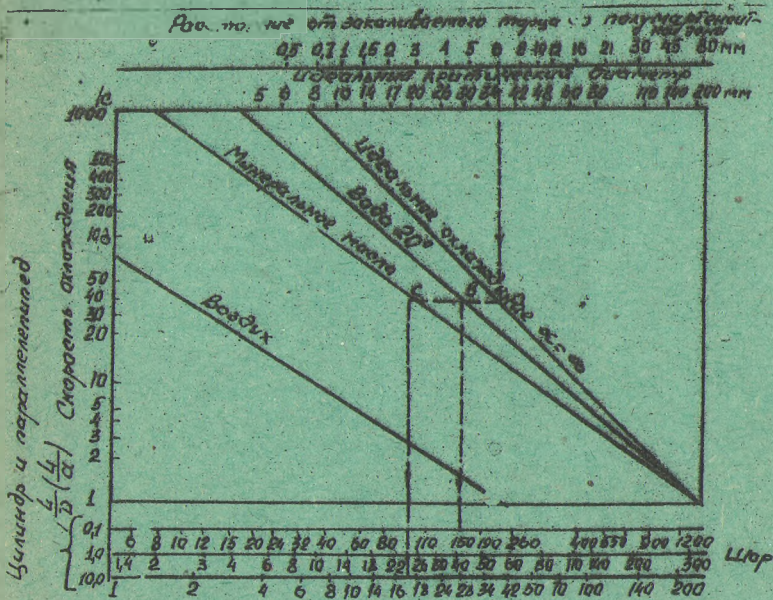


Рис.19. Номограмма М.Е.Блантера для определения прокаливаемости по результатам торцового испытания

По приведенной номограмме можно определить скорость охлаждения сердцевины изделия путем продолжения горизонтали от прямой "Идеальное охлаждение" до левой вертикальной оси "Скорость охлаждения".

Так как прокаливаемость зависит от химического состава стали, а каждая марка стали содержит минимум и максимум входящих в нее элементов, то прокаливаемость стали данной марки характеризуется марочной полосой прокаливаемости, определяемой граничными кривыми, установленными для нескольких плавов данной марки стали (рис. 20).

В зависимости от прокаливаемости сталь разделяют на мелко-, средне- и мелкопрокаливаемую. К мелкопрокаливаемым относят углеродистую и низколегированную стали, образцы которых диаметром до 12 мм имеют сквозную прокалива-

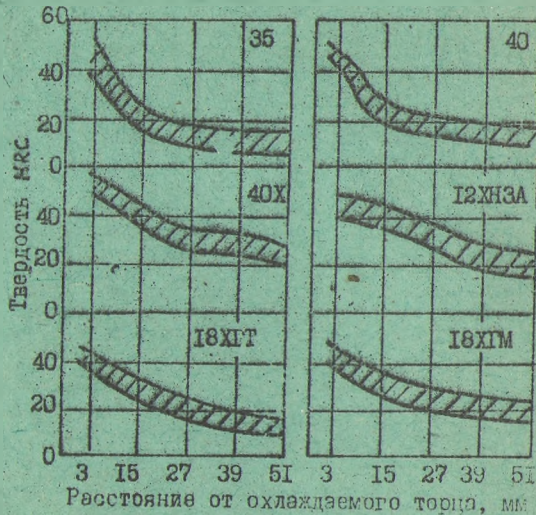


Рис. 20. Полосы прокаливаемости сталей некоторых марок

емость при охлаждении в воде. К среднепрокаливаемой относят легированную сталь, которую при закалке охлаждают в масле. Максимальный диаметр цилиндрических образцов, закалываю-

щихся по всему сечению, равен 100-150 мм. К глубокопрокаливаемой относятся высоколегированную сталь, образцы из которых диаметром более 150 мм имеют сквозную прокаливаемость при охлаждении в масле. Характерной особенностью этих сталей является их способность закаливаться при охлаждении на воздухе. Поэтому метод торцевой закалки, осуществляемый в воздушной среде, может быть применен для определения прокаливаемости глубокопрокаливающихся сталей только при снижении скорости охлаждения образца со стороны, противоположной охлаждаемому торцу. Этого достигают, применяя различные методы: например, часть образца, противоположную охлаждаемому торцу, помещают в предварительно нагретую до 250-350°C печь или в теплоизоляционную упаковку и выступающий (из печи, из упаковки) торец образца охлаждают струей вод.

Для большинства деталей нет необходимости иметь сквозную прокаливаемость по всему сечению. Для обеспечения надежности работы деталей машины достаточно иметь закаленный слой, содержащий 90% мартенсита, на глубину не менее 1/4-1/2 радиуса детали. Только для некоторых деталей, например пружин и рессор (подвергающихся упругим деформациям), необходима сквозная прокаливаемость.

Порядок выполнения работы

Для проведения исследований студенты получают стандартные образцы из углеродистой и легированной сталей с одинаковым содержанием углерода. Перед испытанием необходимо отрегулировать установку на высоту столба воды и точность попадания струи воды в охлаждаемый торец.

При выполнении работы следует:

- 1) выбрать температуру нагрева образцов в зависимости от марки стали;
- 2) произвести торцевую закалку образцов;
- 3) измерить твердость по Роквеллу по длине образца на шлифованных плоскостях и данные записать в табл. 10;
- 4) построить графические зависимости прокаливаемости испытуемых сталей в координатах твердость - расстояние от торца;
- 5) по содержанию углерода в стали определить твердость

подумартенситной зоны (см. табл. 9). По твердости подумартенситной зоны определить расстояние от торца до подумартенситной зоны исследуемых образцов сталей;

6) используя номограмму М.Е.Блантера, определить значения идеального критического диаметра; скорость охлаждения сердцевины изделий; размеры деталей, прокат валяющихся внасквозь в зависимости от их геометрии и охлаждающей среды;

7) написать отчет о работе.

Содержание отчета

При составлении отчета необходимо кратко изложить основные теоретические положения, описать метод торцевой закалки для определения прокаливаемости, зарисовать стандартный образец и схему установки для торцевой закалки, привести экспериментальные и графические данные, сделать выводы из полученных результатов.

Т а б л и ц а I O.

Твердость образцов по длине после торцевой закалки

Углеродистая сталь		Легированная сталь	
Расстояние от зака ливаемого торца, мм	Твердость HRC	Расстояние от зака- ливаемого торца, мм	Твердость HRC
1,5			
3,0			
4,5			
6,0			
7,5			
9,0			
10,5			
12,0			
15,0			
18,0			
21,0			
24,0			

Контрольные вопросы

1. Что такое закаляемость и прокаливаемость?
2. Какие факторы влияют на прокаливаемость и закаляемость стали?
3. Какие существуют методы определения прокаливаемости?
4. Что такое критический диаметр?
5. Для каких деталей требуется сквозная прокаливаемость по всему сечению деталей, а для каких - высокая закаляемость?

Лабораторная работа № 5 ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СТАЛИ

Цель работы: ознакомление с разновидностями химико-термической обработки и процессами, происходящими при ее выполнении. Изучение изменения свойств поверхностных слоев стали после цементации, азотирования и цианирования.

Теоретическая часть

Ускоренное развитие техники требует дальнейшего повышения надежности и долговечности деталей машин, приборов, установок, повышения их качества и эффективности работы. Решение этих проблем связано с упрочнением поверхностных слоев изделий, конструктивная прочность многих деталей машин и инструментов зависит прежде всего от состояния материала именно в его поверхностных слоях. Так, например, долговечность деталей и инструментов, работающих в условиях изнашивания (валы, шестерни, кулачковые муфты, отвалы плугов, штампы и т.д.), зависит от сопротивления изнашиванию тонких поверхностных слоев металла, а превышение износа больше допустимых норм выводит их из строя, несмотря на то, что материал в целом может быть вполне работоспособным. Разрушение деталей, работающих при изгибающих нагрузках или в условиях циклического их действия, обычно также начинается в поверхностных слоях. Поэтому повышению поверхностной прочности (при сохранении пластичности сердцевины) деталей машин и инструментов всегда уделялось большое внимание. Пластичность указанным изделиям необходима, чтобы противостоять внешним ударным нагрузкам либо изменяющимся по

величине нагрузкам, а высокая твердость поверхности - для повышения износостойкости. Значимость поверхностного упрочнения деталей для долговечности машин, механизмов и приборов особенно возросла в настоящее время, развитие большинства отраслей промышленности (авиационная, ракетная, теплоэнергетика, атомная энергетика, радиоэлектроника и др.) связано с повышением нагрузок, температур, агрессивности сред, в которых они работают.

Изменить свойства поверхности в необходимом направлении можно различными способами, которые условно делят на два вида: 1) нанесение на поверхность нового материала с необходимыми свойствами; 2) изменение строения или состава поверхностного слоя металла, обеспечивающее желаемое изменение свойств. К первому относят такие хорошо известные покрытия, как гальванические, химические, наплавочные и др., при этом на поверхность металлических сплавов можно нанести и неметаллические материалы - эмаль, краску, различного рода синтетические материалы. Во втором случае поверхность металла подвергают механической (наклеп методом пластической деформации), термической (поверхностная закалка) или химико-термической обработке, в результате чего изменяется строение (структура) или состав поверхностного слоя изделия. Из указанных методов поверхностного упрочнения широко применяется химико-термическая обработка (ХТО) - эффективный способ повышения долговечности деталей машин и инструментов, обладающий по сравнению с другими (например, поверхностной закалкой) такими преимуществами, как большее различие свойств поверхности и сердцевины и возможность упрочнения различных по форме и размерам деталей.

Химико-термическая обработка - сочетание термического и химического воздействия для направленного изменения состава и структуры, а следовательно, и свойств поверхностного слоя деталей. Обычно ХТО проводят для получения твердых износостойких поверхностных слоев, устойчивых против коррозии или зарастойки, что достигается насыщением их различными элементами: углеродом (цементация), азотом (азотирование), углеродом и азотом (нитроцементация), бором (борирование), хромом, алюминием, кремнием и т.д. (диффузионная металлизация). Насыщение происходит в резуль-

тате взаимодействия поверхности с химически активной средой, содержащей вводимый элемент, путем его диффузии в атомарном состоянии при высокой температуре.

Химико-термической обработкой можно получить в поверхностном слое сплав практически любого состава и, следовательно, комплекс требуемых свойств - физических, химических, механических и др., что и является основной особенностью ХТО, в отличие от обычных видов термической обработки, когда изменение свойств металла достигается только за счет структурных превращений при неизменном его химическом составе. Именно поэтому ХТО изменяет в более широких пределах свойства поверхностных слоев, без, однако, при значительном усложнении общей картины изменения структуры и свойств вследствие одновременного теплового и химического воздействий.

Технологический процесс ХТО включает нагрев изделия до заданной температуры в твердой, газовой или жидкой среде, легко выделяющей диффундирующий элемент в атомарном состоянии, выдержку при этой температуре и последующее охлаждение.

По специфике структурных изменений, оборудования и технологии ХТО является самостоятельным научным и технологическим направлением, но так как важнейшую роль играет все же тепловое воздействие на металл, то ее относят к термической.

Для осуществления любого вида ХТО металлическое изделие помещают в среду со значительной концентрацией химического элемента, которым производят насыщение поверхности. Вследствие высокой температуры и концентрации насыщающего элемента происходят три накладывающихся друг на друга элементарных процесса: образование активных атомов в насыщающей среде, адсорбция активных атомов поверхностью и диффузия их в глубь металла.

I. Образование активных атомов в насыщающей среде вблизи насыщаемой поверхности металла (или непосредственно на ней) происходит в результате разнообразных химических реакций. Количество образующихся в единицу времени активных атомов насыщающего элемента зависит от состава и агрегатного состояния насыщающей среды, взаимодействия ее отдельных

оставляющих между собой, давления и температуры процесса, составе стали. В определенных случаях, например, при поступлении атомов непосредственно из расплава, этот прог сс отсутствует.

2. Адсорбция (поглощение активных атомов металлической поверхности) – сложный процесс, протекающий на поверхности насыщения. Адсорбция состоит из физической (обратимой) и химической (хемосорбции), накладывающихся друг на друга. Простая физическая адсорбция приводит только к образованию моно- или полиатомного адсорбционного слоя на всей поверхности изделия (или на некоторых ее участках) за счет сцепления адсорбированных атомов под действием ван-дер-ваальсовых сил притяжения; для ее характерна легкая обратимость процесса (десорбция). При химической адсорбции происходит взаимодействие между атомами насыщающего элемента и насыщаемой поверхности, которое обусловлено возникновением химических связей (или по своему характеру и силе близких к химическим). Адсорбция – всегда экзотермический процесс, приводящий к уменьшению свободной энергии и протекающий очень быстро.

3. Диффузия (перемещение) адсорбированных атомов в решетке металла от поверхности в глубь изделия возникает по мере их накопления на поверхности. Она обусловлена стремлением системы к выравниванию концентрации по объему и представляет собой диффузионный поток атомов насыщающего элемента. Внутри объема металла диффундирующие атомы перемещаются скачками в результате тепловых колебаний и располагаются в "свободных" местах: по границам зерен и на поверхности при наличии недостроенных решеток или пор; внутри кристаллической решетки, когда ее размеры обеспечивают возможность размещения таких атомов (образуется твердый раствор внедрения); в узлах кристаллической решетки, покинутых атомами основного металла вследствие тепловых колебаний (образуется твердый раствор замещения). Диффузия идет медленно и возможна только при растворимости диффундирующего элемента в обрабатываемом металле и достаточно высокой температуре, обеспечивающей атомы необходимой для перемещения энергией. В начале процесса ХТО при недостаточно высокой температуре скорость диффузии пропорциональна количеству "свободных" мест по границам зерен и пор вблизи поверхности металла. При высокой

температуре роль "свободных" мест понижается, и диффузия сопровождается образованием твердых растворов внедрения или замещения, а у поверхности - химического соединения, если концентрация твердого раствора достигла предела растворимости.

Для установления возможности насыщения поверхности железоуглеродистых сплавов тем или иным элементом, определения природы образующихся фаз и режимов проведения химико-термической обработки используют диаграммы состояния железа с насыщаемым элементом.

Слой материала у поверхности внедрения, отличающийся от исходного по химическому составу, называется диффузионным слоем (ГОСТ 20495-75). Материал детали под диффузионным слоем, не затронутый воздействием окружающей активной среды, называется сердцевиной. Под толщиной диффузионного слоя (допускается применение слова "глубина" в сочетании с наименованием процесса: например, глубина цементации) понимают кратчайшее расстояние от поверхности насыщения до сердцевины. Толщина диффузионного слоя является наиболее важной характеристикой ХТО и определяется температурой и продолжительностью процесса насыщения, концентрацией диффундирующего элемента на поверхности и перепадом концентраций его по глубине слоя, составом стали (рис.21). Толщина диффузионного слоя X в зависимости от продолжительности процесса τ при данной температуре выражается параболической зависимостью. Следовательно, с течением времени скорость увеличения толщины слоя непрерывно уменьшается (рис.21а). Повышение температуры увеличивает скорость процесса диффузии, поэтому и толщина диффузионного слоя, образующегося за данный отрезок времени, значительно возрастает (рис.21б). Особенно сильно диффузионные процессы ускоряются при температурах, близких к температурам фазовых превращений, что, вероятно, связано с разрыхлением решетки металла. Толщина диффузионного слоя X_2 при прочих равных условиях ($t = const$; $\tau = const$) тем больше, чем выше концентрация диффундирующего элемента C_0 на поверхности металла (рис.21в).

Концентрация диффундирующего элемента постепенно уменьшается от максимальной на поверхности до нуля на некоторой

глубине, причем максимум ее зависит от активности насыщающей среды, обеспечивающей приток атомов этого элемента

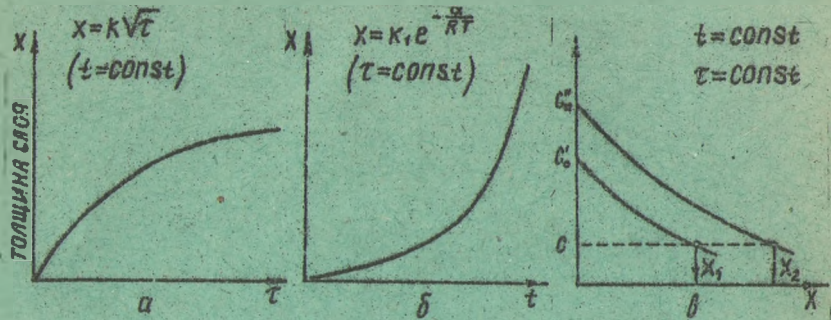


Рис.21. Зависимость толщины диффузионного слоя от продолжительности (а) и температуры (б) насыщения, изменение концентрации по толщине диффузионного слоя (в)

к поверхности; скорости диффузионных процессов, приводящих к переходу этих атомов в глубь металла; составе обрабатываемого металла; состава и структуры образующихся фаз. При чрезмерно высокой скорости подачи атомов из внешней среды возможно выделение на обрабатываемой поверхности диффундирующего элемента, что препятствует дальнейшему насыщению и снижает скорость (интенсивность) ХТО. Диффузионный слой по микроструктуре определяют ввиду изменения химического состава поверхностного слоя. В однофазной зоне концентрация диффузионного слоя плавно изменяется от поверхности в глубь изделия, поэтому под микроскопом граница такой зоны размыта и чаще вообще не выявляется. Если диффузия сопровождается фазовыми превращениями, то строение диффузионной зоны резко отличается от структуры глубинных слоев. Различие в типе решеток и скачок концентраций на границе новой и исходной фаз обуславливают резкую разницу в травимости по обе стороны от этой границы или способствуют вытравливанию самой границы в виде, так называемой, диффузионной линии. Наиболее точно глубину диффузионного слоя можно определить рентгеноструктурным методом или микрорентгено-

спектральным анализом, позволяющим точно установить изменение концентрации диффундирующего элемента.

В настоящее время имеется большой опыт по применению различных видов и методов ХТО, в разработку и освоение которых внесли значительный вклад работы отечественных ученых: В.И.Архарова, Ю.Н.Грибоедова, Г.Н.Дубинина, Г.В.Земскова, И.С.Козловского, И.Е.Конторовича, Ю.М.Лахтина, Д.С.Ляховича и др.

Рассмотрим некоторые разновидности ХТО, относящиеся к сталям; ХТО чугуна, а также цветных металлов и сплавов в промышленности применяется значительно реже.

Цементация стали, т.е. поверхностное науглероживание деталей, является одним из наиболее распространенных процессов ХТО.

Цель цементации - получить детали машин с твердой и износоустойчивой поверхностью при сохранении вязкой, хорошо выдерживающей динамические нагрузки сердцевины. Цементированные изделия хорошо работают при знакопеременных нагрузках и в условиях трения. Цементации подвергают детали из низкоуглеродистой (до 0,3% С) простой и легированной стали (шестерни, поршневые пальцы, шейки валов и осей, втулки, распределительные валики, измерительный инструмент и др.) после механической обработки с припуском на шлифование 0,05-0,10 мм.

Цементацию производят нагревом и длительной выдержкой деталей в науглероживающей среде при температурах аустенитного состояния стали (870-950°C). После цементации детали подвергают термической обработке, состоящей из закалки и низкого отпуска.

Распределение концентрации углерода по глубине диффузионного слоя зависит от температуры и продолжительности процесса, активности среды и химического состава стали. Рекомендуется цементацию проводить так, чтобы концентрация углерода в поверхностном слое не превышала 1,1-1,2% С.

Различают два вида цементации: твердую и газовую. При твердой цементации детали помещают в ящик, наполненный карбонизатором (науглероживающим веществом) - древесным углем с добавками (10-30%) углекислых солей (Ba_2CO_3 ; Na_2CO_3 ; K_2CO_3) и нагревают. Кислород воздуха, имеющегося между

кусочками угля, при температуре процесса (900-950°C) соединяется с углеродом, образуя из-за недостатка кислорода неустойчивую окись углерода CO, разлагающуюся при контакте с железной поверхностью по реакции $2CO \rightarrow CO_2 + C$ с образованием атомарного углерода, который поглощается поверхностью деталей. Добавление углекислых солей активизирует карбюризатор вследствие образования углекислого газа при их разложении и реакции с углем ($Ba_2CO_3 \rightarrow BaO + CO_2$; $CO_2 + C \rightarrow CO$). Процесс твердой цементации — продолжительная операция и занимает, в зависимости от требуемой глубины, от 4 до 25 ч, что объясняется малой скоростью прогрева ящика, наполненного нетеплопроводным карбюризатором. Этот процесс применим только для мелкосерийного и единичного производства.

При газовой цементации детали помещают в цементационную реторту, в которую подают отдельно приготовленный цементующий газ — смесь углерода и газообразные углеводороды, разложение которых дает активный атомарный углерод ($2CO \rightarrow CO_2 + C$; $C_nH_{2n} \rightarrow 2nH + nC$; $C_nH_{2n+2} \rightarrow (2n+2)H + nC$). Наибольшее применение получили предельные углеводороды (C_nH_{2n+2}) — метан, этан, пропан, бутан и др., особенно метан в виде естественно-го газа (92-96% CH_4).

Микроструктура цементированного слоя после медленного охлаждения с температуры цементации состоит из перлита и вторичного цементита (в виде сетки по границам зерен перлита), далее следует слой перлита, затем перлито-ферритная структура, в которой количество феррита увеличивается вплоть до исходной структуры низкоуглеродистой стали. Следовательно, задача цементации (получить высокую поверхностную твердость и износоустойчивость при вязкой сердцевине) не решается одной цементацией — ее достигается лишь выгодное распределение углерода по сечению. Окончательно формирует свойства цементованной детали последующая закалка, после которой на поверхности получается высокоуглеродистый мартенсит, а в сердцевине сохраняются твердость и высокая вязкость. Заключительная операция — низкий отпуск при 150-200°C, переводящий мартенсит закалки в поверхностном слое в отпущенный мартенсит, снимающий внутренние напряжения. В результате такой термообработки (закалка+низкий отпуск) поверхность должна иметь твердость НКС 58-62, а сердцевина —

Н80 25-35 для легированных сталей и еще ниже - для углеродистых.

При твердой цементации для получения цементированного слоя толщиной 0,9-1,0 мм требуется выдержка 8-10 ч, при газовой - 5-6 ч. Такая длительная выдержка стали при температуре 900-950°C приводит к росту зерна аустенита, поэтому цель последующей термической обработки - не только получить высокую поверхностную твердость, но и измельчить зерно сердцевин, что достигается двойной закалкой с низким отпуском. Первую закалку проводят при 850-900°C; ее назначение - измельчить структуру сердцевин и устранить сетку цемента на поверхности (допустима нормализация). Вторая закалка при 750-800°C устраняет перегрев поверхностного слоя и формирует его окончательную твердость (структура - мелкозлачатый мартенсит с вкрапленным избыточным цементом). После цементации наследственно межзернистой стали применима закалка непосредственно с цементационного нагрева или с подстуживанием до 750-800°C.

Азотирование - процесс поверхностного насыщения стали и чугуна азотом - достаточно широко распространенный вид ХТО.

Азотирование применяют для повышения поверхностной твердости, предела усталости, износостойкости, коррозионной и эрозионной стойкости деталей в таких средах, как водопроводная и морская вода, перегретый пар, щелочи, продукты сгорания газов, нефтепродуктов. Азотируют зубчатые колеса, колечные валы, втулки, кулачки, детали водяных насосов, пресс-форм, штампов и другие изделия, изготавливаемые из среднеуглеродистых и легированных сталей (0,3-0,5% С), содержащих хром, ванадий, молибден, вольфрам, алюминий, т.е. элементы, образующие с азотом химические соединения - нитриды.

Азотирование проводят в герметически закрытой реторте при температурах 500-580°C в среде диссоциированного аммиака ($NH_3 \rightarrow N+3H$), атомарный азот которого адсорбируется металлической поверхностью и диффундирует в металл. На основании диаграммы состояния железо-азот (рис.22) образование диффузионного слоя можно объяснить следующим образом: при температуре азотирования ниже

эвтектидной (591°C) происходит предельное насыщение азотом α -железа, далее - образование γ и ϵ -фаз; при диффузии выше эвтектидной температуры - предельное насыщение азотом α и γ -фаз, далее - образование γ' и ϵ -фаз. Глубина, поверхностная твердость и хрупкость азотируемого слоя зависят, в основном, от температуры и продолжительности процесса азотирования и состава азотируемой стали.

Азотирование - заключительная операция термообработки. Предварительная термическая обработка - термоулучшение т.е. закалка и высокий отпуск с получением сорбитной структуры.

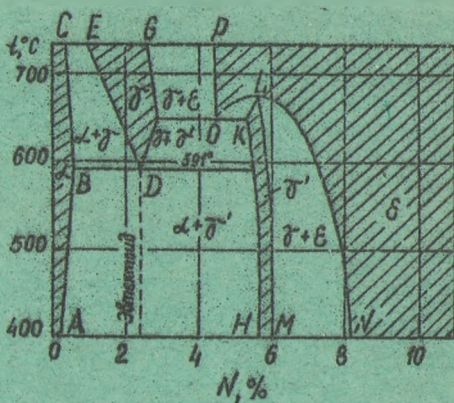


Рис. 22. Диаграмма состояния Fe-N:
 α -фаза - твердый раствор N в Fe;
 γ -фаза - твердый раствор N в Fe;
 γ' -фаза - твердый раствор на основе Fe₃N;
 ϵ -фаза - твердый раствор на основе Fe₂N

Контроль азотированного слоя осуществляется определением его твердости, глубины, хрупкости, а также микроструктурным анализом. Твердость измеряют на приборах Виккерса при нагрузках 5-10 кг (50-100 Н) или микротвердости ПМТ-3 под нагрузкой 2-200 г (0,02-0,2Н). О хрупкости слоя судят при рассмотрении под микроскопом отпечатка, полученного от

Гидравлическая пирамида Виккерса или конуса Роквелла.

Преимущества азотированных слоев перед цементованными: более высокая поверхностная твердость (1000-1200 по Виккерсу), износостойкость и предел усталости; нечувствительность к надрезам и концентраторам напряжений; незначительная деформация изделий. Недостаток процесса азотирования - его большая длительность (30-50 ч вследствие малой скорости диффузии азота при 500-600°C); приблизительно за 10 ч выдержки получают азотированный слой глубиной 0,1 мм. При пересыщении поверхности изделий азотом увеличивается хрупкость слоя, что в ряде случаев может быть исправлено последующей выдержкой изделий в среде полностью диссоциированного аммиака (деазотирование).

Цианирование - процесс одновременного насыщения поверхности стали углеродом и азотом. Цель процесса - повысить твердость, износостойкость, усталостную прочность деталей машин, а также твердость, износостойкость и красностойкость инструмента.

Технологически процесс разделяется на высокотемпературное и низкотемпературное цианирование. Высокотемпературное цианирование проводят при 800-950°C для деталей из конструктивных низко- и среднеуглеродистых, простых и легированных сталей с последующей закалкой и низким отпуском. Низкотемпературное - при 500-600°C для повышения стойкости термически обработанного инструмента из быстрорежущих и среднеуглеродистых сталей.

Процесс цианирования осуществляется в твердых, жидких и газобразных средах.

Твердое цианирование аналогично твердой цементации, но с добавлением в карбюризатор цианистых солей. Процесс низкотемпературного цианирования производится редко.

Жидкое цианирование осуществляют в ваннах в смеси расплавленных цианистых солей типа $NaCN$, KCN , $K_4Fe(CN)_6$ или $Ca(CN)_2$ с нейтральными солями типа $NaCl$, Na_2CO_3 , $BaCl_2$ и др. Недостаток процесса - большая ядовитость цианистых солей.

Газовое цианирование (нитроцементация) является более совершенным способом и проводится в смеси науглероживающих и азотирующих газов. Науглероживающим может быть любой газ,

Применяемый при газовой цементации (природный, пиролизный, смесь природного газа и газа-разбавителя и др.), азотирующим - аммиак. Соотношение газов: 10-30% аммиака и 90-70% углеродизирующего газа.

При высокотемпературном (830-850°C) газовом цианировании диффузионный слой толщиной 0,6-0,8 мм получают за 5-7 ч, а повышения температуры до 900-950°C приводит к значительному ускорению процесса диффузии и получению еще более глубоких слоев. Низкотемпературное (560°C) газовое цианирование инструмента из стали P18 и P9 в течение 0,5-3 ч дает диффузионный слой толщиной от 20 до 120 мкм при поверхностной твердости выше 1000 единиц по Виккерсу.

Структуру цианированного слоя определяет количество углерода и азота, находящегося в нем, что, в свою очередь, зависит от температуры и продолжительности процесса, состава среды и цианируемой стали. Структура диффузионного слоя после высокотемпературного цианирования, закалки и низкого отпуска состоит из карбонитридного мартенсита, остаточного аустенита и карбонитридных фаз, а после низкотемпературного - из карбонитридного мартенсита, карбидов и включений мелкодисперсных карбонитридных фаз. Цианированная поверхность имеет высокую твердость и износостойчивость, превосходящую цементированную, что объясняется наличием в диффузионном слое не только углерода, но и азота. Кроме того, более низкая температура процесса цианирования и меньшая его продолжительность не приводит к росту зерна, как при цементации; поэтому закалку после цианирования проводят сразу, что тоже обуславливает высокую твердость поверхности.

Контроль деталей после высокотемпературного цианирования аналогичен контролю цементированных, а после низкотемпературного - азотированных деталей.

Порядок выполнения работы

Студентам предоставляется коллекция микрошлифов, прошедших химико-термическую обработку, с указанием марки стали, предварительной или окончательной термической обработки.

При выполнении работы следует:

I) провести микроанализ шлифов (определить микроструктуру сердцевин и диффузионных слоев; объяснить их строение,

используя диаграммы состояния);

2) изобразить графически схемы термической и химико-термической обработки данных сталей и дать объяснение их целесообразности.

Содержание отчета

При составлении отчета необходимо зарисовать и дать краткое описание микроструктур сердцевин и диффузионных слоев цементованных и азотированных образцов; составить технологию и изобразить графически схемы их химико-термической обработки.

К о н т р о л ь н ы е в о п р о с ы

1. Сущность и элементарные стадии ХТО. Назначение и основные виды ХТО. Преимущества и недостатки ХТО.

2. Цементация: ее виды. Технология ХТО, включающая цементацию. Стали и детали, подвергаемые цементации.

3. Азотирование: его сущность. Структура и свойства азотированной стали. Особенность технологии ХТО, включающей азотирование. Стали и детали, подвергаемые азотированию.

4. Цианирование: его виды. Технология ХТО, включающая цианирование. Структура и свойства диффузионных слоев после термической обработки цементированной и цианированной сталей.

Лабораторная работа № 6

ИЗУЧЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Цель работы: изучение микроструктуры и свойств цветных металлов и сплавов, установление связи между структурой сплава и соответствующей диаграммой состояния.

Теоретическая часть

Все металлы, за исключением железа и его сплавов, называются цветными. Цветные металлы имеют существенный недостаток: они дороже черных металлов и более дефицитны. Поэтому их применение оправдывается лишь особыми физическими, механическими и химическими свойствами. В данной работе рассматриваются наиболее распространенные промышленные цветные металлы и сплавы, являющиеся основой конструкционных материалов.

I. Сплавы на основе меди

Медь — металл характерного красного цвета с плотностью 8,9 г/см³ и температурой плавления 1083°С. Высокие электропроводность, теплопроводность, пластичность и коррозионная стойкость меди являются основными факторами, благодаря которым она нашла широкое применение в электротехнической, машиностроительной и приборостроительной промышленности.

Механические свойства меди приведены в табл. II.

Т а б л и ц а II

Состояние	$\sigma_{\text{в}}$ МПа	δ %
Литая	150-200	12-25
Прокатанная и отожженная	250-270	40-50
Нагартованная	400-430	1-2

В зависимости от чистоты изготавливают следующие марки меди: М00(99,99% Cu), М0(99,95% Cu), М1(99,9% Cu), М2(99,7% Cu), М3(99,5% Cu), М4(99% Cu).

Присутствующие в меди примеси оказывают большое влияние на ее свойства. По характеру взаимодействия примесей с медью их можно разделить на три группы:

1) примеси, образующие с медью твердые растворы: Ni, Zn, Sb, Sn, Al, As, Fe, P и др. Эти примеси (особенно Sb и As) резко снижают электро- и теплопроводность меди, поэтому для проводников тока применяют медь марок М0 и М1, содержащую $\leq 0,002\%$ Sb и $0,002\%$ As. Сурьма, кроме того, затрудняет горячую обработку давлением;

2) примеси Pb, Bi и другие практически не растворимы в меди; они образуют в ней легкоплавкие эвтектики, которые, выделяясь по границам зерен, затрудняют обработку давлением;

3) примеси кислорода и серы, образующие с медью хрупкие химические соединения Cu_2O , Cu_2S , входящие в состав эвтектики.

Легкоплавкие эвтектики и хрупкие химические соединения ухудшают механические свойства меди и снижают ее способность к пластической деформации.

Из-за невысокой прочности чистая медь как конструктивный материал не находит широкого применения. Повышение ее механических и технологических характеристик может быть достигнуто сплавлением с другими металлами: Zn , Sn , Pb , Ce и др. Различают две основные группы медных сплавов: 1) латуни; 2) бронзы.

Л а т у н и. Сплавы меди с цинком называют латунями.

Диаграмма состояния $Cu - Zn$ показана на рис. 23 (левая часть полной диаграммы). Незаштрихованная часть диаграммы относится к системам, имеющим широкое применение в технике. В твердом состоянии медноцинковые сплавы образуют:

- 1) твердый α -раствор цинка в меди (типовой твердый раствор замещения) при содержании до 39% Zn ;
- 2) твердый β -раствор на базе соединения электронного типа $CuZn$ при содержании 45-49% Zn ;
- 3) смесь $\alpha + \beta$ твердых растворов.

В зависимости от фазового состава сплавы $Cu - Zn$ называют α , $\alpha + \beta$ и β -латунами.

Латуни, имеющие в структуре однофазный α -раствор с кристаллической решеткой меди, хорошо поддаются обработке давлением в горячем и холодном состояниях, сварке, пайке и лужению.

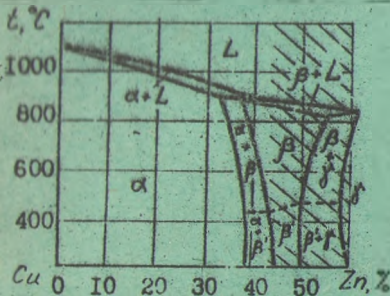


Рис. 23. Левая часть диаграммы состояния медь-цинк

В литом состоянии α -латуни имеют типичную дендритную структуру. В данном случае светлые оси дендритов, обогащенные медью, расположены на темном фоне богатого цинком α -твердого раствора (рис. 24).

Деформация и последующий отжиг литой

латуни при температуре 600-700°C устраняют лимитическую необходимость в пределах зерна. В результате получается однородная зернистая структура с характерными полосами двойников.

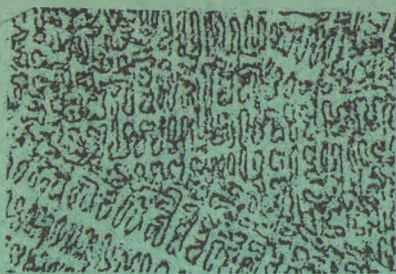


Рис. 24. Микроструктура литой α -латуни
дний раствор обозначается β' .

Микроструктура двухфазных латуней состоит из светлых кристаллов α -твердого раствора и более темных β -твердого раствора (рис.25).



Рис.25. Микроструктура литой двухфазной латуни Л62

и химическими свойствами, в состав которых входят алюминий, кремний, железо, никель, олово и др. Марку латуни обозначают буквой Л, за которой следует цифра, указывающая среднее содержание (в процентах) меди в сплаве, например, Л62, Л68, Л70 и т.д. Для обозначения специальных латуней после буквы Л ставят начальную букву легирующего компонента, его процентное содержание указывают цифрой, например, ЛС 59-1 (1% Sn), ЛЖ 60-1 (1% Al, 1% Fe), ЛО 60-1 (1% Sn).

По технологическому признаку латуни разделяют на де-

Латуни, имеющие двухфазную структуру $\alpha+\beta$ обладают низкой пластичностью и обрабатываются давлением лишь в горячем состоянии. Выше $454-468^{\circ}\text{C}$ β -фаза - неупорядоченный твердый раствор. При этих температурах происходит упорядоченке расположения атомов меди и цинка в решетке объемно-центрированного куба. Упорядоченный твер-

При переходе в однофазную (β) область латуни становится очень хрупкой, вследствие чего резко снижается ее пластичность. Поэтому на практике используют латуни, содержащие не более $42\% \text{Zn}$, т.е. α - и $(\alpha+\beta)$ латуни. Кроме простых латуней, т.е. сплавов меди с цинком, в технике широко применяются специальные латуни с более высокими механически-

формируемые и литейные.

К деформируемым латуням, согласно ГОСТ 15527-70, относят медно-цинковые сплавы с содержанием 4-10% Zn (Л96, Л90), 15-20% Zn (Л85, Л80), 30-40% Zn (Л70, Л68, Л62), а также специальные латуни, легированные алюминием, кремнием, оловом, никелем, свинцом и т.д. (с содержанием легирующих компонентов примерно 2%); например, алюминизованная латунь ЛА77-2, алюминий-железистая латунь ЛАЭЖО-1-1 и др.

К литейным латуням относят медно-цинковые сплавы с содержанием 14-30% цинка, легированные алюминием, марганцем, кремнием, железом и свинцом (с содержанием легирующих компонентов более 3%); например, ЛКС 80-3-3, ЛАЭМЦ 66-6-3-2, ЛАЭЦА 60-2-1-1-1 и др.

Б р о н з ы. Бронзами называют сплавы меди с оловом, алюминием, марганцем, кремнием, бериллием и др. (за исключением цинка). В зависимости от элементов, присутствующих в сплаве, различают оловянистые, алюминиевые, бериллиевые, свинцовистые бронзы и т.д. Бронзы обозначают буквами Br и первыми буквами основных легирующих компонентов, за которыми следуют цифры, показывающие их процентное содержание. Например, БРОФ 4-0,25 означает, что бронза оловянисто-фосфористая с содержанием 4% и 0,25% , остальное - медь. БРАЖН 10-4-4 содержат 10% Al , 4% Fe , 4% Mn , остальное - медь.

Очень широкое применение получили технические оловянистые бронзы с содержанием 10-12% Sn и реже - до 20-25% Sn . Из диаграммы состояния медь-олово (рис.26) видно, что медно-оловянистые сплавы при 800-700°C образуют твердый α -раствор олова в меди (при содержании до 13,5% Sn) и смесь двух фаз $\alpha + \beta$ (при содержании 13,5-22% Sn).

Особенностью оловянистых бронз является их большая склонность к ликвации. В связи с этим на диаграмме нанесены линии двух видов: сплошные линии соответствуют равновесному состоянию, которое достигается после значительной деформации и длительного отжига сплавов; штриховые линии показывают состояние сплавов после ускоренного охлаждения. При медленном охлаждении кристаллы β -фазы, представляющие твердый раствор на базе соединения электронного типа $Cu_{15}Sn_8$, претерпевают эвтектичный распад с образованием смеси α -фа-

зи и γ -фазы, а при 520°C кристаллы твердого раствора γ -фаза распадутся на смесь фаз α и δ . В свою очередь, при 50°C δ -фаза распадается на твердый α -раствор и ϵ -фазу (соединение Cu_2Sn). В результате медленного охлаждения при комнатной температуре

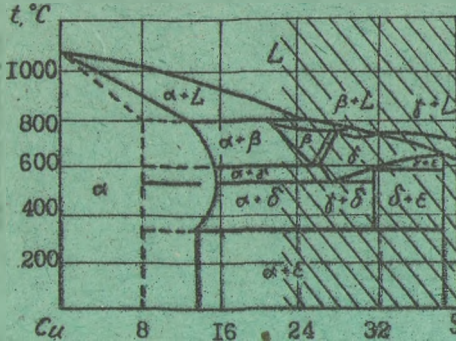


Рис. 26. Левая часть диаграммы состояния медь-олово

микроструктура оловянистой бронзы состоит из смеси фаз $\alpha + \epsilon$. При реальных условиях охлаждения последнее превращение не успевает произойти и бронза состоит из фаз $\alpha + \delta$ (соединение $\text{Cu}_{11}\text{Sn}_5$).

В структуре литой бронзы, содержащей 5-6% олова,

наблюдается дендритное строение α -твердого раствора: оси дендритов, обогащенные медью - темные, а межосные пространства с повышенной концентрацией олова - светлые. В бронзах, содержащих олова более 6%, наряду с α -твердым раствором внутри светлых зон, обогащенных оловом, располагаются участки эвтектоида $\alpha + \delta$, который имеет точечное неоднородное строение. Наличие твердых включений эвтектоида в пластичной матрице α -твердого раствора обеспечивает хорошие антифрикционные свойства сплава. Эти сплавы применяются для заливки вкладышей подшипников, работающих при больших удельных давлениях и скоростях.

В структуре двойных оловянистых бронз можно видеть посторонние включения: в плохо раскисленной бронзе обнаруживаются твердые хрупкие включения окиси олова SnO_2 . Эти примеси устраняются при раскислении введением небольших (до 1%) количеств фосфора.

Для удешевления в большинство промышленных бронз добавляют 5-10% Zn . Цинк в этих количествах растворяется в меди и не оказывает существенного влияния на структуру.

Алюминиевая бронза, являясь хорошим заменителем дефицитной оловянистой бронзы, имеет высокие механические, коррозионные и антифрикционные свойства. На рис.27 приведена диаграмма состояния системы $Cu-Al$, на которой отмечены составы, имеющие промышленное применение (заштрихованная часть).

Сплавы с содержанием до 9,8% Al имеют однофазную структуру твердого раствора α , а при больших количествах алюминия - двухфазную, состоящую из твердого раствора α и эвтектоида ($\alpha + \beta$). β -фаза представляет собой твердый раствор на базе химического соединения Cu_9Al_4 .

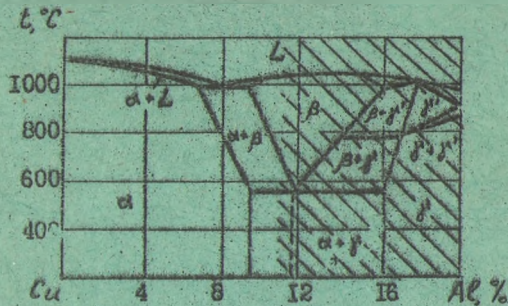


Рис.27. Часть диаграммы состояния системы $Cu-Al$

Однофазные алюминиевые бронзы (БрА5) весьма пластичны, хорошо деформируются в холодном и горячем состояниях. Из двухфазных алюминиевых бронз наиболее часто берется состав, близкий к 10% Al . Эти сплавы обрабатываются давлением при высоких температурах, но чаще применяются в литом состоянии.

Алюминиевые бронзы обладают высоким сопротивлением коррозии и по прочности не уступают углеродистым сталям. Двухфазные алюминиевые бронзы применяются в виде более сложных сплавов, они часто легируются Fe , Mn , Ni и другими элементами.

В качестве подшипниковых сплавов широкое применение находят свинцовистые бронзы. По составу они делятся на двойные (с 30-35% Pb) и легированные с добавками олова и никеля (БрС30; БрОС5-2,5; БрСН60-2,5).

Медь и свинец в твердом состоянии растворяются друг в друге в незначительных количествах. В связи с этим микроструктура двойных свинцовистых бронз состоит из зерен меди и эвтектики, в которой содержится 99,98% Pb (рис.28).

Вследствие значительной разницы плотностей меди и свинца в этих бронзах возникает ликвация. Перемешиванием расплава перед разливкой удается измельчить зерно бронзы и добиться равномерного распределения свинца, который слу-

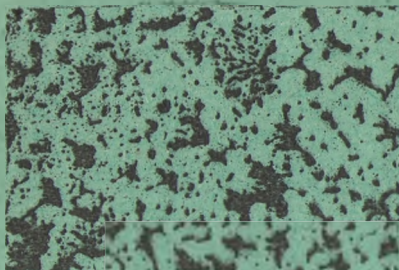


Рис.28.Микроструктура свинцовистой бронзы BrС30 (светлые зерна меди и темные участки эвтектики)

жит смазкой при работе подшипника.

Олово и никель, растворяясь в меди, упрочняют медную основу бронзы и повышают их износостойкость.

2. Алюминий и его сплавы

Наиболее характерные свойства чистого алюминия — небольшая плотность ($\gamma = 2,7 \text{ г/см}^3$), низкая температура плавления (660°C), высокая пластичность и малая

прочность. Прокатанный и отожженный алюминий высокой чистоты имеет $\sigma_{\text{т}} = 60 \text{ МПа}$, $\sigma_{\text{д}} = 20 \text{ МПа}$, $\psi = 85\%$, $\delta = 40\%$.

Алюминий обладает высокой электропроводностью, теплопроводностью и очень высокой скрытой теплотой плавления. Несмотря на большое сродство с кислородом, алюминий подвергается коррозии на воздухе и в некоторых других средах весьма слабо, что объясняется образованием плотной пленки Al_2O_3 , защищающей металл от коррозии. По ГОСТ 11069-74 в зависимости от чистоты изготавливают следующие марки алюминия: особой чистоты А 999 (99,999% Al); высокой чистоты А 995 (99,995% Al), А 99 (99,99% Al); А 97 (99,97% Al), А 95 (99,95% Al); технической чистоты А85 (99,85% Al), А8 99,8% Al), А7 (99,7% Al), А6 (99,6% Al), А5 (99,5% Al), А0 (99,0% Al), А (99% Al), АВ (99,5% Al).

Примеси алюминия, особенно магний и марганец, снижают его электро- и теплопроводность; железо заметно снижает кор-

розионную стойкость. Однако магний и марганец, а также медь, цинк, никель и хром упрочняют алюминиевые сплавы.

Широкое распространение получили сплавы на алюминиевой основе, которые разделяют на деформируемые и литейные.

а) Алюминиевые литейные сплавы

Наиболее распространенными литейными сплавами являются силумины, т.е. сплавы алюминия с кремнием (5-14% Si). Все силумины обладают высокой жидкотекучестью, малой усадкой, удовлетворительной коррозионной стойкостью и малой плотностью.

Диаграмма состояния системы $Al-Si$ изображена на рис.29. Микроструктура литейных доэвтектических силуминов (рис.30а) состоит из светлых дендритов α -твердого раствора кремния в алюминии и двойной эвтектики $\alpha+Si$ игольчатого типа. Относительное количество последней повышается с увеличением содержания кремния в сплаве и достигает 100% в эвтектическом силумине (рис.30б).

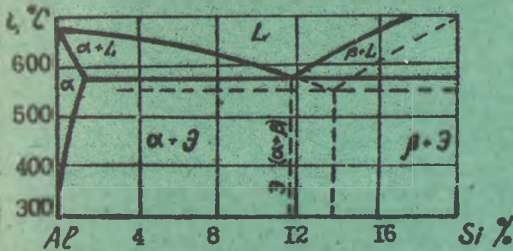
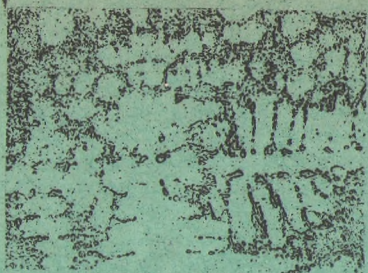


Рис.29. Часть диаграммы состояния $Al-Si$

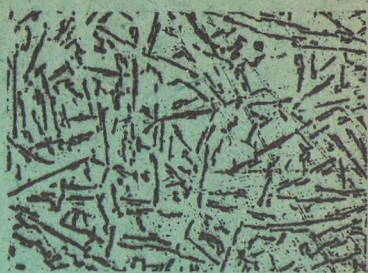
В силуминах заэвтектического состава избыточной фазой являются многогранные кристаллы кремния светло-серого цвета, расположенные в игольчатой эвтектической основе.

Эвтектика в силуминах имеет грубоигольчатое

строение, поэтому из-за высокой хрупкости кремния они имеют низкие механические свойства ($\sigma_b = 120-160$ МПа, $\delta = 1-2\%$). Для улучшения этих свойств силумины модифицируют, т.е. перед разливкой в расплав вводят небольшие добавки натрия (0,05-0,08% к массе сплава) или кальция, бора и некоторых других элементов. Введение модификатора приводит к смещению линий на диаграмме состояния; снижается температура кристаллизации и эвтектика смещается в сторону больших содержаний кремния (рис.29).



а



б

Рис. 30. Микроструктура немодифицированных двойных силуминов с 10-13% кремния: а - доэвтектических, б - эвтектических

Силумины заэвтектического состава (II, 6-13% Si) становятся доэвтектическими, в их структуре вместо первичных крупных кристаллов кремния имеются дендриты пластичного α -твердого раствора. Переохлаждение приводит к формированию мелкозернистой эвтектики (рис. 31).

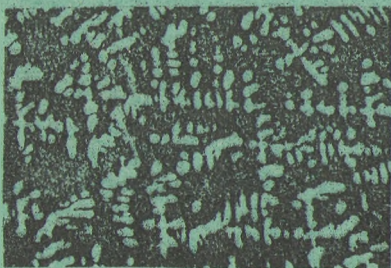


Рис. 31. Микроструктура модифицированного двойного силумина с 10-13% кремния

Для повышения прочностных характеристик двойные силумины легируют (Mg, Cu, Mn и др.) и подвергают термической обработке. В настоящее время применяются силумины следующих марок: АЛ2 (10-13% Si), АЛ3 (0,2-0,4% Mg, 6,0-8,0% Si), АЛ5 (0,35-0,60% Mg, 4,5-5,5% Si, 1,0-1,5% Cu).

К литейным алюминиевым

сплавам относятся также алюминиевомагниево-медные сплавы: АЛ2 (9-11% Cu), АЛ7 (4-5% Cu), алюминиевомагниево-никелевые сплавы: АЛ 8 (магналий, 9,2-11,5% Mg), жаропрочные сплавы: АЛ1 (1,25-1,75% Mg, 3,75-4,5% Cu, 1,75-2,25% Ni, 0,15-0,25% Cr), АЛ21 (0,8-1,3% Mg, 0,15-0,25% Mn, 4,6-6% Cu, 0,1-0,25% Cr, 2,6-3,6% Ni).

о) Деформируемые алюминиевые сплавы

Деформируемые сплавы применяются для производства полуфабрикатов (листы, ленты, профили, проволока и т.д.). При холодной обработке эти сплавы упрочняются, что снижает их пластичность; для снятия наклепа сплавы подвергают отжигу.

Деформируемые сплавы подразделяют на упрочняемые и не упрочняемые термической обработкой.

Сплавы, не упрочняемые термической обработкой, используются либо в отожженном, либо в нагартованном состоянии со структурой твердого раствора и выделением соответствующих вторичных фаз.

Эти сплавы характеризуются сравнительно невысокой прочностью, высокой пластичностью и коррозионной стойкостью. Их применяют в тех случаях, когда требуется высокая пластичность для изделий, получаемых глубокой штамповкой.

К деформируемым сплавам, не упрочняемым термической обработкой, относятся сплавы на основе системы $Al-Mg$ (0,5-7% Mg) - магналии и системы $Al-Mn$ (1,0-1,6% Mn) - алюминий-марганцевые сплавы.

Магналии $AlMg1$ (0,5-1,8% Mg), $AlMg2$ (1,8-2,8% Mg), $AlMg3$ (3,2-3,8% Mg), $AlMg4$ (3,8-4,8% Mg) хорошо деформируются в горячем и холодном состояниях. Сплавы с содержанием Mg, 5% $AlMg5$, $AlMg6$ деформируются плохо: быстро нагартуются и требуют большего количества отжигов, однако являются лучшими свариваемыми материалами. Магналии по сравнению с другими алюминиевыми сплавами обладают самым высоким пределом усталости. $AlMg6$ в отожженном состоянии имеет структуру α -твердого раствора с включениями β -фазы (Al_3Mg_2) и следующие механические свойства: $\sigma_B = 320-380 \text{ МПа}$,

$\delta = 15-20\%$. Магналии применяются в строительстве, судостроении, авиации и т.д. для изготовления мало- и средненагруженных конструкций.

Сплав $AlMn$ (1,0-1,6% Mn) представляет собой твердый раствор марганца в алюминии, в котором также имеются в небольшом количестве частицы соединения Al_6Mn . Данный сплав характеризуется высокой пластичностью, но малой прочностью $\sigma_B = 90-150 \text{ МПа}$, $\delta = 18-22\%$. Прочность сплавов $AlMn$,

как и магналий, можно повысить (для АМц до 190 МПа) холодно-деформацией-нагревкой.

Сплавы АМц применяют для изготовления сварных баков, бензо- и маслопроводов, радиаторов автомашин и тракторов, посуды.

К упрочняемым термообработкой алюминиевым сплавам относят следующие: дюралюминий Д1 (3,8-4,8% Cu , 0,4-0,8% Mg , 0,4-0,8% Mn), Д16 (3,8-4,9% Cu , 1,2-1,8% Mg , 0,3-0,9% Mn), ВД17 (2,6-3,2% Cu , 2,0-2,4% Mg , 0,45-0,7% Mn), Д19 (3,8-4,3% Cu , 1,7-2,3% Mg , 0,5-1,0% Mn) на основе системы $Al-Cu-Mg$, эвиль типа АВ (0,1-0,5% Cu , 0,45-0,9% Mg , 0,15-0,35% Mn , 0,5-1,2% Si) на основе системы $Al-Cu-Mg-Si$, высокопрочные сплавы типа В95 (1,4-2,0% Cu , 1,8-2,8% Mg , 0,2-0,6% Mn , 5-7% Zn , 0,1-0,25% Cr) на основе системы $Al-Cu-Ig-Zn$, жаропрочные сплавы типа АК 4-1 (1,9-2,5% Cu , 1,4-1,8% Mg , 0,35% Si , 0,8-1,4% Fe , 0,8-1,4% Ni , 0,02-0,17% C) на основе системы $Al-Mg-Ni-Si$, ковочные алюминиевые сплавы типа АК6 (1,8-2,6% Cu , 0,4-0,8% Mg , 0,4-0,8% Mn , 0,7-1,2% Si) на основе системы $Al-Mg-Si$.

Все перечисленные сплавы упрочняются термической обработкой - закалкой с последующим искусственным или естественным старением.

Под старением дюралюминия понимают выдержку при комнатной температуре в течение 5-7 сут, в результате чего происходит дисперсионное твердение. Продолжительность старения можно сократить, применяя искусственное старение - выдержку в течение 2-3 ч при 150-180°C.

Дюралюминий упрочняют за счет меди и магния, фазами $S(Al_2MgCu)$, $\Theta(CuAl_2)$ и $T(Al_6CuMg_4)$. Наибольший эффект упрочнения обеспечивается S-фазой, затем Θ -фазой и незначительный - T-фазой.

Механические свойства дюралюминия марки Д1 после отжига - следующие: $\sigma_{\bar{c}} = 210$ МПа, $\delta = 18\%$. Структура этого сплава после отжига состоит из кристаллов твердого раствора $Al(Cu, Mg)$ и вторичных выделений кристаллов $CuAl_2$ и Al_2CuMg .

Закалка сплава Д1 заключается в нагреве до 505-510°C, выдержке при этой температуре и быстром охлаждении. При

нагреве и выдержке происходит растворение вторичных фаз. При закалке дуралюминия с охлаждением в воде фиксируется структура пересыщенного твердого раствора $Al(Cu, Mg)$, существовавшая при температуре нагрева.

У свежезакаленного состояния $\sigma_{0.2} = 300$ МПа, $\delta = 18\%$. Этот пересыщенный твердый раствор устойчив. После старения сплав Д1 состоит из зерен твердого раствора и темных включений интерметаллических соединений, не растворившихся в алюминии.

После закалки и естественного старения дуралюминий Д1 имеет следующие механические свойства: $\sigma_{0.2} = 410-490$ МПа, $\delta = 15\%$. Этот сплав применяется для изготовления различных деталей машин и конструкций средней прочности.

Дуралюминий, как и другие сплавы этой группы, хорошо деформируется в горячем и холодном состояниях. При холодной обработке (обычно прокатка) требуется промежуточный отпуск при $350-370^\circ C$ для снятия наклепа.

3. Подшипниковые сплавы

Наиболее распространенными подшипниковыми материалами являются антифрикционные сплавы на оловянистой и свинцовистой основах, которые называются баббитами. Эти сплавы обладают малым коэффициентом трения, пластичностью, микрокапиллярностью, а также неоднородной по твердости структурой (твердые включения в мягкой основе). Твердые кристаллы обеспечивают хорошую сопротивляемость трению, а мягкая основа — хорошую прирабатываемость вкладыша к валу. При вращении в подшипниках мягкая основа, соприкасаясь с валом, изнашивается и образует сеть микрокапилляров, по которым циркулирует смазка.

Баббиты на оловянистой основе состоят из олова и сурьмы с небольшими добавками меди для предотвращения ликвации сплава. Одним из лучших баббитов на оловянистой основе является сплав Б1, который содержит $10-20\% Sb$, $5,5-3,5\% Cu$, $83\% Sn$. Рассмотрение диаграммы состояния олово-сурьма (рис. 32) показывает, что при содержании $10-12\% Sb$ структура сплава — двухфазная ($\alpha + \beta'$), где β' — твердый раствор на базе химического соединения $SnSb$, а α — фазы твердый раствор сурьмы в олове.

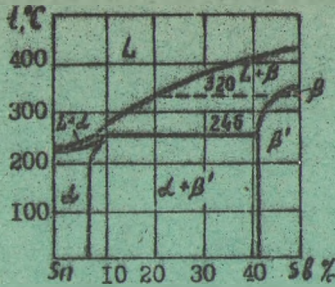


Рис.32. Диаграмма состояния олово-сурьма

нагруженных машин (паровые турбины, турбокомпрессоры, турбокомпасы).

Подшипниковые сплавы на оловянистой основе дороги, поэтому их заменяют, где это возможно, более дешевыми свинцовистыми баббитами. Последние являются сплавами системы Pb-Sb (рис.34).



Рис.33. Микроструктура баббита Б33 (на темном фоне α-твердого раствора - светлые полиэдры SnSb, светлые иглы и звездочки Cu₅Sn₆)

Для повышения пластичности и приработчиваемости в сплавы на основе свинца, кроме сурьмы и меди, вводят до 15-17% олова (рис.35). Типичный сплав этой системы - баббит Б16 (15-17% Sn, 15-17% Sb, 1,5-2,0% Cu, Pb-остальное).

Структура баббита Б33 (рис.33) состоит из пластичного α-твердого раствора сурьмы в меди и олове в виде основного темного фона и твердых включений химических соединений SnSb (крупные кристаллы полиэдрической формы) и Cu₅Sn₆ (белые иглы и звездочки). Баббит Б33 применяется для заливки подшипников тяжелых нагруженных машин (паровые турбины, турбокомпрессоры, турбокомпасы).

Подшипниковые сплавы на оловянистой основе дороги, поэтому их заменяют, где это возможно, более дешевыми свинцовистыми баббитами. Последние являются сплавами системы Pb-Sb (рис.34).

Лучшими антифрикционными свойствами из этой системы обладают эвтектические сплавы (16-18% Sb). Ликвация свинцовистых сплавов устраняется введением меди, которая с сурьмой образует химическое соединение Cu₅Sb. Мягкой основой свинцовистых баббитов БС (16-18% Sb, 1,0-1,5% Cu, Pb-остальное) служит эвтектика (Pb-Sb), а твердыми частицами - крупные светлые полиэдры β(Sb)-фазы и игольчатые светлые кристаллы Cu₅Sb.

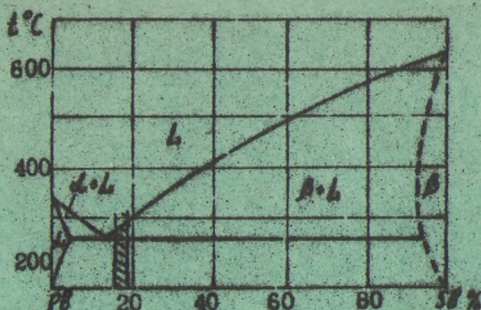


Рис. 34. Диаграмма состояния системы свинец-сурьма

Свинцовистые и свинцово-оловянистые баббиты применяются для изготовления подшипников тракторных и автомобильных двигателей, металлообрабатывающих станков, трансмиссий, электродвигателей и других изделий.



Рис. 35. Микроструктура баббита В16 (светлые полиэдры β -фазы (Sn Sb) и иглы α на фоне эвтектики [α (Pb) + β (Sn Sb)])

Порядок выполнения работы

Для выполнения работы студентам предоставляется коллекция протравленных микрошлифов медных, алюминиевых и подлинниковых сплавов известного химического состава. Прежде чем приступить к изучению структур, студенты с помощью диаграммы состояния должны четко представить формирование структуры данного сплава в стабильном состоянии. Если наблюдаемая

структура отличается от ожидаемой в соответствии с диаграммой состояния, то следует дать пояснения, почему это происходит.

При выполнении работы следует:

- 1) начертить соответствующие диаграммы состояния и указать на них положение изучаемых сплавов;
- 2) построить кривые охлаждения с указанием превращений, происходящих в сплавах;
- 3) зарисовать микроструктуры изучаемых сплавов, указать структурные составляющие, присутствующие в сплавах;
- 4) указать марки сплавов, их свойства и области применения;
- 5) написать отчет по работе в соответствии с вышеуказанными пунктами задания.

Содержание отчета

При составлении отчета необходимо дать краткое описание микроструктуры и свойств цветных сплавов, привести соответствующую диаграмму состояния и построить кривые охлаждения, применить правила фаз и отрезков, зарисовать структуры изучаемых сплавов.

Контрольные вопросы

1. Как влияют примеси на свойства чистой меди? Как классифицируются медные сплавы? Какие сплавы относятся к латуням? Их маркировка и состав. Какие сплавы относятся к бронзам? Их маркировка и состав.

2. Свойства и применение алюминия. Как классифицируются алюминиевые сплавы? Какие сплавы упрочняются путем термической обработки? Укажите их марки, состав, режим термической обработки, свойства. Какие вы знаете литейные алюминиевые сплавы? Приведите их марки, состав, методы обработки, свойства. Как и для чего производится модифицирование сплавов?

3. Укажите состав, свойства и области применения сплавов на основе олова. То же о сплавах на основе свинца.

ЛИТЕРАТУРА

- Гуляев А.П. Цветалловедение. - М., 1977. - 646 с.
Ляхтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение. - М., 1980. - 493 с.
Масленников Ф.И. Лабораторный практикум по металловедению. - М., 1961. - 268 с.
Качанов Н.Н. Прокаливаемость стали. - М., 1978. - 190 с.
Термическая обработка в миностроении. Справочник под ред. Ю.М.Ляхтина и А.Г.Рахштадта. - М., 1980. - 783 с.

ОГЛАВЛЕНИЕ

Лабораторная работа № 4. Определение прокаливаемости стали	3
Лабораторная работа № 5. Химико-термическая обработка стали	15
Лабораторная работа № 6. Изучение мнн роструктуры и свойств цветных металлов и сплавов	27

Состе ители: Николай Александрович Свидиунович,
Борис Николаевич Пальчевский, Александр Иванович Гарост, и др.

ЛАБОРАТОРНЫЙ ПРАКТИКУМ ПО КУРСУ "МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ"

Редактор И.В.Старовойтова. Корректор О.Ю.Ромаева.
Подписано в печать 28.09.83 .АТ 13301 .Формат 60x84¹/16.
Печать офсетная. Усл.печ.л.2,2.Уч.-изд.л.2,4. Тираж 500 экз.
Заказ 523 .Цена 7 к.

Отпечатано на ротапринтере Белорусского ордена Тггдового
Красного Знамени технологического института им. С.М.Кирова.
220630. Минск, Свездлова, 13.