

МЕЖГОСУДАРСТВЕННОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ  
ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ  
«БЕЛОРУССКО-РОССИЙСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ»

Кафедра «Технологии металлов»

**ТЕХНОЛОГИЯ ПОВЫШЕНИЯ  
ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ  
МЕТАЛЛОВ В АДДИТИВНОМ  
ПРОИЗВОДСТВЕ.  
ТЕХНОЛОГИЯ ФОРМООБРАЗОВАНИЯ  
ИЗДЕЛИЙ ИЗ МЕТАЛЛОВ  
В АДДИТИВНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ**

*Методические рекомендации к лабораторным работам  
для студентов специальности 1-36 07 02  
«Производство изделий на основе трехмерных технологий»  
очной и заочной форм обучения*

**Часть 2**



Могилев 2023

УДК 669.01  
ББК 30.3  
Т38

Рекомендовано к изданию  
учебно-методическим отделом  
Белорусско-Российского университета

Одобрено кафедрой «Технологии металлов» «3» апреля 2023 г.  
протокол № 11

Составитель канд. техн. наук, доц. А. И. Хабибуллин

Рецензент канд. техн. наук, доц. И. В. Лесковец

Методические рекомендации к лабораторным работам предназначены для студентов специальности 1-36 07 02 «Производство изделий на основе трехмерных технологий» очной и заочной форм обучения.

Учебное издание

ТЕХНОЛОГИЯ ПОВЫШЕНИЯ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ  
МЕТАЛЛОВ В АДДИТИВНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ.  
ТЕХНОЛОГИЯ ФОРМООБРАЗОВАНИЯ ИЗДЕЛИЙ ИЗ МЕТАЛЛОВ  
В АДДИТИВНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

Часть 2

|                         |                  |
|-------------------------|------------------|
| Ответственный за выпуск | Д. И. Якубович   |
| Корректор               | А. А. Подошевка  |
| Компьютерная верстка    | Н. П. Полевничая |

Подписано в печать . Формат 60×84/16. Бумага офсетная. Гарнитура Таймс.  
Печать трафаретная. Усл. печ. л. . Уч.-изд. л. . Тираж 26 экз. Заказ №

Издатель и полиграфическое исполнение:  
Межгосударственное образовательное учреждение высшего образования  
«Белорусско-Российский университет».  
Свидетельство о государственной регистрации издателя,  
изготовителя, распространителя печатных изданий  
№ 1/156 от 07.03. 2019.  
Пр-т Мира, 43, 212022, г. Могилев.

© Белорусско-Российский  
университет, 2023

## Содержание

|   |    |
|---|----|
| 8 Лабораторная работа № 8. Методы воронения стальных изделий.....   | 4  |
| 9 Лабораторная работа № 9. Влияние легирующих элементов на термическую обработку сталей и эксплуатационные свойства.....  | 8  |
| 10 Лабораторная работа № 10. Повышение жаропрочности конструкционных сталей, применяемых при повышенных температурах..... | 13 |
| 11 Лабораторная работа № 11. Отжиг изделий, получаемых в аддитивном производстве.....                                     | 17 |
| 12 Лабораторная работа № 12. Методы повышения механических и эксплуатационных свойств алюминиевых и медных сплавов.....   | 23 |
| 13 Лабораторная работа № 13. Дисперсное упрочнение композиционных материалов.....   | 28 |
| 14 Лабораторная работа № 14. Назначение режима термической обработки сплавов исходя из условий эксплуатации.....          | 31 |
| Список литературы.....  | 33 |

## Часть 2

### 8 Лабораторная работа № 8. Методы воронения стальных изделий

**Цель работы:** ознакомление с методами нанесения защитных покрытий оксидированием поверхности стальных изделий.

**Оборудование и инструмент:** штатив с держателем, весы, мензурка, мерный стакан, электролитическая ванна, стальные заготовки.

Вначале приводятся пять способов воронения (оксидирования), наиболее часто применяемые в оружейной практике со времен Первой мировой войны.

#### *1 Оксидирование английским «ржавым» лаком.*

Для воронения этим способом берутся техническая соляная кислота и азотная кислота в одинаковых объемах, смешиваются и в этой смеси растворяются железная кузнечная окалина и железные (стальные) стружки в одинаковых количествах до тех пор, пока они не перестанут растворяться. Полученную жидкость наносят на необходимую деталь или ствол несколькими слоями с обязательной просушкой после нанесения каждого слоя.

Этот процесс очень долгий и может продлиться несколько суток. Но получаемое покрытие имеет очень красивый темно-коричневый цвет и предохраняет оружие от ржавчины, как никакое другое. Оружие, покрытое «ржавым» лаком, может пролежать неделю в воде без признаков оржавления.

#### *2 Оксидирование селитрой.*

Детали опускают в расплавленную кипящую селитру (калийную или натриевую) и выдерживают там до придания металлу очень красивого темно-синего цвета. Прилипшую селитру затем смывают горячей водой. Оксидная пленка держится очень долго. Так воронили револьверы «Наган» и «Смит-Вессон» на тульских заводах еще сто лет назад и сохранившиеся образцы этого оружия до сих пор не потеряли внешнего вида.

#### *3 Оксидирование гипосульфитом.*

Деталь опускают в насыщенный раствор медного купороса, предварительно добавив в него по каплям 5...6 капель серной кислоты. Деталь выдерживается до цвета красной меди. Затем ее прополаскивают в горячей воде и опускают на 20...30 с в профильтрованный насыщенный раствор гипосульфита. После чего деталь выдерживается в растворе калийных квасцов 1:10 на протяжении 10...12 ч, затем ее промывают, сушат и смазывают олифой. Покрытие получается цвета черной пластмассы и держится очень долго.

#### *4 Щелочное оксидирование.*

Деталь кипятят при температуре 125 °С...130 °С на протяжении 40...90 мин в растворе 700 г каустической соды, 100 г нитрата натрия, 100 г буры и 1 л воды, затем промывают и покрывают олифой.

### *5 Воронение (огневое оксидирование) второстепенных деталей.*

Огневое оксидирование второстепенных деталей (кроме стволов, затворов и ствольных коробок) производится нагревом деталей на огне до цветов побежалости (но не передержать!) с последующим опусканием их в любое минеральное масло. Или в металлическом ящике засыпают деталь древесным толченым углем и нагревают на огне.

**Внимание:** перед любым видом оксидирования детали обезжирить в 10-процентном растворе соды или поташа.

### **Общеармейская инструкция по оксидированию деталей огнестрельного оружия.**

Для предохранения металлических деталей от ржавления поверхность деталей оксидируется. Для получения качественного оксидного покрытия рекомендуется выполнять операции в такой последовательности: подготовка поверхности, оксидирование, последующая отделка.

#### **Подготовка поверхности.**

##### *Обезжиривание.*

1 Детали обезжиривать в ванне, содержащей раствор следующего состава:  
– кальцинированная или каустическая сода –100 г;  
– вода – 1 л.

2 Детали обезжиривать при бурном кипении раствора в течение 20...30 мин.

3 Освежать (корректировать) раствор нужно по мере его израсходования путем добавления составных частей до первоначальной концентрации. Плавающие на поверхности обезжиривающего раствора жировые загрязнения должны время от времени удаляться.

##### *Промывка в воде.*

После обезжиривания детали промыть в водопроводной проточной воде (при комнатной температуре) 3–4-кратным погружением.

Хорошо обезжиренная деталь должна полностью смачиваться водой. Если вода при промывке покрывает поверхность детали не полностью, а собирается каплями, это указывает на недостаточное обезжиривание.

##### *Травление.*

При наличии ржавчины на поверхности деталей, а также при повторном оксидировании их с целью удаления первоначальной оксидной пленки травление деталей производить в ингибированной соляной кислоте. Ингибированная соляная кислота, представляет собой смесь соляной кислоты (уд. вес 1,18) с ингибитором марки ПБ-5 (1 % по отношению к объему соляной кислоты). Неингибированную кислоту применять запрещается. Ингибированная соляная кислота хорошо очищает стальные детали от ржавчины, практически не растворяет металл. Затем детали повторно оксидировать.

##### *Промывка в воде.*

После травления детали промыть в холодной проточной воде 3–4-кратным погружением.

*Примечание* – После травления и промывки во избежание ржавления не разрешается, чтобы детали находились на воздухе свыше 10 с. При вынужденной задержке детали необходимо опускать на 5 мин в мыльный раствор, после чего вынуть и высушить; образовавшаяся мыльная пленка предохраняет детали от ржавления.

### **Оксидирование.**

1 Детали оксидировать в ванне, содержащей раствор следующего состава:

- каустическая сода – 700 г;
- нитрат натрия – 100 г;
- нитрит натрия – 100 г;
- вода – 1 л.

*Примечание* – В качестве окислителей одинаково применимы нитрат или нитрит натрия или калия в сумме, не превышающей 200 г как в указанной смеси, так и в отдельности.

2 Приготавливать раствор нужно в специальном подогреваемом баке, предварительно хорошо очищенном от грязи и тщательно промытом водой.

Предварительно раздробленную на мелкие куски (размером 40...50 мм в поперечнике) каустическую соду загружают в бак, заливают водой и кипятят до растворения. Затем вводят нитрат и нитрит натрия. После растворения компонентов оксидирующего состава раствор оставляется в полном покое на 2...4 ч. Этим приготовление раствора для оксидирования заканчивается. Перед оксидированием деталей раствор подогревается до бурного кипения.

3 Детали, подготовленные к оксидированию, погружать в бурно кипящий раствор в сетчатых железных корзинах.

4 Начальная температура раствора (при погружении деталей в ванну) 136 °С ...138 °С, конечная (в конце оксидирования) – 142 °С...145 °С. Для закаленных деталей температура ванны при погружении 140 °С с постепенным повышением ее к концу оксидирования до 145 °С...146 °С.

#### *Примечания*

1 Признаком изменения концентрации раствора при постоянном объеме служит температура кипения. Понижение температуры кипения с сохранением объема свидетельствует об уменьшении концентрации, а повышение температуры кипения – об увеличении концентрации. Нарушение режима ванны ведет к понижению качества окраски.

2 Чтобы повысить температуру кипения раствора на 1 °С, следует добавить 10 г едкого натра на каждый литр раствора. Понижение температуры кипения раствора достигается разбавлением его водопроводной водой.

5 Детали выдерживать в растворе в процессе оксидирования 1,5 ч.

#### *Ополаскивание.*

Во время оксидирования детали через каждые 25...30 мин вынимать из оксидирующего раствора и ополаскивать в водопроводной воде при комнатной температуре, опуская их в воду 2–3 раза.

#### *Промывка водой.*

После оксидирования детали промыть водопроводной водой (желательно под давлением из брандспойта) до полного удаления остатков оксидирующего раствора с поверхности деталей.

## ***Общие замечания по операциям оксидирования***

1 При погружении деталей в раствор вся поверхность их должна полностью омываться раствором

2 Появление на поверхности оксидируемых деталей налета зеленого или желтого цвета указывает на повышенную температуру оксидирующего раствора (или повышенную концентрацию каустической соды), для понижения которой в ванну необходимо добавить воды.

3 По мере пользования раствором в ванне для оксидирования происходит накапливание осадка гидрата оксида железа. Осадок периодически удалять специальными скребками при температуре раствора несколько ниже точки кипения.

### **Последующая отделка.**

#### *Выдержка в мыльном растворе.*

После оксидирования детали погружать в кипящий мыльный раствор следующего состава:

- мыло твердое – 30 г;
- вода – 1 л.

#### *Примечания*

1 Во избежание свертывания мыла мыльный раствор следует готовить на предварительно прокипяченной воде.

2 При свертывании мыла раствор выливают и заменяют свежим.

3 Время выдержки деталей в горячем мыльном растворе 3...5 мин.

#### *Сушка.*

Извлеченные из мыльного раствора детали просушивать на воздухе до полного удаления влаги с поверхностей.

#### *Промасливание.*

1 Просушенные детали помещают в ванну, содержащую веретенное масло или ружейную смазку.

2 Температура смазки в ванне – 105 °С...115 °С; выдержка в ванне 2...3 мин.

## ***Контроль качества оксидного покрытия***

Качество оксидного покрытия устанавливается внешним осмотром поверхности оксидированных деталей. Поверхность деталей после оксидирования должна иметь ровную окраску черного цвета.

Для деталей с грубо обработанной поверхностью, а также для участков, подвергнутых местной сварке или штамповке, допускается слабая разница в оттенках цвета.

На поверхности оксидированных деталей не должно быть красноватого осадка и незаоксидированных участков. Детали с красным налетом отправлять на протирку, а детали с незаоксидированными участками подвергать повторному оксидированию, для чего после обезжиривания и промывки водой обработать при комнатной температуре в ингибированной соляной кислоте до растворения оксидной пленки.

### **Техника безопасности.**

Брызги щелочного раствора разъедают ткань одежды, при попадании на тело вызывают ожоги, поэтому лица, занятые щелочным оксидированием, должны во время работы надевать брезентовую спецодежду, резиновые сапоги и резиновые перчатки.

По окончании работы полы в помещении для оксидировки должны быть тщательно промыты водой.

### **Задание**

1 Выбрать подходящий способ и провести процесс оксидирования стальных заготовок.

2 Провести контроль качества оксидного покрытия.

### **Контрольные вопросы**

1 Перечислить способы оксидирования стальных изделий и причину повышения их коррозионной стойкости.

2 Перечислить операции подготовки поверхности, применяемые перед оксидированием.

## **9 Лабораторная работа № 9. Влияние легирующих элементов на термическую обработку сталей и эксплуатационные свойства**

**Цель работы:** изучение влияния легирующих элементов на термическую обработку сталей и эксплуатационные свойства.

**Оборудование и инструмент:** микроскринер МС ЛабоМет-1, образцы шлифов сплавов различных металлов.

При скорости охлаждения стали меньше критической, например,  $V_2$ ,  $V_3$  (рисунок 9.1), аустенит распадается с образованием смеси частиц феррита и цементита, называемой *сорбитом* или *трооститом*. Эти структуры отличаются друг от друга величиной зерен (степенью дисперсности) цементита. Наиболее дисперсная структура у троостита. Ферритоцементитные смеси, образующиеся при охлаждении аустенита, имеют пластинчатое строение. При скорости охлаждения, равной  $V_4$  (см. рисунок 9.1), структура стали будет состоять из троостита и мартенсита. Как следует из диаграммы, в этом случае при охлаждении ниже точки  $a_1$  аустенит частично превращается в троостит. Оставшийся аустенит ниже точки  $v_1$  превратится в мартенсит. При закалке в масле сталь 40 будет иметь структуру, состоящую из троостита и мартенсита. Металлографически троостит выявляется в виде темных участков по границам зерен, светлые участки представляют собой мартенсит.



В случае нагрева под неполную закалку (рисунок 9.2) доэвтектоидная сталь имеет структуру аустенита и феррита, а заэвтектоидная – аустенита и вторичного цементита.

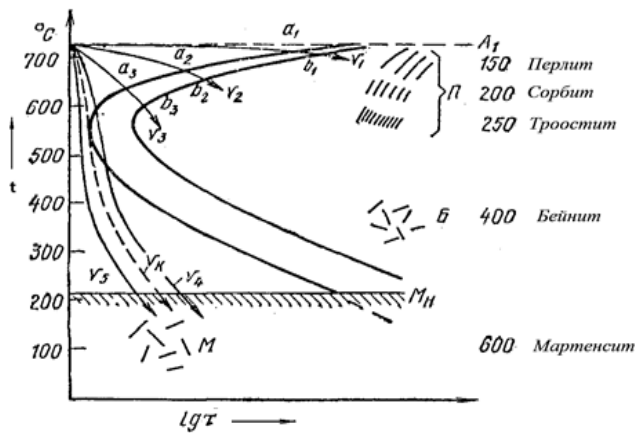


Рисунок 9.1 – Диаграмма изотермического превращения аустенита эвтектоидной стали

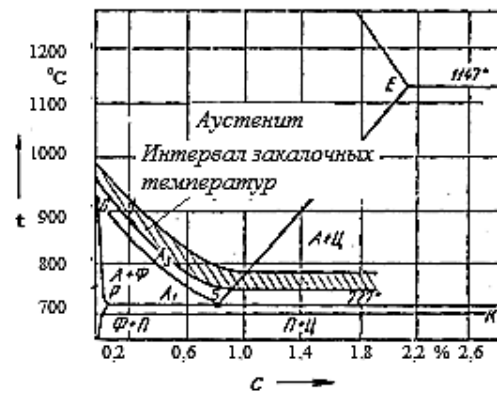


Рисунок 9.2 – Интервал закалочных температур

При охлаждении со скоростью больше критической аустенит превращается в мартенсит, а феррит в доэвтектоидной стали и вторичный цементит в заэвтектоидной не претерпевают фазовых превращений. *Количество избыточных фаз (феррита или цементита) зависит от температуры закалки.* Чем ближе температура нагрева к точке  $A_{c3}$ , тем меньше в структуре закаленной стали избыточных фаз.

Заэвтектоидные стали подвергаются *неполной закалке*. Наличие в структуре закаленных заэвтектоидных сталей вторичного цементита повышает твердость и износостойкость инструмента, изготавливаемого из этих сталей.

При *полной закалке* заэвтектоидных сталей в результате более высокого нагрева сталь получает структуру крупноигльчатого мартенсита с повышенным содержанием остаточного аустенита. Механические свойства при этом снижаются. Неполная закалка для доэвтектоидных сталей не рекомендуется, т. к. имеющийся в этом случае, наряду с мартенситом, феррит приводит к снижению твердости и прочности материала.

Высокая твердость и прочность мартенсита объясняются искажением решетки вследствие образования пересыщенного твердого раствора.

После закалки сталь подвергают отпуску. Практическими целями отпуска являются уменьшение закалочных напряжений и получение нужного комплекса механических свойств (прочности, пластичности и вязкости).

Отпуск приводит к снижению твердости, прочности и повышению пластичности. Причем влияние на указанные свойства тем больше, чем выше температура отпуска. В зависимости от температуры нагрева различают три разновидности отпуска: *низкий, средний и высокий*.

*Низкий отпуск* проводят путем нагрева закаленной стали до  $200^{\circ}\text{C}$ . При этом образуется структура отпущенного мартенсита. Низкий отпуск частично снимает внутренние напряжения и несколько повышает вязкость. Твердость

при этом практически не снижается. Такой отпуск применяется при термической обработке инструментальных сталей и изделий после цементации.

При *среднем отпуске* нагрев закаленной стали производится до температур  $\approx 400$  °С, при этом образуется структура троостита отпуска. Троостит отпуска состоит из дисперсных частиц феррита и цементита. Сталь со структурой троостита отпуска имеет высокий предел упругости. Поэтому средний отпуск обычно применяют при термической обработке рессор и пружин. Твердость троостита составляет около 40 HRC.

При *высоком отпуске* нагрев закаленной стали производится до температур  $\approx 600$  °С; образуется структура – сорбит отпуска, представляющий собой смесь укрупненных частиц феррита и цементита округлой формы, снижающей концентрацию напряжений. Сорбит отпуска имеет хорошее сочетание свойств: прочность, пластичность и вязкость. Твердость сорбита составляет около 25 HRC. Закалка стали с последующим высоким отпуском на сорбит носит название термического улучшения. Эта обработка рекомендуется для среднеуглеродистых конструкционных сталей.

### ***Особенности термической обработки легированных сталей***

Большинство легирующих элементов растворяются в основных фазах железоуглеродистых сплавов – феррите, аустените, цементите или образуют специальные карбиды.

Элементы, растворимые в железе, изменяют температурный интервал существования его аллотропических модификаций, т. е. сдвигают критические точки  $A_3$  и  $A_4$  по температурной шкале.

Марганец и никель повышают точку  $A_4$  и снижают  $A_3$ , расширяя аустенитную область. Хром, молибден, вольфрам, ванадий, кремний, алюминий и др. повышают точки  $A_1$ ,  $A_3$  и снижают  $A_4$ , сужая аустенитную область и расширяя ферритную. При определенной концентрации элементов первой группы (в первую очередь никеля и марганца) температура начала мартенситного превращения снижается до зоны отрицательных температур и после закалки аустенитное состояние существует устойчиво при комнатной температуре. Такие сплавы называются аустенитными. При высоком содержании элементов второй группы образуются ферритные сплавы.

По отношению к углероду легирующие элементы делятся на две группы – карбидообразующие и некарбидообразующие. Никель, кобальт, медь, кремний относятся к некарбидообразующим элементам; марганец, хром, молибден, вольфрам, ванадий, титан, цирконий – к карбидообразующим. Карбиды в сталях делятся на две группы.

К первой группе относятся карбиды со сложной кристаллической решеткой –  $Me_3C$ ,  $Me_{26}C_6$ ,  $Me_6C$  (например, цементит); ко второй – карбиды типа  $MeC$  и  $Me_2C$  с простой кристаллической решеткой. Карбиды первой группы при нагреве легко растворяются в аустените, а второй – трудно, поэтому при нагреве под закалку они задерживают диффузионные процессы и тормозят рост зерна аустенита (измельчают зерно).

Легирующие элементы замедляют диффузионные процессы и снижают скорость распада аустенита, что способствует переохлаждению его до интервала мартенситного превращения при более медленном охлаждении (возможно охлаждение в масле или на воздухе). При этом снижается критическая скорость закалки и увеличивается прокаливаемость легированных сталей. Наиболее сильно увеличивают прокаливаемость стали никель, марганец, хром.

Легированные стали подвергаются тем же видам термообработки, что и углеродистые, но имеют свои особенности.

### **Особенности закалки**

1 Легирующие элементы *понижают теплопроводность*, поэтому:

а) нагрев легированных сталей необходимо проводить медленно, иначе возможно образование трещин;

б) для равномерного прогрева по всему сечению и полного растворения карбидов в аустените требуется более продолжительная выдержка в печи.

2 Из-за *повышения температур точек  $A_1$  и  $A_3$*  отжиг, нормализация и закалка легированных сталей должны проводиться при более высоких температурах, чем у углеродистых (исключая стали, легированные никелем и марганцем).

3 Все легирующие элементы (исключая  $Co$ ) *снижают критическую скорость* закалки, следовательно, легированные стали можно охлаждать с меньшей скоростью, в масле или даже на воздухе (существенно снижается вероятность коробления и образования трещин).

4 Почти все легирующие элементы *понижают температуру мартенситного превращения* и увеличивают количество аустенита остаточного.

### **Особенности отпуска**

1 Легирующие элементы замедляют диффузионные процессы и, следовательно, *сдерживают процесс распада мартенсита* при отпуске. Поэтому легированную сталь нужно нагревать при отпуске до более высокой температуры или увеличивать продолжительность отпуска по сравнению с углеродистой.

2 Из-за искажения кристаллической решетки аустенита диффузионные процессы замедляются и *второе превращение* при отпуске (превращение  $A_{ост}$  в  $M_{ост}$ ) происходит при более высоких температурах. Так как при этом превращении твердость стали повышается, этот процесс называют **вторичной закалкой**.

3 Труднорастворимые карбидообразующие элементы способствуют образованию красностойкого (*жаропрочного*) мартенсита, т. к. располагаясь по границам зерен, они тормозят диффузию углерода и задерживают *третье превращение* при отпуске – распад мартенсита на троостит отпуска. **Это способствует сохранению твердости стали при нагреве до высоких температур**. Если мартенсит углеродистых сталей превращается в троостит отпуска при температурах около 250 °С, то у легированных сталей третье превращение начинает развиваться после нагрева до температур свыше 400 °С (а у высоколегирован-

ных быстрорежущих сталей при нагреве свыше 620 °С).

4 У высоколегированных (хромом, вольфрамом, ванадием) сталей при температуре отпуска 560 °С происходит *частичный распад* высоколегированного мартенсита с образованием высоколегированного троостита (высокодисперсной смеси феррита и карбидов вольфрама, хрома, ванадия), что приводит к увеличению твердости. Это явление называют *вторичной твердостью*.

5 В отличие от углеродистых, в легированных сталях после высокого отпуска отмечается *резкое снижение ударной вязкости*. Это явление получило название *отпускной хрупкости второго рода*. Она может быть предотвращена путем быстрого охлаждения (в воде) после выдержки в печи.

### **Задание**

1 Изобразить часть диаграммы «железо – цементит», относящуюся к области стали, и диаграмму изотермического превращения аустенита. Изучить влияние температуры нагрева и скорости охлаждения на фазовые превращения и структуру стали с различным содержанием углерода.

2 Изучить структуру предложенных шлифов, изобразить ее и указать структурные составляющие и фазы.

3 Провести закалку стали 40 и стали 40X в масле и в воде, измерить твердости и сделать выводы о полученных структурах и свойствах.

4 Методом торцевой закалки найти прокаливаемость сталей 40 и 40X.

### **Контрольные вопросы**

1 Дать определения закалки, отпуска, указать виды отпуска и образующихся при отпуске структур, области их применения.

2 Изучить влияние легирующих элементов на положение критических точек, диффузионные процессы, критическую скорость закалки и прокаливаемость сталей.

3 Объяснить особенности закалки и отпуска легированных сталей.

4 Объяснить явление повышения красностойкости легированных сталей.

## 10 Лабораторная работа № 10. Повышение жаропрочности конструкционных сталей, применяемых при повышенных температурах

**Цель работы:** изучение влияния легирующих элементов на фазовый состав, структуру и свойства жаропрочных конструкционных сталей.

**Оборудование и инструмент:** микроскринер МС ЛабоМет-1, образцы шлифов сплавов различных металлов.

Потребность в сталях и сплавах, работающих при повышенных температурах, возрастает с каждым годом (авиастроение, ракетостроение, энергетические установки и т. д.). Прежде чем перейти к характеристике сталей и сплавов, работающих при повышенных температурах, дадим определение таким понятиям, как жаростойкость, жаропрочность и критерий оценки жаропрочности.

**Жаростойкость (окалиностойкость)** характеризует сопротивление металла окислению при высоких температурах. Это достигается путем легирования стали элементами Cr, Al, Si. Элементы обладают большим сродством к кислороду, чем железо, и в процессе окисления стали, легированной Cr, Al, Si, образуются плотные окисные пленки  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{SiO}_2$ , диффузия через которые проходит с трудом. Чем выше рабочая температура, тем больше должно содержаться в стали указанных легирующих элементов. Например, при рабочей температуре до 900 °С достаточной окалиностойкостью обладают сплавы с 10 % Cr, при 1100 °С содержание хрома должно быть не менее 20 %...25 %. Жаростойкость является структурно нечувствительной характеристикой.

**Жаропрочность** – способность материала противостоять механическим нагрузкам при высоких температурах. Напряжения, вызывающие разрушение при повышенных нагрузках того или иного материала, зависят от двух факторов: от длительности приложения нагрузки и от температуры испытаний.

Если учитывать фактор времени, то прочность металла надо расценивать характеристикой, называемой **длительной прочностью**.

**Длительная прочность** – это предел прочности (временное сопротивление) при данной длительности испытаний или, по-другому, напряжение, вызывающее разрушение при данной продолжительности воздействия нагрузки.

Зависимость прочности от температуры описывается кривой, представленной на рисунке 10.1. Выше температуры 350 °С железо и его сплавы приобретают заметную чувствительность к скорости приложения нагрузки, что и показано на графике. Нижняя кривая отражает зависимость прочности от температуры испытаний при бесконечно малой скорости испытаний, верхняя – для скоростей, обычных при испытании на разрыв металлических образцов.

Напряжения, величина которых лежит внутри заштрихованной области, деформируют металл во времени. Это явление, т. е. *деформация во времени образца под действием постоянного по величине напряжения, носит название ползучести*.

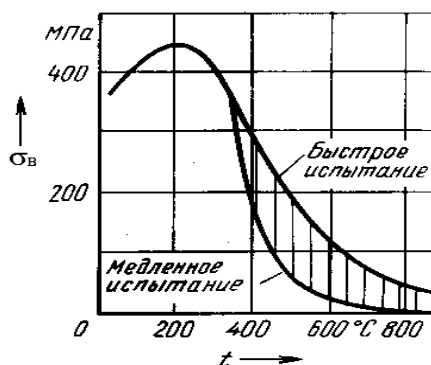


Рисунок 10.1 — Предел прочности железа в зависимости от температуры испытаний (заштрихована область напряжений, вызывающих ползучесть)

Таким образом, при приложении напряжения выше некоторого предела, который для каждой температуры имеет свою определенную величину, происходит процесс непрерывной деформации, заканчивающийся разрушением. Ниже каких-то минимальных значений напряжений и температур это явление не наблюдается.

Явление ползучести наблюдается при выполнении следующих двух условий:

- 1) при температурах выше температуры рекристаллизации;
- 2) при напряжениях выше предела упругости.

Если не выполняется хотя бы одно из этих условий, явление ползучести отсутствует. Отсюда два пути устранения ползучести:

- 1) поднять температуру рекристаллизации выше рабочей температуры;
- 2) повысить предел упругости выше рабочего напряжения.

Снижение ползучести, а следовательно, повышение жаропрочности на практике достигаются легированием и термической обработкой.

Легирование приводит к увеличению энергии связи между атомами, в результате чего процессы диффузии и самодиффузии задерживаются, а температура рекристаллизации возрастает.

В результате термической обработки, заключающейся в закалке с высоких температур и последующего старения, в некоторых сплавах получается структура, состоящая из вкрапленных в основной твердый раствор и по границам зерен дисперсных карбидных и интерметаллидных фаз, когерентно связанных с матрицей.

### ***Классификация жаропрочных материалов***

Ниже 350 °С наибольшую прочность показывают простые конструкционные стали.

В интервале температур 350 °С...500 °С оптимальными по свойствам являются низколегированные стали перлитного и ферритного классов.

При 500 °С...650 °С наибольшей жаропрочностью обладают стали аустенитного класса.

В диапазоне 650 °С...900 °С — сплавы на никелевой и кобальтовой основах.

Свыше 900 °С – сплавы на основе Мо.

*Перлитные жаропрочные стали.* Применяются главным образом в котлостроении, для изготовления паропроводов, паронагревателей, крепежных и других деталей, подвергаемых сварке и работающих при температурах не выше 550 °С. Сюда относят стали собственно *перлитного класса*, *мартенситного класса* и *ферритного*.

Для изготовления изделий, работающих при температурах ниже 400 °С, применяют углеродистые стали 15, 20, 25, 30, 40 и 45.

Если температура достигает 550 °С (напряжения малые), то применяют низкоуглеродистые стали, содержащие Cr, Mo, V. Эти элементы повышают температуру рекристаллизации феррита и улучшают жаропрочность. Стали 16М, 15ХМ, 12Х1МФ. Термическая обработка – нормализация при  $t \approx 1000$  °С, отпуск при 650 °С (получаемая структура – сорбит отпуска).

*Мартенситные жаропрочные стали.* Детали и узлы, работающие при температуре до 475 °С и больших напряжениях, или 550 °С и небольших напряжениях, часто изготавливают из хромистых сталей, содержащих 13 % Cr (12Х13, 20Х13, 30Х13), – направляющие и силовые лопатки паровых турбин.

Для газовых турбин и паросиловых установок применяют сложнолегированные стали 15Х11МФ, 15Х12ВНМФ. В состав этих сталей входят W, V, Mo, Nb, Ti, которые, повышая температуру рекристаллизации и образуя сложные карбиды типов  $M_{23}C_6$ ,  $M_6C$ ,  $M_2C$ ,  $MC$ , улучшают жаропрочность. Наиболее сильно действуют W и V в сочетании с Mo.

Для получения оптимальной жаропрочности высокохромистые сплавы закаливают в масле на мартенсит при  $t \approx 1000$  °С и отпускают при  $t \approx 740$  °С. Получаемая после отпуска структура – высоколегированные сорбит или тростит, обладающие значительной жаропрочностью.

Для изготовления выпускных клапанов автомобильных и авиационных двигателей применяют хромокремнистые стали (сильхромы). Наиболее известны сильхромы марок 40Х9С2 и 40Х10С2М. Стали испытывают полную фазовую перекристаллизацию  $\alpha \Leftrightarrow \gamma$ . Применяют после закалки в масле при температуре 1000 °С и высокого отпуска 750 °С. Получаемая структура – высоколегированный жаропрочный сорбит отпуска (рисунок 10.2). Сильхромы работают до температур 600 °С, выше этих температур прочность резко падает. Поэтому в сформированных двигателях и дизелях вместо сильхромов применяют жаропрочные аустенитные стали.

*Аустенитные жаропрочные стали.* Для получения структуры аустенита стали должны содержать большое количество Cr, Ni и Mn. Для повышения жаропрочности стали дополнительно легируют W, V, Mo, Nb, Ti. Стали применяют для изготовления деталей, работающих при температурах 500 °С...750 °С (клапанов двигателей, лопаток газовых турбин, пароперегревательных труб, трубопроводов силовых установок). Жаропрочность этих сталей выше, чем перлитных, мартенситных, мартенситоферритных и ферритных. Аустенитные жаропрочные стали делятся на две группы: стали с *карбидным упрочнением* и стали с *интерметаллидным упрочнением*.

Широкое применение в химическом машиностроении получили хромоникелевые нержавеющие стали с карбидным упрочнением, например, сталь 12Х18Н9Т. Хром вводится для повышения коррозионной стойкости. Никель обеспечивает получение структуры аустенита во всем интервале температур. Титан предотвращает межкристаллитную коррозию и образует карбид титана. Термическая обработка этих сталей заключается в закалке в воде с 1100 °С. Нагрев до этой температуры вызывает растворение карбидов хрома ( $Cr_{23}C_6$ ), а быстрое охлаждение фиксирует аустенитное состояние. После закалки структура стали 12Х18Н9Т состоит из аустенита и небольшого количества карбида титана, включения которого располагаются внутри аустенитных зерен. Микроструктура стали, подвергнутой закалке, приведена на рисунке 10.3.



Рисунок 10.2 – Микроструктура сильхрома (сорбит отпуска)



Рисунок 10.3 – Микроструктура стали 12Х18Н9Т (после закалки)

Высокая жаропрочность сталей с карбидным упрочнением достигается введением в сложнолегированный аустенит 0,3% С...0,5 % углерода и карбидообразующих элементов W, V, Mo, Nb. К этим сталям относятся 40Х14Н14В2М, 40Х15Н7Г7Ф2МС и 40Х12Н8Г8МФБ.

У сталей с интерметаллидным упрочнением основной упрочняющей фазой является  $\gamma'$ , по составу отвечающая соединению  $Ni_3Ti$ . Кроме  $\gamma'$ -фазы, в ряде сталей образуются такие соединения, как  $FeTi$  или  $Ni_3(Al, Ti)$ . Возможно также образование карбидов типа MC. Содержание углерода в этих сталях невелико, т. к. он связывает молибден и вольфрам и уменьшает жаропрочность. Марки: 10Х11Н20ТЗР, 10Х11Н23ТЗМР и ХН35ВТЮ.

Для достижения высоких прочностных свойств **аустенитные стали** подвергаются термической обработке, состоящей из двух операций:

1) *закалки* с  $t \approx 1100$  °С в воде, масле или на воздухе. В отличие от закалки обычных сталей, цель которой – получение мартенсита, закалка аустенитных сталей проводится с целью растворения карбидных и интерметаллидных фаз и получения однородного аустенита с наименьшей твердостью;



2) *старения* при  $t \approx 800$  °С для выделения дисперсных фаз из аустенита. Дисперсные фазы и вызывают упрочнение. Температура старения не должна приводить к коагуляции карбидных включений.

### **Задание**

- 1 Указать условия появления ползучести и пути ее предотвращения.
- 2 Изучить влияние легирующих элементов на превращения при закалке и отпуске.
- 3 Изучить структуры предложенных шлифов, зарисовать и указать структурные составляющие, фазы, прогнозировать свойства.

### **Контрольные вопросы**

- 1 Изучить типовую термообработку жаропрочных сталей различных классов, получаемые структуры и свойства.
- 2 Объяснить механизмы повышения жаропрочности для сталей различных классов.
- 3 Объяснить механизм ползучести.

## **11 Лабораторная работа № 11. Отжиг изделий, получаемых в аддитивном производстве**

**Цель работы:** изучение методики назначения режимов отжига для изделий, получаемых в аддитивном производстве.

**Оборудование и инструмент:** микроскринер МС ЛабоМет-1, образцы шлифов сплавов различных металлов, печь SNOL 05/1250, твердомер Роквелла ТР 5014.

При термической обработке стали протекают фазовые превращения. Они вызваны тем, что вследствие изменившихся условий (температуры) новое состояние оказывается более устойчивым, чем старое, т. к. обладает меньшим запасом свободной энергии. Характер фазовых превращений зависит от скорости охлаждения. Превращения, протекающие при медленном охлаждении, близкие к равновесным; описываются диаграммой «железо – цементит». Диаграмма является также основой для изучения термической обработки. Она указывает, каким видам термической обработки может быть подвергнут сплав и до каких температур требуется производить нагрев. Участок диаграммы «железо – цементит», необходимый для назначения термической обработки стали, представлен на рисунке 11.1.

Приведем общепринятые обозначения критических точек, необходимых для термической обработки стали. Критические точки обозначаются буквой *A* (фр. *Arret* – остановка). Точка  $A_1$  лежит на линии PSK и соответствует превращению аустенит – перлит. Точка  $A_3$  лежит на линии GSE и соответствует нача-

лу выделения (или окончанию растворения) феррита в доэвтектоидных сталях или цементита вторичного в заэвтектоидных сталях. Чтобы отличить критическую точку при нагреве от критической точки при охлаждении, после буквы *A* ставят буквы «с» и «г», соответственно ( $Ac_1$ ,  $Ar_1$ ,  $Ac_3$ ,  $Ar_3$ ). Точку  $Ac_3$  для заэвтектоидной стали часто обозначают как точку  $Ac_m$ .

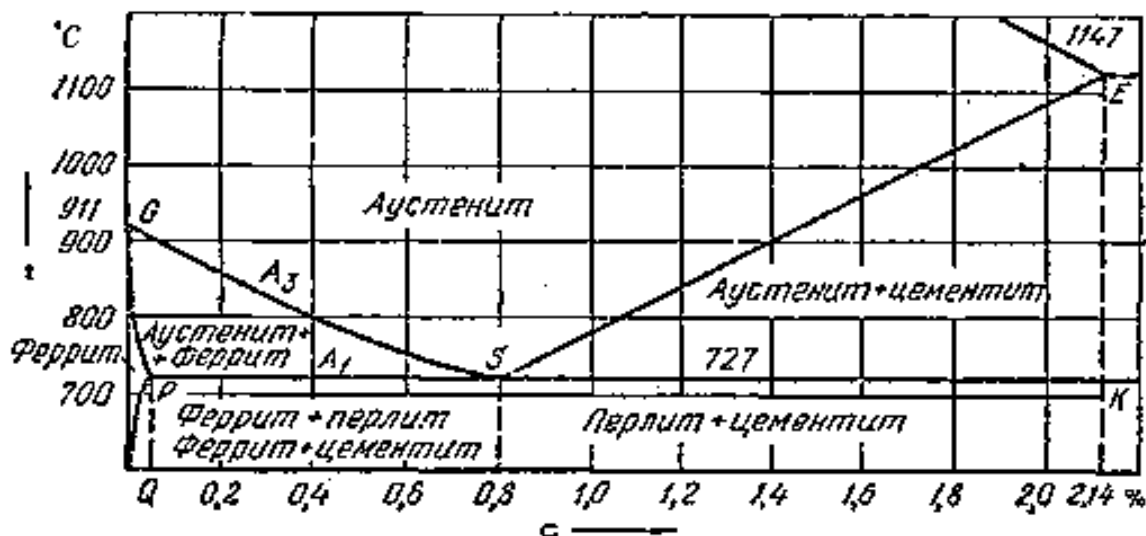


Рисунок 11.1 – «Стальной» участок диаграммы «железо – цементит»

Основными видами отжига стали являются *отжиг первого рода*, *отжиг второго рода*.

**Отжиг первого рода.** Отличительная особенность отжига первого рода состоит в том, что его проведение не обусловлено фазовыми превращениями. Основными параметрами отжига первого рода являются температура нагрева и время выдержки при этой температуре.

Скорости нагрева и охлаждения при этом имеют второстепенное значение. Отжиг первого рода частично или полностью устраняет отклонения от равновесного состояния, имеющиеся в стали после литья, спекания, обработки давлением, сварки и других технологических операциях. В зависимости от того, какие отклонения от равновесного состояния устраняются, различают *гомогенизационный*, *рекристаллизационный* и *отжиг для снятия внутренних напряжений*.

**Гомогенизационный отжиг** предназначен для устранения дендритной ликвации в литой стали. При этом сталь подвергается длительной выдержке (до 48 ч) при 1000 °С. При высокой температуре диффузионная подвижность атомов в кристаллической решетке высокая и с течением времени за счет процессов диффузии происходит постепенное выравнивание химического состава. Однако усреднение химического состава происходит в пределах одного зерна, т. е. устраняется в основном дендритная ликвация. После гомогенизации металл обладает *повышенной пластичностью* и легко поддается пластической деформации.

**Рекристаллизационный отжиг.** Холодная пластическая деформация вызывает изменение структуры металла и его свойств. Сдвиговая деформация вызывает увеличение плотности дефектов кристаллической решетки, таких как

вакансии, дислокации. Все эти процессы ведут к тому, что прочность металла постепенно увеличивается, пластичность падает, т. е. возникает наклеп (нагартовка). Дальнейшая деформация такого металла невозможна, т. к. происходит его разрушение. Для снятия эффекта упрочнения применяют рекристаллизационный отжиг, т. е. нагрев металла до температур выше начала рекристаллизации, выдержку с последующим медленным охлаждением. Температура отжига на  $100\text{ }^{\circ}\text{C}\dots 200\text{ }^{\circ}\text{C}$  выше температуры рекристаллизации, определяемой из выражения  $T_{рек} = 0,4 \cdot T_{пл}$ .

Продолжительность такого отжига зависит от размеров детали и в среднем составляет от 0,5 до 2 ч. В процессе рекристаллизационного отжига происходит образование зародышей новых зерен и последующий рост этих зародышей. Постепенно старые деформированные зерна исчезают. Количество дефектов в кристаллической решетке уменьшается, наклеп устраняется, и металл возвращается в исходное состояние.

Рекристаллизационный отжиг может применяться как предварительная, промежуточная, так и как окончательная термообработка.

Как предварительная термообработка он применяется перед холодной деформацией, если исходное состояние металла неравновесное и имеет какую-то степень упрочнения.

Как промежуточная операция рекристаллизационный отжиг применяется между операциями холодной деформации, если суммарная степень деформации слишком велика и запасов пластичности металла не хватает.

Как окончательный вид отжига его применяют в том случае, если потребитель требует поставки полуфабрикатов в максимально пластичном состоянии.

**Отжиг для снятия внутренних напряжений.** Внутренние напряжения в металле могут возникать в результате различных видов обработки. Это могут быть термические напряжения, образовавшиеся в результате неравномерного нагрева, различной скорости охлаждения отдельных частей детали после горячей деформации, литья, сварки, шлифовки и резания. Могут быть структурными, т. е. появившимися в результате структурных превращений, происходящих внутри детали в различных местах с различной скоростью. Внутренние напряжения в металле могут достигать большой величины и, складываясь с рабочими, т. е. возникающими при работе, могут неожиданно превышать предел прочности и приводить к разрушению. Этот отжиг проводится при температурах ниже температуры рекристаллизации:  $t_{отж} = 0,2\dots 0,3T_{пл}$ . Повышенная температура облегчает скольжение дислокаций и, под действием внутренних напряжений, происходит их перераспределение, т. е. из мест с повышенным уровнем внутренних напряжений дислокации перемещаются в области с пониженным уровнем. Происходит как бы разрядка внутренних напряжений. При комнатной температуре этот процесс будет длиться в течение нескольких лет. Увеличение температуры резко увеличивает скорость разрядки, и продолжительность такого отжига составляет несколько часов.

**Отжиг второго рода.** При отжиге второго рода сталь нагревается на  $30\text{ }^{\circ}\text{C}\dots 50\text{ }^{\circ}\text{C}$  выше критических точек  $A_{c1}$  или  $A_{c3}$  с последующим медленным охлаждением, как правило, вместе с печью. На диаграмме изотермическо-

го превращения аустенита (рисунок 11.2) скорость охлаждения при отжиге соответствует кривой  $V_1$ .

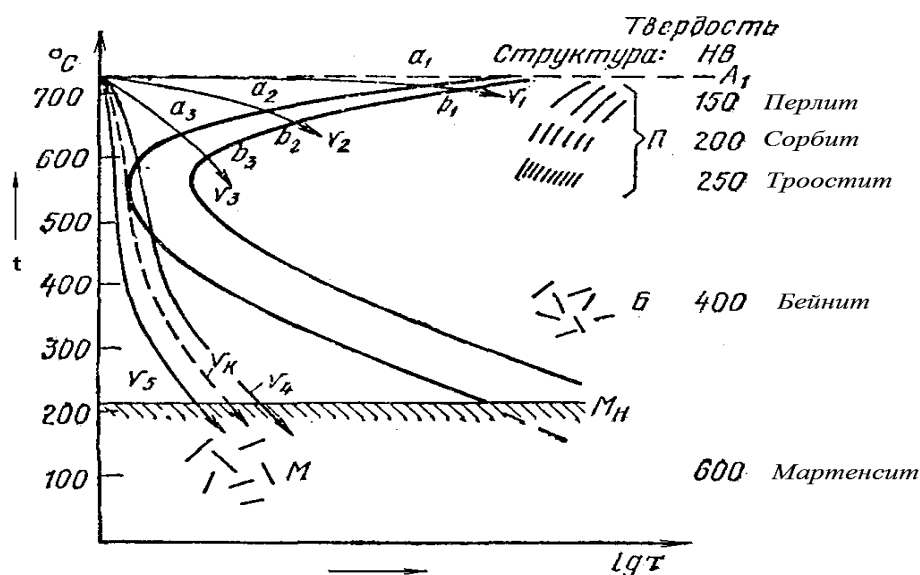


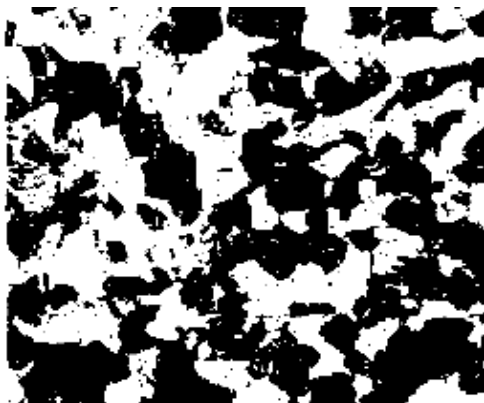
Рисунок 11.2 – Диаграмма изотермического превращения аустенита стали 80

В зависимости от температуры нагрева стали различают **полный** и **неполный** отжиг. При полном отжиге нагрев ведется на 30 °С...50 °С выше точки  $A_{c3}$ , при неполном – в область меж критических температур ( $A_{c1} < t_{нагрева} < A_{c3}$ ). Основными целями отжига являются, перекристаллизация стали и устранение внутренних напряжений. Полный отжиг приводит к полной перекристаллизации (все составляющие исходной структуры при температуре нагрева переходят в аустенит). При неполном отжиге перекристаллизацию испытывает только перлит, феррит (в доэвтектоидной стали) и цементит вторичный (в заэвтектоидной стали) перекристаллизуются частично. Отжиг приводит к снижению твердости, повышению пластичности и получению однородной мелкозернистой структуры.

При медленном охлаждении стали, нагретой в аустенитную область, все фазовые превращения проходят в соответствии с диаграммой «железо – цементит». Для доэвтектоидных сталей, как правило, проводится **полный отжиг**, для заэвтектоидных – **неполный**.

На структуру стали оказывает влияние температура отжига. Отжиг при температурах, значительно превышающих  $A_{c3}$ , приводит к перегреву стали. У перегретой стали величина, форма и расположение зерен будут иными. Так, при нагреве стали 45 до 1000 °С (нормальный отжиг проводится при 860 °С) зерна аустенита вырастают до значительных размеров. В результате этого при охлаждении образуются крупные зерна перлита, а феррит выделяется в виде крупных игл (пластин) внутри перлита по определенным кристаллографическим плоскостям (рисунок 11.3). Такая структура носит название **видманштетовой**. Сталь с видманштетовой структурой имеет низкую ударную вязкость. Перегретую крупнозернистую сталь можно исправить путем нормального отжига.

а)



б)



а – при 860 °С (правильный режим); б – при 1000 °С (перегрев)

Рисунок 11. 3 – Микроструктура стали 45 после отжига

Видманштетова структура характерна также для литой стали, для сварных швов, для ковальной стали, если ковка закончилась при высокой температуре.

При неполном отжиге заэвтектоидные стали нагревают на 30 °С...50 °С выше  $A_{c1}$ . Так как в заэвтектоидных сталях количество цементита вторичного по сравнению с перлитом относительно невелико, при неполном отжиге они испытывают практически полную перекристаллизацию. Не растворившиеся при нагреве частицы цементита вторичного (присутствующие в структуре в небольшом количестве) являются центрами кристаллизации для цементита, образующегося при последующем охлаждении ниже точки  $A_{c1}$  в результате эвтектоидного распада аустенита. В этом случае цементит принимает зернистую форму. Такой отжиг часто называют *сфероидизирующим*.

В результате сфероидизирующего отжига образуется зернистый перлит (рисунок 11.4). Изменение формы включений цементита позволяет *повысить вязкость* стали; облегчает процесс обработки резанием. Такая структура стали является идеальной перед закалкой.

В заводской практике с целью экономии времени и получения более стабильных результатов все большее распространение получает так называемый *изотермический отжиг*. В этом случае сталь, нагретая выше критических точек  $A_{c1}$  или  $A_{c3}$ , охлаждается с любой скоростью до температуры, лежащей на 50 °С...100 °С ниже равновесной точки  $A_1$ , и при этой температуре выдерживается в течение времени, необходимого для полного распада аустенита. Так как превращение  $A \rightarrow П$  идет при постоянной температуре и во всем объеме детали одновременно, такой способ отжига позволяет получить равномерную структуру по всему объему детали. Такой вид отжига применяется для крупногабаритных деталей ответственного назначения. В дальнейшем охлаждение до комнатной температуры ведется с любой скоростью.

Разновидностью отжига является *нормализация*. Особенностью нормализации является то, что охлаждение проводится на воздухе. После нормализации среднеуглеродистые стали имеют тот же фазовый состав, что и после отжига, однако дисперсность фаз в этом случае выше (рисунок 11.5), вместо перлита образу-

ется структура близкая к сорбиту. Это приводит к повышению твердости и прочности материала. Нормализация является более дешевой термической обработкой, чем отжиг. Для низкоуглеродистых сталей ( $C < 0,3 \%$ ) разница в структуре и свойствах материалов, подвергнутых отжигу и нормализации, невелика. Эти стали рекомендуется подвергать не отжигу, а нормализации.

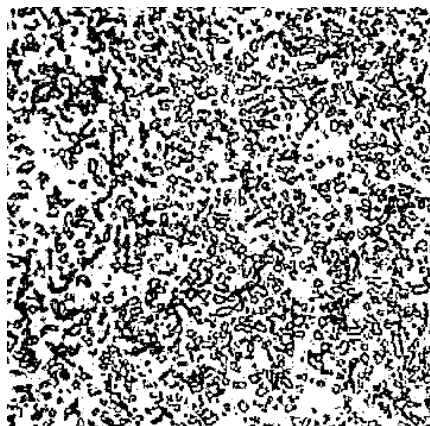


Рисунок 11.4 – Микроструктура зернистого перлита заэвтектоидной стали

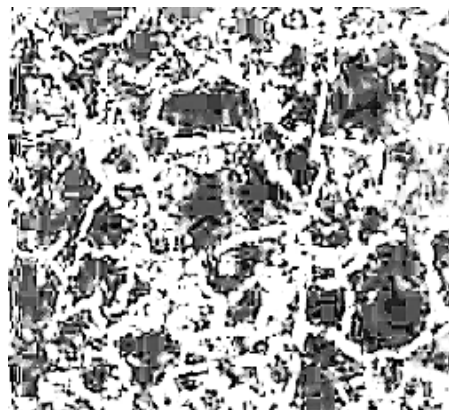


Рисунок 11.5 – Микроструктура доэвтектоидной стали 45 после нормализации

Для среднеуглеродистых сталей различие в свойствах нормализованной и отожженной сталей более значительно. В этом случае нормализация не может заменить отжиг. Для этих сталей нормализацией часто заменяют более дорогую операцию – улучшение, состоящую в двойной обработке, включающей закалку и высокий отпуск.

### **Задание**

- 1 Описать разновидности отжига 1-го и 2-го рода, указать их режимы и назначение.
- 2 Изучить влияние отпуска на фазовые превращения и характер образующихся микроструктур.
- 3 Изучить структуру предложенных шлифов, зарисовать ее и указать структурные составляющие и фазы.
- 4 Произвести рекристаллизационный отжиг изделий после обкатки поверхности, после спекания, после холодной пластической деформации, после сварки и сравнить их микроструктуры и твердость до и после рекристаллизации.

### **Контрольные вопросы**

- 1 Дать определения отжигу 1-го рода, отжигу 2-го рода.
- 2 Описать разновидности отжига 1-го и 2-го рода, указать их режимы и назначение.
- 3 Указать преимущества нормализации и изотермического отжига.

## 12 Лабораторная работа № 12. Методы повышения механических и эксплуатационных свойств алюминиевых и медных сплавов

**Цель работы:** изучение структуры и свойств алюминиевых и медных сплавов, установление связи между структурой сплава и свойствами.

**Оборудование и инструмент:** микроскринер МС ЛабоМет-1, образцы шлифов сплавов различных металлов.

**Алюминий и его сплавы.** Алюминий кристаллизуется в гранцентрированной кубической решетке. Наиболее характерные свойства его – малый удельный вес ( $\gamma = 2,7$ ), низкая температура плавления ( $657\text{ }^\circ\text{C}$ ), высокие тепло- и электропроводность, пластичность, отражательная способность.

Алюминий – один из важнейших промышленных металлов, находящих широкое применение в электротехнике, в химическом аппаратостроении, в быту и других областях. Применение его как конструкционного материала ограничено низкой прочностью ( $\sigma_6 = 8...10\text{ кг/мм}^2$ ). Алюминий упрочняется путем введения различных легирующих элементов, что позволяет получить сплавы с высокими прочностными свойствами. Применяющиеся в технике алюминиевые сплавы делятся на *деформируемые*, представляющие собой твердые растворы и *литейные*, содержащие в своей структуре эвтектику (рисунок 12.1).

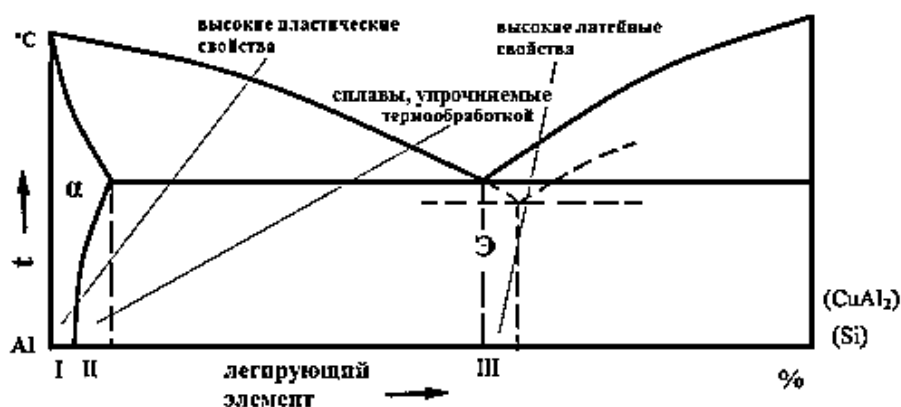


Рисунок 12.1 – Диаграмма состояния «Al – легирующий элемент»

**Деформируемые сплавы.** Сплавы этого класса подразделяются на упрочняемые термической обработкой (II группа) и не упрочняемые (I группа).

К первой группе относятся сплавы типа АМг1,5, ..., АМц2. В связи с низким содержанием легирующих элементов (магния или марганца) они представляют собой однофазные  $\alpha$ -твердые растворы (рисунок 12.1), обладающие высокой пластичностью, свариваемостью, но низкими прочностью и твердостью. Повысить их прочность можно за счет наклепа, возникающего при холодной пластической деформации. Для них характерна широкая область применения:

трубные конструкции, лифты, корпуса судов, автомобилей, различные емкости для жидкостей (фляги, баки, цистерны и пр.), радиаторы охлаждения, элементы строительных конструкций (окна, двери), посуда и т. д.

К сплавам второй группы относятся Д1, Д18, ..., АК6, АК8, ..., В93, В95.

Наиболее распространенным представителем этой группы является дуралюмины (Д1, Д16). Основными легирующими элементами являются медь и магний, поэтому этот материал может быть причислен к сплавам системы Al–Cu–Mg. Марганец вводится в дуралюминий главным образом для повышения коррозионной стойкости. Перечисленные компоненты образуют ряд интерметаллидных соединений ( $\text{CuAl}_2$ ,  $\text{CuMgAl}_2$ ,  $\text{Mg}_2\text{Si}$ ) вызывающих упрочнение сплава в процессе термической обработки, заключающейся в закалке от  $500\text{ }^\circ\text{C}$  в воде с последующим естественным старением в течение 5–7 суток.

Самым простым сплавом II группы является сплав Д1, включающий 4,5 % меди и около 0,5 % магния и марганца. Магний и марганец переходят в твердые растворы, а медь образует вторичные включения  $\text{CuAl}_2$ . При нагреве под закалку ( $510\text{ }^\circ\text{C}$ )  $\text{CuAl}_2$  полностью растворяется в  $\alpha$ -твердом растворе, и при последующем быстром охлаждении фиксируется пересыщенный  $\alpha$ -твердый раствор. После закалки сплав подвергается естественному или искусственному (при  $150\text{ }^\circ\text{C}$ ) старению, приводящему к распаду пересыщенного твердого раствора и выделению высокодисперсной вторичной фазы  $\text{CuAl}_{2\text{II}}$ , которая является препятствием для движения дислокаций и приводит к упрочнению сплава в 3–4 раза. По этой причине все сплавы II группы являются дисперсионно-твердеющими.

Дуралюмины хорошо свариваются точечной сваркой и не свариваются сваркой плавлением, вследствие склонности к образованию трещин. Из них изготавливают обшивки, шпангоуты, стрингера и лонжероны самолетов, кузова грузовых автомобилей и т. д. Ковочные сплавы (АК6, ...) используют для тяжело нагруженных деталей сложной формы, изготовление которых требует высокой пластичности в процессе штамповки (лопасти винтов вертолета и пр.).

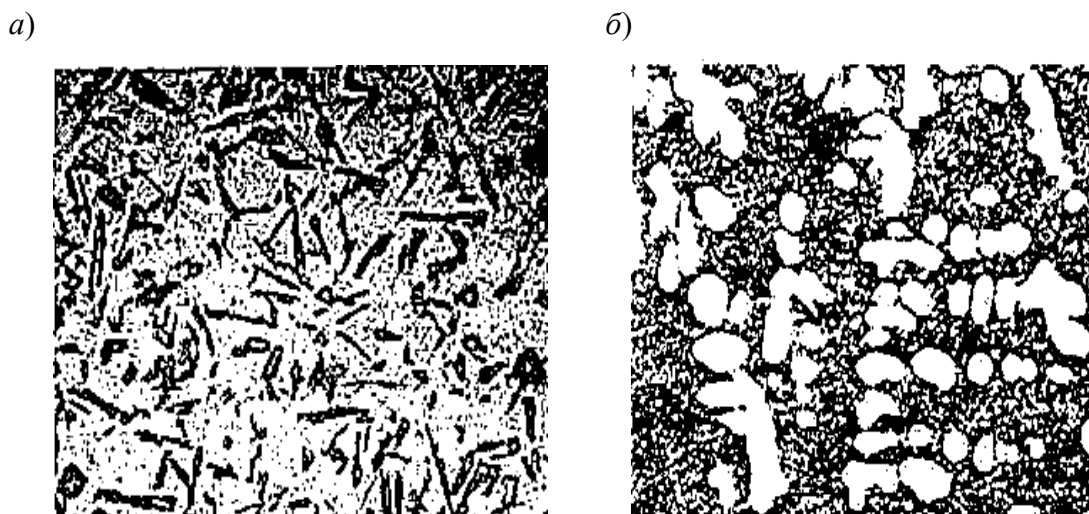
**Литейные сплавы.** В качестве литейных сплавов на основе алюминия широкое распространение имеют сплавы III группы, системы Al–Si – *силумины* (алюминиевокремистые сплавы, содержащие 5 %...14 % Si).

Силумины обладают высокой жидкотекучестью, малой усадкой, удовлетворительной коррозионной стойкостью и применяются для получения отливок сложной формы. Типичным силумином является эвтектический (или заэвтектический) сплав АЛ2 (11 %...12 % Si), структура которого имеет игольчатую эвтектику (основа сплава), состоящую из твердого раствора кремния в алюминии  $\alpha$  и небольшого количества грубых игольчатых включений Si (рисунок 12.2, а).

Повышение прочности и пластичности силумина достигается модифицированием – введением в расплав перед разливкой незначительного количества натрия и его солей. При этом изменяется структура сплава: кристаллы кремния вместо игольчатых становятся округлыми, т. к. кристаллы Si покрываются пленкой силицида натрия ( $\text{Na}_2\text{Si}$ ) и прекращается их рост. Устранение игольчатой структуры на порядок снижает концентрацию напряжений в сплаве при действии нагрузок, что повышает его прочность и пластичность, а значит,



и надежность изделий. Введение модификатора вызывает смещение линии начала кристаллизации кремния в сторону более высокого содержания кремния и более низких температур (см. рисунок 12.1). Заэвтектический сплав в этом случае становится доэвтектическим (рисунок 12.2, б).



а – немодифицированный; б – модифицированный

Рисунок 12.2 – Микроструктура силумина АЛ2

При более высоких требованиях к прочностным свойствам применяют специальные силумины – доэвтектические сплавы с 4 %...10 % Si с добавками меди, магния, марганца. Эти сплавы способны упрочняться при термической обработке. Маркировка сплавов АЛ: буквы указывают, что это алюминиевый (А), литейный (Л) сплав; цифры – порядковый номер в ГОСТе.

**Медь и ее сплавы.** Медь имеет гранецентрированную кубическую решетку. Удельный вес меди – 8,9 г/см<sup>3</sup>, температура плавления – 1083 °С. Она обладает высокой теплопроводностью, электропроводностью, пластичностью в горячем и холодном состояниях и широко применяется в различных областях техники. Кроме того, медь является основой важнейших сплавов – латуней и бронз.

**Сплавы меди с цинком (латуни).** Практическое применение имеют сплавы с содержанием цинка до 45 %, которые называются латунями. Равновесная диаграмма состояния для этой системы приведена на рисунке 12.3. По структуре латуни делятся на две группы:

- 1) сплавы с содержанием цинка до 39 % (Л96-Л75) являются однофазными со структурой твердого раствора цинка и меди ( $\alpha$ );
- 2) сплавы с содержанием цинка более 39 % (Л60, Л55) имеют двухфазную структуру ( $\alpha+\beta$ ), где  $\beta$ -твердый раствор на базе соединения CuZn с кубической объемно-центрированной решеткой (рисунок 12.4).

Цинк до определенного предела повышает прочность и пластичность сплавов. Максимальной пластичностью обладают материалы со структурой однофазного твердого раствора. Переход через границу однофазной области

(39 % Zn) приводит к резкому снижению пластичности, но повышает прочностные и литейные свойства. Максимальной прочностью обладает  $\beta$ -латунь при содержании цинка 45 %. Однако пластичность ее относительно низка. Литейные свойства двухфазных латуней характеризуются хорошей жидкотекучестью, малой склонностью к ликвации, способностью к образованию концентрированной усадочной раковины. Однофазные латуни легко поддаются пластической деформации, поэтому их используют для производства листов, лент, профилей. Причем для прокатки в холодном состоянии применяют латуни с содержанием цинка до 30 % ( $\alpha$ -латуни), а для прокатки в горячем состоянии наиболее пригодны латуни со структурой  $\alpha + \beta$  (при нагреве  $\alpha$ -фаза растворяется и во время горячей обработки давлением их структура состоит из одной  $\beta$ -фазы).

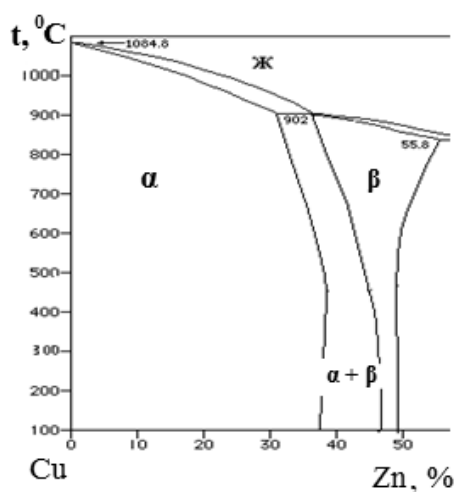


Рисунок 12.3 – Диаграмма состояния Cu–Zn

Рисунок 12.4 – Микроструктура литой двухфазной латуни

Кроме простых латуней – сплавов меди и цинка, применяются специальные латуни, в которые для придания тех или иных свойств дополнительно вводят различные элементы: свинец для улучшения обрабатываемости, олово для повышения сопротивления коррозии в морской воде, алюминий и никель для повышения механических свойств. Марки латуней начинаются с буквы Л, далее следуют буквы, указывающие на наличие определенных легирующих элементов, цифры указывают концентрацию меди и легирующих элементов.

**Бронзы.** Бронзами называются сплавы меди с другими элементами (за исключением цинка). В зависимости от основного легирующего элемента бронзы разделяются на *оловянистые, алюминиевые, бериллиевые, марганцовистые* и т. д. Марки бронз начинаются с букв Бр. И далее следуют буквы, показывающие наличие определенных легирующих элементов, и цифры, указывающие их содержание. Бронзы применяют для получения отливок и поковок. Дорогостоящие и дефицитные оловянистые бронзы в настоящее время заменяются алюминиевыми.

**Алюминиевая бронза.** Наиболее распространены алюминиевые бронзы, содержащие 5 %...11 % Al. Диаграмма состояния этих сплавов аналогична диаграмме латуней. Сплавы с содержанием алюминия до 9,8 % (БрА5, БрА7,

БРА9) имеют однофазную структуру твердого раствора алюминия в меди ( $\alpha$ ), при больших концентрациях алюминия сплавы имеют двухфазную структуру, состоящую из твердого раствора ( $\alpha$ ) и эвтектоида ( $\alpha + \gamma'$ ). Структура сплава БрА10 приведена на рисунке 12.5.



Рисунок 12.5 – Микроструктура литой бронзы БрА10

Алюминиевые бронзы среди медных сплавов выделяются высокими механическими, коррозионными и антифрикционными свойствами, в связи с чем их широко используют в машиностроении для деталей конструкционного назначения. Наряду с простыми алюминиевыми бронзами используют сложные бронзы. При введении железа до 4 % происходит измельчение  $\alpha$ -фазы, повышение твердости и прочности бронзы за счет его растворения в меди. Легирование никелем приводит к повышению жаропрочности бронз.

**Бериллиевая бронза** обладает исключительно ценными качествами, в диаграмме состояния этой системы имеется линия понижения растворимости, как и диаграмме алюминиевых сплавов, что позволяет проводить упрочнение сплава с помощью аналогичной термической обработки. После закалки и старения она имеет высокую прочность и твердость, повышенный предел упругости и усталости. Бериллиевая бронза является наилучшим пружинным материалом, она с успехом применяется для изготовления деталей, работающих на износ. Этот материал не дает искр при ударе, что позволяет изготавливать из нее ударники отбойных молотков во взрывоопасных производствах.

Наиболее высокие механические свойства имеет сплав с 2,0 % бериллия, он является дисперсионно-твердеющими. Растворимость бериллия в меди при комнатной температуре не превышает 0,2 %. Закалка с 800 °С фиксирует пересыщенный раствор бериллия в меди. Последующее искусственное старение при 300 °С...350 °С приводит к резкому повышению твердости и прочности, которое связано с выделением из твердого раствора  $\gamma$ -фазы ( $\text{CuBe}_{11}$ ) в форме дисперсных включений. Широкому распространению бериллиевой бронзы препятствует ее высокая стоимость и дефицитность.

**Задание**

- 1 Зарисовать диаграммы состояния для предложенных систем.
- 2 Изучить и зарисовать микроструктуры предложенных сплавов.
- 3 Произвести отжиг, закалку и старение предложенных сплавов на основе алюминия и меди, замерить их твердости до и после термообработки.

**Контрольные вопросы**

- 1 Как меняются механические, технологические и эксплуатационные свойства алюминиевых и медных сплавов при увеличении количества легирующих элементов?
- 2 Дать объяснение повышения прочностных свойств дисперсионно-твердеющих сплавов на основе алюминия и меди.
- 3 Изложить особенности сплава БрБ2.

### **13 Лабораторная работа № 13. Дисперсное упрочнение композиционных материалов**

**Цель работы:** изучение структуры и свойств дисперсно-упрочненных материалов (ДУМ), установление связи между структурой сплава и эксплуатационными свойствами.

**Оборудование и инструмент:** микроскринер МС ЛабоМет-1, образцы шлифов сплавов различных металлов, печь SNOL 05/1250, твердомер Роквелла ТР 5014.

Дисперсно-упрочненные композиционные материалы выгодно отличаются от прочих композитов технологичностью. Упрочнителями в этих материалах служат дисперсные частицы, равномерно распределенные в матрице и не растворимые в ней. Такой сплав может обладать необходимым комплексом характеристик вследствие аддитивности свойств отдельных фазовых составляющих.

К основным преимуществам порошковой технологии относятся:

- возможность улучшения технико-экономических показателей производства, вследствие: исключения операций механической обработки; снижения количества отходов материалов; автоматизации процесса производства; снижения температур термообработки;
- повышение эксплуатационных характеристик материалов и изделий сочетанием разнородных по свойствам фазовых составляющих и формированием ультрадисперсных и анизотропных структур.

Наличие тугоплавких дисперсных включений препятствует скользянию дислокаций до температур  $0,85$  от  $T_{пл}$ , тем самым значительно повышает механические и эксплуатационные свойства. К материалам, применяемым для изготовления изделий электротехнического назначения (разрывных и скользящих

контактов, электрод-инструмента для электроэрозионной обработки, быстроизнашивающихся деталей сварочного оборудования), предъявляется сложный комплекс требований. Они должны иметь высокие значения: твердости, прочности, горячей твердости и прочности; пластичности, ударной вязкости, электро- и теплопроводности, усталостной прочности, электроэрозионной стойкости а также обладать мелкозернистой структурой.

Упрочняющие фазы должны иметь высокие значения модуля сдвига, обуславливающего их прочность и твердость. Основным критерием для их выбора является термодинамическая стабильность, характеризующая устойчивость против химического взаимодействия с материалом матрицы. Этому требованию отвечают оксиды, нитриды, карбиды, бориды, нитриды и силициды. Для сплавов на медной основе наиболее значимыми являются оксиды Be, Mg, Al, Ti, Si, имеющие низкий термодинамический потенциал образования, и, соответственно, низкую свободную энергию. Частицы упрочняющей фазы могут образовываться только в композициях, включающих элементы с большой разностью свободных энергий образования оксидов.

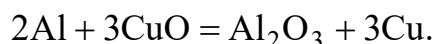
Существенное повышение технологичности процесса получения ДУМ связано с появлением метода механического легирования. Механическое легирование как наука представляет собой широкую область на стыке материаловедения, физики и механохимии. Оно является универсальным методом синтеза большого числа химических соединений в различных порошковых материалах. При этом способе происходит интенсивное смешивание и измельчение исходных компонентов в специальных энергонапряженных мельницах. Частицы композиции в процессе обработки наклепываются и разрушаются, а их осколки в дальнейшем свариваются. В итоге продукт обработки представляет собой гранулы различной формы, в которых частицы исходных компонентов равномерно диспергированы друг в друге. Создание ДУМ, обладающих высоким комплексом физико-механических свойств и отличающихся повышенной технологичностью, связано с реакционным механическим легированием. При реакционном механическом легировании исходные компоненты могут реагировать друг с другом, образуя частицы новых соединений нанометрического масштаба, которые представляют собой частицы упрочняющей фазы в металлической матрице.

В качестве кислородсодержащего компонента, необходимого для образования термодинамически стабильного оксида, используют химические соединения с низкой термодинамической стабильностью. Это позволяет точно дозировать количество вводимого в композицию кислорода, повышает технологичность и воспроизводимость процесса, увеличивает дисперсность и равномерность распределения образующегося оксида, и, соответственно, прочностные и эксплуатационные характеристики материала.

К технологическим особенностям процесса получения ДУМ на основе меди относится химическая инертность меди. Упрочняющие фазы можно получить комплексным легированием меди с помощью металлов, обладающих высоким сродством к кислороду, азоту, углероду (Al, Mg, Be) и химических соединений, обладающих относительно низкой стабильностью и содержащих кислород, азот,

углерод и т. д. В этом случае дисперсное упрочнение обеспечивается *термодинамически стабильными* ультрадисперсными фазами (оксидами, нитридами, карбидами и пр.) равномерно распределенными в матрице. Образующиеся упрочняющиеся фазы надежно стабилизируют поверхность границ ультрамелких зерен матрицы, и не растворяются до очень высоких температур, что обеспечивает упрочняющий эффект при рабочей температуре  $0,85 T_{пл}$  основы.

Технология основана на том, что упрочняющая ультрадисперсная фаза ( $Al_2O_3$ ) не вводится в шихту, а *образуется* на стадиях механического легирования и отжига гранулированной композиции в результате механически активируемой реакции взаимодействия металла, имеющего высокое сродство к кислороду (Al), и кислородосодержащего компонента (CuO), находящихся в медной матрице:



В Белорусско-Российском университете разработана теория и освоено производство механически легированных наноструктурных дисперсно-упрочненных материалов на основе различных металлов. Например, полученный экструзией механически легированного медного порошка материал представляет собой пруток, состоящий из медной матрицы, в которой равномерно распределено до 5 % дисперсных частиц упрочняющей фазы. В качестве последней применяются термодинамически стабильные соединения с высоким значением модуля сдвига ( $Al_2O_3$ ). Структура композиции характеризуется следующими параметрами: размер зерен основы  $\leq 0,5$  мкм, размер блоков  $\leq 50$  нм. Основа представляет собой ультрадисперсную медную матрицу, границы зерен в которой стабилизированы включениями  $Al_2O_3$  размером  $\leq 20$  нм. Указанная структура обеспечивает низкую скорость протекания рекристаллизационных процессов, высокие значения твердости и прочности не только при 20 °С, но и при температурах, достигающих 850 °С. При относительной электропроводности, равной 72 % от чистой меди, изделия из дисперсно-упрочненной меди обладают следующими свойствами: твердость – 220 НВ, предел прочности при растяжении  $\sigma_s = 860$  МПа,  $\sigma_s^{500} = 400$  МПа, относительное удлинение – 5 %, температура рекристаллизации – 850 °С. Механические свойства медного сплава характерны для стали 40, при значительно большей жаропрочности и электропроводности. Как следует из таблицы 13.1, разработанный материал в наибольшей мере отвечает требованиям, предъявляемым для жаропрочных электроконтактных изделий, и по комплексу физико-механических свойств превосходит лучший классический материал для электродов контактной точечной сварки, которым является бронза БрХЦр.

Основные преимущества дисперсно-упрочненной меди, заключаются в следующем:

- 1) высокие значения твердости и горячей твердости обуславливают снижение абразивного износа и вероятности «прихватывания» к свариваемым заготовкам;
- 2) в процессе сварки рекристаллизация и разупрочнение материала проис-

ходит при температурах, превышающих температуру рекристаллизации бронзы БрХЦр на 350 °С.

Таблица 13.1 – Физико-механические свойства электродных материалов

| Материал | НВ  | $\sigma_{\epsilon}$ , МПа | $\rho$ , $10^{-8} \cdot \text{Ом}\cdot\text{м}$ | HV <sup>500</sup> , МПа | $\sigma_{\epsilon}^{500}$ , МПа | $t_{рек}$ , °С |
|----------|-----|---------------------------|---|-------------------------|---------------------------------|----------------|
| БрХЦр    | 170 | 500                       | 2,07  | 40                      | 280                             | 500            |
| ДУМ      | 220 | 860                       | 2,08  | 70                      | 400                             | 850            |

### Задание

1 Произвести отжиг прутков из дисперсно-упрочненной меди при температурах 400 °С, 600 °С, 800 °С.

2 Измерить твердости прутков из дисперсно-упрочненной меди до и после отжига, построить график зависимости твердости от температуры отжига.

3 Сделать выводы о жаропрочности сплава.

4 Сравнить микроструктуры дисперсно-упрочненной меди и других медных сплавов, сделать выводы об их свойствах.

### Контрольные вопросы

1 От чего зависит твердость и жаропрочность дисперсно-упрочненного композиционного материала?

2 Каким образом образуются упрочняющие фазы?

3 Указать преимущества дисперсно-упрочненных материалов.

## 14 Лабораторная работа № 14. Назначение режима термической обработки сплавов исходя из условий эксплуатации

**Цель работы:** освоение методики выбора марки сплава исходя из технологических требований и условий эксплуатации; изучение влияния легирующих элементов на структуру и свойства сплавов; закрепление навыков назначения режимов термообработки.

Согласно заданию (таблица 14.1) для двух сплавов укажите состав и определите группу сплава по назначению. Назначьте режим термической обработки и обоснуйте его выбор, объяснив влияние легирования на превращения, происходящие на всех этапах обработки. Опишите микроструктуру сплава и его эксплуатационные свойства.

Таблица 14.1 – Варианты заданий

| Номер варианта | Сплав 1      | Сплав 2  |
|----------------|--------------|----------|
| 1              | 110Г13       | БрХ      |
| 2              | 35ХМЮА       | Д16      |
| 3              | 14Х17Н2      | БрБ2     |
| 4              | 12Х1МФ       | Д18      |
| 5              | 60СХФА       | В93      |
| 6              | 40Х12Н8Г8МФБ | АК8      |
| 7              | 18ХГТ        | В95      |
| 8              | 38ХМФА       | АК6      |
| 9              | 20ХГР        | 6ХС      |
| 10             | 15Х12ВНМФ    | АК6      |
| 11             | Сильхром     | Г13      |
| 12             | 50ХГФА       | 40Х10С2М |
| 13             | 12Х13        | 38ХВФЮА  |
| 14             | 30ХМ         | 40ЧРЗ    |
| 15             | 12Х17        | 12ХНЗА   |
| 16             | ШХ15         | 70СЗА    |

### ***Пример выполнения задания***

#### **Сталь 38ХМЮА.**

Копиры должны иметь минимальную деформацию и высокую износостойчивость (твердость поверхностного слоя 1000 НV). Для их изготовления назначают сталь 38ХМЮА. Для этой стали оптимальным вариантом упрочнения является улучшение с последующими шлифовкой и азотированием. Обладая повышенной хрупкостью, азотированный слой должен опираться на упрочненную подложку. В данном процессе ее формируют закалка и высокий отпуск.

Нагрев под закалку стали 38ХМЮ следует проводить с учетом ее легированности. Для получения однородного легированного аустенита нагрев проводят до 920 °С. Хром, молибден и особенно алюминий сдерживают рост аустенитного зерна при нагреве, поэтому формирование крупного зерна в стали 38ХМЮА не происходит. Структура стали после закалки: мартенсит и небольшое количество аустенита остаточного.

Легирующие элементы хром и молибден увеличивают прокаливаемость стали, критический диаметр  $d_{кр} = 45$  мм (при закалке в масле).

После закалки проводят высокий отпуск. Температура отпуска должна на 50 °С...100 °С превышать температуру азотирования. Назначаем температуру отпуска 600 °С...650 °С. В процессе выдержки при отпуске протекает распад  $M_{зак}$  на зернистую среднedisперсную смесь феррита и цементита, называемую сорбитом отпуска. После отпуска следует окончательная механическая обработка (шлифование) и азотирование. Для обеспечения требуемой твердос-



ти 1000 HV, азотирование проводят при 520 °С...540 °С в течение 20...30 ч, при этом образуется диффузионный слой толщиной 0,2...0,3 мм. Наличие хрома и алюминия способствует формированию в поверхностном слое специальных нитридов CrN, MoN и AlN, что приводит к повышению твердости слоя до 1000 HV. Механические свойства в готовом изделии:  $\sigma_s = 900$  МПа,  $\delta = 10$  %,  $\psi = 45$  %, КСУ = 80 Дж/см<sup>2</sup>. Аналогично выполняется задание по другим предлагаемым сплавам.

### ***Контрольные вопросы***

- 1 Как зависят механические и эксплуатационные свойства сплавов от режимов термической и иной обработки?
- 2 Изложить особенности термообработки предложенных сплавов, указать образуемые структуры и приобретаемые свойства.

### **Список литературы**

- 1 Материаловедение. Технология композиционных материалов : учебник / А. Г. Кобелев [и др.]. – Москва: КНОРУС, 2020. – 270 с.
- 2 **Лахтин, Ю. М.** Материаловедение: учебник / Ю. М. Лахтин, В. П. Леонтьева. – 6-е изд., стер. – Москва: Альянс, 2011. – 528 с.
- 3 **Худокормова, Р. Н.** Материаловедение. Практикум: учебное пособие / Р. Н. Худокормова, Ф. И. Пантелеенко, Д. А. Худокормов. – Минск: Новое знание; Москва: ИНФРА-М, 2014. – 311 с.: ил.
- 4 **Ловшенко, Ф. Г.** Механически легированные жаропрочные порошки для производства изделий аддитивными технологиями / Ф. Г. Ловшенко, А. С. Федосенко. – Могилев: Белорус.-Рос. ун-т, 2019. – 404 с.