

ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №1

ОТЖИГ I РОДА (РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИОННЫЙ ОТЖИГ)

Рекристаллизационный отжиг предназначен в основном для устранения различных отклонений в структуре металла или сплава от равновесного состояния, возникших в результате наклепа (упрочнения в результате пластической деформации).

Обработка материалов путем пластической деформации повышает их механическую прочность. Эта операция используется как самостоятельная в случае, когда трудно или невозможно повышение прочности металла или сплава с помощью термической обработки, так и в комбинации с термической обработкой (термомеханическая, механико-термическая), дающей возможность получения очень высоких результатов прочностных характеристик материала. В то же время при получении деталей методами обработки металлов давлением снижается пластичность материала в процессе его деформирования за счет наклепа, что не выгодно, так как требует повышения мощности используемого оборудования и может приводить к хрупкому разрушению заготовки в процессе получения изделия или его дальнейшей эксплуатации.

Кроме того, направленная деформация может вызвать определенную закономерность в расположении и форме зерен металла (текстуру, т.е. предпочтительную ориентацию деформированных зерен вдоль направлений пластической деформации), что определит анизотропию свойств готового изделия, не всегда желательную.

Нагрев металла или сплава до определенных температур в процессе или после пластической деформации может снизить или полностью убрать деформационные эффекты

(наклеп), повысить пластичность материалов и размер его зерен, включая и возможность получения монокристаллического состояния.

Зная, что наклеп не всегда является полезным явлением, необходимо иметь представление о путях снижения деформационных эффектов, наиболее простым из которых является нагрев материала до определенных температур.

Деформированный металл, являясь нестабильным, стремится уменьшить свою свободную энергию F и перейти в более устойчивое (равновесное) состояние. Восстановительные процессы совершаются путем атомных перемещений, и решающее влияние на них оказывает температура. Передача атомами тепловой энергии способствует переходу в более устойчивое состояние.

При небольшом нагреве деформированного металла возможно некоторое смещение атомов на расстояния менее одного межатомного в более устойчивые положения, частичное уменьшение плотности точечных дефектов без изменения плотности дислокаций (отдых). При отдыхе несколько снижается хрупкость, повышается вязкость и пластичность, без снижения прочности материала. Более высокие температуры могут, наряду с вышеуказанными процессами, вызвать движение дислокаций на значительные расстояния с их частичной аннигиляцией и перераспределением в стенки, разделяющие области (полигоны) с низкой плотностью дислокаций (полигонизация), образование сегрегаций точечных дефектов, что значительно повышает пластичность и заметно понижает прочность. Если процессы отдыха структурно неразличимы, то полигонизация часто хорошо наблюдается металлографически по образованию полигональных дислокационных границ внутри зерен. Однако, ни отдых, ни полигонизация не приводят к качественному изменению структуры, которая остается структурой деформированного металла. От-

дых и полигонизация часто объединяются в один процесс, называемый возвратом.

При повышении температуры подвижность атомов возрастает и, начиная с определенной температуры, в деформированном металле происходят сильные изменения микроструктуры: на фоне вытянутых деформированных зерен появляются новые более или менее равноосные зерна - зародыши рекристаллизации, отличающиеся совершенным внутренним строением. Зародыши новых зерен, вероятно, возникают в участках с повышенной плотностью дислокаций, где сосредоточены наибольшие искажения решетки, т.е. у границ деформированных зерен или плоскостей сдвига внутри зерен. Такие зародыши, обладая минимумом энергии, растут за счет энергетически насыщенной деформированной матрицы. При нагреве наклепанного металла не восстанавливается старое зерно, а появляется совершенно новое зерно, размеры которого могут существенно отличаться от исходного. По завершении этапа замены деформированного состояния на недеформированное (первичная рекристаллизация, или рекристаллизация обработки) возникает, как правило, поликристаллическое состояние материала с равномерной зернистостью.

Температуру начала рекристаллизации T_p для каждого металла или сплава можно рассчитать (правило А.А. Бочвара):

$$T_p = a T_{пл}, \quad (1)$$

где $T_{пл}$ – температура плавления металла, К;

a – коэффициент, равный 0,1-0,2 для металлов высокой чистоты; 0,3-0,4 для технически чистых металлов; 0,8 для сплавов.

Для полного снятия наклепа металл нагревают до более

высоких температур, чтобы обеспечить высокую скорость рекристаллизации и полноту ее протекания (рекристаллизационный отжиг).

После завершения первичной рекристаллизации в процессе последующего нагрева происходит рост одних рекристаллизованных зерен за счет других (собирательная рекристаллизация). Это происходит путем передвижения высокоугловых границ таким образом, что зерна с вогнутыми границами «поедают» зерна с выпуклыми границами, т.к. система стремится к уменьшению зернограницной (поверхностной) энергии за счет уменьшения протяженности границ при росте зерна.

Длительный нагрев при высоких температурах рекристаллизации может вызвать преимущественный рост отдельных, наиболее благоприятно ориентированных и с наименьшим значением свободной энергии рекристаллизованных зерен за счет соседей (вторичная кристаллизация). Вторичная рекристаллизация приводит к появлению множества мелких зерен и небольшого количества очень крупных зерен, т.е. разнотерности, что отрицательно сказывается на механических свойствах материала (например, понижается пластичность).

Конкретные свойства материала будут определяться конечным размером рекристаллизованного зерна, который зависит от температуры рекристаллизации (рис.1), времени отжига (рис.2), степени предварительной пластической деформации (рис.3). При разработке технологии проведения рекристаллизационного отжига наиболее удобно пользоваться объемными диаграммами рекристаллизации (рис.4), по которым можно выбирать конкретную температуру, время отжига и степень предварительной деформации для получения заданного размера рекристаллизованного зерна.

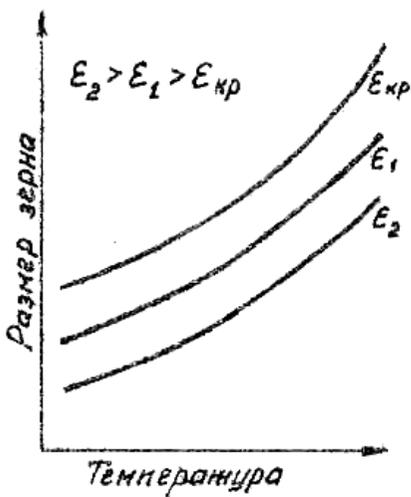


Рис. 1

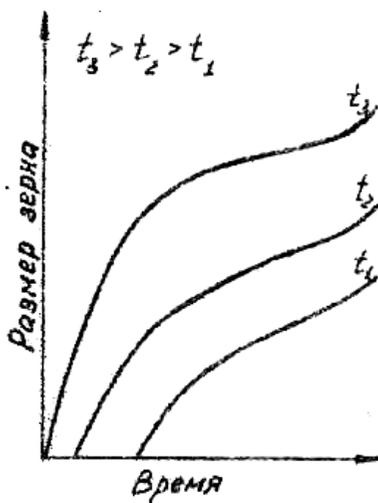


Рис. 2

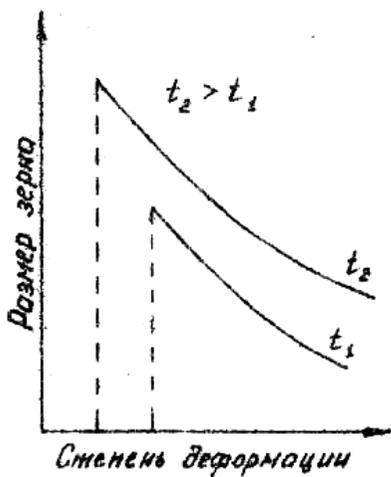


Рис. 3

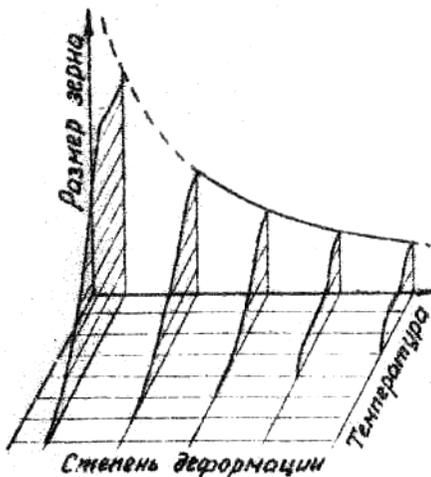


Рис. 4

Рекристаллизация, как дается в металлах и сплавах

правилу, начинает наблюдаться после деформации не ниже 3-

5 %, когда в отдельных участках кристаллической решетки (вблизи границ зерен, у крупных неметаллических включений, в стыке трех зерен) уже могут возникнуть искажения, достаточные для получения выигрыша в энергии за счет рекристаллизации. Число таких мест невелико, поэтому и размеры рекристаллизованных зерен в этом случае максимальны. При создании условий появления только одного зародыша рекристаллизации возможно получение монокристаллического состояния материала. Увеличение степени пластической деформации приводит к возрастанию числа сильно искаженных участков решетки, что повышает вероятность появления большого числа активных зародышей рекристаллизации, обеспечивающих мелкозернистость.

Рекристаллизация практически полностью убирает деформационные эффекты, снижает механическую прочность, твердость материала, электросопротивление; увеличивает пластичность и вязкость, сопротивление коррозии. У ферромагнетиков снижается коэрцитивная сила и повышается магнитная проницаемость. При рекристаллизации возможно образование текстуры рекристаллизации, повторяющей или нет текстуру деформации.

Процессы, происходящие при нагреве деформированного металла, необходимо учитывать в технологии производства изделий. Так, горячая обработка металлов давлением существенно повышает эффективность производства, в то время как получение деталей сваркой деформированных заготовок может резко ослабить прочностные свойства в зоне термического влияния. Однако грамотное использование эффектов наклепа и возврата свойств металла при нагреве позволяет получать изделия с прогнозируемыми свойствами.

Задание

1. Измерить твердости HRB отожженного и деформированных образцов стали 20. Результаты занести в таблицу.

2. Построить график зависимости твердости HRB от степени деформации ε и сделать вывод о причинах и характере изменения этой зависимости.

3. Определить температуру рекристаллизации алюминия технической чистоты, используя правило А.А. Бочвара.

4. Определить размер зерна s рекристаллизованного алюминия при разных степенях деформации ε и разной температуре рекристаллизационного отжига T_p . Результаты занести в таблицу.

5. Построить графики зависимости размера зерна s рекристаллизованного алюминия от степени пластической деформации ε и температуры рекристаллизационного отжига T_p . По полученным графикам сделать заключение.

Требования к отчету

Краткое описание работы.

График зависимости $HRB = f(\varepsilon)$ отожженного и деформированных образцов стали 20. Вывод.

Графики зависимости $s = f(\varepsilon)$, $s = f(T_p)$ рекристаллизованного алюминия. Таблица необходимых значений. Выводы.

Общее заключение по работе.

ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №2

ОТЖИГ П РОДА. НОРМАЛИЗАЦИЯ

Перед отжигом углеродистых сталей исходной структурой чаще всего является феррито-карбидная смесь. Основное превращение при нагреве – это переход перлита в аустенит при температурах выше точки A_1 (727°C).

Основное превращение, протекающее во время охлаждения при отжиге стали, – это эвтектоидный распад аустенита на смесь феррита с цементитом. Кинетика эвтектоидного превращения изображается S-образными кривыми на диаграмме изотермического превращения аустенита (рис.1).

S- диаграмма строится следующим образом. Тонкие образцы стали, содержащей 0,8 % С, нагревают до полной аустенизации при температуре выше точки A_1 и затем быстро переносят в термостат (соляную ванну) с температурой ниже этой точки. Начало и конец распада аустенита при данной температуре можно определить несколькими методами: микроструктурным анализом, дилатометрическим, электрическим и магнитным методами, поскольку при эвтектоидном превращении аустенита увели-

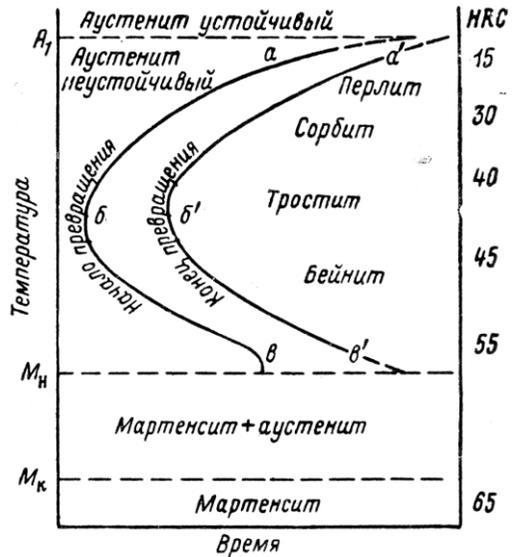


Рис. 1

чивается удельный объем, падает электросопротивление и сталь переходит из парамагнитного в ферромагнитное состояние.

При температуре $727\text{ }^{\circ}\text{C}$ (точка A_1) аустенит находится в термодинамически устойчивом равновесии со смесью феррита и цементита. Чтобы начался распад аустенита, необходимо его переохладить ниже $727\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Устойчивость переохлажденного аустенита характеризуется инкубационным периодом, т.е. отрезком времени (от оси ординат до левой С-кривой, рис. 1), в течение которого обычные методы не фиксируют появление продуктов распада.

В эвтектоидной стали при температурах около $550\text{ }^{\circ}\text{C}$ переохлажденный аустенит наименее устойчив. Как раз при этих же температурах обнаружены максимумы скорости зарождения и скорости роста эвтектоида.

В эвтектоидной смеси феррита с цементитом перлит растет из отдельных центров в виде колоний. Зародышем перлитной колонии может быть или цементит, или феррит. Чаще считают, что им является цементит.

Скорость роста колонии и межпластиночное расстояние (суммарная толщина пластин феррита и цементита или, что то же самое, расстояние между серединами ближайших одноименных пластин) постоянны при данной степени переохлаждения аустенита. Межпластиночное расстояние в перлите – важная структурная характеристика. С его уменьшением прочностные свойства стали возрастают.

В эвтектоидной стали при распаде аустенита в области температур от A_1 до $\sim 650\text{ }^{\circ}\text{C}$ межпластиночное расстояние в колониях равно $0,5\text{-}1\text{ }\mu\text{m}$, двухфазное строение колоний хорошо видно при средних увеличениях микроскопа. Такой эвтектоид называют перлитом. При распаде аустенита в интервале температур примерно $650\text{-}600\text{ }^{\circ}\text{C}$ межпластиночное рас-

стояние равно 0,4-0,2 мкм, двухфазное строение колоний выявляется лишь при больших увеличениях светового микроскопа (предельное разрешаемое расстояние светового микроскопа $\sim 0,2$ мкм). Такой эвтектоид называют сорбитом. Распад аустенита в интервале температур 600-500 °С дает очень тонкую эвтектоидную смесь с межпластиночным расстоянием около 0,1 мкм. Двухфазное строение такого эвтектоида, называемого трооститом, выявляется только под электронным микроскопом.

При непрерывном охлаждении указанные структуры образуются в углеродистой эвтектоидной стали в следующих условиях: перлит при охлаждении стали из аустенитного состояния вместе с печью со скоростью несколько градусов в минуту, сорбит – при охлаждении на воздухе со скоростью несколько десятков градусов в минуту, троостит – при охлаждении в масле со скоростью несколько десятков градусов в секунду. В стали с 0,8 % С твердость перлита, сорбита и троостита равна приблизительно 17-24, 25-34, 35-45 НРС соответственно.

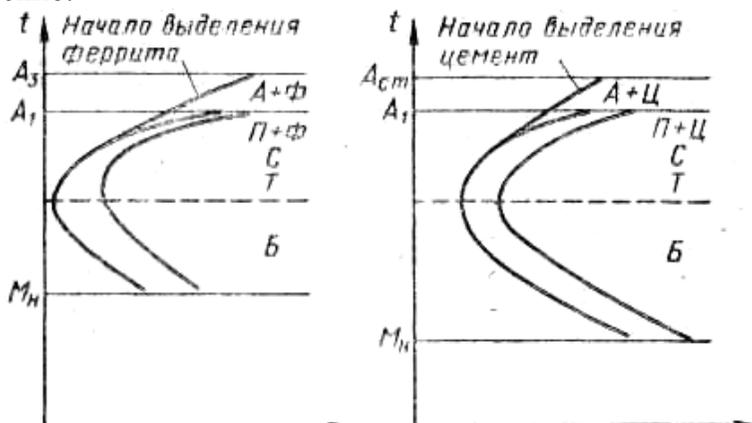


Рис. 2

В до- и заэвтектоидных сталях перлитному превраще-

нию превращению должно предшествовать выделение избыточных фаз – феррита и вторичного цементита. На диаграммах изотермических превращений аустенита в до- и заэвтектоидных сталях должны быть нанесены линии начала образования избыточной фазы (рис.2).

С увеличением скорости охлаждения (степени переохлаждения) уменьшается количество успевающего обособиться избыточного феррита. Избыточный феррит, не успевший обособленно выделиться из аустенита, входит в состав эвтектоидной сорбитной или трооститной смеси. Такой эвтектоид, с повышенным против концентрации эвтектоидной точки содержанием железа, назван А.А. Бочваром квазиэвтектоидом. В заэвтектоидных сталях квазиэвтектоид обогащен углеродом.

При достаточно большом переохлаждении выделение избыточной фазы в виде самостоятельной структурной составляющей полностью подавляется и сталь неэвтектоидного состава в этом случае имеет чисто квазиэвтектоидную структуру, т.е. составы квазиэвтектоида и стали одинаковы.

Отжиг стали

При отжиге сталь после нагрева выше критической точки медленно охлаждается вместе с печью. Проведение отжига 2-го рода основано на использовании фазового превращения в отличие от отжига 1-го рода, основанного на рекристаллизации, уменьшении макронапряжений и других структурных изменениях, необязательно связанных с фазовыми превращениями.

Для проведения полного отжига доэвтектоидную сталь нагревают до температур на 20-40°С выше точки A_3 (рис.3).

Охлаждение при отжиге проводят с такой малой скоростью, чтобы аустенит распадался при небольшой степени переохлаждения. Для углеродистых сталей это скорость порядка 200 град/час.

Если не опасны термические напряжения, то отжигаемые изделия можно выдавать из печи на спокойный воздух уже при температурах 500-600 °С, поскольку превращение аустенита при отжиге полностью завершается при температурах значительно выше изгиба С-кривых.

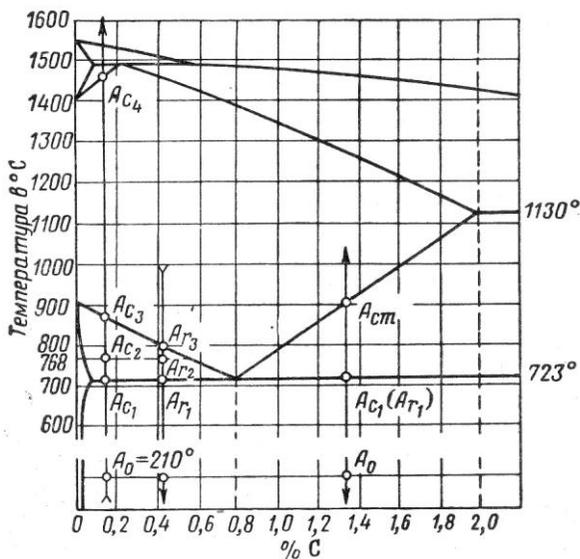


Рис.3

Основные цели полного отжига следующие: устранение пороков структуры, возникших при предыдущей обработке металла (литье, горячей деформации, сварке, термической обработке), смягчение стали перед обработкой резанием и уменьшение напряжений. Для устранения указанных недостатков структуры необходимо провести полную фазовую перекристаллизацию. При нагреве до температуры $A_3 + (20-40 \text{ }^\circ\text{C})$ образуется мелкое аустенитное зерно, из которого при охлаждении складывается равномерная и мелкая структура, состоящая из феррита и перлита.

Для заэвтектоидных сталей полный отжиг с нагревом выше A_{cm} (линия ES) не используют (рис. 3), так как при медленном охлаждении после такого нагрева образуется грубая сетка вторичного цементита, ухудшающая механические и другие свойства. К заэвтектоидным углеродистым сталям широко применяют отжиг с нагревом до 740-780 °С и последующим медленным охлаждением. После такого нагрева в аустените остается большое число нерастворившихся включений цементита, которые служат центрами кристаллизации во время распада аустенита при охлаждении. В результате образуется структура зернистого перлита (сферолита), поэтому этот отжиг называется сфероидизирующим отжигом. Конечная структура зависит от скорости охлаждения и температуры сфероидизирующего отжига. Чем меньше скорость охлаждения, тем до больших размеров вырастают глобулы карбида при распаде аустенита. Регулируя скорость охлаждения, можно получать структуры глобулярного перлита от точечного до крупнозернистого. Более мелкозернистый перлит обладает повышенной твердостью.

Если при однократном отжиге не произошло полной сфероидизации цементита, то применяют циклический, или маятниковый, отжиг: углеродистую сталь несколько раз попеременно нагревают до 740 и охлаждают до 680 °С, пластинка цементита при каждом нагреве частично растворяется в аустените. Растворение идет преимущественно с вершин и ребер пластин. При охлаждении из аустенита выделяется цементит на нерастворившихся остатках цементитных пластин, причем выделение идет преимущественно вдали от вершин и ребер. Попеременно растворяясь и подрастая, цементитная пластинка постепенно округляется.

Нормализация стали

При нормализации сталь нагревают до температур на 30-

50 °С выше линии GSE и охлаждают на воздухе (рис. 3).

Часто нормализацию используют как промежуточную операцию для смягчения стали перед обработкой резанием, для устранения пороков строения и общего улучшения структуры перед закалкой. Как промежуточная обработка нормализация аналогична отжигу. Если нормализация дает такие же результаты, что и отжиг, то ее применять выгоднее. Ее можно применять вместо отжига к малоуглеродистым сталям, в которых аустенит слабо переохлаждается. Но она не заменяет отжига высокоуглеродистых сталей, поскольку они весьма ощутимо упрочняются при охлаждении на воздухе из-за значительного переохлаждения аустенита.

Нормализацию широко применяют взамен отжига для устранения пороков стали, возникших при горячей деформации и термической обработке.

В заэвтектоидной стали нормализация устраняет грубую сетку вторичного цементита. При нагреве выше точки A_{cm} (линия ES) вторичный цементит растворяется, а при последующем ускоренном охлаждении на воздухе он не успевает образовать грубую сетку, понижающую свойства стали.

Задание

1. Изучить изменение микроструктуры и твердости при отжиге II рода углеродистых сталей 45, У8 и У12.

2. Сталь 45. Нагреть три образца до 900 °С и выдержать их 30 мин. Один образец охладить вместе с печью, примерно до 500 °С, другой – на воздухе, а третий – в масле (для получения структуры троостита). Приготовить шлифы и зарисовать микроструктуру (травитель – 2-4 % раствор HNO_3 в спирте). Измерить твердость по Роквеллу.

3. Сталь У8. Нагреть три образца до 800 °С и выдержать их 30 мин. Один образец охладить вместе с печью, примерно

до 500 °С, другой – на воздухе, а третий – в масле. Измерить твердость по Роквеллу.

4. Сталь У12. Нагреть один образец до 900 °С, выдержать его 60 минут и охладить вместе с печью до 500 °С. Другой образец подвергнуть циклическому отжигу на зернистый перлит по следующему режиму: нагрев до 760 °С, выдержка 15 мин., охлаждение вместе с печью до 680 °С, снова нагрев до 760 °С, выдержка 15 мин., охлаждение вместе с печью до 600 °С. Приготовить шлифы и зарисовать микроструктуру обоих образцов (травитель – 2-4 % раствор HNO_3 в спирте).

Требования к отчету

Предоставить зарисовки микроструктур сталей 45, У12 после разной термообработки. Указать увеличение микроскопа, травитель и структурные составляющие.

Предоставить таблицу значений твердости сталей 45 и У8 после разной термообработки с указанием соответствующих структурных составляющих.

ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №3

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ДУРАЛЮМИНА (ТО СПЛАВА БЕЗ ПОЛИМОРФНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ)

Закалка

Закалка без полиморфного превращения применима к любым сплавам, в которых одна фаза полностью или частично растворяется в другой. Например, в сплаве C_0 на рис.1 при нагревании до $T_{\text{зак}}$ β -фаза растворяется в матричной α -фазе. При обратном медленном охлаждении β -фаза выделяется из α -фазы, в которой концентрация компонента В уменьшается в соответствии с ходом кривой nb.

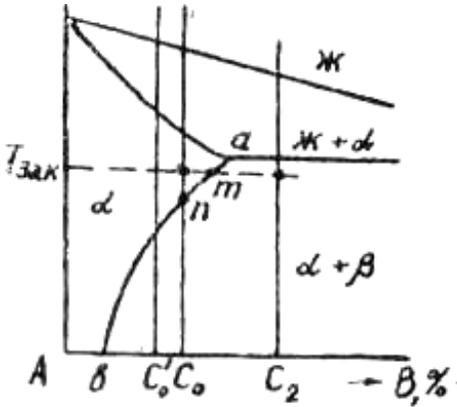


Рис. 1

кри-
пе-

не выделяется из α -раствора. После такой термообработки (закалки) сплав при комнатной температуре состоит из одной α -фазы, как и при температуре нагрева под закалку.

Следовательно, закалка без полиморфного превращения состоит в фиксации при более низкой температуре состояния, свойственного более высокой температуре. При температуре

Так как составы α и β -фаз различны, то выделение β -фазы связано с диффузионным перераспределением компонентов. При достаточно быстром охлаждении диффузионное перераспределение, необходимое для зарождения и роста сталлов β -фазы, не успевает пройти и β -фаза

нагрева под закалку $T_{\text{зак}}$ в сплаве C_0 твердый раствор ненасыщенный. После закалки α -раствор при комнатной температуре имеет такой же состав, как и при температуре закалки, но он уже пересыщенный, так как состав насыщенного раствора соответствует точке b .

Таким образом, при закалке без полиморфного превращения образуется пересыщенный твердый раствор.

Закалкой далеко не всегда фиксируют однофазное состояние. Например, в сплаве C_2 (рис. 1) при любых температурах, вплоть до эвтектической, содержится β -фаза. При температуре закалки $T_{\text{зак}}$ в этом сплаве находится насыщенный твердый раствор состава точки m и нерастворенный избыток β -фазы. При достаточно медленном охлаждении из-за выделения β -фазы из α -раствора его состав должен изменяться по линии mb . При быстром охлаждении происходит закалка: β -фаза не успевает выделиться из α -раствора и состав его при комнатной температуре так же, как и при температуре закалки, определяется точкой m . Следовательно, закаленный сплав C_2 содержит пересыщенный α -раствор состава точки m и избыточную β -фазу, не растворившуюся при нагреве под закалку. Закалкой сплава C_2 зафиксировано состояние, которое было стабильным при температуре закалки.

Параметры закалки – температура нагрева, время выдержки и скорость охлаждения.

Возможная ширина интервала закалочных температур в двойной системе определяется «вилкой» между точками солидуса и сольвуса. Из рис. 1 видно, что у сплава C_0 возможный интервал закалочных температур шире, чем у сплава C_0 .

Время выдержки при температуре нагрева под закалку выбирают так, чтобы завершились процессы растворения избыточных фаз. Оно зависит от состава сплава, температуры нагрева под закалку и исходной структуры. Чем дисперснее

избыточные фазы, тем быстрее они растворяются.

Скорость закалки должна быть такой, чтобы при охлаждении не успел произойти распад матричного раствора.

Старение

Так как закаленный сплав метастабилен, при старении он переходит в более устойчивое состояние. Это достигается нагревом закаленного сплава до температур, обеспечивающих диффузионное перераспределение растворенных компонентов.

Различают три стадии старения. На первой стадии атомы растворенных элементов собираются к определенным местам, образуя участки раствора с концентрацией, близкой к концентрации той фазы, которая должна выделиться. На второй стадии выделяется сама избыточная фаза, но она часто является метастабильной, по структуре или по составу промежуточной между исходным раствором и равновесной избыточной фазой. С увеличением температуры или продолжительности старения метастабильная фаза переходит в стабильную.

На первых этапах выделения решетка новой фазы часто когерентна решетке матрицы. С повышением температуры и увеличением продолжительности старения когерентность нарушается. Кристаллы выделившейся фазы дисперсны и часто имеют пластинчатую форму. На третьей стадии идет коагуляция и сфероидизация кристаллов выделившейся фазы.

Закалка алюминиевых сплавов

Структурные изменения, которые происходят при закалке и старении, наиболее подробно изучены для сплава Al – 4% Cu. Закалка заключается в нагреве сплавов до температуры, при которой избыточные интерметаллидные фазы полностью

или большей частью растворяются в алюминии, выдержке при этой температуре и быстром охлаждении до комнатной температуры для получения пересыщенного твердого раствора. Например, температура закалки сплавов системы Al-Cu (рис.2) определится линией *abc*, проходящее выше линии предельной растворимости для сплавов, содержащих меньше 5,7%Cu, и ниже эвтектической линии для сплавов, содержащих большее количество меди. При нагреве под закалку сплавов, содержащих до 5%Cu, избыточная фаза CuAl_2 полностью растворяется, и при последующем быстром охлаждении фиксируется только пересыщенный твердый раствор α , содержащий столько меди, сколько ее находится в сплаве. При содержании более 5%Cu в структуре сплавов после закалки будет пересыщенный α -твердый раствор состава, отвечающего точке *b*, и нерастворенные при нагреве кристаллы соединения CuAl_2 .

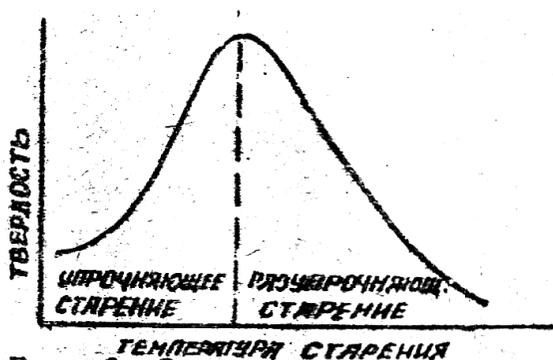


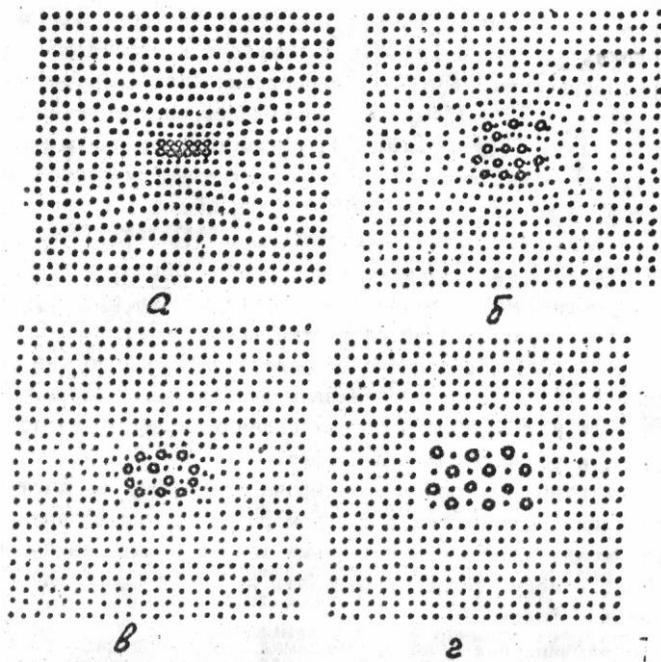
Рис. 2

Старение закаленных сплавов

После закалки следует старение, при котором сплав выдерживают при нормальной температуре несколько суток (естественное старение) или в течение 10-24 ч при повышенной температуре (искусственное старение). В процессе старения

происходит распад пересыщенного твердого раствора, что сопровождается упрочнением сплава. Распад пересыщенного твердого раствора происходит в несколько стадий в зависимости от температуры и продолжительности старения.

При естественном старении или низкотемпературном



искусст-

Рис. 3

венном

(ниже $100-150^{\circ}\text{C}$) старении не наблюдается распад твердого раствора с выделением избыточной фазы; при этих температурах атомы меди перемещаются только внутри кристаллической решетки α -твердого раствора на весьма малые расстояния и собираются по плоскостям (100) в двумерные пластинчатые образования (рис. 3,а), или диски, - зоны Гинье – Престона (ГП-1). Эти зоны ГП-1 протяженностью в несколько ангстрем ($30-60\text{\AA}$) и толщиной $5-10\text{\AA}$ более или менее равномерно распределены в пределах каждого кристалла. Концентрация меди в зрнах ГП-1 меньше, чем в CuAl_2 (54%).

Если сплав после естественного старения кратковременно (несколько секунд) нагреть до $230-279^{\circ}\text{C}$ и затем быстро охладить, то упрочнение полностью снимается и свойства сплава будут соответствовать свежезакаленному состоянию. Это явление получило название «возврата». Разупрочнение при возврате связано с тем, что зоны ГП-1 при этих температурах оказываются нестабильными и поэтому растворяются в твердом растворе, а атомы меди вновь более или менее равномерно распределяются в пределах объема каждого кристалла твердого раствора, как и после закалки. При последующем вылеживании сплава при комнатной температуре вновь происходит образование зон ГП-1 и упрочнение сплава. Однако после возврата и последующего старения ухудшаются коррозионные свойства сплава, что затрудняет использование возврата для практических целей.

Длительная выдержка при 100°C или несколько часов при 150°C приводит к образованию зон ГП-2 большей величины с упорядоченной структурой, отличной от α -твердого раствора (рис. 3,б). Концентрация меди в них соответствует содержанию ее в CuAl_2 . С повышением температуры старения процессы диффузии, а, следовательно, и процессы структурных превращений, и самоупрочнение протекают быстрее.

Выдержка в течение нескольких часов при $150-200^{\circ}\text{C}$

приводит к образованию в местах, где располагались зоны ГП-2, дисперсных (тонкопластинчатых) частиц промежуточной θ' - фазы, не отличающейся по химическому составу от стабильной θ фазы (CuAl_2), но имеющей отличную кристаллическую решетку; θ' - фаза когерентно связана с твердым раствором (рис. 3,в).

Повышение температуры до 200-250⁰С приводит к коагуляции метастабильной фазы и к образованию стабильной θ фазы (рис. 3,г).

Таким образом, при естественном старении образуются лишь зоны ГП-1. При искусственном старении последовательность структурных изменений можно представить в виде следующей схемы: ГП-1 \rightarrow ГП-2 \rightarrow θ' \rightarrow θ (CuAl_2). Эта об-

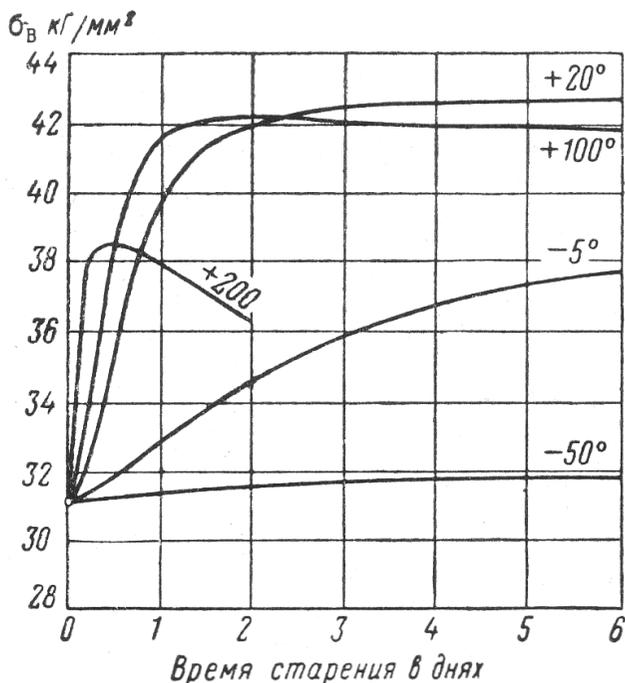


Рис.4

щая схема распада пересыщенного твердого раствора в сплавах Al-Cu справедлива и для других сплавов. Различие сводится лишь к тому, что в разных сплавах неодинаков состав и строение зон, а также образующихся фаз.

При старении происходит упрочнение сплава за счет торможения дислокаций выделениями в твердом растворе. В сплаве, состаренном на максимальную прочность, дислокации не проталкиваются между плотно расположенными зонами и выделениями промежуточных фаз, а могут только перерезать их, если приложенное напряжение достаточно высокое.

В алюминиевых сплавах максимальная твердость при старении достигается тогда, когда в сплаве зоны ГП составляют 70 %, а частицы промежуточных фаз – около 30 % всех выделений. Постоянное исчезновение зон ГП и увеличение расстояний между коагулирующими частицами фаз сопровождается снижением твердости – дислокации проталкиваются между частицами, и сплав оказывается перестаренным.

Основные параметры старения - температура и время выдержки. Прочностные характеристики сплавов с повышением температуры старения изменяются, в общем случае, по кривым, имеющим максимум. Объясняется это тем, что при более низких температурах преобладают такие процессы распада раствора (образование зон ГП и промежуточных метастабильных фаз), которые вызывают упрочнение. При высоких температурах в результате нарушения когерентности и коагуляции выпадающих частиц происходит разупрочнение. На рис.4 представлено влияние продолжительности старения при разных температурах на твердость сплава. Для каждого промышленного сплава экспериментально подбирается режим старения, обеспечивающий требуемые свойства.

Небольшие изменения температуры старения влияют на механические свойства значительно сильнее, чем небольшие изменения продолжительности старения.

Закалка и старение дуралюмина Д16

Дуралюмины – это деформируемые сплавы на основе системы Al-Cu-Mg. Сплав Д16 содержит 4,3 % Cu, 1,5 % Mg, 0,6 % Mn и до 0,5 % примеси железа и 0,5 % примеси кремния.

Сплав Д16 нагревают под закалку до температур, близких к солидусу. Интервал температур нагрева под закалку очень узкий (495-505 °С). При температурах ниже 495 °С остаются нерастворенными столь значительные количества избыточных фаз Al_2CuMg (S) и $CuAl_2$ (θ), что при закалке получается недостаточно пересыщенный твердый раствор и упрочнение при старении оказывается низким. При температуре выше 502-505 °С возможен пережог – оплавление по границам зерен, ведущее к резкому падению механических свойств и появлению трещин по оплавленным границам под действием закалочных напряжений. Поэтому требуется точность регулировки температуры и изделия из дуралюминов нагревают под закалку в печах с принудительной циркуляцией воздуха или в селитряных ваннах. Закалку следует проводить в холодной воде.

При искусственном старении дуралюминов наблюдается такая последовательность выделений: зоны ГП1 (обогащены медью и магнием), зоны ГП2 (или S''-фаза) с упорядоченной структурой, промежуточная S'-фаза, стабильная S-фаза (Al_2CuMg).

При искусственном старении дуралюмина прочностные свойства возрастают в течение нескольких часов или 10-15 часов (в зависимости от температуры), достигают максимума и затем плавно снижаются (идет перестаривание). При естественном старении дуралюмина наблюдается только зонная стадия распада раствора, и предел прочности в течение примерно четырех суток возрастает от $3,5 \cdot 10^8$ в закаленном состоянии до

значения около $4,6 \cdot 10^8$ Па (при $\delta = 17\%$), а затем не меняется. При этом на первые сутки естественного старения приходится основная доля всего эффекта упрочнения. На зонной стадии распада сохраняется более высокая стойкость против коррозии. Естественное старение применяют к листовому дуралюмину. Искусственное старение при 180°C в течение 15 часов применяют к пруткам и профилям для получения высокого предела текучести.

Задание

Изучить влияние закалки и старения на механические свойства дуралюмина Д16.

1. Одиннадцать образцов дуралюмина Д16 нагреть в печи до 500°C . Время нагрева под закалку определить из расчета 3 минуты на 1 мм наибольшего диаметра образца. Образцы быстро закалить в холодной воде. Затем 4 закаленных образца поместить в сушильные шкафы для старения при 100, 150, 200, 250°C в течение 60 минут, а затем 5 закаленных образцов выдержать для старения при 150°C в течение 5, 15, 30, 90 и 120 минут.

2. Измерить твердость по Роквеллу стальным шариком при нагрузке 100 кг всех искусственно состаренных образцов, одного свежезакаленного образца и одного образца, естественно состаренного в течение 3,5 часа. По значениям HRB рассчитать предел прочности по формуле $\sigma_b = 0,34 \text{ HRB}$.

Требования к отчету

Для дуралюмина Д16 представить графики «твердость-температура старения» и «твердость-время старения». Указать режим старения на максимальную прочность.

Сопоставить значения твердости сплава Д16 после закалки и естественного старения.

ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №4

ЗАКАЛКА. ОТПУСК СТАЛИ (ТО СПЛАВА С ПОЛИМОРФНЫМ ПРЕВРАЩЕНИЕМ)

Закалка стали заключается в нагреве доэвтектоидных сталей выше критической температуры A_3 на $30-50^{\circ}\text{C}$, а эвтектоидной и заэвтектоидных сталей выше A_1 на $50-70^{\circ}\text{C}$, выдержке при данной температуре и последующем охлаждении со скоростью выше критической, обеспечивающей превращение переохлажденного аустенита в мартенсит. Мартенсит представляет собой пересыщенный твердый раствор углерода в α – железе.

Мартенситное превращение

Мартенситное превращение протекает при быстром охлаждении углеродистой стали с температуры выше A_1 , например, в воде, когда подавлен диффузионный распад аустенита на смесь двух фаз (феррита и карбида), резко отличающихся по составу от исходного аустенита. Концентрация углерода в мартенсите такая же, как и в исходном аустените. Следовательно, в отличие от перлитного превращения мартенситное превращение – бездиффузионное. Это превращение характеризуется некоторыми особенностями.

1.Превращение аустенита в мартенсит может протекать только при непрерывном охлаждении.

2.Превращение аустенита в мартенсит никогда не идет до конца, даже при охлаждении ниже точки M_s ; всегда в закаленной стали кроме мартенсита, остается небольшое количества остаточного аустенита, что объясняется увеличением объема и фазовым наклепом аустенита.

3.Превращение аустенита в мартенсит протекает с огромной скоростью.

4.При превращении аустенита в мартенсит возникают

большие внутренние напряжения, которые вызывают деформацию, а иногда появление трещин в закаленных изделиях.

5. Мартенсит имеет игольчатое строение.

Превращение аустенита в мартенсит при охлаждении начинается с определенной для каждой марки стали температуры M_n . Температура начала мартенситного превращения не зависит от скорости охлаждения в очень широком диапазоне скоростей. В отличие от перлитного мартенситное превращение невозможно подавить даже при самых больших достигнутых скоростях охлаждения. Мартенситообразование происходит в определенном интервале температур между верхней мартенситной точкой M_n и нижней мартенситной точкой, обозначаемой M_k (рис.1). Зависимость температур начала и конца мартенситного превращения от содержания углерода также показана на рис.1.

При температуре M_n превращение только начинается, появляются первые кристаллы мартенсита. Чтобы мартенситное превращение развивалось, необходимо непрерывно охлаждать углеродистую сталь в мартенситном интервале $M_n - M_k$. если охлаждение приостановить и выдерживать углеродистую сталь при постоянной температуре внутри этого интервала, то образование мартенсита почти сразу же прекращается. После

мартенситного превращения даже при охлаждении стали до температуры M_k , сохраняется некоторое количество остаточного аустенита.

В отличие от перлитного мартенситное превращение в углеродистой стали не имеет инкубационного периода.

В средне- и высокоуглеродистых сталях мартенсит образуется в форме пластин, растущих с громадной скоростью (порядка 1 км/с) при любых температурах, в том числе и ниже 0°C . После «мгновенного» образования мартенситная пласти-

на не растет. Количество мартенсита при охлаждении ниже точки M_H увеличивается не вследствие подрастания уже образовавшихся пластин, а в результате «мгновенного» возникновения все новых и новых пластин. Размеры первых пластин мартенсита определяется размерами аустенитного зерна, поэтому все факторы, приводящие к его укрупнению, делают более грубоигльчатым сам мартенсит. Следовательно, перегрев стали при закалке дает крупноигльчатый мартенсит.

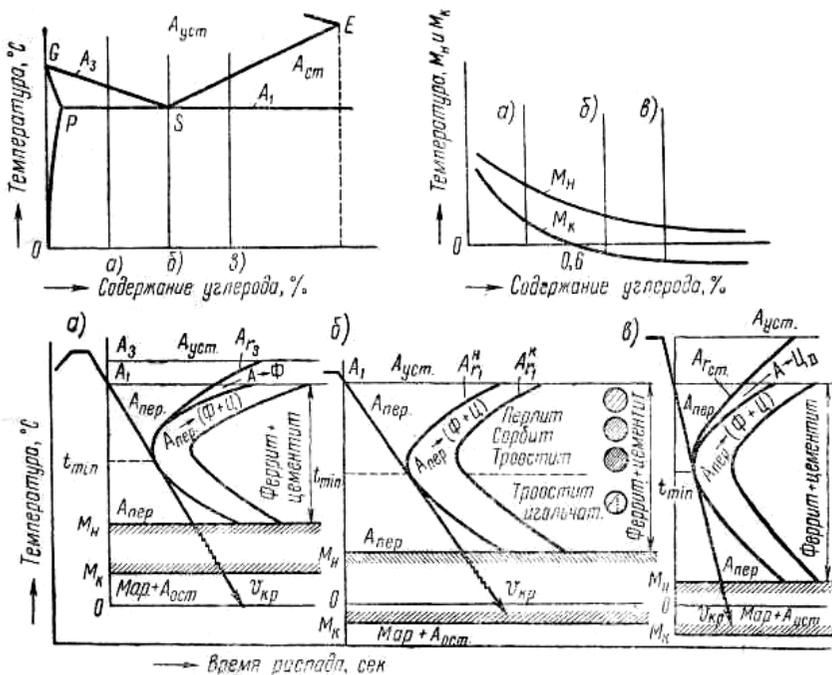


Рис.1

При мартенситном превращении в углеродистых сталях на плоской полированной поверхности образца образуется характерный рельеф, свидетельствующий об изменении формы превращенного объема аустенита.

Мартенсит в углеродистых сталях отличается от аусте-

нита кристаллической решеткой: у аустенита гранцентрированная кубическая решетка γ -железа, у мартенсита - тетрагональная, близкая к объемноцентрированной кубической решетке α -железа.

При закалке на мартенсит резко возрастает твердость стали. Например, твердость эвтектоидной стали в отожженном состоянии равна ~ 18 HRC, а в закаленном - ~ 65 HRC. высокая твердость сталей, закаленных на мартенсит, обусловлена, главным образом, возникновением сильных искажений в решетке пересыщенного α -раствора за счет внедренных атомов углерода. Другими причинами упрочнения являются: фазовый наклеп – деформация решетки из-за увеличения объема при мартенситном превращении, образование внутри кристаллов мартенсита множества двойниковых пластин, тормозящих движение дислокаций, закрепление дислокаций атмосферами из атомов углерода, а также дисперсными частицами карбида, успевающими выделиться из мартенсита в период закалочного охлаждения ниже температуры M_n .

Закалка стали

Обычно температуру нагрева под закалку углеродистых сталей выбирают по диаграмме состояния (рис.2).

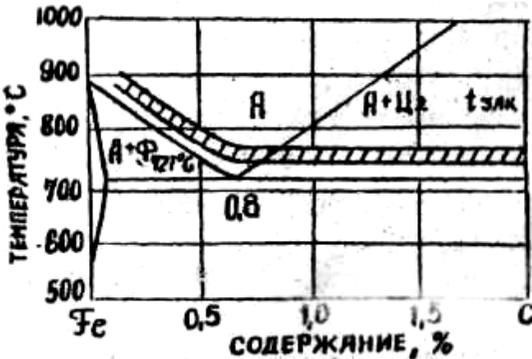


Рис.2

Полная закалка с нагревом до температуры, обеспечивающей получение структуры однородного аустенита, применяется только для доэвтектоидных и эвтектоидных сталей. Структура после закалки этих сталей будет состоять из мелкоиглочатого мартенсита и остаточного аустенита (рис. 3,б). При нагреве доэвтектоидных сталей до температуры выше A_1 , но ниже A_3 (неполная закалка) структура стали будет состоять из аустенита и феррита. При последующем охлаждении со скоростью выше критической феррит в структуре сохранится, а аустенит превратится в мартенсит (рис.3,а). Наличие феррита ведет к снижению твердости стали и одновременно не увеличивает пластичность и ударную вязкость стали (брак по недогреву). Перегрев стали, т.е. нагрев на $150-200^{\circ}\text{C}$ выше A_3 , способствует росту аустенитного зерна. После охлаждения структура стали будет состоять из крупноиглочатого мартенсита и остаточного аустенита (рис.3,в), обладающего пониженной ударной вязкостью (брак по перегреву).

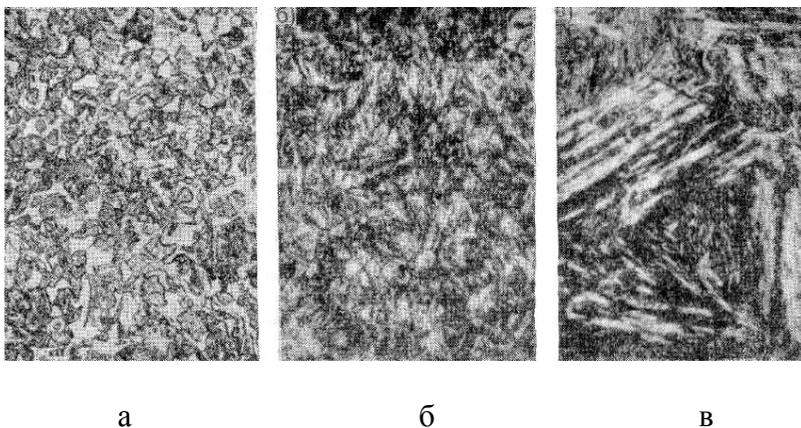


Рис. 3

Заэвтектоидные стали закаливают с температур, превы-

шающих превышающих точку A_1 на 35-60 °С (неполная закалка). При закалке с температур в интервале $A_1 - A_{cm}$ в заэвтектоидных сталях наряду с мартенситом имеется остаточный аустенит и вторичный цементит, который повышает износостойкость инструмента. Вторичный цементит у заэвтектоидных сталей после закалки должен присутствовать в виде мелких, равномерно расположенных зернышек, следовательно, структура этих сталей перед закалкой должна состоять из зернистого перлита. Нагрев до температур выше A_{cm} вреден, так как твердость при этом не возрастает, но зато укрупняется аустенитное зерно, усиливается обезуглероживание поверхности и растут закалочные напряжения. При нагреве выше A_{cm} твердость закаленной стали получается даже несколько ниже из-за растворения твердых цементитных частиц и повышения количества остаточного аустенита. Продолжительность выдержки при температуре нагрева должна быть такой, чтобы прошла гомогенизация аустенита.

Режим охлаждения должен давать необходимую глубину прокаливаемости и не приводить к возникновению сильных закалочных напряжений.

Закалочные напряжения складываются из термических и структурных напряжений. Термические напряжения возникают в результате перепада температур по сечению образца, т.к. наружные и внутренние слои образца сжимаются на разную величину. Мартенситное превращение связано с увеличением объема на несколько процентов. А поскольку из-за перепада температур оно происходит не одновременно в разных точках сечения изделия, возникают структурные напряжения.

Чем выше температура нагрева под закалку и скорость охлаждения, тем больше перепад температур, что ведет к росту термических и структурных напряжений.

Наиболее быстрое охлаждение необходимо в районе наименьшей устойчивости переохлажденного аустенита

(рис.4, кривая а) иначе часть аустенита будет претерпевать распад с образованием троостита. В интервале температур образования мартенсита важно проводить медленное охлаждение, чтобы избежать больших закалочных напряжений.

В качестве закалочных сред наиболее широко используют холодную воду, 10 % водный раствор NaOH или NaCl и масла. Так как нет такой закалывающей среды, которая давала бы быстрое охлаждение в интервале температур наименьшей устойчивости аустенита (650–400 °С) и медленное охлаждение выше и главным образом ниже этого интервала, то применяют различные способы закалки, обеспечивающие необходимый режим охлаждения.

Для уменьшения скорости охлаждения в мартенситном интервале применяют закалку в двух средах (рис.4, кривая б)

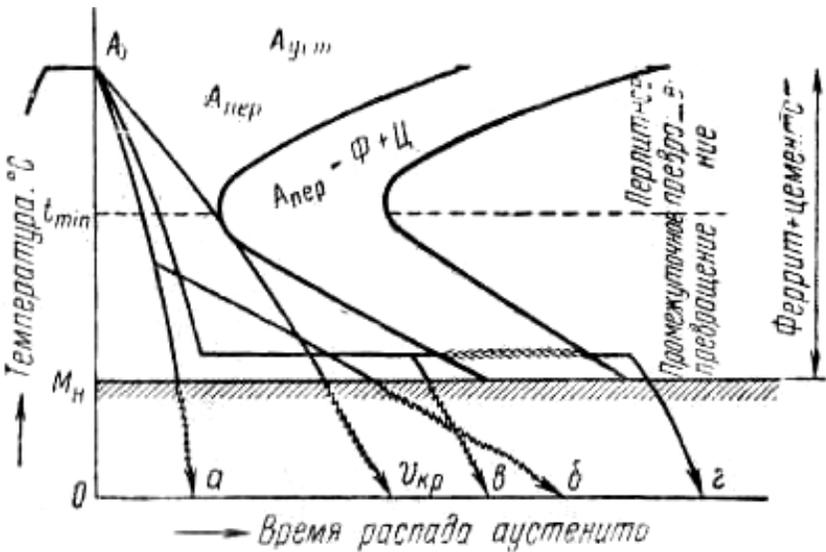


Рис.4

Вначале деталь погружают в воду и после короткой выдержки в воде переносят в масло. При недодержке в воде про-

исходит частичный или полный распад аустенита, а при пере-
держке возникают более сильные закалочные напряжения.

Другой способ уменьшения скорости охлаждения в мар-
тенситном интервале – ступенчатая закалка (рис.4, кривая в).

Нагретое до температуры закалки изделие быстро по-
гружают в ванну с горячей средой, а затем после некоторой
выдержки выдают на воздух или погружают в холодное мас-
ло. При выдержке в горячей среде происходит выравнивание
температуры по сечению изделия, что уменьшает в дальней-
шем закалочные напряжения. Температуру горячей среды вы-
бирают на 20 - 30 °С выше мартенситной точки.

Если длина «ступеньки», находящейся в температурном
интервале бейнитного превращения, больше времени изотер-
мического распада аустенита, то операцию термообработки
называют изотермической, или бейнитной, закалкой (рис.
4, кривая г). Бейнитное превращение является промежуточным
между перлитным и мартенситным. Сталь со структурой ниж-
него бейнита по механическим свойствам ближе к закаленной
на мартенсит, чем к стали с перлитной структурой. При бей-
нитном превращении происходит мартенситная γ - α -
перестройка.

Более длительная выдержка в горячей среде при изотер-
мической закалке позволяет в большей степени, чем при сту-
пенчатой закалке, выравнивать температуру по сечению изде-
лия. Кроме того, получающийся при изотермической закалке
нижний бейнит при одинаковой твердости с мартенситом
имеет большую вязкость. Одной из причин этого считают бо-
лее однородное распределение карбидных частиц в бейните.

Отпуск стали

Отпуском стали называется нагрев закаленной стали до
температур, лежащих ниже критической точки A_1 , выдержка
при данной температуре и последующее охлаждение, обычно

на воздухе.

Структура закаленной стали, состоящая из мартенсита и остаточного аустенита, метастабильна. При нагревании после закалки вследствие увеличивающейся подвижности атомов создаются условия для процессов, изменяющих структуру стали в направлении к более равновесному состоянию. Характер этих процессов определяется тремя важными особенностями строения закаленной стали: сильной пересыщенностью твердого раствора – мартенсита, повышенной плотностью в нем дефектов кристаллической решетки – дислокаций, малоугловых и высокоугловых границ, двойниковых прослоек и присутствием во многих сталях значительных количеств остаточного аустенита.

Распад мартенсита с выделением карбидов – главный процесс при отпуске сталей. Повышенная плотность дислокаций из-за дополнительной деформации во время мартенситной перестройки решетки делает субструктуру мартенсита похожей на субструктуру наклепанного металла. В результате при отпуске создается стимул к развитию полигонизации и рекристаллизации.

Сегрегация углерода в кристаллах мартенсита является первым структурным изменением при отпуске углеродистых сталей.

Выделение промежуточных карбидов из мартенсита – следующая после сегрегации углерода стадия структурных изменений при отпуске. Начиная примерно с температуры 100 °С экспериментально обнаруживается метастабильный ε -карбид. Этот карбид отличается от цементита типом решетки (гексагональная у ε -карбида, ромбическая у цементита) и пониженным содержанием углерода (вероятная формула ε -карбида $\text{Fe}_{2,4}\text{C}$).

Образование цементита Fe_3C со структурой, одинаковой или близкой к структуре цементита отожженной стали, про-

исходит при температурах выше 250 °С, причем наиболее активно в интервале 300-400 °С.

Коагуляция и сфероидизация цементита – завершающая стадия процессов карбидообразования при отпуске.

Распад остаточного аустенита играет существенную роль в процессах отпуска высокоуглеродистых сталей. Он активно протекает при 200-300 °С. Остаточный аустенит превращается в нижний бейнит.

Уменьшение концентрации углерода в α -растворе идет во всем температурном интервале выделения из него карбидной фазе.

Распад мартенсита происходит в две стадии. Первая стадия – «двухфазный» распад (ниже 150 °С). Вторая стадия – обеднение углеродом α -раствора при одновременном росте карбидных частиц (150-300 °С). Возврат и рекристаллизация в α -фазе происходят в широком интервале температур отпуска.

Выделяют три «превращения» при отпуске углеродистых сталей. Первое «превращение» при отпуске относят к интервалу температур 100-200 °С. Его связывают с распадом мартенсита. Второе «превращение» при отпуске относят к интервалу температур 200-300 °С. Его связывают с распадом остаточного аустенита. В температурном интервале второго «превращения» продолжается распад мартенсита. Третье «превращение» при отпуске относят к интервалу температур 300-400 °С. Его связывают с заменой промежуточного карбида цементитом.

Структуру, получающуюся после отпуска стали при температурах ниже 300 °С, называют отпущенным мартенситом. После отпуска при температурах 300-450 °С обнаруживается особенно сильно травящаяся игольчатая структура, которую называют трооститом отпуска. В интервале температур 450-650 °С получается сорбит отпуска.

По температуре нагрева различают низкий, средний и

высокий отпуск.

Низкий отпуск на отпускаемый мартенсит (120-250 °С) широко применяют после закалки инструментов. Цель низкого отпуска - уменьшение остаточных закалочных напряжений; температуру низкого отпуска выбирают такой, чтобы твердость и износостойкость не снизились или снизились слабо. Выдержка при температуре низкого отпуска обычно не превышает 1-3 часа; с дальнейшим увеличением выдержки остаточные напряжения очень слабо уменьшаются.

Средний отпуск на троостит (350-450 °С) – сравнительно редкая операция. Ее используют тогда, когда необходимо сочетание высокой прочности, упругости и вместе с тем достаточной вязкости. Среднему отпуску подвергают пружины и рессоры.

Высокий отпуск на сорбит (450-650 °С) широко применяют в машиностроении к изделиям из конструкционной стали, которые должны характеризоваться не только достаточной прочностью, но и хорошей сопротивляемостью ударным нагрузкам. Выдержку при высоком отпуске (обычно несколько часов) подбирают опытным путем для получения заданного комплекса свойств.

Двойная операция получения сорбита - закалка с высоким отпуском – называется улучшением. Эту операцию применяют к среднеуглеродистым сталям, содержащим от 0,35 до 0,6 % С. Такие стали называют улучшаемыми в отличие от малоуглеродистых цементуемых.

Задание

Изучить влияние закалки и отпуска на структуру и твердость углеродистых сталей 45, У8 и У12.

Сталь 45. Нагреть один образец до 900 °С, выдержать 30 минут и закалить в воде. Другой образец нагреть до 760 °С,

выдержать 30 минут и закалить в воде (неполная закалка). Приготовить шлифы из закаленных образцов, зарисовать микроструктуру и измерить твердость по Роквеллу.

Сталь У8. Нагреть три образца до 800 °С и выдержать их 30 минут. Два образца закалить в воде, а один – через воду в масло (выдержка в воде – 3 секунды). Приготовить шлиф, зарисовать микроструктуру и измерить твердость по Роквеллу (HRC) образца, закаленного через воду в масло и одного из закаленных в воде образцов. Другой образец, закаленный в воде, подвергнуть высокому отпуску при 600 °С в течение 90 минут, приготовить шлиф, зарисовать микроструктуру и измерить твердость по Роквеллу.

Сталь У12. Нагреть один образец до 760 °С, выдержать 30 минут и закалить в воде (неполная закалка). Другой образец нагреть до 900 °С, выдержать 30 минут и закалить в воде. Приготовить шлифы из закаленных образцов, зарисовать микроструктуру и измерить твердость по Роквеллу.

Рекомендуется использовать увеличение $\times 200$, травитель – 5 % раствор HNO_3 в спирте.

Требования к отчету

Предоставить зарисовки микроструктур сталей после разной термообработки с указанием структурных составляющих, увеличения и травления.

Предоставить в виде таблицы значения твердости по Роквеллу сталей 45, У8, У12 с указанием режима термической обработки и соответствующей структуры.

ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №5

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ЛИТЕЙНОГО ЧУГУНА

В машиностроении в большом количестве применяют литейный чугун различных марок. За последние годы в практике находит все более широкое применение легированный литейный чугун. Путем легирования чугуна хромом, никелем, марганцем и другими элементами можно до минимума снизить склонность его к росту, значительно улучшить механические свойства и получить чугун с особыми физическими свойствами, например, кислотоупорный, немагнитный и др.

Ниже, согласно ГОСТам, приводится описание основных чугунов, применяемых в машиностроении.



Рис. 1

Серый чугун маркируют буквами СЧ (серый чугун) и цифрами, показывающими минимальное значение предела прочности σ_B чугуна. Мерой качества чугуна считают показатели его прочности.

К чугунам небольшой прочности, обыкновенного качества относятся серые чугуны СЧ00, СЧ10, СЧ15 и СЧ20. Чугун СЧ00

испытанию на механические свойства не подвергают.

Примерный химический состав чугуна: 3,2-3,6% С; 1,7-3,0% Si; не более 0,5% Mn; не более 0,5 % P; не более 0,12% S. Микроструктура: феррит+перлит+графит.

Из чугуна этой группы изготавливают детали, испытывающие небольшие нагрузки, и те детали, от которых не требуются высокие механические свойства.

Вследствие высокого содержания углерода и особенно кремния в чугунах небольшой прочности содержится незначительное количество связанного углерода. Графит имеет невыгодную для механических свойств форму выделений: крупные длинные пластины (рис.1), сильно ослабляющие прочность металлической основы чугуна. С увеличением толщины отливок увеличивается размер графитовых пластинок, уменьшается обособленность графита, что в еще большей степени снижает механические свойства чугуна.

Отливки из чугуна СЧ10, СЧ15 и СЧ20 термической обработке не подвергают.



Рис. 2

Улучшить структуру и свойства такого чугуна путем термической обработки не удастся. Наоборот, после закалки и отпуска отливок с грубыми выделениями графита может возрасти хрупкость чугуна вследствие появления микротрещин по границам графитовых включений. Небольшое изменение механических свойств чугуна этой группы после закалки и отпуска объясняется малым содержанием связанного угле-

рода.

Отливки из указанных чугунов подвергают только отпуску для снятия напряжений.

СЧ25, СЧ30, СЧ35 – чугуны повышенной прочности.

Их применяют для отливок более ответственного назначения (станины мощных станков, поршни, цилиндры и др.).

Примерный химический состав чугуна этой группы: 2,8-3,0% С; 1,5-1,7% Si; 0,8-1,0% Mn; не более 0,3 % P; не более 0,12% S. Микроструктура: перлит+феррит+графит (рис. 2).

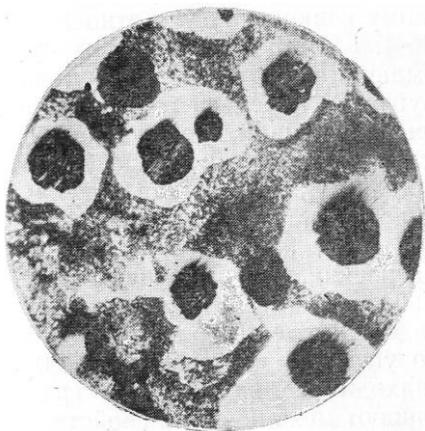


Рис. 3

Чугун повышенной прочности имеет перлитовую основу. Количество связанного углерода может достигать до 0,8%. Графита значительно меньше, чем в чугуне первой группы, а форма выделения лучше. Отливки из такого чугуна можно успешно подвергать термической обработке.

Высокую прочность обеспечивают модифицированные чугуны МСЧ28-48, МСЧ32-52, МСЧ35-56,

МСЧ38-60.

Из них изготовляют детали, работающие на износ: шестерни, шпиндели, тормозные барабаны, цилиндры паровых машин и т. д.

Примерный химический состав чугуна этой группы: 2,9-3,2% С; 1,0-1,5% Si; 0,8-1,2% Mn; не более 0,3% P; не более 0,12% S. Особо высокие механические свойства достигаются при модифицировании чугуна магнием – в этом случае графит имеет шаровидную форму (рис. 3).

Закалка и отпуск отливок из модифицированного чугуна позволяют получить механические свойства, немногим уступающие свойствам углеродистой стали. Кроме высокого

предела прочности [600-700 Мн/м² (60-70 кГ/мм²)], такой чугун может иметь относительное удлинение до 3% и ударную вязкость до 0,5 Мдж/м² (5 кГ/см²).

В некоторых случаях применяют чугун с отбеленной поверхностью, обладающий высокой твердостью.

Примерный химический состав его: 2,5% С; до 0,5% Si; до 0,7% Mn; не более 0,5% P; не более 0,1% S. Микроструктура чугуна на поверхности: перлит+цементит; в сердцевине: перлит+графит. Глубина отбеленного слоя обычно не превышает 25 мм.

Чугун с отбеленной поверхностью применяют для прокатных валков, трущихся частей мельничного оборудования и пр.

В промышленности большое значение получили ковкие чугуны. Основной особенностью микроструктуры ковкого чугуна, определяющей его свойства, является наличие компактных включений графита – «углерода отжига». Благодаря этому ковкий чугун имеет высокую прочность и пластичность. Различают перлитный и ферритный ковкие чугуны. В марке ковкого чугуна помимо букв КЧ (ковкий чугун) указывают две цифры: первая обозначает минимально допустимое значение предела прочности σ_B , вторая – минимально допустимое значение относительного удлинения δ .

К перлитному ковкому чугуну относят чугуны марок: КЧ40-3; КЧ45-4; КЧ30-3 и др. Из этих чугунов изготавливают детали машин, работающие при ударных нагрузках (например, зубчатая передача велосипедов и др.). Примерный химический состав чугуна: 2,8-3,4% С; 0,5-0,8% Si; до 0,4% Mn; не более 0,2% P; не более 0,12% S.

Перлитный ковкий чугун получают путем длительного окислительного отжига отливок из белого чугуна. После отжига чугун имеет перлитную основу (количество связанного углерода составляет 0,6-0,8%). Остальной углерод нахо-

дится в виде хлопьев графита. Закалка и отпуск улучшают механические свойства отливок.

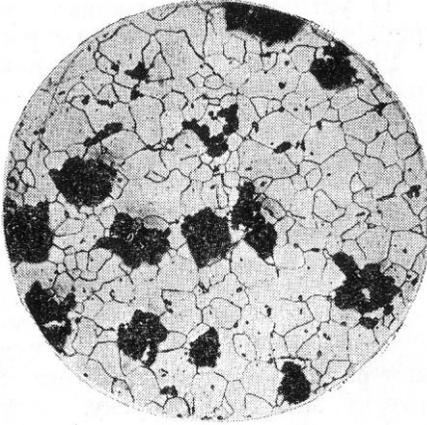


Рис. 4

0,2% P; не более 0,12% S.

Ферритный ковкий чугун получают путем графитизирующего отжига отливок из белого чугуна. После отжига структура отливок состоит из феррита и графита. Графит имеет вид хлопьев (рис. 4).

Основное отличие структуры серого литейного чугуна от структуры стали заключается в том, что в чугуне имеется большое количество структурно свободного углерода в виде графита. Наличие в структуре графита в основном обуславливает различие в свойствах чугуна и стали, которое в первую очередь проявляется в почти полном отсутствии пластичности и вязкости и в значительно меньшей прочности чугуна по сравнению со сталью.

Механические, физические и химические свойства чугуна зависят от:

- 1) химического состава чугуна;

К ферритному ковкому чугуну относят чугуны марок: КЧ37-12; КЧ35-10; КЧ33-8; КЧ30-6. Эти чугуны применяют для деталей сельскохозяйственных машин и прядильных ткацких станков, предметов широкого потребления и т.д.

Примерный химический состав этих чугунов: 1,7-2,7% C; 1,4-1,6% Si; не более 0,4% Mn; не более

- 2) количества, формы, величины и распределения графитовых включений;
- 3) структуры металлической основы.

В свою очередь количество связанного (Fe_3C) и свободного углерода в виде графита зависит от химического состава и скорости охлаждения отливок (толщины стенок отливок). Форма и распределение графита в металлической массе чугуна зависит от условий выплавки и обработки чугуна в жидком состоянии. Наилучшие механические свойства чугуна достигаются при округлой, сфероидальной форме графита, при достаточной степени его измельчения и при сохранении в структуре 0,5-0,8% связанного углерода (модифицированный чугун). Низкие механические свойства чугуна получаются в тех случаях, когда почти весь углерод находится в виде графита и он имеет форму крупных, длинных пластин с острыми краями.

С помощью термической обработки при получении ковкого чугуна можно изменять структуру металлической основы, количество и характер графитовых включений. При отжиге связанный углерод в белом чугуне или полностью графитизируется и переходит в углерод отжига (ферритный ковкий чугун), или частично окисляется, частично графитизируется и остается в перлите (перлитный ковкий чугун).

Значительная графитизация углерода может происходить при отжиге отбеленных чугунных отливок.

Во всех других случаях при термической обработке обычно не удастся изменить ни форму, ни количество графита, и задача термической обработки в этих случаях сводится лишь к снятию напряжений в отливках и к получению структуры феррита, сорбита, троостита, мартенсита или аустенита в зависимости от требуемых свойств и назначения чугуна.

Таким образом, термической обработкой можно достичь следующего:

- 1) устранить напряжения в отливках с целью предохранения их от коробления и растрескивания;
- 2) устранить отбеленную корку в отливках с целью смягчения и более легкой обрабатываемости их на станках;
- 3) изменить структуру металлической основы чугуна для смягчения и лучшей обрабатываемости отливок;
- 4) изменить структуру металлической основы чугуна с целью получения требуемых механических и физических свойств чугуна;
- 5) получить ковкий чугун путем полной или частичной графитизации и окисления углерода в белом чугуне.

Для осуществления этого чугунные отливки подвергают различным видам отжига, нормализации, высокому отпуску, закалке и отпуску.

1. Закалка. Целью закалки является получение мартенситной структуры металлической основы и, соответственно, высокой твердости и износостойкости. Температура нагрева под закалку на $50-70^{\circ}\text{C}$ превышает точку A_1 . Во избежание деформации деталей после закалки применяют стабилизирующий отпуск при $180-200^{\circ}\text{C}$.

2. Улучшение состоит в закалке с последующим отпуском, температура которого выбирается в зависимости от требований, предъявляемых к структуре (троостинная, сорбитная или перлитная структура основы) и твердости чугуна.

3. Нормализация применяется для получения перлитной металлической основы и повышения механических свойств и износостойкости чугуна с исходной перлито-ферритной структурой. Нормализация заключается в аустенизации чугуна с последующим охлаждением отливок на воздухе.

4. Высокотемпературный отжиг применяют для снижения твердости отбеленного чугуна. Отжиг проводят при тех же температурах, что и нормализацию.

5. Отжиг для снятия напряжений. Снижение напряжений в отливках происходит в результате необратимых пластических деформаций под действием внутренних (или внешних) напряжений. Нагрев и выдержка при отжиге одновременно ускоряют процессы коагуляции эвтектоидного цементита и его распад, что приводит к снижению прочности и твердости чугуна. Поэтому температура отжига не должна превышать значений, выше которых начинается интенсивное падение механических свойств чугуна. Например, для СЧ20 температура отжига равна 550°C .

Следует помнить, что закалке и отпуску, т.е. улучшению с целью повышения механических свойств отливок, целесообразно подвергать чугун, имеющий перлитную основу, только при благоприятной форме графита. Наиболее высокие механические свойства после закалки и отпуска можно получить в модифицированном чугуне.

Цель работы

При выполнении этой работы необходимо смягчение чугуна путем обычного и изотермического отжига и нормализации, а также изучить влияние закалки и последующего отпуска на структуру и свойства литейного чугуна.

Задание

Работу выполняют на цилиндрических или прямоугольных образцах небольших размеров.

Влияние же указанных в работе методов термической обработки на структуру металлической основы и на твердость чугуна можно изучить на образцах из перлитного чугуна.

Работа может быть выполнена на 18-20 цилиндрических образцах размером 30x20 мм из чугуна с отбеленной по-

верхностью и из обычного перлитного или модифицированного чугуна.

Все образцы из перлитного или модифицированного чугуна сначала закаляют в воде или масле с 860-880° С. Время нагрева определяют из расчета 1,5-2,0 мин на каждый миллиметр толщины или диаметра образца и плюс выдержка, равная 1/5 от времени нагрева образцов.

После закалки на всех образцах измеряют твердость (НВ или HRC). На одном или двух образцах изучают микроструктуру, а остальные подвергают отпуску. Для изучения влияния отпуска нагревают по одному образцу до 300, 400, 500, 600 и 650° С в течение 45-60 мин. После охлаждения измеряют твердость и изготавливают микрошлифы. Микрошлифы травят 2-4%-ным раствором азотной кислоты в спирте. После травления изучают микроструктуру.

Для установления влияния режима отжига и нормализации на структуру и свойства чугуна образцы нагревают до 850 и 950° С с выдержками при этих температурах 30 и 60 мин.

Для изотермического отжига четыре образца (по одному от каждого варианта нагрева) переносят во вторую печь с температурой 650-680° С и после выдержки в 30 мин охлаждают на воздухе. Для нормализации четыре образца охлаждают на воздухе. Для обычного отжига четыре образца охлаждают вместе с печью.

После всех вариантов термической обработки изучают микроструктуру и твердость чугуна.

ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №6

МИКРОАНАЛИЗ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКИ ОБРАБОТАННЫХ УГЛЕРОДИСТЫХ И ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Цель работы

Изучить микроструктуры химико-термически обработанных сталей и зависимость между структурой и свойствами стали после различных видов обработки.

Химико-термическая обработка это обработка, при которой происходит изменение химического состава поверхностного слоя стали за счет диффузии в нее различных элементов.

Цементация – насыщение стали углеродом с целью получения высокой твердости и износоустойчивости поверхностного слоя при сохранении вязкой и пластичной сердцевины. Поэтому для цементации берутся углеродистые и легированные стали с небольшим содержанием углерода (0,1-0,3%С). Содержание углерода в поверхностном слое стремятся получить равным 0,8-1,0%С, так как повышенное содержание углерода придает хрупкость цементованному слою, а также увеличивает содержание остаточного аустенита в поверхностном слое после закалки. Температура цементации 900-950⁰С, глубина цементованного слоя зависит от температуры и времени цементации.

Микроструктура цементованной стали. В цементованной стали содержание углерода уменьшается от поверхности к сердцевине. В соответствии с таким изменением химического состава получается и распределение структурных составляющих.

На рис. 1 дана микроструктура цементованной низкоуглеро-

дистой стали; от поверхности образуется структура перлита и цементита (заэвтектоидная зона), далее располагается перлит (эвтектоидная зона) и затем при переходе к сердцевине – перлит и феррит (переходная, доэвтектоидная зона). В переходной зоне чем ближе к сердцевине, тем меньше становится перлита и больше феррита.



Рис. 1. Микроструктура низкоуглеродистой стали после цементации (схема).

Иногда в заэвтектоидной зоне цементованного слоя цементит собирается в крупные участки, окруженные ферритом (рис. 2). Сталь, в которой образуется такая структура, называется аномальной.



Рис. 2. Микроструктура заэвтектоидной зоны цементованного слоя – аномальная структура (схема).

На практике существует три режима термической обработки стали после цементации.

1) Непосредственная закалка с температуры цементации (на поверхности получают крупноигльчатый мартенсит с повышенным содержанием остаточного аустенита)

2) Одиная термическая обработка – после медленного охлаждения после цементации производят закалку с температуры 850°C (на поверхности мелкоигльчатый мартенсит)

3) Двойная термическая обработка – после цементации выполняют первую закалку с температуры выше A_3 для измельчения зерна сердцевины, а затем вторую с температуры $750-780^{\circ}\text{C}$ для устранения перегрева поверхностного слоя и придания ему высокой твердости.

Структура сердцевины после заковки получается различной в зависимости от цементуемой стали. В углеродистых цементуемых сталях в сердцевине сохраняется феррито-перлитная структура. В сердцевине цементуемых легированных сталей, несмотря на небольшое количество углерода, на значительное количество легирующих примесей, задержи-

вающих распад твердого раствора, после закалки получается малоуглеродистый мартенсит.

После закалки по любому режиму для частичного снятия внутренних напряжений дается низкий отпуск от 150-200⁰С.

Азотирование – процесс насыщения поверхностного слоя изделия азотом в атмосфере аммиака NH₃ при температуре от 480 до 750⁰С. Перед азотированием детали подвергаются улучшению (закалке и высокому отпуску). Азотирование применяют для следующих целей:

1) повышение твердости и износостойчивости поверхности (легированные стали, содержащие алюминий, хром, молибден, ванадий и 0,3-0,5%С),

2) повышение усталостной прочности (конструкционные стали любых марок),

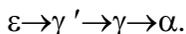
3) повышение коррозионной стойкости в воде и воздушной атмосфере (стали любых марок).

Микроструктура азотированного железа и стали.

Микроструктуры азотированного слоя при насыщении азотом железа и специальной стали для азотирования (хромомолибденоалюминиевой стали 38Х2МЮА) отличаются.

Микроструктура азотированного слоя железа получается различная в зависимости от температуры азотирования соответственно диаграмме состояния железо-азот (рис. 3).

При температуре азотирования выше эвтектоидной (591° С), например при 600°С (t₁ на рис.3), образуются последовательно от поверхности к сердцевине следующие фазы:



При медленном понижении температуры ε- и α-фазы будут распадаться с выделением избыточной γ'-фазы, а γ-фаза будет полностью распадаться на эвтектоид α+γ'. В связи с

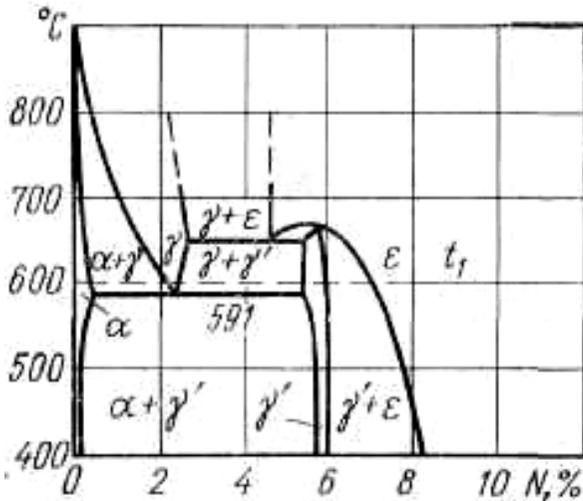


Рис. 3. Диаграмма состояния железо-азот.

такими превращениями микроструктура азотированного слоя при комнатной температуре будет состоять из следующих фаз (от поверхности к сердцевине) (рис. 4):



Концентрация азота изменяется от поверхности в глубь слоя соответственно диаграмме состояния железо-азот и особенно резко на границах отдельных фаз. Твердость азотированного слоя железа и простых углеродистых сталей после медленного охлаждения не превышает 2500-3000 НВ*.

При азотировании специальной стали (38Х2МЮА) образуются те же фазы, т.е. ϵ , γ' и α , но такого резкого разграничения между фазами не наблюдается. Поэтому по внешнему виду микроструктура азотированного слоя специальной стали значительно отличается от микроструктуры азотированного слоя железа (рис. 5).

* Здесь и далее размерность твердости дана в МПа.

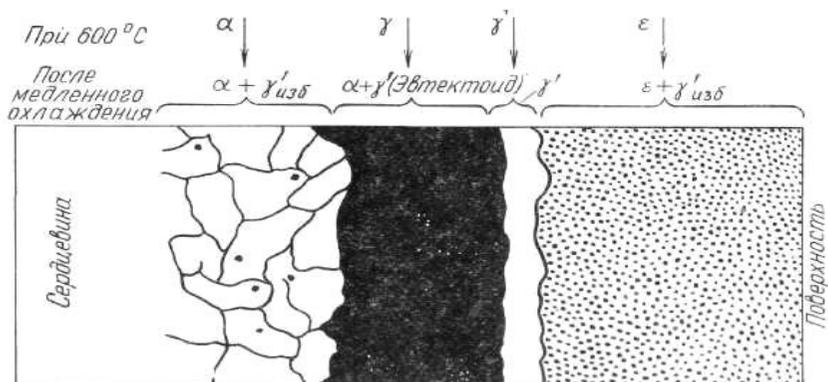


Рис. 4. Азотированный слой железа, температура азотирования 600 °С.

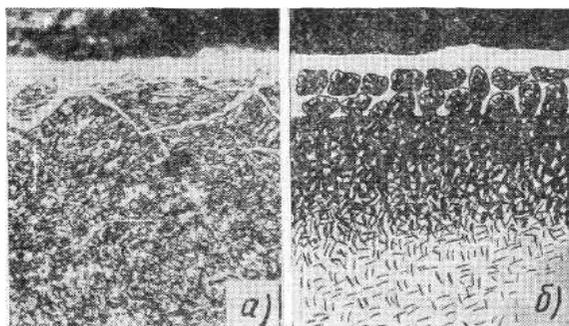


Рис. 5. Сталь 38X2МЮА. Азотированный слой:
а – микроструктура (Х500); б – схема микроструктуры.

На поверхности расположен очень тонкий (0,01-0,03 мм) нетравящийся белый слой, состоящий из ϵ -фазы или $\epsilon + \gamma'$ -фаз. Затем следует серый слой, представляющий собой смесь $\epsilon + \gamma' + \alpha$ -фаз или смесь $\gamma' + \alpha$ -фаз (до глубины 0,06-0,1 мм). Далее располагается α -фаза. Основная (серая) часть азо-

тированного слоя имеет сорбитообразное строение и отличается от сорбитовой структуры сердцевины тем, что травится более сильно вследствие высокого содержания азота.

Образующиеся в азотированном слое специальной стали ε -, γ' - и α -фазы вследствие наличия в стали углерода содержат кроме азота и углерод, т.е. являются не азотистыми (нитридными) фазами, а углеродазотистыми (карбонитридными) фазами $\text{Fe}_2(\text{N},\text{C})$, $\text{Fe}_4(\text{N},\text{C})$. Кроме того образуется азотистый цементит $\text{Fe}_3(\text{N},\text{C})$.

Твердость азотированного слоя стали 38Х2МЮА значительно выше твердости азотированного слоя железа и углеродистых сталей и составляет 11000–12000 НV.

Цианирование – одновременное насыщение поверхности азотом и углеродом. По температурным условиям различают три вида цианирования:

-высокотемпературное цианирование проводится взамен цементации при температуре 900-950⁰С, слой получает более высокую твердость; после цианирования – закалка и низкий отпуск,

-среднетемпературное цианирование производится при температурах 750-850⁰С для повышения износостойкости деталей из среднеуглеродистой стали,

- низкотемпературное цианирование производится при температурах 550-560⁰С для повышения стойкости инструмента из быстрорежущей стали.

При высоко- и среднетемпературном цианировании насыщение поверхности стали производится преимущественно углеродом, а при низкотемпературном – азотом.

Микроструктура цианированной стали. При высокотемпературном цианировании с последующей закалкой низкоуглеродистой стали от поверхности образуется мартенсит, далее располагается мартенсито-трооститная структура (рис. 6).

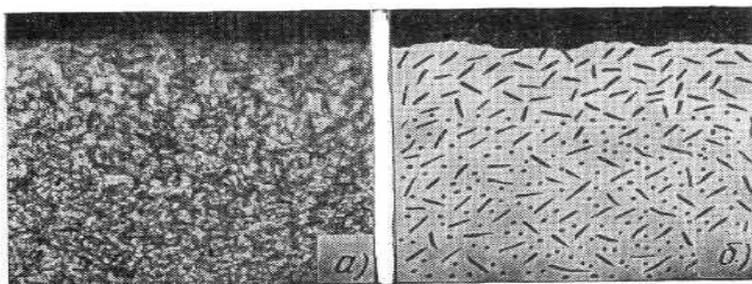


Рис. 6. Цианированный слой низкоуглеродистой стали после закалки:

а – микроструктура (X500); б – схема микроструктуры.

При высокотемпературном цианировании с последующей закалкой легированной стали от поверхности образуется аустенито-мартенситная структура, далее располагается мартенситная и затем мартенсито-трооститная структура (рис. 7).

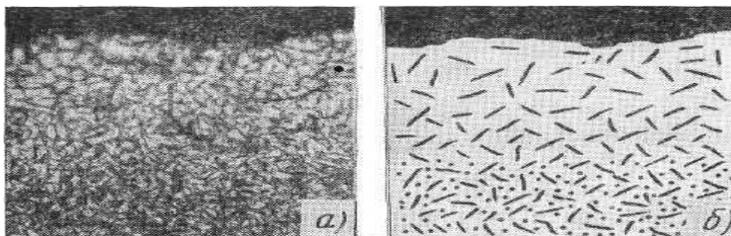


Рис. 7. Цианированный слой легированной стали после закалки: а – микроструктура (X500); б – схема микроструктуры.

Борирование- насыщение поверхностного слоя изделий бором. Это приводит к повышению твердости и износостойкости, а также стойкости против коррозии.

Микроструктура борированной стали. Основное свойство борированного слоя – исключительно высокая

твёрдость (до 20000 HV) вследствие образования на поверхности высокотвёрдых боридов железа – FeB и Fe₂B, которые растут в виде столбчатых кристаллов, распространяющихся вглубь стали (рис. 8).

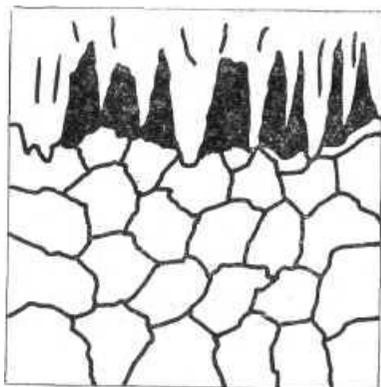


Рис. 8. Борированный слой железа (схема микроструктуры).

Алитирование- поверхностное насыщение стали алюминием за счет диффузии его из алюминосодержащих сред.

Алитированные сталь и чугун могут являться заменителями высоколегированных сталей. Алитированная сталь обладает высокой жаростойкостью до температур 800-850⁰С, что объясняется формированием на поверхности плотной прочной пленки из окиси алюминия Al₂O₃.

Микроструктура алитированной стали. Структура алитированного слоя (рис. 9) состоит из зерен химического соединения Fe₂Al₅ (самый наружный слой), зерен твердого раствора алюминия в α-железе, пронизанных иглами того же химического соединения (следующий слой), и зерен твердого раствора без игл химического соединения. Содержание алюминия в алитированном слое достигает 40-50%.

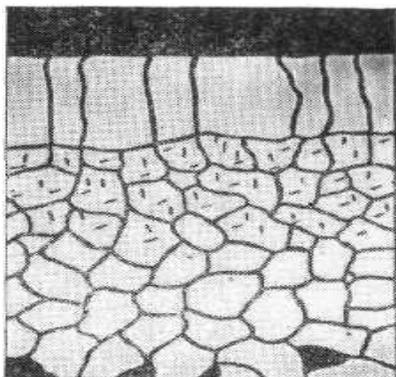


Рис. 9. Алитированный слой низкоуглеродистой стали (схема микроструктуры).

Хромирование- поверхностное насыщение стали хромом. Хромирование сообщает стали высокую коррозионную стойкость (в воде, морской воде, азотной кислоте), высокую устойчивость против газовой коррозии (жаростойкость) до 850°C , а также высокую износоустойчивость.

Микроструктура хромированной стали. Хромированный слой низкоуглеродистой стали представляет собой твердый раствор хрома в α -железе и содержит 30-60% Cr (2500-3000 HV). Хромированный слой средне- и высокоуглеродистых сталей состоит из карбидов $(\text{Cr, Fe})_7\text{C}_3$ или Cr_{23}C_6 (рис. 10). Содержание углерода в поверхностном слое достигает 7-8%, а хрома 75-95%. Твердость 12000-13000 HV.

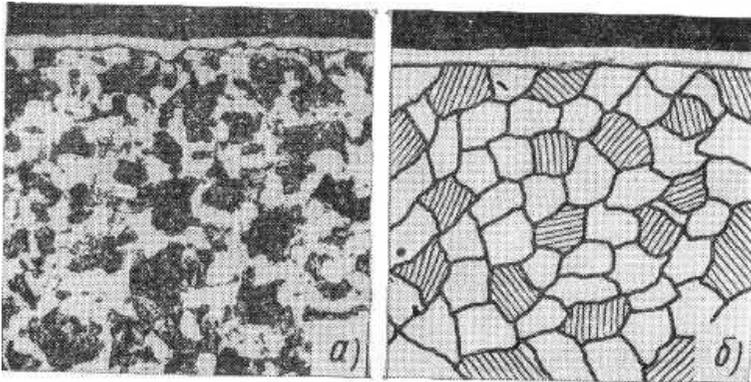


Рис. 10. Хромированный слой среднеуглеродистой стали:
а – микроструктура (X500); б – схема микроструктуры.

Задание

1. Изучить микроструктуру углеродистой и легированной сталей после различных видов химико-термической обработки.

2. Зарисовать схемы структур в тетрадь с необходимыми пояснениями к ним.

ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №7 ПРОКАЛИВАЕМОСТЬ. ЗАКАЛИВАЕМОСТЬ

Мартенситное превращение в стали, особенно в реальных изделиях конечной величины, нужно рассматривать совместно с закаливается и прокаливаемости стали.

Под закаливается понимают способность стали получать высокую твердость при закалке, что обеспечивается получением структуры мартенсита. Закаливается измеряется в единицах твердости и зависит, главным образом, от содержания углерода в стали. (рис.1).

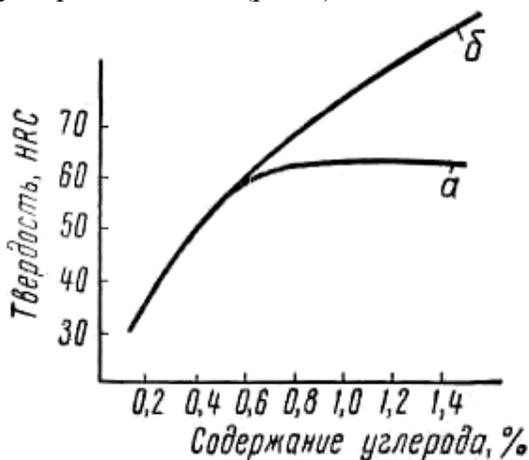


Рис. 1

Твердость мартенсита зависит от содержания растворенного в нем углерода. Твердость закаленной стали увеличивается пропорционально содержанию внеуглерода, но, начиная с 0,7% С, твердость закаленной стали остается постоянной — HRC63-65. Это объясняется, во-первых, тем, что закалка всех заэвтектоидных сталей производится с одной температуры (780°C), а 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 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.

Введение легирующих элементов практически не влияет на твердость мартенсита. Относительно малое различие в размерах атомов основной решетки мартенсита при замещении железа атомами легирующих элементов не вносит ощутимого вклада в твердость мартенсита; это подтверждено экспериментально при исследовании различно легированных промышленных сталей. Итак, закаливаемость стали определяется только содержанием углерода.

Прокаливаемость – одна из наиболее важных характеристик стали как конструкционного материала. Во многих случаях назначение стали для изготовления изделий определяется возможностью получения на одном из заключительных этапов термической обработки полностью закаленного тела. Прокаливаемостью называется глубина проникновения закаленного слоя. В настоящее время за глубину прокаливаемости принято считать расстояние от поверхности изделия до полумартенситной зоны, содержащей 50 % мартенсита и 50 % троостита.

При закалке на мартенсит сталь должна охлаждаться с температуры закалки так, чтобы аустенит, не успев претерпеть распад на феррито-карбидную смесь, переохладился ниже точки M_n . Для этого скорость охлаждения должна быть выше критической. Критическая скорость охлаждения $V_{кр}$ -это минимальная скорость, при которой аустенит еще не распадается на феррито-карбидную смесь. В самом первом приближении критическая скорость закалки определяется наклоном

касательной к С-кривой начала распада аустенита (рис.2).

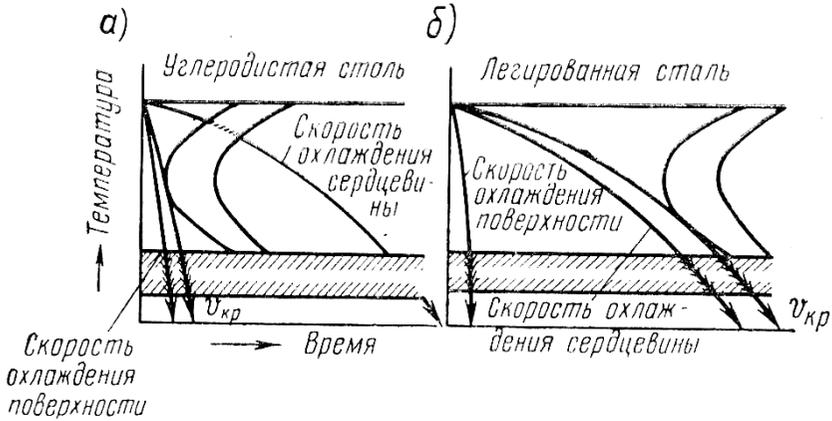


Рис.2

Поверхность изделия охлаждается быстрее, чем сердцевина. Скорость охлаждения на поверхности ($V_{п}$) может быть больше критической ($V_{кр}$), а в центре ($V_{ц}$) – меньше критической ($V_{кр}$). В этом случае аустенит в поверхностных слоях превратится в мартенсит, а в центре изделие испытает перлитное превращение, т.е. деталь не прокалится насквозь.

Чем меньше критическая скорость закалки, тем больше прокаливаемость стали. Все факторы, которые увеличивают устойчивость переохлажденного аустенита, а следовательно, уменьшают критическую скорость закалки, способствуют увеличению прокаливаемости стали.

К таким факторам относятся: химический состав аустенита, нерастворенные частицы карбидов и окислов, размер аустенитного зерна. С повышением концентрации углерода до 0,8 % С и большинства легирующих элементов, растворяющихся при нагреве в аустените, С-кривые сдвигаются вправо, критическая скорость охлаждения уменьшается и, соответ-

венно, прокаливаемость возрастает. Наличие легирующих элементов при температуре закалки в виде нерастворившихся частиц карбидов, интерметаллидов и других включений, являющихся центрами распада аустенита, увеличивают критическую скорость охлаждения и, соответственно, снижают прокаливаемость. С ростом аустенитного зерна, т.е. с сокращением суммарной поверхности зерен, устойчивость переохлажденного аустенита возрастает и прокаливаемость повышается.

Количественной характеристикой прокаливаемости является критический (реальный) диаметр. Критическим диаметром называется тот наибольший диаметр образца, при котором сталь в данном охладителе прокаливается полностью, т.е. в центре образца твердость соответствует твердости мартенситной или полумартенситной зоны.

Существует стандартный способ характеристики прокаливаемости по торцевой пробе. Эта проба осуществляется путем торцевого охлаждения водой образца длиной 100 мм и диаметром 25 мм (рис.3) после нагрева его до температуры аустенизации (на 30-50 °С выше точек A_1 или A_3 в зависимости от содержания углерода в стали). Атмосфера в печи должна быть нейтральной, в противном случае образец нужно помещать в железный ящик, охлаждаемым торцом на графитовую или угольную подставку. Выдержка образца при температуре закалки после прогрева в печи составляет 30 минут. Затем нагретый образец вынимается из печи, быстро переносится в специальное приспособление (кронштейн с установочной шайбой) установки для торцевой закалки (рис.3).

В приспособлении образец с одного торца интенсивно охлаждается струей воды, имеющей температуру 10-25 °С в течение 10-15 минут до полного охлаждения. Диаметр сопла (наконечника от подводящей трубы) равен 12,5 мм; расстояние от торца образца до сопла – 12,5 мм; высота свободной

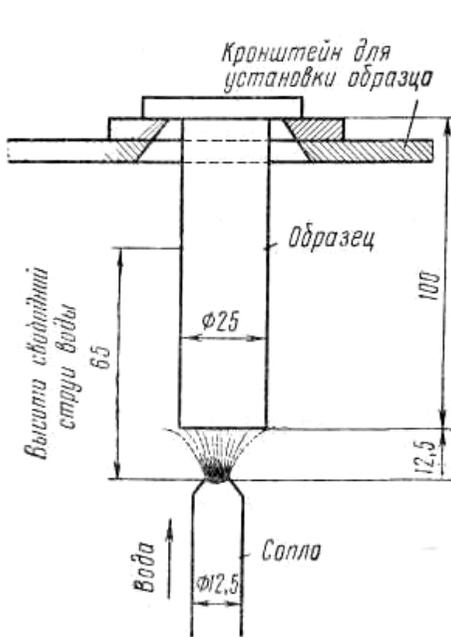


Рис. 3

струи воды (до установки образца) – 65 мм.

Скорость охлаждения образца в разных точках будет различной. Наибольшая скорость охлаждения в этих условиях будет у охлаждаемого торца. По мере удаления от торца скорость будет постепенно снижаться и на другом конце образца соответствовать скорости охлаждения на воздухе.

После закалки образец подвергается испытанию на твердость. Для этого по длине образца с двух противоположных сторон сошлифованы на

глубину 0,2-0,5 мм две лыски. Измерив твердость по средней линии лыски цилиндрического образца через каждые 1,5 мм, строят кривую зависимости твердости от расстояния от торца (рис.4). Горизонтальная площадка на кривой изменения твердости соответствует твердости мартенсита и структуре мартенсита, затем в направлении центра в образце будет смешанная структура, состоящая из мартенсита и троостита, далее троостит и т.д. Следовательно, точка 2 характеризует критическую скорость закалки.

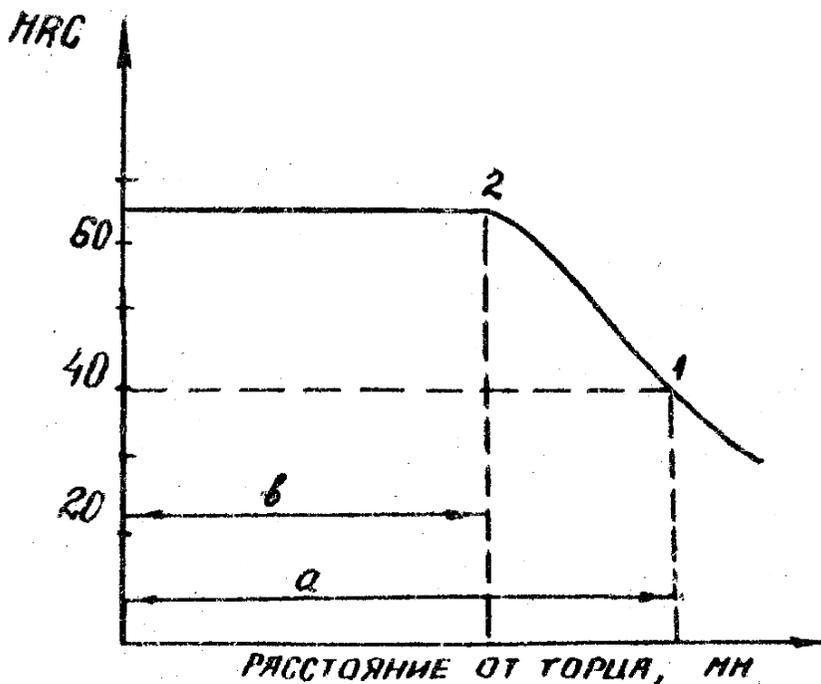


Рис.4

Так как точное определение расстояния от торца до конца горизонтальной площадки (в) затруднительно и может привести к ошибкам, то в качестве показателя прокаливаемости используют расстояние до полумартенситной зоны (а) на рисунке 5а. Полумартенситная твердость ($HRC_{\text{пм}}$) зависит от содержания углерода в стали и практически мало зависит от содержания легирующих элементов. Для углеродистой стали она может быть определена по данным табл.1.

Таблица 1

C, %	0,18- 0,22	0,23- 0,27	0,28- 0,32	0,33- 0,42	0,43- 0,52	0,53- 0,62
$HRC_{\text{пм}}$	25	30	35	40	45	50

Расстояние от закаляемой торцы до полумертенсивной зоны
 0,5 0,7 0,91 1,5 2 2,5 3 3,5 5 6 7 8 10 12 14 16 19 21 26 30 36 45 59 70 80 мм

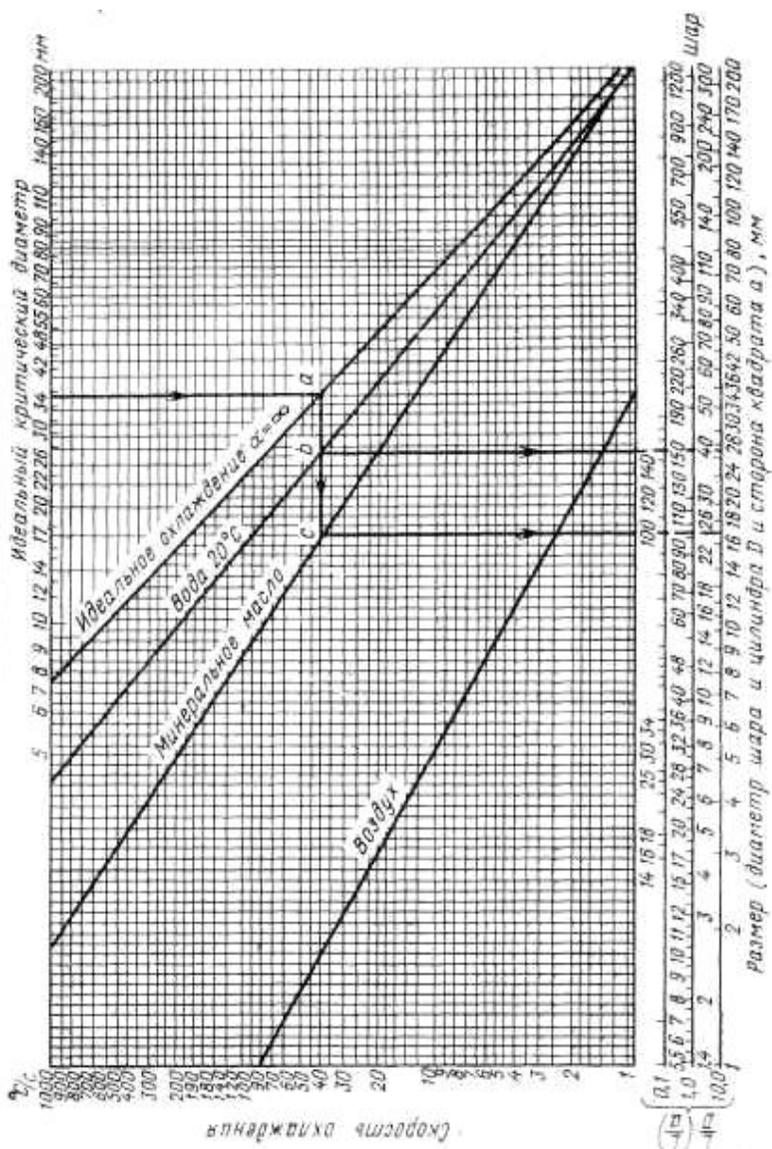


Рис. 5

Таким образом, зная содержание углерода в стали и измерив твердость на боковой поверхности образца, находят расстояние от закаливаемого торца до слоя с полумартенситной структурой. Определив это расстояние, можно узнать сечение тела, изготовленного из данной стали, которое будет прокаливаться насквозь с получением в сердцевине полумартенситной структуры. Для этого используется специальная номограмма (рис.5), которая позволяет определить критический диаметр в зависимости от формы тела (шар, цилиндр, квадратный брусок с различными отношениями длины к диаметру L/D или к стороне основания L/a) и характера охлаждающей среды (вода, масло, воздух). Номограмма разработана и предложена для использования М.Е. Блантером.

Чтобы характеристика прокаливаемости стали не была связана с видом охладителя (вода, масло и др.), используют понятие об идеальном критическом диаметре, который соответствует закалке в идеальном охладителе. Идеальный охладитель с бесконечно большой скоростью отводит тепло от поверхности изделия; поверхность образца при этом мгновенно принимает температуру закалочной среды. Каждая марка стали характеризуется интервалом идеальных критических диаметров, так как прокаливаемость разных плавок одной марки стали различна.

Определение критического диаметра по номограмме (рисунок 5) производится следующим образом. На верхней шкале нужно найти расстояние до полумартенситной зоны x в мм, которое было определено опытным путем на стандартном образце исследуемой стали. От найденной точки опускают перпендикуляр до линии «Идеальное охлаждение». От точки пересечения a (рис.5) проводится горизонтальная линия влево до пересечения с линией, соответствующей заданной охлаждающей среде (например, вода). От точки пересечения b опускается перпендикуляр до шкалы «Форма тела», на которой и

находим ответ, т.е. диаметр цилиндра, шара или сторону куба в мм, имеющего в центре полумартенситную структуру.

Прокаливаемость стали зависит от критической скорости охлаждения. Чем меньше критическая скорость охлаждения, тем больше прокаливаемость.

Критическая скорость охлаждения зависит от всех факторов, влияющих на устойчивость переохлажденного аустенита. К таким факторам относятся: химический состав аустенита, нерастворенные частицы карбидов и окислов, размер аустенитного зерна. С повышением концентрации углерода и большинства легирующих элементов в аустените С-кривые сдвигаются вправо, критическая скорость охлаждения уменьшается и, соответственно, прокаливаемость возрастает. Нерастворенные частицы карбидов и других включений, являясь центрами распада аустенита, увеличивают критическую скорость охлаждения и, соответственно, снижают прокаливаемость. С ростом аустенитного зерна, т.е. с сокращением суммарной поверхности зерен, устойчивость переохлажденного аустенита возрастает и прокаливаемость повышается.

Задание

Для проведения работы подгруппа студентов делится на две бригады. Одна бригада получает стандартные образцы из углеродистой стали, например, стали 40, а другая – из легированной стали, например, стали 40Х, прокаливаемость которых требуется определить.

Определив температуру закалки стали, нагревают образец в печи до этой температуры, выдерживают в течение 30 минут, быстро переносят в установку для торцевой закалки и закаливают с одного конца струей воды. Перед закалкой необходимо ознакомиться с устройством установки и условиями закалки, которые должны быть строго выдержаны.

После охлаждения образец зачищается с двух сторон

(сошлифованные лыски), и от закаленного торца через каждые 1,5 мм измеряется твердость. По полученным данным строят график $HRC = f(\lambda)$.

По содержанию углерода в стали по таблице 1 находят величину твердости полумартенситной зоны. Определив расстояние полумартенситной зоны от торца по номограмме М.Е. Блантера, устанавливают критический диаметр $D_{кр}$ для данной стали в заданном охладителе.

Путем сопоставления данных, полученных на двух разных марках стали, выявляют влияние легирующих элементов на прокаливаемость стали.

Требования к отчету

Записать марку и химический состав исследуемых сталей.

Выполнить эскиз установки для испытания сталей на прокаливаемость методом торцевой пробы.

Записать таблицу 1 и ключ к номограмме.

Представить графики «твердость - расстояние от закаленного торца», построенные по экспериментальным данным.

Сопоставить прокаливаемость углеродистой и легированной сталей.

ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №8

АНАЛИЗ МИКРОСТРУКТУРЫ ЦВЕТНЫХ СПЛАВОВ

Алюминий и сплавы на его основе

Алюминий кристаллизуется в кубическую гранецентрированную решетку. Он не имеет полиморфных превращений. Характерными свойствами алюминия является малый удельный вес ($\rho = 2,72 \text{ г/см}^3$), высокая пластичность ($\delta = 35\text{-}40\%$), низкая температура плавления (658°C), высокая тепло- и электропроводность. Однако чистый алюминий как конструкционный материал применяется ограниченно из-за низких прочностных свойств: ($\sigma_{\text{в}} = 80 \text{ МПа}$, НВ 25). Введение легирующих элементов, таких как медь Cu, магний Mg, марганец Mn, железо Fe, кремний Si, позволяет значительно улучшить механические свойства алюминия Al и в ряде случаев создает условия для дополнительного упрочнения сплавов в результате термической обработки.

В соответствии с диаграммой состояния алюминий - легирующий элемент (ЛЭ) все сплавы на основе алюминия делятся на три класса: деформируемые неупрочняемые термической обработкой, деформируемые термически упрочняемые и литейные.

Деформируемые термически неупрочняемые сплавы имеют однофазную структуру однородного α - раствора на основе алюминия Al; концентрация ЛЭ в диапазоне от точки O до точки P (рис.1).

Деформируемые термически упрочняемые сплавы имеют двухфазную структуру $\alpha + A_mB_n$, где A_mB_n – интерметаллическое соединение; концентрация ЛЭ от точки P до точки D' (рис.1).

Литейные сплавы (концентрация ЛЭ от точки D' до точ-

ки E, рис.1) претерпевают эвтектическое превращение, и поэтому основной их структурной составляющей является механическая смесь двух фаз ($\alpha + A_mB_n$) – эвтектика. Наличие эвтектики, обладающей жидкотекучестью, обеспечивает этим сплавам хорошие литейные свойства.

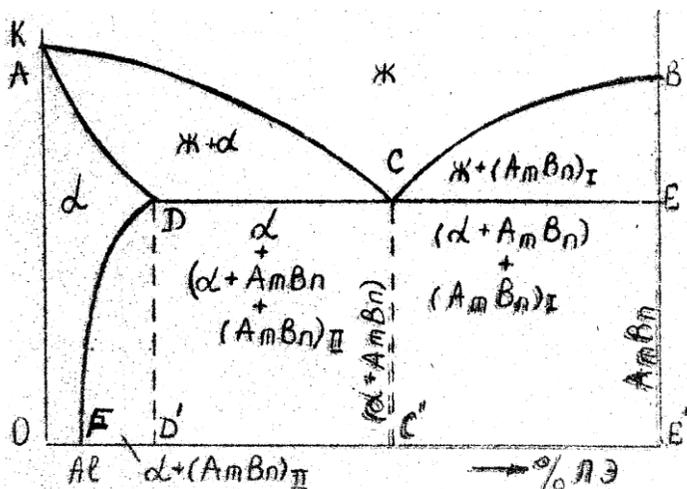


Рис.1

Деформируемые сплавы.

1. К деформируемым термически неупрочняемым сплавам относятся сплавы, легированные магнием Mg и марганцем Mn (обозначаются соответственно AMг и AMц). Среднее содержание Mg и Mn в процентах обозначается цифрами, например, AMг3. Эти сплавы обладают невысокой прочностью, высокой пластичностью и коррозионной стойкостью.

Содержание марганца в этих сплавах не превышает 1,6%. При содержании марганца до 0,3% он находится только в твердом растворе, при большем количестве он частично будет находиться в виде интерметаллического соединения $MnAl_6$, не растворяемого в алюминии.

Содержание магния в деформируемых алюминиевых

сплавах колеблется от 2 до 7%. Магний с алюминием образует несколько интерметаллических соединений: Mg_2Al_3 и Mg_4Al_3 . Сплавы, содержащие больше 3% магния могут подвергаться упрочняющей термической обработке, но эффект от упрочнения будет невелик, и поэтому этот путь упрочнения сплавов не используется.

Упрочнение сплавов данной группы достигается только путем холодной обработки давлением (наклепа).

2. Выше отмечалось, что сплавы на основе алюминия Al с концентрацией ЛЭ от точки P до точки D' (рис. 1) способны термически упрочняться. Такая способность обусловлена наличием в этих сплавах переменной растворимости легирующего элемента в соответствии с положением линии DP на рис. 1. Из этого класса алюминиевых сплавов наиболее распространены так называемые дуралюмины. Основным легирующим элементом в них является медь Cu (до 4,5 % Cu). Кроме меди, дуралюмин содержит магний Mg и марганец Mn.

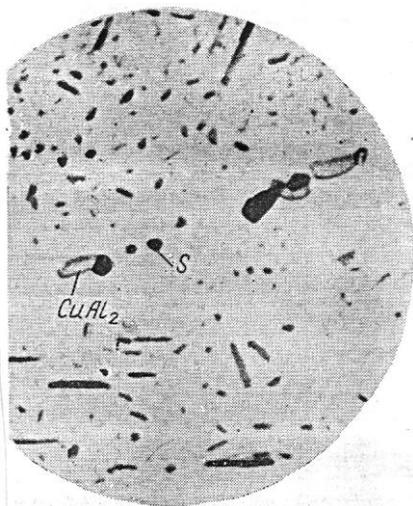


Рис. 2

Структура этих сплавов в отожженном состоянии состоит из твердого раствора легирующих элементов в алюминии и частичек второй фазы, растворяемых в алюминии с повышением температуры, таких, как Θ -фаза ($CuAl_2$), S-фаза ($CuMgAl_2$), T-фаза ($CuMg_5Al_5$) (рис.2). Именно эти фазы являются упрочняющими при термической обработке.

Термическая обработка алюминиевых сплавов заключается в закалке и последую-

щем старении (дисперсионном твердении). Закалка основана на существовании переменной растворимости меди, магния и некоторых других элементов в твердом алюминии при повышении температуры (лабораторная работа №3).

После закалки структура сплава Д16 будет представлять собой пересыщенный твердый раствор легирующих элементов в алюминии (рис 3,а).

После естественного старения структура состоит из зерен пересыщенного твердого раствора и интерметаллических соединений алюминия с легирующими элементами, не растворившихся в твердом алюминии (темные включения на шлифе, рис.3,б).

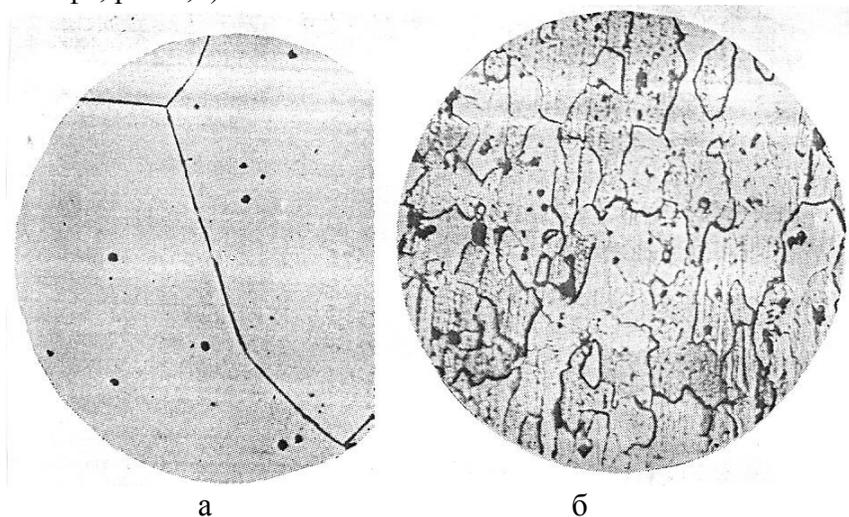


Рис.3

Высокопрочный деформируемый сплав В95 имеет следующий химический состав: 5-7 % Zn; 1,8-2,8 % Mg; 1,4-2,0 % Cu; 0,2-0,6 % Mn; 0,1-0,25 % Cr; остальное – Al. Сплав подвергается закалке и искусственному старению. Механические свойства сплава после термической обработки: $\sigma_b = 540-560$

МПа; $\delta = 10-12 \%$; HRB 14-17 . Причем нижние пределы относятся к плакированным листам, а верхние - к профилям и пруткам. Структура сплава В95 после закалки и старения состоит из зерен алюминиевого твердого раствора (светлый фон шлифа) и интерметаллических соединений (типичные включения на шлифе), не растворившихся при нагреве под закалку. Упрочняющими фазами в сплаве В95 являются тройные соединения: S- фаза (Al_2MgCu) и T- фаза ($Al_2Mg_3Zn_3$), не видимые под оптическим микроскопом. Недостатком этого сплава являются низкая пластичность и коррозионная стойкость. Применение этого сплава без плакирования не рекомендуется (Плакирование заключается в создании на обеих поверхностях листа тонкого защитного слоя, состоящего из чистого алюминия.)

Жаропрочный деформируемый сплав АК4 имеет следующий химический состав: 2,2 % Cu; 1,6 % Mg; 1,25 % Ni; 1,35 % Fe; 0,85 % Si; $\leq 0,1 \%$ Ti; остальное – Al. Применяется для поршней тепловых двигателей, обладает более высокими прочностью и твердостью при повышенных температурах, чем дуралюмин. В этом сплаве содержится никель, который с алюминием и медью дает тройное соединение AlCuNi, а с алюминием и железом тройное соединение Al₉FeNi, нерастворимые в твердом алюминии, которые повышают жаропрочность сплава, делая структуру сплава более гетерогенной и препятствуя развитию процесса рекристаллизации. Фазы-упрочнители сплава АК4 S- фаза (Al_2MgCu) и W- фаза ($Al_2CuMgSi$), имеющие сложный состав, выделяются из твердого раствора и укрупняются (коагулируют) более медленно, чем CuAl₂ в дуралюмине, вследствие чего сплав АК4 более стоек против отпуски, т.е. обладает жаропрочностью. Присадка Ti в количестве меньше 0,1 % способствует образованию мелкокристаллической структуры (создает дополнительные центры кристаллизации). Термическая обработка сплава: за-

калка с 520 °С в воде и искусственное старение при 160 °С. Структура сплава после указанной термической обработки состоит из зерен алюминиевого твердого раствора α (светлый основной фон шлифа) и интерметаллических соединений, не перешедших при нагреве под закалку в твердый раствор (темные включения).

Литейные сплавы. Литейные алюминиевые сплавы, в которых растворимость ЛЭ в твердом алюминии изменяется с изменением температуры, можно термически обрабатывать, т.е. подвергать закалке с последующим старением, в результате чего прочность сплава повышается. Структура литейных сплавов по сравнению с деформированными сплавами крупнозернистая, грубая, поэтому, чтобы перевести при закалке надлежащее количество интерметаллических соединений в твердый раствор, для литейных сплавов требуется более длительная выдержка, чем для деформируемых.

В качестве литейных используются сплавы алюминия с кремнием Si при содержании кремния от 4 до 13%, медью Cu при ее содержании более 8%, магнием Mg, по химическому составу близкие к эвтектической концентрации.

Наиболее распространенными литейными сплавами являются силумины – сплавы алюминия с кремнием. Они обладают хорошими литейными свойствами – хорошо заполняют форму, имеют малую усадку и не склонны к образованию трещин. Однако силумины склонны к образованию газовой пористости. Угол диаграммы Al-Si приведен на рис.4.

Алюминий с кремнием дает эвтектику, содержащую 11,6 % Si. Большинство применяемых силуминов являются доэвтектическими сплавами, так как заэвтектические сплавы, содержащие в структуре крупные первичные кристаллы кремния, весьма хрупки и обладают малой прочностью.

Структура доэвтектического силумина представляет твердый раствор α и эвтектику. При обычном способе литья

эвтектика силуминов имеет грубое строение. Кремний в ней

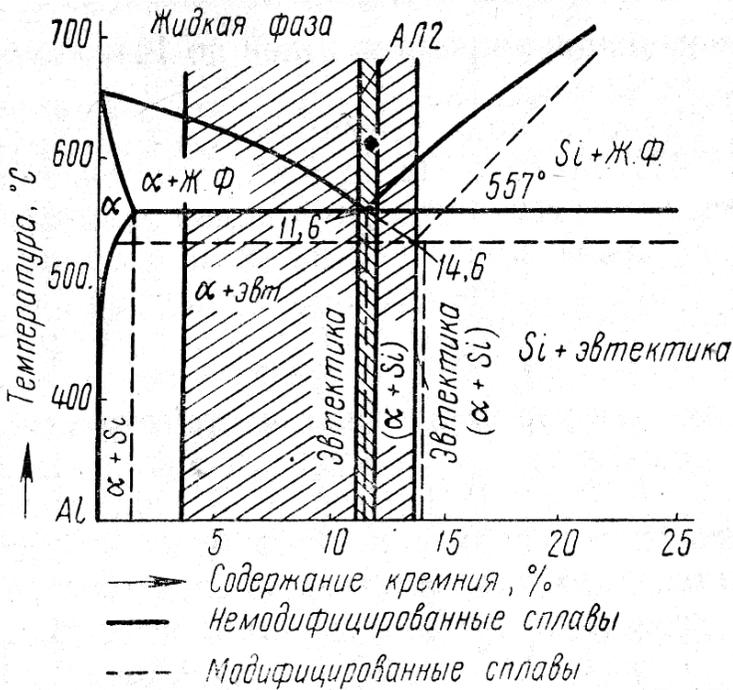


Рис.4

находится в виде крупных игл. Если силумины подвергнуть модифицированию, т.е. перед разливкой ввести в жидкий сплав натрий или смесь его солей ($2/3 \text{ NaF} + 1/3 \text{ NaCl}$), то эвтектика становится мелкозернистой. Кроме того, заэвтектический сплав (12-14 % Si) делается по структуре доэвтектическим, т.е. происходит сдвиг эвтектической точки вправо. Модифицирование резко повышает механические свойства: предел прочности σ_b и относительное удлинение δ растут одновременно. Термическая обработка простых силуминов дает весьма малое упрочнение, поэтому они термически не обрабатываются.

Простейшим двойным литейным силумином является сплав АЛ2, содержащий 10-13 % Si. На рис. 5 дана микроструктура немодифицированного заэвтектического силумина АЛ2, состоящая из кристаллов кремния (белые) и эвтектики

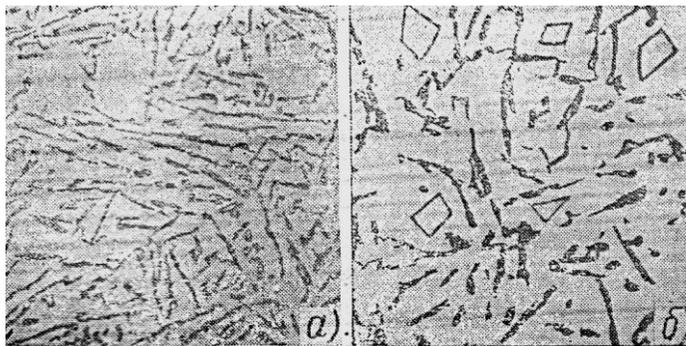


Рис. 5

α + Si грубого строения, в которой кремний находится в виде крупных игл. Силумин с такой структурой обладает низкими механическими свойствами. Если в жидкий сплав перед его кристаллизацией ввести небольшое количество (0,01-0,1) натрия, это приводит к измельчению включений кремния и значительному улучшению механических свойств силумина. Этот процесс называется модифицированием. Характерным является то, что при модифицировании снижается температура кристаллизации кремния и эвтектики, точка эвтектики сдвигается вправо и заэвтектический сплав становится доэвтектическим (рис. 4). После модифицирования структура силумина АЛ2 мелкозернистая (рис. 6). Видны первичные дендриты твердого раствора α (светлый фон) и мелкая (дисперсная) эвтектика α + Si (темный фон). Гарантируемые механические свойства модифицированного силумина: $\sigma_{\text{в}} \leq 160$ МПа, $\delta \leq 2\%$, $\text{НВ} \leq 50$.

Сплав АЛ12 является литейным алюминиевомедным

сплавом, содержащим 10-14 %Cu. По механическим свойствам он уступает силумину, но в литье имеет одно преимущество перед ним – образует меньшее количество окисных пленок. Чаще применяется без термической обработки. Сплав АЛ12 является доэвтектическим и при комнатной температуре в равновесном состоянии имеет структуру: алюминиевый твердый раствор α (светлый фон) и эвтектику ($\alpha + \text{CuAl}_2$), залегающую по границам зерен твердого раствора.

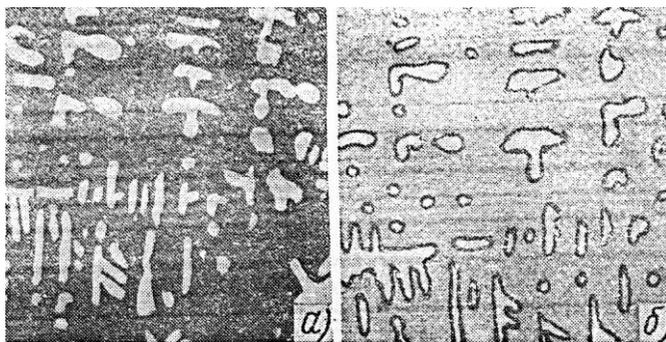


Рис. 6

Сплав алюминия с 9,5-11,5 % Mg называют магналием (АЛ8). Этот сплав имеет высокие механические и антикоррозионные свойства. Литейные свойства сплава невысоки. Термическая обработка в промышленных масштабах сплава АЛ8 не применяется, так как эффект от старения незначителен. Обычно магналий подвергают только закалке с целью получения однородной структуры для большей устойчивости против коррозии. Закалка производится с 430 °С в горячей воде; выдержка при температуре закалки 15-20 часов. Механические свойства сплава после закалки: $\sigma_{\text{в}} \geq 270$ Мпа, $\delta \geq 9$ %, НВ ≥ 60 .

Медь и сплавы на ее основе

Чистая медь, обладая высокой электропроводностью и

пластичностью, является основным материалом для проводов. Помимо этого медь применяется на прокладки, уплотнительные кольца, шайбы и т.д.

Микроструктура отожженной меди состоит из равноосных зерен меди с наличием двойниковых кристаллов.

Медные сплавы применяются как антифрикционный материал, например, свинцовистая и оловянистая бронза; конструкционный – латуни, алюминиевая и бериллиевая бронза; антикоррозионный – морская (легированная оловом) латунь, а также для электротехнических целей – кадмиевая бронза и т.д.

Специальными элементами, которые вводятся в медь, являются Zn, Sn, Al, Fe, Ni, Mn, Pb, Si, P, Be и другие.

По химическому составу медные сплавы подразделяют на две основные группы: латуни и бронзы.

Латуни. Сплавы меди с цинком называются латунями. Цинк в латунях является основным легирующим элементом (ЛЭ). Практическое применение имеют латуни, содержащие

до 45 % Zn. Это обусловлено тем, что при концентрации Zn более 30 % пластичность и прочность латуни начинают снижаться и резко падают при содержании цинка 45 %, что объясняется появлением в структуре хрупкой γ -фазы, которая представляет собой электронное соединение Cu_5Zn_8 .

Латуни подразделяют на двойные и многокомпонентные.

По технологическим

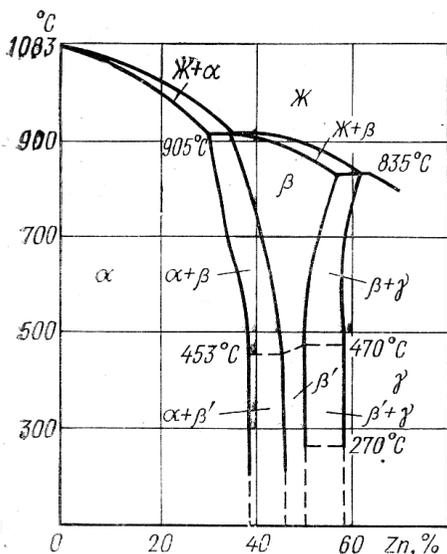


Рис. 7

признакам обработки все латуни делятся на две группы: деформируемые – для производства лент, листов, труб, проволоки и др. и литейные – для фасонного литья.

Двойные латуни в соответствии с диаграммой состояния системы Cu-Zn (рис.7), содержащие до $\approx 39\%$ Zn, имеют однородную структуру α - твердого раствора (α - латуни). α - фаза является твердым раствором цинка в меди Cu(Zn). Она наиболее богата медью и имеет кристаллическую решетку такую же как и сама медь, т.е. ГЦК. Применяется большей частью в деформированном виде. Из нее изготавливают прутки, трубы, листы, ленты и т.п.

Структура латуней с концентрацией цинка свыше 39% представляет собой смесь двух твердых растворов, α и β' . Твердый раствор β построен на основе химического соединения CuZn, имеет решетку ОЦК, представляет собой так называемое электронное соединение. Твердый раствор β' в отличие от твердого раствора β является упорядоченным и имеет меньшую пластичность, чем β - и α - твердые растворы. Переход $\beta \rightarrow \beta'$ происходит при 454°C . β' - фаза представляет собой твердый раствор цинка в электронном соединении CuZn (фаза Юм-Розери), является твердой и хрупкой структурной составляющей.

Таким образом, в зависимости от структуры при комнатной температуре промышленные типы латуней делятся на две группы: α - латуни и $\alpha + \beta'$ - латуни. Однофазные α - латуни хорошо деформируются в горячем и холодном состояниях. Двухфазные $\alpha + \beta'$ - латуни малопластичны в холодном состоянии. Их подвергают горячей обработке давлением при температурах, соответствующих областям стабильного состояния β' - или $\alpha + \beta'$ - фаз. Двухфазные латуни по сравнению с однофазными менее пластичны, однако более прочны и износостойки.

Структура α - латуни , содержащей 30%Zn, дана на рис 8 и 9. Микроструктура литой латуни (рис. 8) имеет дендритное строение. Светлые участки – дендриты, богатые медью, затвердевающие первыми из жидкого состояния; темные участки – междендритные пространства, обогащенные цинком. Микроструктура деформированной и отожженной α - латуни (рис. 9) имеет зернистое строение и характерные полосы двойников. Зерна имеют различную окрашиваемость вследствие анизотропии.

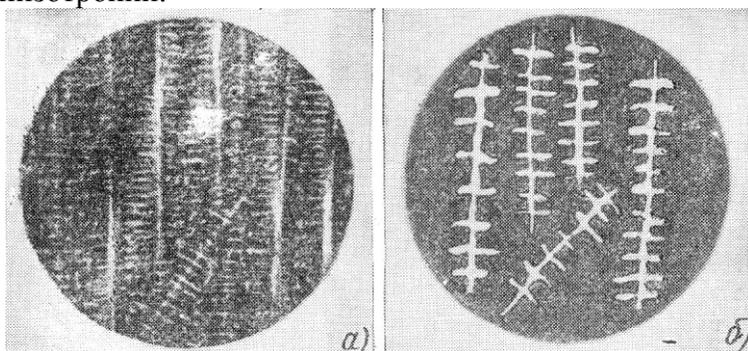


Рис. 8

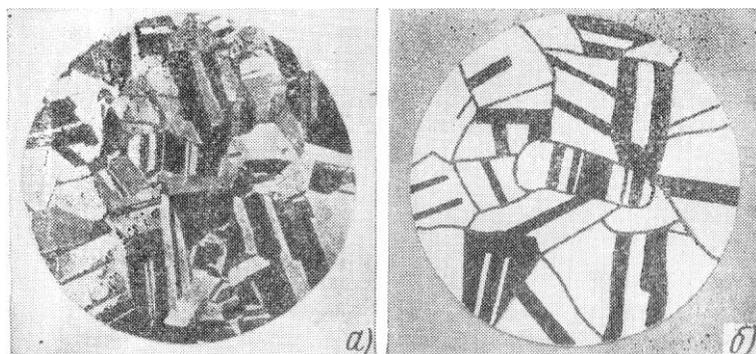


Рис.9

Микроструктура $\alpha + \beta'$ - латуни (рис. 10), содержащей

40% Zn, состоит из твердого раствора α (светлый), окруженного твердым раствором β (темный).

Деформируемые двойные латуни маркируют буквой Л, за которой стоит число, указывающее содержание меди. Наиболее широко применяют двойные латуни марок Л90, Л68 и Л63.

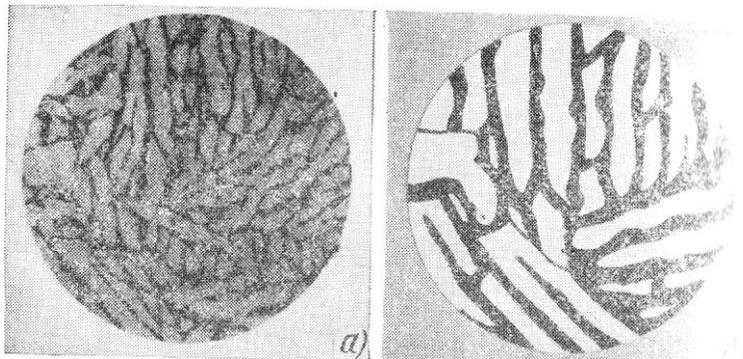


Рис. 10

Латунь Л90 (томпак) обладает хорошей стойкостью против коррозии и имеет красивый золотистый цвет. Ее используют для изготовления фурнитуры, знаков отличия и радиаторных трубок.

Латунь Л68 (патронная) прочнее, чем Л90 из-за большего содержания цинка. Ее используют для изготовления изделий холодной штамповкой и вытяжкой.

Латунь Л63 (торговая), среди всех латуней занимает первое место по объему производства. Она прекрасно деформируется в холодном и горячем состоянии, является самой прочной.

Для придания латуням специальных свойств в них вводят Al, Ni, Sn, Mn, Pb, Fe и другие элементы. Свинец, например, облегчает обработку резанием и улучшает антифрикционные свойства сплавов; Алюминий, цинк, кремний увеличи-

вают сопротивление коррозии (многокомпонентные латуни).

Деформируемые многокомпонентные латуни маркируются буквой Л, за которой стоят первые буквы названий легирующих элементов, после чего указывается содержание меди и соответствующих легирующих элементов. Например, свинцовая ($\alpha+\beta$) - латунь, ЛС59-1 содержит 59 % Cu и 1%Pb,остальное – Zn.

Латуни, предназначенные для фасонного литья, от которых требуется повышенная прочность, содержат большое количество специальных присадок, улучшающих их литейные свойства. Эти латуни отличаются и лучшей коррозионной стойкостью. Все литейные латуни являются легированными. В марке таких латуней после буквы Л указаны буквы, обозначающие все добавки к меди, начиная с цинка, за которыми следует число, указывающее содержание добавки; концентрация меди в марке не указывается. Например, свинцовая латунь ЛЦ40С является литейной модификацией деформируемой латуни ЛС59-1 и отличается от последней более широким допуском по содержанию примесей.

Бронзы. Двойные или многокомпонентные сплавы меди с оловом, алюминием, свинцом, бериллием, кремнием, кадмием, хромом и т.д. называются бронзами. Все бронзы обладают высокими параметрами прочности, коррозионной стойкости, хорошей обрабатываемостью резанием. Многие из них обладают высокими литейными и антифрикционными свойствами. Наиболее широко применяются алюминиевые и оловянистые бронзы.

По основному технологическому признаку обработки бронзы делятся на деформируемые и литейные. В марке обрабатываемых давлением бронз после букв Бр стоят буквенные обозначения названий легирующих элементов в порядке убывания их концентрации, а в конце марки в той же последовательности указаны средние концентрации соответствующих

элементов. Например, БрАЖН10-3-1,5. В марке же литейных бронз после каждого обозначения названия легирующего элемента указано его содержание. Например, БрА10ЖЗМц2.

Оловянистая бронза. Практическое применение в машиностроении имеют сплавы меди с оловом, содержащие до 12 % Sn. Диаграмма состояния Cu-Sn приведена на рис.11.

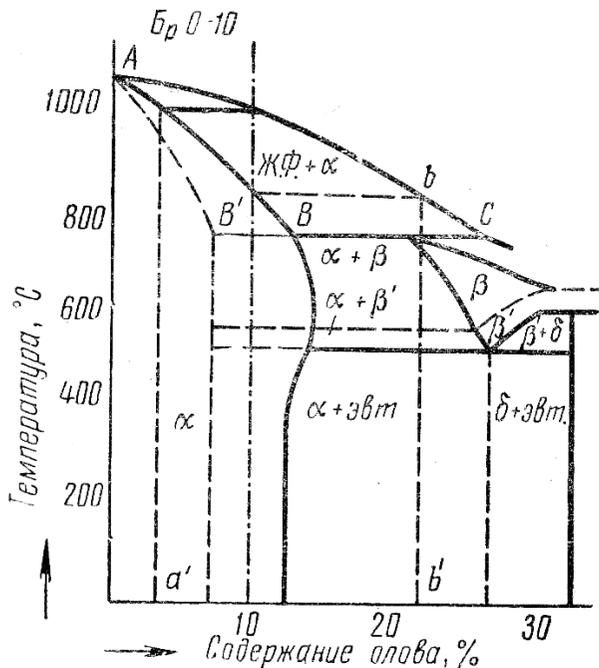


Рис. 11

Как видно из диаграммы, область α - твердого раствора ограничивается сплошными и пунктирными линиями. Сплошные линии относятся к равновесным сплавам, прошедшим после литья очень длительный отжиг, а пунктирные – к литым неотожженным сплавам. Поэтому при изучении структуры литых бронз следует пользоваться пунктирными линиями диаграммы. В этом случае линия пунктирная линия, огра-

ничающая поле однородного твердого раствора α , лежит левее, чем на равновесной диаграмме, и в структуре сплавов, содержащих более 5-6 % Sn, уже содержится эвтектоид.

Фаза α является твердым раствором олова в меди и имеет такую же кристаллическую решетку, как у меди, т.е. ГЦК (различаются решетки только параметрами).

Фазы β и δ являются твердыми растворами, построенными на базе интерметаллических соединений электронного типа. Фаза β построена на основе Cu_5Sn , а фаза δ - на основе электронного соединения $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$, имеющего сложную кристаллическую решетку.

При рассмотрении диаграммы состояния виден значительный интервал температур между линиями солидуса и ликвидуса, вследствие чего оловянистая бронза весьма склонна к ликвации (неоднородность состава и структуры по объему слитка). В этом случае разница в концентрации жидкой и твердой фаз значительна, так как расстояние по горизонтали между ликвидусом и солидусом велико. Образующийся твердый раствор α имеет вид дендритов с неодинаковым составом в различных точках (дендритная ликвация). Если литой сплав с дендритной структурой твердого раствора α отжечь, то образуются однородные зерна. Оловянистая литая бронза

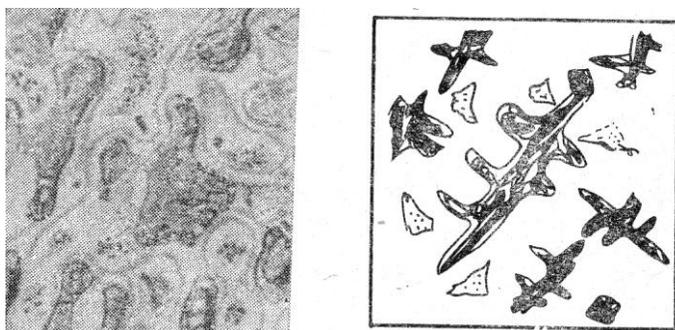


Рис. 12

применяется в промышленности как антифрикционный материал.

На рис.12 показана структура литой α - бронзы с содержанием 6 % Sn. Структура состоит из дендритов твердого раствора α . Оси дендритов (темные участки) наиболее богаты медью, так как они кристаллизовались первыми. Междоузельные поля (светлые участки), наоборот, более богаты оловом, так как они затвердевают последними.

Неоднородная структура является антифрикционной, обеспечивает небольшой коэффициент трения и применяется в качестве подшипниковых сплавов для вкладышей подшипников скольжения.

К антифрикционным сплавам предъявляются следующие требования. Они должны:

- иметь низкий коэффициент трения;
- хорошую прирабатываемость, т.е. минимальное время до принятия подшипником очертаний конфигурации вала;
- выдерживать большое удельное давление, т.е. быть достаточно прочным и пластичным;
- иметь более низкую твердость по сравнению с валом,
- обладать высокой теплопроводностью и сопротивлением коррозии;
- иметь хорошие технологические и литейные свойства.

Для удовлетворения указанных требований антифрикционные сплавы должны иметь разнородную структуру, т.е. состоять из мягкой, пластичной основы, в которую вкраплены твердые частички.

Двухфазная структура оловянистой бронзы отличается от однофазной тем, что она содержит эвтектоид ($\alpha + \text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$), дендритность же твердого раствора сохраняется.

Деформируемые оловянные бронзы – это трех- и четырехкомпонентные сплавы, в которые помимо олова, могут входить фосфор, цинк и свинец. Как правило они или полностью

однофазные, или содержат в виде включений небольшое количество второй фазы ($\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$, Cu_3P).

Литейные оловянные бронзы имеют широкий интервал кристаллизации, который обуславливает большую склонность к образованию рассеянных усадочных пор и соответственно, малую линейную усадку. В сочетании с коррозионной стойкостью в воздушной атмосфере и красивым цветом это сделало оловянную бронзу незаменимым материалом для художественного литья.

Алюминиевая бронза. Алюминиевые бронзы отличаются высокими механическими, антикоррозионными и антифрикционными свойствами. Их преимущества перед оловянистыми бронзами – меньшая стоимость, более высокие механические и некоторые технологические свойства. Например, небольшой

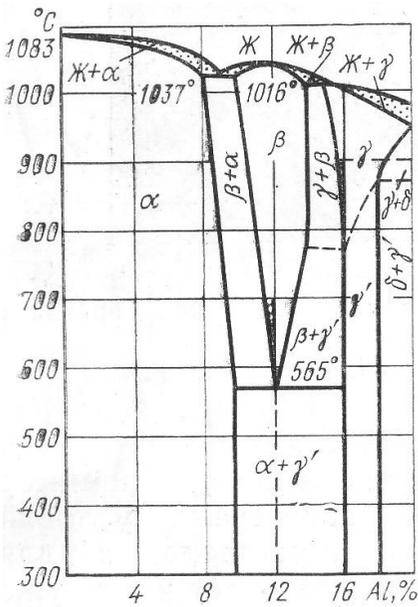


Рис. 13

интервал кристаллизации обеспечивает алюминиевым бронзам высокую жидкотекучесть, концентрированную усадку и хорошую герметичность отливок, малую склонность к дендритной ликвации. Вместе с тем из-за большой усадки иногда трудно получить сложную фасонную отливку.

Практическое применение имеют сплавы меди с алюминием, содержащие до 10-11 % Al (рис.13). Сплавы, отвечающие по составу области α, - однофазные сплавы, термически не обрабатываемые, весьма пластичные;

структура их состоит из однородных зерен твердого раствора α . Сплавы, отвечающие по составу области $\alpha + \gamma_2$, - двухфазные сплавы, термически обрабатываемые, значительно менее пластичны, чем сплавы области α ; в структуре содержат эвтектоид $\alpha + \gamma_2$. Вследствие большой хрупкости фазы γ_2 двухфазные алюминиевые бронзы применяются только доэвтектоидные, т.е. с содержанием Al меньше 11,8%.

На рис.14 показана структура алюминиевой бронзы с 10 % Al. Структура состоит из зерен твердого раствора α (светлый фон) и эвтектоида $\alpha + \gamma_2$ (темный фон).

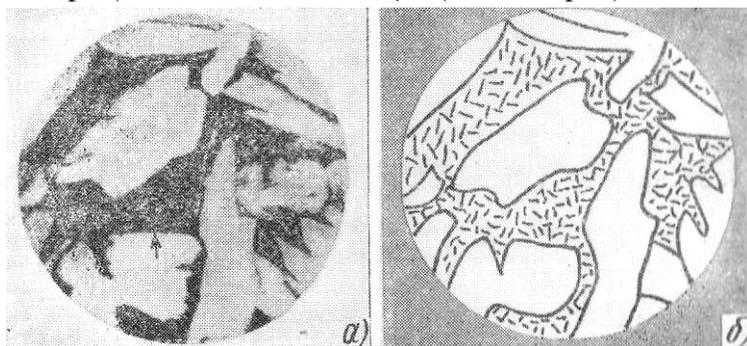


Рис. 14

При большом увеличении строение эвтектоида напоминает структуру перлита, т.е. содержит смесь α и γ_2 - фаз.

Наличие эвтектоидного превращения позволяет двухфазную алюминиевую бронзу термически обрабатывать, т.е. подвергать закалке и отпуску. При нагреве доэвтектоидной бронзы до области β - фазы с последующей закалкой в воде образуется мартенситоподобная (игольчатая) структура. На рис.15 показана структура алюминиевой бронзы с 10 % Al после закалки с 930 °С в воде. Структура игольчатая, мартенситная.

Однофазные бронзы (БрА5, БрА7), имеющие хорошую

пластичность, относятся к деформируемым. Они обладают наилучшим сочетанием прочности ($\sigma_{\text{в}} = 400\text{-}450$ МПа) и пластичности ($\delta = 60$ %). Двухфазные бронзы выпускают в виде деформируемого полуфабриката, а также применяют для изготовления фасонных отливок. При наличии большого количества эвтектоида бронзы подвергают не холодной. А горячей обработке давлением. Двухфазные бронзы отличаются высокой прочностью ($\sigma_{\text{в}} = 600$ МПа) и твердостью (>100 НВ).

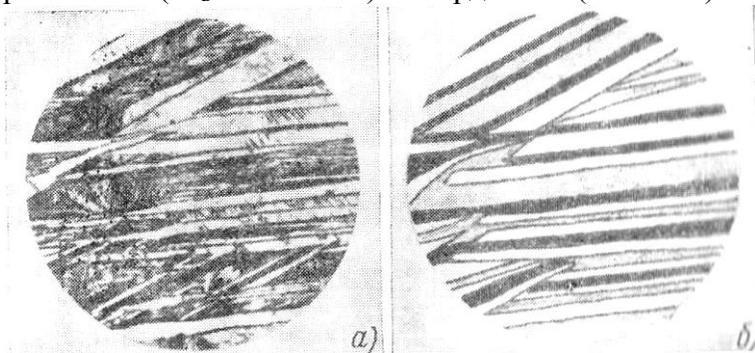
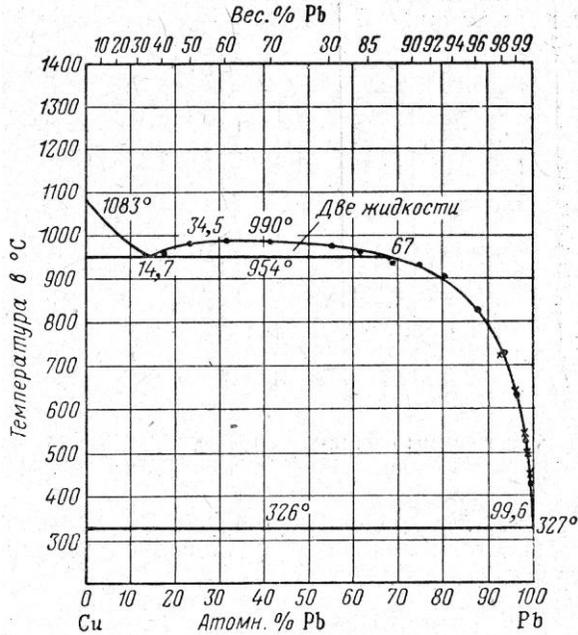


Рис. 15

К недостаткам двойных алюминиевых бронз помимо большой усадки относятся: склонность к газонасыщению и окисляемости во время плавки, образование крупнокристаллической столбчатой структуры, трудность пайки. Эти недостатки уменьшаются при легировании алюминиевых бронз железом, никелем, марганцем (БрАЖ9-4; БрАЖН10-4-4; БрАЖМц10-3-1,5). Из всех алюминиевых бронз наиболее прочными являются БрАЖН10-4-4 и БрАЖН11-6-6. Кроме того, эти сплавы обладают высокой коррозионной стойкостью и антифрикционными свойствами, поэтому широко применяются в машиностроении для изготовления втулок, частей насосов и турбин, шестерен и других ответственных деталей, работающих в тяжелых условиях износа при повышенных температурах (400-500 °С).



Свинцови-

Рис. 16

стая бронза.

Свинцовистая

бронза имеет

большое применение как подшипниковый сплав (антифрикционный материал).

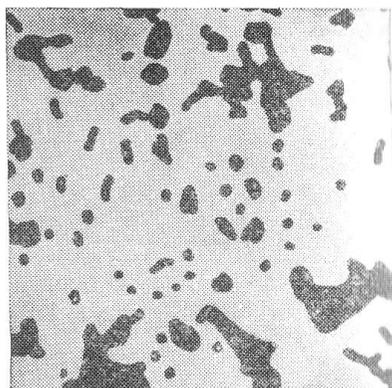


Рис. 17

На рис.16 показана диаграмма состояния Cu-Pb. Как видно из диаграммы, медь со свинцом в твердом состоянии образует только механическую смесь и не дает ни твердых растворов, ни химических соединений. Чаще всего двойная свинцовистая бронза применяется с содержанием 30 % Pb (марки БрС30). Структура такой бронзы состоит из зерен меди (основное светлое поле

шлифа) и включений свинца (темные участки шлифа), показана на рис.17. Структура свинцовистой бронзы находится в некотором противоречии с общепринятой теорией для подшипниковых сплавов. По этой теории антифрикционная структура должна состоять из мягкой пластичной основы и небольшого количества твердых частиц, вкрапленных в эту мягкую основу. В структуре же свинцовистой бронзы БрС30 наблюдается обратное: 70 % площади шлифа занимает более твердая медь и 30 % более мягкий свинец. Как показала практика, такое сочетание в сплаве не нарушает его антифрикционных свойств, если твердая составляющая обладает достаточной пластичностью и значительно мягче вала. В этом случае количество твердой фазы может быть допущено большее, чем мягкой.

Баббиты

Баббиты – мягкие (30 НВ) антифрикционные сплавы на оловянной или свинцовой основе. К сплавам на оловянной основе относятся баббиты Б83 (83 % Sn, 11 % Sb, 6 % Cu) и Б88; на свинцовой основе – Б16 (16 % Sn, 16 % Sb, 2 % Cu), БС6 БН. Особую группу образуют более дешевые свинцово-

кальциевые баббиты: БКА и БК2 (ГОСТ 1209-90).

Наилучшими свойствами обладают оловянистые баббиты. Из-за высокого содержания дорогостоящего олова их используют для подшипников ответственного назначения (дизелей, паровых турбин и т.п.), работающих при больших скоростях и нагрузках. Для менее ответственных деталей используют свинцовистые баббиты.

Баббиты на оловянной основе. Наилучшим баббитом на оловянной основе является сплав Б83. Олово с сурьмой при содержании Sb больше 10,5 % образует два твердых раствора: α и β' , причем твердый раствор α более мягкий и пластичный, чем твердый раствор β' . Таким образом, при содержании в сплаве 11 % Sb образуется двухфазная структура, состоящая из мягкой пластичной основы твердого раствора α и небольшого количества кристаллов β' , вкрапленных в эту массу. Такая структура является антифрикционной. Медь введена в сплав для предотвращения ликвации β' -кристаллов. В двойных сплавах Sn-Sb кристаллы β' при отливке всплывают вверх. Медь с оловом дает химическое соединение Cu_3Sn , которое, кристаллизуясь первым, образует как бы скелет, на котором кристаллы β' задерживаются и не всплывают.

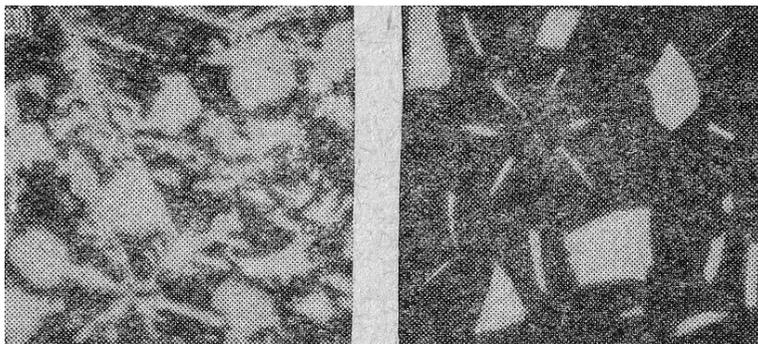


Рис. 18

Температура начала и конца плавления баббита лежит в пределах 240-380 °С. Твердость НВ 28-34.

Структура баббита Б83 показана на рис.18. Темный основной фон – твердый раствор α (мягкая основа). Белые крупные кристаллы, имеющие квадратную и треугольную форму, - твердый раствор β' (твердые частицы). Белые иголочки и звездочки – кристаллы химического соединения Cu_3Sn , являющиеся также твердыми частицами в сплаве.

Этот баббит применяется только для заливки подшипников и вкладышей машин большой мощности.

Баббиты на свинцовой основе. На рис.19 приведена микроструктура баббита марки Б16. Структура этого баббита

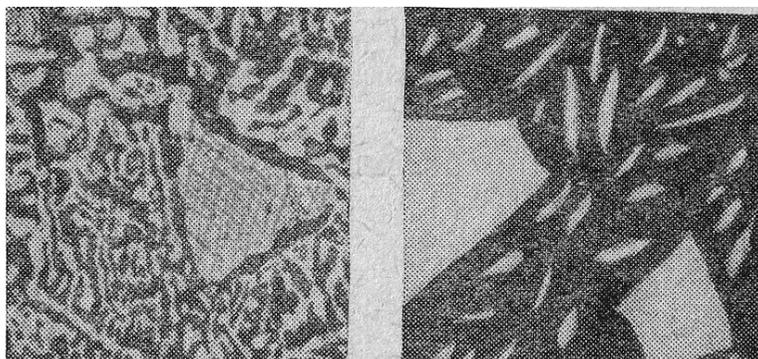


Рис. 19

состоит из мягкой основы – эвтектики Свинца и твердого раствора сурьмы в олове), твердых частичек твердого раствора β прямоугольной формы и игольчатых включений Cu_3Sn . Эвтектика будет служить мягкой основой, а кристаллы β – твердым включением. Двойные свинцовистые сплавы еще сильнее ликвируют, чем оловянные, поэтому в сплав добавляют медь, которая образует с сурьмой химическое соединение Cu_2Sb . Это соединение играет ту же роль, что и Cu_3Sn в оловянистом баббите, т.е. препятствует всплыванию на поверхность кристаллов β . Свинцовистые баббиты являются менее качественными, но дешевле последних. Они обладают большим коэффициентом трения. Твердые включения β менее тверды, чем Cu_3Sn и β' -фаза в оловянистых баббитах. Основа в свинцовистых баббитах – не твердый раствор, а эвтектика, являющаяся менее пластичной.

Задание

Изучить диаграммы состояния цветных сплавов. Указать на диаграммах состояний положения изучаемых сплавов.

Изучить химический состав цветных сплавов, их термообработку.

Изучить микроструктуру путем просмотра под микроскопом коллекции шлифов различных цветных сплавов. Зарисовать микроструктуру просмотренных микрошлифов (подписать марку сплава, режим ТО, наименование фаз и структурных составляющих).

Изучить свойства и область применения цветных сплавов.