

Министерство науки и высшего образования Российской Федерации
Федеральное государственное автономное образовательное
учреждение высшего образования
«Северо-Кавказский федеральный университет»

Материаловедение и ТКМ

Методические указания к лабораторным работам

для студентов направления подготовки 21.03.01 Нефтегазовое дело
направленность (профиль) «Эксплуатация и обслуживание объектов транспорта
и хранения нефти, газа и продуктов переработки»

Квалификация выпускника – бакалавр

Ставрополь, 2026

Содержание

Лабораторная работа 1. Строение металлов.....	5
Лабораторная работа 2. Макроанализ металлов и сплавов.....	14
Лабораторная работа 3. Микроанализ металлов и сплавов.....	27
Лабораторная работа 4. Термический анализ. Построение диаграммы состояния Sn-Zn и диаграмма состояния Fe-Fe ₃ C.....	40
Лабораторная работа 5. Пластическая деформация и рекристаллизация металлов.....	63
Лабораторная работа 6. Структура и свойства сталей в равновесном состоянии.....	77
Лабораторная работа 7. Структура и свойства чугунов.....	87
Лабораторная работа 8. Структура сталей в неравновесном состоянии	101
Лабораторная работа 9. Легированные конструкционные стали и методы их упрочнения.....	111
Лабораторная работа 10. Инструментальные стали.....	133
Лабораторная работа 11. Стали со специальными свойствами.....	146
Лабораторная работа 12. Структура и свойства титановых и алюминиевых сплавов.....	167
Лабораторная работа 13. Структура и свойства медных и подшипниковых сплавов.....	185
Лабораторная работа 14. Исправление структуры литой и перегретой стали.....	201
Лабораторная работа 15. Термическая обработка сталей.....	207
Лабораторная работа 16. Термическая обработка алюминиевых сплавов.....	220
Лабораторная работа 17. Физико-механические свойства пластических масс.....	232
Литература.....	245

Лабораторная работа 1

Строение металлов

1.1 Цель работы

Ознакомиться с методами исследования строения металлов.

1.2 Формируемые компетенции

УК-6. Способен управлять своим временем, выстраивать и реализовывать траекторию саморазвития на основе принципов образования в течение всей жизни

1.3 Теоретическое обоснование

Из всех известных в настоящее время элементов более половины являются металлами. Металлы – непрозрачные вещества, обладающие специфическим металлическим блеском, пластичностью, высокой теплопроводностью и электропроводностью. По этому признаку металлы легко отличить от других веществ (дерево, стекло и т. д.).

Все металлы и образованные из них сплавы делят на черные (к ним относят железо и сплавы на его основе, на т долю приходится около 95 % производимой в мире металлопродукции) цветные. В технике принята условная классификация, по которой металлы делят на группы: легкие (например, Al, Mg), тяжелые (Си, РЬ и др), тугоплавкие (W. Мо и др.), благородные (Аи, Pt), рассеянные (Gd,In, Tl), редкоземельные (Se, Y), радиоактивные (Ra, U и др.).

Понятие «чистый металл» весьма условно. Любой чистый металл содержит примеси, а поэтому его следует рассматривать как сплав. Под термином «чистый металл» понимается металл, содержащий 0,010-0,001 "« примесей. Современная металлургия позволяет получать металлы высокой чистоты (99,999 %). Однако примеси даже в малых количествах могут оказывать существенное влияние на свойства металла.

Чистые металлы обладают низкой прочностью но и обеспечивают требуемых физико-механических и технологических свойств. Поэтому их применение в технике в качестве конструкционных материалов ограничено. Наиболее широко применяют сплавы, которые обладают по сравнению с чистыми металлами более высокой прочностью и твердостью.

Сплавы – твердые и жидкие вещества получают сплавлением или спеканием двух или более металлов или металлов с неметаллами. Элементы, образующие сплав, называют компонентами. Сплавы могут состоять из двух или большего числа компонентов. Строение металлического сплава более сложное по сравнению с чистым металлом.

Для рассмотрения строения, превращений и свойств металлов и сплавов введем понятие «фаза» и «структура».

Фазой называется однородная часть системы (металла или сплава), имеющая границы раздела, при переходе через которые их свойства резко меняются.

Например, жидкий металл является однофазной системой; смесь жидкого металла и твердых кристалликов – двухфазной системой, так как свойства жидкого металла значительно отличаются от свойств твердых кристалликов. Фазами могут быть отдельные металлы, их химические соединения, а также растворы на основе металлов.

Под структурой понимается строение металла, т. е. взаимное расположение различных фаз, форма и размер составляющих их кристаллитов.

Структурными составляющими сплава называются обособленные части сплава, имеющие одинаковое строение с присущими им характерными особенностями. Структурные составляющие могут состоять из одной, двух или более фаз.

Одна из важнейших задач металловедения – определение связи между структурой и свойствами.

Каждый металл (вещество) может находиться в трех агрегатных состояниях: газообразном, жидком и твердом.

В газообразном металле расстояние между атомами (частицами) велико, силы взаимодействия малы и атомы хаотично перемещаются в пространстве, отталкиваясь друг от друга. В газообразной состоянии атомы обладают большой кинетической энергией.

В жидком металле атомы (частицы) сохраняют лишь так называемый ближний порядок, т. е. в объеме закономерно расположено небольшое количество атомов, а не атомы всего объема. Ближний порядок неустойчив и может либо исчезнуть, либо возникнуть под трением тепловых колебаний.

В твердых телах порядок расположения атомов строго определенный, закономерны, силы взаимодействия уравновешены, тело сохраняет свою форму.

Правильное закономерное расположение атомов в пространстве характеризует кристаллическое состояние.

Закономерное расположение атомов (точнее, положительно заряженных ионов) приведено на рисунке 1. Воображаемые линии, проведенные через центры атомов, расположенных в одной плоскости, образуют решетку, в узлах которой располагаются атомы. Такая конфигурация называется кристаллографической плоскостью. Многократное: повторение кристаллографических плоскостей в пространстве позволяет получить пространственную кристаллическую решетку (рисунок 2). Пространственная кристаллическая решетка сложна в изображении, поэтому представление об атомном строении кристаллов дается в виде элементарных кристаллических ячеек. Под элементарной кристаллической ячейкой понимают минимальный объем кристалла, дающий представление об атомной структуре металла в любом объеме.

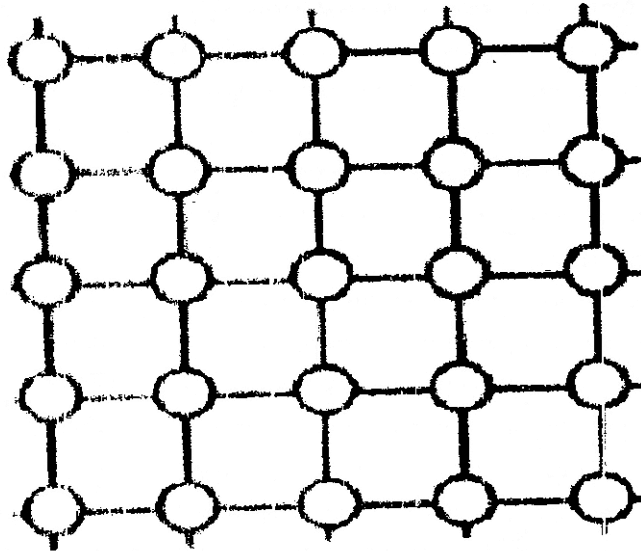


Рисунок 1. Размещение атомов в кристаллографической плоскости

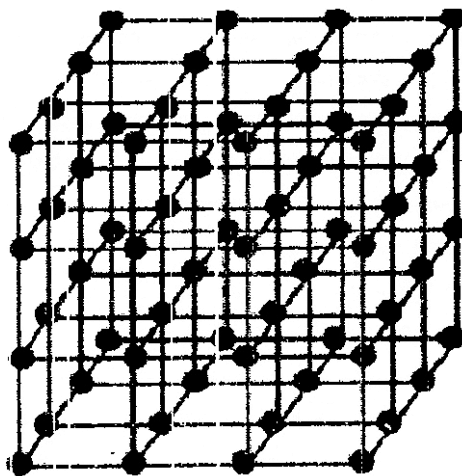


Рисунок 2. Пространственная кристаллическая решетка

Простейшим типом кристаллического строения является кубическая; решетка (рисунок 4). Кристаллические решетки характеризуют следующие основные параметры: период решетки, координационное: число, атомный радиус, энергия решетки, базис и коэффициент компактности решетки. Периодом решетки называется расстояние (a , b , c) между центрами двух соседних частиц (атомов, ионов) в элементарной ячейке решетки (рисунок 3)

Периоды решетки измеряются в ангстремах ($A^\circ = 10^{-8} \text{ см}$). Координационное число K показывает количество атомов, находящихся на наиболее близком и равном расстоянии от любого выбранного атома в решетке. Под атомным радиусом понимают половину межатомного расстояния между центрами ближайших атомов в кристаллической решетке элемента при равновесных условиях. Базисом решетки называется количество атомов, приходящихся на одну элементарную ячейку решетки. Коэффициент компактности решетки – отношение объема V_o занимаемого атомами, ко всему объему решетки V_p . Для большинства металлов характерны следующие типы кристаллических решеток кубическая объемно-центрированная решетка (ОЦК) имеет период решетки a , координационное число $K=8$, базис решетки равен 2; коэффициент компактности 68 %. Данный тип решетки имеют металлы: $K, Na, Li, Ta, W, Mo, Fe, Cr, Nb$ и др.

Кубическая гранецентрированная решетка (ГЦК) характеризуется периодом решетки a , координационным числом $K=12$, базис решетки равен 4; коэффициент компактности 74 %. Данный тип решетки имеют металлы $Ca, Pb, Ni, Ag, Au, Pt, Fe$ и др.

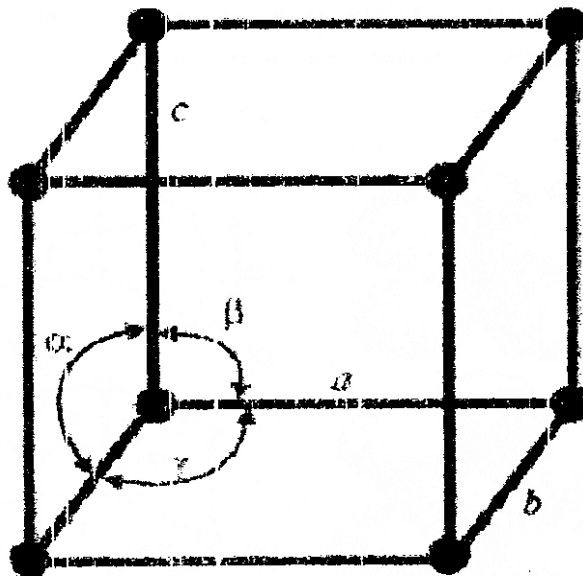


Рисунок 3. Элементарная кубическая ячейка

Гексагональная плотноупакованная решетка (ГПУ) имеет периоды a и c , причем $c/a = 1.633$, координационное число $K=12$, базис решетки равен

б, коэффициент компактности 74 %. Такую решетку имеют металлы: *Ru*, *Cd* и т.д.. Если c/a 1,633, то получаем гексагональную решетку, характерную для *Mg*, *Zn*.

Многие металлы при разных температурах имеют неодинаковые кристаллические решетки. Это явление называется (полиморфизмом).

Свойства кристаллической решетки в разных направлениях также разные, это объясняется тем, что в разных кристаллографических плоскостях решетки располагается неодинаковое количество атомов (сравним, например, для кубической решетки количество атомов в плоскости, совпадающей с гранью, и диагональной). Различие свойств по разным направлениям называется анизотропией.

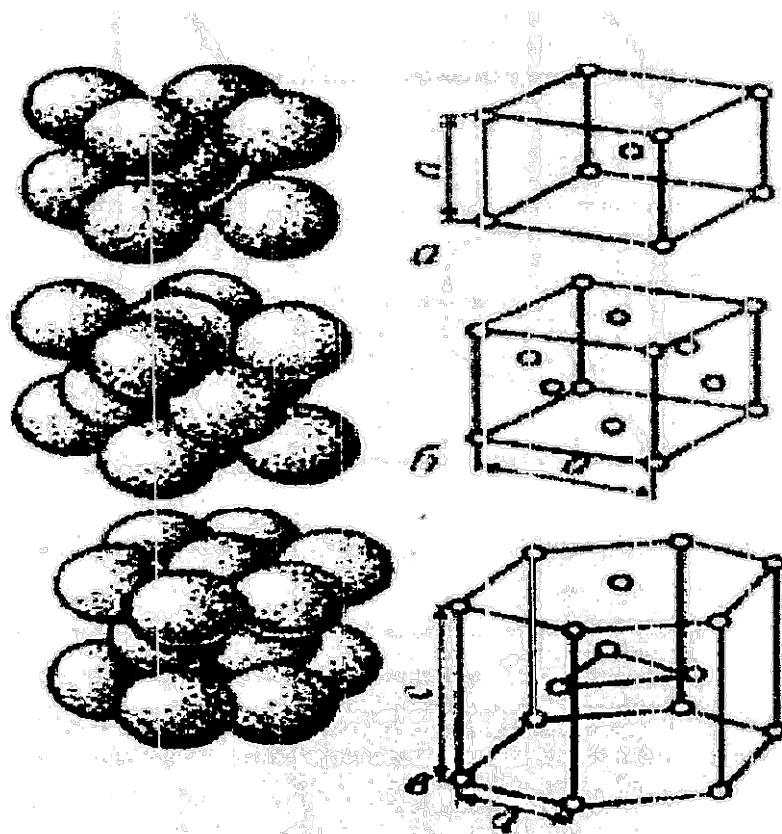


Рисунок 4. Типы кристаллических решеток металлов: а – кубическая объемно-центрированная решетка (С ЦК); б – кубическая гранецентрированная решетка (ГЦК); в - гексагональная решетка

1.4 Оборудование и материалы

1. Кубическая гранецентрированная решетка.

1.5 Указания по технике безопасности

- Соблюдать правила безопасности при работе с химреактивами.
- Работы с реактивами выполнять в вытяжном шкафу.
- После работы с реактивами тщательно вымыть руки с мылом. Убрать рабочее место и доложить учебному мастеру.

1.6 Указания по порядку выполнения работы

1. Изобразить строение кристаллической решетки К.
2. Изобразить строение кристаллической решетки Na.
3. Изобразить строение кристаллической решетки Li.
4. Изобразить строение кристаллической решетки Ta.
5. Изобразить строение кристаллической решетки W.
6. Изобразить строение кристаллической решетки Mo.
7. Изобразить строение кристаллической решетки Fe.
8. Изобразить строение кристаллической решетки Cr.
9. Изобразить, строение кристаллической решетки Nb.
10. Изобразить строение кристаллической решетки Ca.
11. Изобразить строение кристаллической решетки Pb.
12. Изобразить строение кристаллической решетки №.
13. Изобразить строение кристаллической решетки Ag.
14. Изобразить строение кристаллической решетки Au.
15. Изобразить строение кристаллической решетки Pt.
16. Изобразить строение кристаллической решетки Mg.
17. Изобразить строение кристаллической решетки Zn.

1.7 Содержание отчёта

Отчет к лабораторной работе включает в себя:

1. Цель работы.
2. Рисунки и краткое описание кристаллической решетки;
3. Выводы.

1.8 Контрольные вопросы

1. Определение металлов.
2. Классификация металлов.
3. Свойства металлов.
4. Зависимость свойств металлов от их строения.
5. Определение фазовой составляющей металлов.
6. Структура металла.
7. Период решетки.
8. Единицы физических величин для измерения периода решетки.
9. Координационное число.
10. Атомный радиус.
11. Понятие базиса решетки.
12. Коэффициент компактности решетки.
13. Виды кристаллических решеток.
14. Зависимость вида кристаллической решетки на свойства материала

1.9 Список литературы

Основная литература

1. Учаев, П. Н. Материаловедение : учебник для судентов, обучающихся по напр. «Конструкторско-технолог. обеспечение машиностроит. производств»,

«Автоматизация технолог. процессов и производств (машиностроение)»учебник / П. Н. Учаев, С. Г. Емельянов, К. Поб.)

Дополнительная литература:

1. Солнцев, Ю. П. Материаловедение [Электронный ресурс] : учебник для вузов / Ю. П. Солнцев, Е. И. Пряхин. — Электрон. текстовые данные. — СПб. : ХИМИЗДАТ, 2017. — 783 с. — 978-5-93808-294-6. — Режим доступа: <http://www.iprbookshop.ru/67345.html>.

Лабораторная работа 2

Макроанализ металлов и сплавов

1.1 Цель работы

Ознакомление с методикой проведения макроструктурного анализа. Получение практических навыков изготовления макрошлифов, изучения поверхностей деталей, изломов, макрошлифов, выявления макродефектов, неоднородности, причин разрушения металла. Приобретение навыков зарисовки макроструктур.

1.2 Формируемые компетенции

УК-6. Способен управлять своим временем, выстраивать и реализовывать траекторию саморазвития на основе принципов образования в течение всей жизни

1.3 Теоретическое обоснование

Макроскопический анализ (макроанализ) металлов и сплавов заключается в исследовании их строения невооруженным глазом или при помощи небольших увеличений (до 30 раз). Макроанализ позволяет оценить качество материала, выявить наличие в нем макродефектов, характер его предшествующей обработки (литье, обработка давлением, резание, сварка, наплавка, термическая и химико-термическая обработка и др.), структурную и химическую неоднородность, волокнистость, причины и, характер разрушения. Структура материалов, наблюдаемая невооруженным глазом или при небольших увеличениях, называется макроструктурой. Ее можно зафиксировать фотоснимком или рисунком.

С помощью макроанализа можно дать общую оценку состояния больших поверхностей материала или детали в целом и выбрать небольшие наиболее

важные и типичные участки для дальнейшего углубленного изучения. Макроанализ проводят путем изучения изломов, макрошлифов или внешних поверхностей заготовок и деталей.

Наружные, или поверхностные, макродефекты, расположенные непосредственно на поверхности изделий, позволяет выявить исследование поверхностей этих изделий. Если изделия литые, т. е. получены методом литья, то на их поверхности наиболее часто встречаются следующие дефекты:

1) *пригар*, представляющий собой трудноотделимую корку, состоящую из смеси металла, формовочного песка и шлака;

2) *усадочные пустоты* (раковины, рыхлости, пористость), образующиеся в результате усадки металла (уменьшение объема) при его затвердевании;

3) *газовые раковины* (пузыри), возникающие в кристаллизующемся металле чаще всего из-за его большой газонасыщенности;

4) *ужимины*, создающиеся вследствие частичного отслоения внутренних поверхностных слоев песчаной формы, что приводит к образованию в твердом металле полостей, заполненных формовочным материалом;

5) *трещины*, появляющиеся как результат высоких напряжений в отливках из-за сопротивления формы их усадке, а также неодинаковых скоростей охлаждения различных частей литой заготовки;

6) *неметаллические включения*, которые по происхождению разделяются на эндогенные и экзогенные. Эндогенные образуются в результате взаимодействия компонентов сплава, например железа, с растворенными в нем кислородом, серой, азотом; экзогенные – шлаковые включения и засоры от разрушающихся стенок формы.

В термически обработанном металле чаще всего обнаруживаются *обезуглероживание* и *закалочные трещины*. Обезуглероживание поверхностных слоев стальных изделий является результатом окислительного действия печной газовой среды. На поверхности изделий возникают участки с пониженной твердостью – мягкие пятна. Закалочные трещины имеют зигзагообразный характер, часто образуют сетку. Края закалочных трещин, в

отличие от трещин горячедеформированного металла, не обезуглероживаются, поскольку такие трещины образуются в процессе закалки при охлаждении изделий до температур ниже 100°С или после полного охлаждения.

В сварных изделиях основными дефектами являются трещины, как результат высоких напряжений, и *непровар*. Непровар – местное отсутствие соединения основного металла и наплавленного. Этот дефект возникает при загрязнении свариваемых поверхностей или недостаточном разогреве основного металла. Возможен также пережог из-за высокой температуры нагрева металла в процессе сварки. Он образуется при нарушении режима тепловой обработки (высокая температура нагрева в кислородсодержащей среде), вызывающем интенсивное окисление металла вдоль границ зерен. Это сильно охрупчивает металл. Дефект неисправим.

Внутренние дефекты, которые могут привести к разрушению изделия, выявляются при изучении изломов.

Изломом называется поверхность, образующаяся вследствие разрушения металла. Изломы металлов могут существенно отличаться по цвету. Так, стали и белые чугуны, в которых весь углерод связан в цементите, имеют излом светло-серого цвета. У графитизированных сталей и чугунов, в которых углерод находится преимущественно в виде графита, излом черного цвета.

На поверхности изломов можно видеть дефекты, которые способствовали разрушению. В зависимости от состава, строения металла, наличия дефектов, условий обработки и эксплуатации изделий изломы могут иметь вязкий, хрупкий или усталостный характер.

Вязкий (волоknистый) излом, (рисунок 1.1 а) имеет бугристосглаженный рельеф и свидетельствует о значительной пластической деформации, предшествующей разрушению. По виду вязкого излома нельзя судить о форме и размерах зерен металла.

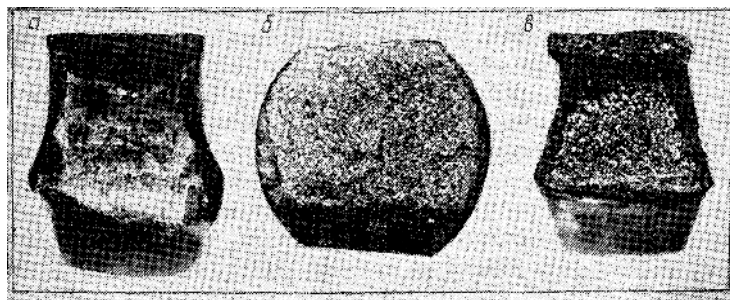


Рисунок 1. Изломы стали: *а* – вязкий; *б* – хрупкий;
в – смешанный. X 2,5

Хрупкий (кристаллический) излом (рисунок 1 *б*) характеризуется наличием на поверхности плоских блестящих участков (фасеток). Так как разрушение протекает без заметной пластической деформации и форма зерна не искажается, то на хрупком изломе видны исходные форма и размер зерен металла. При этом разрушение может происходить через зерна (транскристаллический излом) либо по границам зерен (интеркристаллический, или межкристаллический, излом). Разрушение по границам зерен имеет место при наличии на границах неметаллических включений (фосфиды, сульфиды, оксиды) или других выделений, ослабляющих прочность границ зерна.

Хрупкое разрушение наиболее опасно, так как происходит чаще всего при напряжениях ниже предела текучести материала. Его возникновению способствуют наличие поверхностных дефектов, конструктивные просчеты (резкое изменение сечения, толстостенность деталей), низкая температура и ударные нагрузки при работе, крупнозернистость металла, выделения по границам зерен хрупких фаз, межзеренная коррозия. Разновидностями хрупкого излома являются нафталинистый, камневидный, фарфоровидный и др.

Нафталинистый излом – транскристаллический с крупным зерном и избирательным блеском, подобным блеску кристаллов нафталина. Он свидетельствует о повышенной хрупкости стали и наблюдается в легированных, преимущественно быстрорежущих сталях. Причиной

возникновения такого излома является перегрев стали, вызывающий укрупнение зерен и образование определенной ориентации структурных составляющих (текстура). Внешне в изломе текстура проявляется как одно крупное зерно. Нафталинистый излом устраняется путем многократных повторных фазовых перекристаллизации металла.

Хрупкий *излом* называют *камневидным*, если металл имеет крупнозернистое строение, а разрушение носит преимущественно межкристаллический характер. Причина образования такого излома – перераспределение примесей при перегреве металла с выделением их в приграничных участках зерен. Камневидный излом можно устранить путем гомогенизирующего отжига.

Обычно изломы бывают смешанными. При смешанном изломе (рисунок 1.16) на его поверхности наблюдаются участки вязкого и хрупкого разрушения.

Фарфоровидный излом характерен для правильно закаленной стали, вид излома матовый, мелкозернистый.

Усталостный излом (рисунок 2) образуется в результате длительного воздействия на металл циклически изменяющихся во времени напряжений и деформаций. Излом состоит из трех зон: зарождения трещины, собственно усталостного распространения трещины и долома. Механизм усталостного разрушения следующий. Усталостная трещина возникает в местах, где имеются концентраторы напряжений или дефекты. Первая зона плоская и гладкая. Увеличиваясь при работе детали, трещина образует зону собственного усталостного распространения с характерными концентрическими бороздками или дугами и мелкозернистым, фарфоровидным изломом. Зачастую она имеет отдельные участки гладкой притертой поверхности. Долом происходит внезапно, когда ослабленное трещиной сечение детали не способно выдержать прикладываемой механической нагрузки. Долом бывает вязким или хрупким.

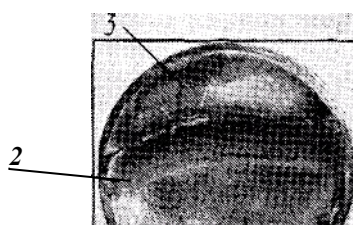


Рисунок 2. Усталостный излом штока компрессора:

1 – зона зарождения трещины;
2 – зона распространения трещины; 3 – зона долома

В практике широко применяют такой метод макроанализа, как исследование макрошлифов. Макрошлиф – это образец с плоской шлифованной и протравленной поверхностью, вырезанный из исследуемого участка детали или заготовки. Его получают следующим образом. На металлорежущем станке или ножовкой вырезают образец, одну из плоских поверхностей которого ровняют напильником или на плоскошлифовальном станке. Затем образец шлифуют вручную или на шлифовально-полировальном станке шлифовальной шкуркой различной зернистости. Шлифование одной шкуркой нужно проводить в одном направлении, после чего следует смыть остатки абразива водой. Переходя на более мелкую шкурку, поворачивают образец на 90° и проводят обработку до полного исчезновения рисок, образованных предыдущей шкуркой. Образец промывают водой, просушивают и подвергают глубокому или поверхностному травлению. Состав некоторых реактивов для травления приведен в таблице 1.

Перед травлением образец обезжиривают и очищают, как правило, этиловым спиртом. Травление большинством реактивов, приведенных в таблице 1.1, осуществляют, погружая в них образец. При этом следует строго соблюдать правила техники безопасности.

Реактив, активно взаимодействуя с участками, где имеются дефекты и неметаллические включения, протравливает их более сильно и глубоко.

Поверхность макрошлифа получается рельефной. С помощью реактивов для глубокого травления выявляются даже внутренние дефекты (поры, раковины, ликвация, волосовины, трещины, флокены и др.), не выходящие непосредственно на поверхность детали. Поверхностное травление, проводимое менее агрессивными реактивами, позволяет выявить в сталях, чугунах и цветных сплавах ликвацию, макроструктуру литого или деформированного металла, дефекты, качество сварных соединений, структурную неоднородность материала, подвергнутого термической или химико-термической обработке.

Протравленный макрошлиф промывают водой для удаления травителя, обрабатывают спиртом, высушивают с целью предотвращения коррозии.

Макроанализ макрошлифов позволяет выявить *структурную* (например, в стали, закаленной токами высокой частоты) или *химическую* (например, в стали, науглероженной или наплавленной износостойким и коррозионно-стойким сплавом) *неоднородность*, возникшую при обработке готовых изделий (рисунок 3).

Химическая неоднородность сплава, возникающая при его производстве, называется *ликвацией*. Особенно склонны к ликвации в стали углерод, сера и фосфор. Важно знать распределение в стали вредных примесей серы и фосфора, оказывающее существенное влияние на строение металла и его свойства. Сера вызывает красноломкость стали, т. е. охрупчивание при высоких температурах, а фосфор – хладноломкость, т. е. охрупчивание при низких температурах. Поэтому содержание серы и фосфора в сталях строго регламентируется. Характер распределения названных элементов зависит от процесса кристаллизации металла в отливке или в сварном соединении и от вида обработки давлением.

При взаимодействии шлифа и реактива железо из поверхностного слоя стали переходит в реактив, на его место осаждается медь, которая защищает сталь от дальнейшего воздействия реактива.

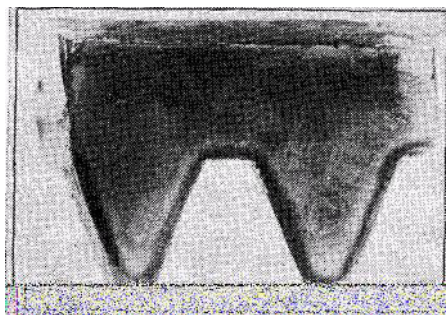


Рисунок 3. Макроструктура науглероженного зубчатого колеса

Места скоплений углерода, серы и фосфора оказываются в меньшей степени защищенными медью и протравливаются сильнее. После удаления под струей воды слоя меди эти участки выглядят темнее (рисунок 4).

Ликвацию серы в стали или чугуна можно оценить методом Баумана (реактив 5 в таблице 1). Сера находится в стали в составе сульфидов (FeS и MnS). При взаимодействии их с серной кислотой, оставшейся на фотобумаге, образуется сероводород ($FeS + H_2SO_4 \rightarrow FeSO_4 + H_2S$). Сероводород взаимодействует с бромистым серебром фотоэмульсии ($2AgBr + H_2S = 2HBr + Ag_2S$). Образующиеся на фотобумаге темные участки Ag_2S выявляют форму и характер распределения серы в исследуемом металле. На рисунке 5 показан макроснимок (отпечаток по методу Баумана), на котором отчетливо видна ликвация серы по сечению рельса.

Таблица 1. Реактивы, используемые при травлении макрошлифов, и особенности травления

Сплавы	Реактив			Особенности травления
	номер	назначение	состав	
1	2	3	4	5
		для глубокого травления		

Углеродистые и низколегированные стали, чугуны	1	выявление ликвации, дефектов, дендритности, неоднородности, волокнистости;	10 –20 мл серной кислоты 90 – 80 мл воды	Температура –20 либо 70 °С, длительность несколько часов
	2	выявление ликвации, дефектов, волокнистости, макроструктуры сварных соединений	50 мл соляной кислоты, 50 мл воды	Температура –20 либо 60–70 °С, длительность 1– 60 мин.
Коррозионно-стойкие хромоникелевые стали	3	оценка склонности к межкристаллической коррозии	10 мл серной кислоты, 3 г сернокислой меди, 87 мл воды	Погружение предварительно нагретой до 625 °С стали в кипящий реактив, длительность 72 ч
Медные сплавы	4	выявление общей макроструктуры	50 мл азотной кислоты, 50 мл воды	Температура –20° С, длительность – несколько минут
Различные стали и чугуны	5	выявление ликвации серы, фосфора и углерода, полосчатости деформированной стали, грубой зернистости, поверхностных дефектов; выявление ликвации серы	8 г хлористого аммиака меди, 100 мл воды 5 мл серной кислоты, 100 мл воды (реактив Баумана)	



Рисунок 4. Химическая неоднородность сварного соединения

С ликвацией химических элементов также тесно связаны *дендритность* строения литых сплавов и *волокнистость* строения деформированных металлов. Дендритам и называют кристаллы (зерна) литого металла,

имеющие древовидную форму. Вредные примеси в виде неметаллических включений (сульфидов, фосфидов, оксидов) и некоторые легирующие элементы скапливаются чаще всего в междендритных пространствах. Продукцией металлургических предприятий, как правило, является металл, претерпевший горячую обработку давлением – ковку или прокатку. При деформировании дендриты, вначале дезориентированные, постепенно поворачиваются и вытягиваются вдоль направления деформации. Вытягиваются и неметаллические включения. В результате этого формируется типичная для прокатанного металла полосчатая, волокнистая структура. Такое волокнистое строение металла называют первичной полосчатостью.

Вторичная полосчатость образуется в доэвтектоидной стали (и в некоторых легированных при их охлаждении от высоких температур) в результате выделения избыточного феррита из аустенита на вытянутых неметаллических включениях. Макроанализ позволяет установить и способ изготовления деталей – обработка давлением (рисунок 6а) или резанием (рисунок 6б).

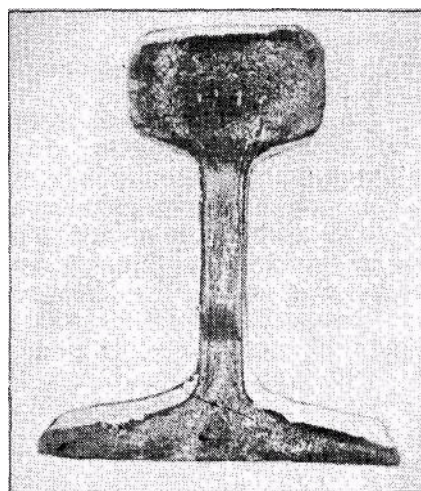


Рисунок 5. Ликвация серы в стали

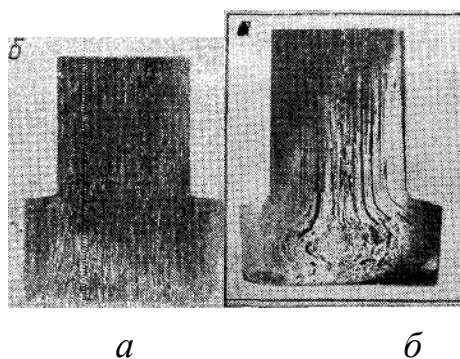


Рисунок 6. Макроструктура болтов, изготовленных:

a – штамповкой; *б* – резанием

Волокнистое строение металла обуславливает резко выраженную анизотропию его свойств (различие их показателей вдоль и поперек волокна).

Пластичность, ударная вязкость и прочность образцов, вырезанных вдоль волокон, выше. Поэтому ответственные детали, особенно работающие при высоких динамических нагрузках (коленчатые валы, шестерни, шатуны, молотовые штампы, клапаны, крюки), изготавливают так, чтобы волокна в них не перерезались, а соответствовали конфигурации изделия. При обработке резанием детали из деформированной стали ее волокна перерезаются, что резко снижает прочность детали.

1.4 Оборудование и материалы

Бюветы для реактивов; пинцеты; тиски для излома образцов; молоток; напильники; пресс; металлообрабатывающий станок; образцы изломов; макрошлифы; реактивы; фильтровальная бумага; электрическая камерная печь; лупа.

1.5 Указания по технике безопасности

1. Соблюдать правила безопасности при работе с химреактивами.
2. Работы с реактивами выполнять в вытяжном шкафу.
3. После работы с реактивами тщательно вымыть руки с мылом. Убрать

рабочее место и доложить учебному мастеру.

1.6 Указания по порядку выполнения работы

1. Определить по виду макрошлифов характер изломов и виды обработки деталей.
2. Ознакомиться с методикой приготовления макрошлифов.
3. Изучить коллекцию образцов с основными дефектами, наблюдаемыми на их поверхности. Зарисовать эти дефекты.
4. Исследовать и зарисовать макроструктуру макрошлифов с химической неоднородностью (сварные соединения, детали, упрочненные термической, химико-термической обработкой или наплавкой), деталей, изготовленных резанием и обработкой давлением.
5. Оценить ликвацию на макрошлифе по методу Баумана.
6. Изучить и зарисовать основные виды изломов (вязкий, хрупкий, усталостный).

1.7 Содержание отчёта

Отчет должен содержать:

1. Цель работы.
2. Рисунки и краткое описание основных видов изломов.
3. Рисунки макроструктур макрошлифов деталей, изготовленных различными технологическими методами.
4. Результаты исследования ликвации серы на макрошлифе.
5. По каждой рассмотренной макроструктуре должны быть даны пояснения, а по результатам исследования ликвации сделаны краткие выводы.

1.8 Контрольные вопросы

1. Что понимается под макроструктурой?

2. Какие дефекты можно обнаружить при макроанализе?
3. Какие виды изломов можно изучать методом макроанализа?
4. Виды изломов. Характерные признаки.
5. Как подготовить макрошлиф?
6. В чем заключается поверхностное и глубокое травление?
7. Правила травления.
8. Какие дефекты выявляются при глубоком травлении?
9. Какие дефекты выявляются при поверхностном травлении?
10. Какие реактивы применяются при анализе по методу Баумана?
11. Что понимается под ликвацией и дендритностью?
12. Какая разница в структуре образцов, полученных литьем, обработкой давлением и резанием?

1.9 Список литературы

Основная литература

1. Учаев, П. Н. Материаловедение : учебник для студентов, обучающихся по напр. «Конструкторско-технолог. обеспечение машиностроит. производств», «Автоматизация технолог. процессов и производств (машиностроение)» учебник / П. Н. Учаев, С. Г. Емельянов, К. Поб.)

Дополнительная литература:

1. Солнцев, Ю. П. Материаловедение [Электронный ресурс] : учебник для вузов / Ю. П. Солнцев, Е. И. Пряхин. — Электрон. текстовые данные. — СПб. : ХИМИЗДАТ, 2017. — 783 с. — 978-5-93808-294-6. — Режим доступа: <http://www.iprbookshop.ru/67345.html>.

Лабораторная работа 3

Микроанализ металлов и сплавов

1.1 Цель работы

Ознакомление с процессом приготовления микрошлифов. Изучение устройства металлографического микроскопа и приобретение практических навыков работы на нем. Проведение микроанализа сплавов и приобретение навыков зарисовки простейших микроструктур.

1.2 Формируемые компетенции

УК-6. Способен управлять своим временем, выстраивать и реализовывать траекторию саморазвития на основе принципов образования в течение всей жизни

1.3 Теоретическое обоснование

Микроскопический анализ (микроанализ) металлов и сплавов заключается в исследовании строения (структуры) металла с помощью оптического или электронного микроскопа. Строение металлов и сплавов, наблюдаемое при помощи микроскопа, называется микроструктурой.

Между микроструктурой металлов и их свойствами существует четкая связь. Микроанализ позволяет определить форму и размеры отдельных зерен и фаз, а также их содержание, относительное расположение, выявить наличие имеющихся в металле включений, микродефектов и судить о свойствах металлов и сплавов, о предшествующей обработке этих материалов (литье, деформирование, термическая обработка). Микроанализу подвергают специально подготовленные образцы, называемые микрошлифами.

Микрошлифы готовят следующим образом. Место вырезки образца выбирают в зависимости от задач исследования (в ряде случаев порядок и

место вырезки строго регламентируются ГОСТами). В случае выяснения причин разрушения деталей во время эксплуатации образцы вырезают вблизи места разрушения ножовкой, фрезой, резцом, алмазными, вулканизованными кругами или электроискровым способом. При вырезании и последующем шлифовании образца зачастую необходимо охлаждение. Значительный нагрев недопустим, так как он может вызвать существенные структурные изменения металла.

Обычно образцы имеют форму цилиндра или четырехгранника с линейными размерами 10 – 20 мм. В случае, когда размеры микрошлифов малы (проволока, тонкий лист, мелкие детали), последние закрепляют в специальных зажимах (струбцины) или заливают в оправках легкоплавкими материалами (сплав Вуда, эпоксидные или акриловые смолы, сера, пластмассы).

Поверхность образца делают плоской и шлифуют вручную либо на станках наждачными шкурками. При этом следует соблюдать последовательность и плавность перехода от грубозернистых к мелкозернистым шкуркам. Для сухого шлифования применяют шкурку, выпускаемую промышленностью по ГОСТ 6456–82, для мокрого – водостойкую бумажную шкурку (ГОСТ 10054–82). Если шлифование ведут вручную, шлифовальную бумагу кладут на ровную плоскую поверхность (например, на стекло). После шлифования остатки абразива смывают водой с поверхности шлифа. Затем для удаления мелких рисок образец полируют.

Механическое полирование ведут на полировальном станке, диск которого обтянут тканью (фетр, бархат, тонкое сукно). На ткань наносят пасту ГОИ или периодически поливают ее суспензией, содержащей мелкие абразивные частицы (окиси алюминия, хрома, железа и т. д.). Хорошим полирующим материалом являются алмазные пасты, содержащие алмазные микропорошки АСМ или АМ. Пасту наносят на бумажный лист, закрепленный на вращающемся диске, или на ткань. Когда поверхность приобретает зеркальный блеск, полирование прекращают. На качественно отполированном микрошлифе

при наблюдении под микроскопом отсутствуют риски, царапины, вырывы (хвосты).

Микрошлиф промывают водой или спиртом, просушивают сжатым воздухом или фильтровальной бумагой.

После полирования под микроскопом сначала изучают нетравленный шлиф, затем – протравленный.

При изучении нетравленного шлифа можно обнаружить различные микродефекты. Наблюдаемые на шлифе различного цвета участки небольших размеров представляют собой неметаллические включения (оксиды, сульфиды, силикаты), которые ухудшают механические свойства сплавов.

Черные включения больших размеров пластинчатой, хлопьевидной или шаровидной формы, обнаруживаемые в чугунах, представляют собой выделения графита. Чем больше дисперсность и изолированность графитных включений, чем совершенней их геометрическая форма, тем выше механические свойства чугунов.

После просмотра нетравленного микрошлифа его подвергают травлению, которое проводят в большинстве случаев погружением шлифа в соответствующий реактив (таблица 1). Продолжительность травления может составлять от нескольких секунд до нескольких минут в зависимости от его целей. Затем шлиф промывают водой, просушивают фильтровальной бумагой и изучают с помощью металлографического микроскопа. Последний, в отличие от биологического позволяет рассматривать непрозрачные тела в отраженном свете. Если структура шлифа выявлена нечетко, его травят дополнительно, если слишком затемнена – снова полируют и травят. В силу различной интенсивности взаимодействия реактива с различными фазами создается микрорельеф поверхности. Наиболее протравившиеся (растворившиеся при протравливании) фазы, граничные зоны зерен при рассмотрении под микроскопом выглядят темными в отличие от светлых непротравившихся.

Устройство металлографического микроскопа и правила работы с ним (изучаются в лаборатории). По расположению основных узлов различают

вертикальные (МИМ–7, ММР–2Р, ММР–4, ММУ–3) и горизонтальные (МИМ–8М, МИМ–9, Neophot–21) металлографические микроскопы.

Таблица 1. Реактивы для травления микрошлифов

Номер	Реактив	
	Назначение	Состав
1	Выявление структуры сталей, в том числе после термической или химико-термической обработки, чугунов, магния	1...5 мл азотной кислоты, 100 мл этилового спирта (реактив Ржешотарского)
2	Выявление структуры различных сталей, чугунов ферросплавов.	0,5...6 г пикриновой кислоты, 100 мл этилового спирта.
3	Выявление структуры коррозионно-стойких сталей с высоким содержанием никеля и кобальта, а также структуры сплавов никеля	30 мл азотной кислоты, 20 мл уксусного ангидрида
4	Выявление структуры высокохромистых коррозионно-стойких сталей	3 мл азотной кислоты, 10 мл соляной кислоты, 100 мл этилового спирта

Общее увеличение микроскопа при визуальном рассмотрении равно произведению увеличения объектива и окуляра:

$$V_o = V_{об} \cdot V_{ок} = \frac{250 \cdot l}{(F_{ок} \cdot F_{об})}, \quad (1)$$

где l – оптическая длина тубуса, м;

$F_{об}$, $F_{ок}$ – фокусные расстояния объектива и окуляра, м.

В настоящее время наиболее часто в лабораториях вузов используется металлографический микроскоп МИМ–7 (рисунок 1). Он состоит из следующих основных систем: оптической, осветительной с фотографической аппаратурой и механической.

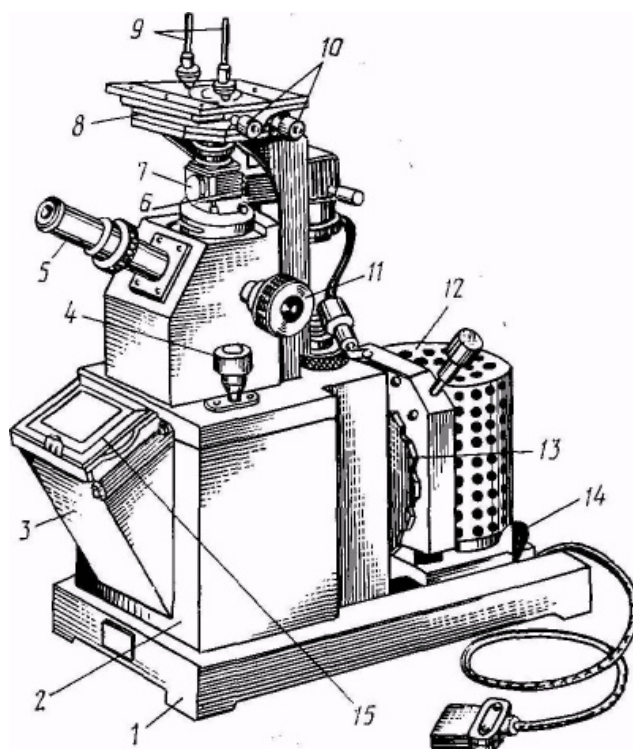


Рисунок 1. Общий вид микроскопа МИМ-7:

- 1 – основание; 2 – корпус; 3 – фотокамера; 4 – микрометрический винт;
 5 – визуальный тубус с окуляром; 6 – рукоятка иллюминатора;
 7 – иллюминатор; 8 – предметный столик; 9 – клеммы; 10 – винты перемещения
 столика; 11 – макрометрический винт; 12 – осветитель;
 13 – рукоятка светофильтров; 14 – стопорное устройство осветителя;
 15 – рамка с матовым стеклом

Таблица 2. Увеличение микроскопа МИМ-7

Характеристики объективов		Увеличение, раз						
		при визуальном наблюдении				при фотографировании		
F, мм	A	7*	10*	15*	20*	7*	10*	15*
23,17	0,17	60	90	130	170	70	120	160
13,89	0,30	100	140	200	300	115	200	270
8,16	0,37	170	240	360	500	200	340	450
6,16	0,65	---	320	500	650	---	440	600
2,77	1,25	500	720	1080	1440	575	1000	1350

Оптическая система микроскопа включает объектив и окуляр, от которых зависит увеличение микроскопа, и ряд вспомогательных элементов (призмы,

зеркала, линзы и др.). Объектив, представляющий собой сложное сочетание линз, дает действительное увеличенное обратное изображение микроструктуры микрошлифа. Окуляр состоит из нескольких линз и предназначен для увеличения изображения, полученного объективом, и преобразования его из обратного в прямое. В таблице 2 содержатся характеристики объективов и окуляров для микроскопа МИМ-7 и создаваемые им увеличения.

В осветительную систему микроскопа входят источник света, серия линз, светофильтров и диафрагм. Источником света является электрическая лампа (17 В), включаемая в сеть через понижающий трансформатор.

Часть света, излучаемого лампой 18 (рисунок 2), проходит через коллектор 17, светофильтр 19 на зеркало 20 и далее через линзу 16, апертурную диафрагму 15, линзу 14, полевую диафрагму 12, пентапризму 11, линзу 10 поступает на плоскопараллельную отражательную пластинку 7. Пластинка 7 полупрозрачная, пропускает около $\frac{2}{3}$ светового потока и лишь около $\frac{1}{3}$ его отражает на объектив 8, который фокусирует лучи на поверхности микрошлифа 9. Отраженные от объекта лучи проходят через объектив 8, плоскопараллельную пластинку 7, ахроматическую линзу 6, зеркало 5, окуляр 4 и попадают в глаз наблюдателя. Для фотографирования тубус с окуляром 4 и зеркалом 5 выдвигают, и лучи проходят через один из трех фотоокуляров 3 на зеркало 1 и фотопластинку или матовые стекла 2. Экспонирование осуществляют с помощью фотозатвора 13.

Механическая система микроскопа включает макровинт, стопорное устройство для него (стопор), микровинт, предметный столик с двумя винтами, корпус, штатив и ряд других элементов.

Работу на микроскопе рекомендуется проводить таким образом. На предметный столик 8 (см. рисунок 1) над прорезью помещают образец, обращенный полированной поверхностью к объективу. Затем включают микроскоп в электросеть, устанавливая при этом необходимый накал лампы освещения. Затем, опустив рукоятку стопора, плавным вращением макровинта 11 поднимают или опускают предметный столик, чем обеспечивают

приблизительное фокусирование. При этом непрерывно ведут наблюдение в окуляр. Приближение поверхности микрошлифа к фокальной плоскости характеризуется значительным ростом освещенности поля зрения и появлением изображения микроструктуры. Затем, придерживая правой рукой макровинт, левой – стопорят его. Точное фокусирование проводят вращением микровинта 4. Перемещая предметный столик с помощью винтов 10 в горизонтальной плоскости в двух взаимно перпендикулярных направлениях, можно изучить различные участки микрошлифа. Регулируя диафрагму и светофильтры, устанавливают такие интенсивность и контрастность света, которые обеспечивают необходимое качество изображения при наименьшей утомляемости глаза.

Изучение протравленного шлифа позволяет решать ряд задач при анализе микроструктурного строения металла или сплава. Сначала остановимся на определении размера зерна.

Измерить размер какого-либо микроскопического объекта, например, зерна металла, можно с помощью окуляра-микрометра, т. е. окуляра, в который вставлена пластинка с линейкой. Прежде чем начать измерение, необходимо определить цену деления окуляра-микрометра при выбранном объективе. На предметный столик кладут объект-микрометр (эталонная пластинка, каждое из 100 делений шкалы которой соответствует 10^{-5} м). После фокусирования совмещают обе шкалы в положении, показанном на рисунке 3 (поворачивая окуляр и вращая винты предметного столика). Затем определяют, сколько делений шкалы объекта-микрометра совпадает с делениями шкалы окуляра-микрометра. При этом необходимо принимать во внимание всю окулярную шкалу.

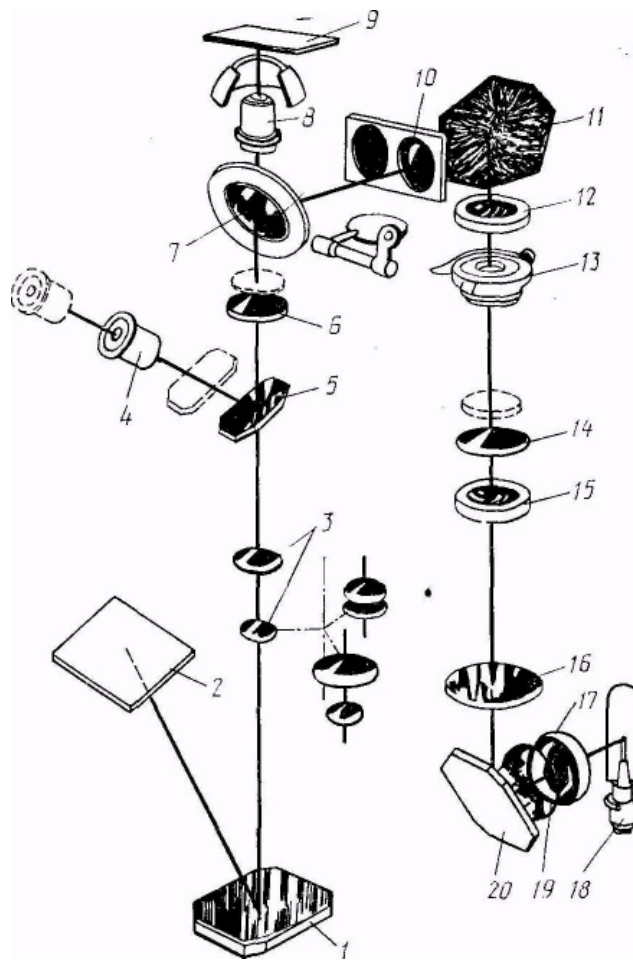


Рисунок 2. Оптическая система микроскопа МИМ-7

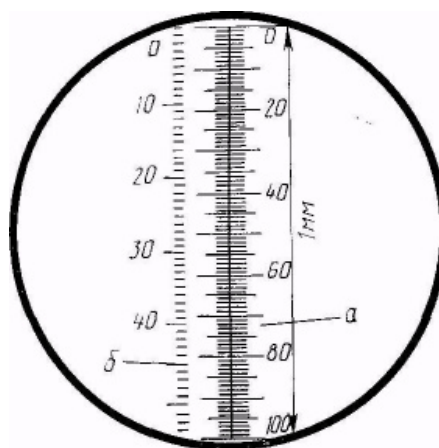


Рисунок 3. Схема определения цены деления окуляра:

a – шкала объекта-микрометра; *b* – шкала окуляра-микрометра

Например, при данном объективе 100 делений объекта-микрометра совпадает с 61 делением окуляра-микрометра. Цену деления шкалы окуляра-микрометра (м) определяем по формуле:

$$C_{ок} = \frac{C_{об} A}{B}, \quad (2)$$

где $C_{об}$ – цена деления шкалы объекта-микрометра (0,01 мм);

A – число совмещенных делений объекта-микрометра;

B – число совмещенных делений окуляра-микрометра.

Подставив числовые значения, получаем

$$C_{ок} = \frac{0,01 \cdot 10^{-3} \cdot 100}{61} = 1,64 \cdot 10^{-5} \text{ м.} \quad (3)$$

Теперь, зная цену деления и длину всей линейки окуляра-микрометра, при данном увеличении можно измерить размер любого микрообъекта (зерна, диффузионного слоя, длины графитного включения и т. д.).

Размер зерна – средний размер случайных сечений зерен в плоскости микрошлифа – определяют следующими методами:

- 1) визуального сравнения с эталонными шкалами;
- 2) подсчета числа пересечений границ зерен отрезками шкалы;
- 3) подсчета количества зерен, приходящихся на единицу площади поверхности;
- 4) измерения длин хорд.

Удобно определять размер зерна с использованием номограммы (рисунок 4) по которой можно установить зависимость между средним размером зерна (мкм), числом зерен на 1 мм² площади шлифа и номером зерна. Например, при среднем диаметре зерна 45 мкм на площади 1 мм² находятся 500 зерен, соответствующих номеру 6.

От размера зерна в значительной степени зависят свойства металла, так как мелкозернистый металл обладает более высоким комплексом механических свойств, чем крупнозернистый.

Микроанализ позволяет также определять микроструктуру сплавов. Сплавы, медленно охлаждаемые при затвердевании или отжиге, имеют равновесные микроструктуры, соответствующие их диаграммам состояния.

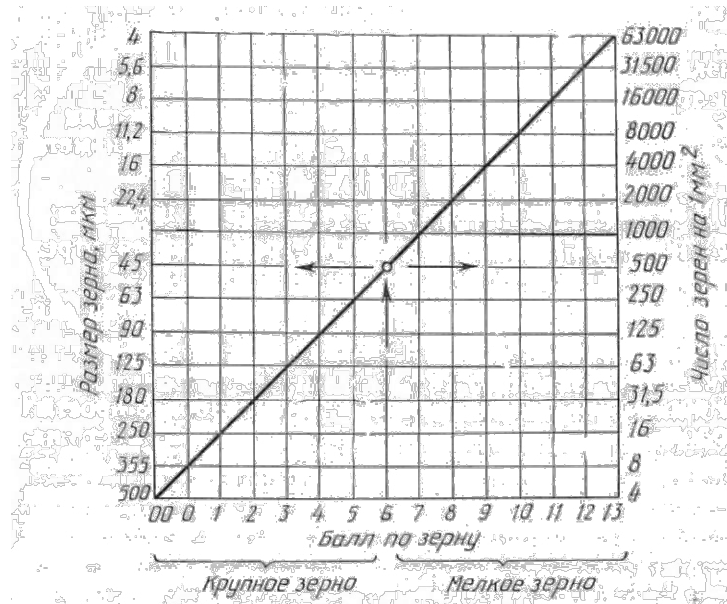


Рисунок 4. Номограмма для определения размера зерна

Правильная расшифровка микроструктуры, фазового состава, оценка формы и количественного соотношения фаз сплава позволяет довольно точно судить о его свойствах.

Микроанализ сталей позволяет определить, какие из них не подвергались холодному пластическому деформированию, а какие имеют типичные для деформированного состояния структуры. Различие структур указывает и на различие механических свойств сталей. Деформированная сталь более прочна и менее пластична, ее свойства не одинаковы во взаимно перпендикулярных направлениях.

Сравнивая две микроструктуры стали одной и той же марки, нагретой до различных температур, легко выявить перегретую сталь. Она имеет более крупные зерна, а значит, худшие механические свойства.

Поскольку разрешающая способность оптических микроскопов не превышает $5 \cdot 10^{-8} \text{ м}^{-1}$, то изучение более тонких деталей структуры материала проводят методами электронной микроскопии, основанными на

взаимодействии электронов с твердым телом. Наиболее широко применяют просвечивающие (ПЭМ) и растровые электронные микроскопы (РЭМ). ПЭМ формирует изображение благодаря неодинаковому рассеиванию потока электронов при их прохождении через объект – тонкую пленку металла или слепок (реплику) с изучаемой поверхности микрошлифа. Использование электронных излучений с очень малой длиной волны $(0,04–0,12) \cdot 10^{-10}$ м обеспечивает разрешающую способность системы до $(2–5) \cdot 10^{-10}$ м⁻¹, т. е. на уровне межатомных расстояний.

РЭМ обеспечивает меньшую разрешающую способность системы $(2,5–3) \cdot 10^{-8}$ м⁻¹, чем просвечивающий, но позволяет изучать непосредственно поверхность объекта. Направляемый им узкий пучок электронов (зонд) обегает изучаемую поверхность. Отраженные при этом электроны формируют изображение. РЭМ обеспечивает большую глубину резкости и высокое качество изображения.

1.4 Оборудование и материалы

- металлографический микроскоп МИМ-7;
- кюветы для реактивов, пинцеты;
- химические реагенты для травления;
- образцы для микрошлифов;
- фильтровальная бумага;
- шлифовальная шкурка;
- паста ГОИ;
- атлас микроструктур.

1.5 Указание по технике безопасности

- Необходимо осторожное обращение с микроскопом.
- Запрещается резко перемещать винты и рукоятки, вращать

зафиксированный макровинт, прикасаться руками к линзам.

- Запрещается разбирать узлы и оптические детали.
- Не допускать попадания на линзы влаги или реактива.
- Нельзя брать пальцами микрошлиф за полированную или протравленную поверхность.
- Соблюдать осторожность при работе с реактивами.

После травления микрошлифов тщательно вымыть руки с мылом.

1.6 Указание по порядку выполнения работы

- Изучить устройство металлографического микроскопа, усвоить приемы работы на нем и начертить оптическую схему микроскопа.
- Приготовить микрошлиф (например, серого чугуна или стали), изучить и зарисовать его структуру до и после травления.
- Определить цену деления окуляра-микрометра.
- Определить размер зерна по микрошлифу методом сравнения и одним из методов, предложенных преподавателем. Определить номер зерна.
- Провести микроанализ сплава. Охарактеризовать его микроструктуру и фазовый состав.
- Сделать выводы и составить отчет по работе в соответствии с вышеуказанными пунктами заданий.

1.7 Содержание отчета

Отчет должен содержать:

- наименование работы и её цель;
- рисунки оптической схемы микроскопа и структуры микрошлифа;
- описание микроструктуры и фазового состава исследуемого сплава;
- анализ и краткий вывод о механических свойствах сплава

1.8 Контрольные вопросы

1. Что понимается под микроанализом?
2. Как приготовить микрошлиф?
3. Размеры образцов для микрошлифов.
4. Правила шлифования и полирования микрошлифов.
5. Что можно обнаружить на микрошлифе визуально и в микроскоп?
6. Какие реактивы применяются для изучения образцов из углеродистой и легированной стали?
7. Какие реактивы применяются для анализа цветных металлов?
8. Как устроен металлографический микроскоп?
9. Правила управления металлографическим микроскопом.
10. Как определить величину зерна исследуемой структуры?
11. Какие микроскопы применяются для микроанализа?
12. Как пользуются номограммой для определения размера зерна?
13. Как определить цену деления окуляра?
14. Как устроена оптическая система микроскопа МИМ-7?
15. Как определить увеличение микроскопа?

1.9 Список литературы

Основная литература

1. Материаловедение и технология конструкционных материалов : учеб. пособие / [О. С. Комаров, В. Н. Ковалевский, Л. Ф. Керженцева и др.] ; под общ. ред. О. С. Комарова. - 3-е изд., испр. и доп. - Минск : Новое знание, 2009. - 670 с. : ил. - (Техническое об.)

Дополнительная литература:

1. Бондаренко, Г. Г. Материаловедение: учебник / Г. Г. Бондаренко, Т. А. Кабанова, В. В. Рыбалко ; под ред. Г. Г. Бондаренко. - М. : Высшая школа, 2007. - 360 с. : ил. - Библиогр.: с. 340. - ISBN 978-5-06-005566-5.

Лабораторная работа 4

Термический анализ. Построение диаграммы состояния Sn-Zn и диаграмма состояния Fe-Fe₃C

1.1 Цель работы

Ознакомление с методикой проведения термического анализа и построения диаграмм состояния сплавов. Изучение диаграммы состояния железоуглеродистых сплавов.

1.2 Формируемые компетенции

УК-6. Способен управлять своим временем, выстраивать и реализовывать траекторию саморазвития на основе принципов образования в течение всей жизни

1.3 Теоретическое обоснование

Термический анализ является одним из экспериментальных методов определения температур внутренних превращений вещества, которые сопровождаются поглощением или выделением теплоты. Термический анализ, используемый в материаловедении, представляет собой метод построения кривых «температура – время». Он заключается в записи через равные промежутки времени температуры охлаждающегося или нагревающегося вещества. Результатом термического анализа является графическое изображение наблюдаемых изменений температуры во времени, представляющее собой кривую охлаждения (нагрева) исследуемого вещества. Если при охлаждении (нагревании) в нем не происходят внутренние превращения, сопровождающиеся тепловым эффектом, кривая охлаждения имеет вид плавной нисходящей линии. Если же в веществе происходят какие-либо внутренние превращения, на кривой появляются горизонтальные

(изотермические) участки или изгибы. Длина горизонтального участка (длительность превращения) определяется рядом факторов. Она тем больше, чем больше скрытая теплота превращения и масса вещества. С увеличением скорости охлаждения длительность превращения уменьшается.

Внутренние превращения, температуры которых (критические температуры) определяются по кривым охлаждения (нагрева), называются *фазовыми превращениями*. К их числу относятся плавление или кристаллизация, перестройка кристаллической решетки вещества (явление полиморфизма) и др. Например, когда металл плавится, он претерпевает фазовое превращение – твердая кристаллическая фаза превращается в жидкую.

Фаза – однородная (гомогенная) часть системы, характеризующаяся определенными химическим составом, строением, свойствами и отделенная от других частей системы поверхностью раздела,

Система – любое вещество (металл, сплав), состоящее из определенной совокупности фаз. Она является гомогенной, если состоит из одной фазы. Системы двух- и многофазные – гетерогенные. Системы бывают однокомпонентными (чистый металл), двух- и многокомпонентными (сплав). *Компонентами системы* называются химически индивидуальные простые или сложные вещества, образующие сплавы.

Система характеризуется параметрами своего фазового состояния: температурой, давлением и объемом. В двух- и многокомпонентных системах вместо объема указывается относительное содержание (массовая доля) компонентов. Из трех параметров любые два являются независимыми, третий – зависимый. Независимые параметры, определяющие состояние системы, называются термодинамическими *степенями свободы* или *вариантностью системы* (обычно температура и давление).

Фазовое состояние системы, характеризующееся числом сосуществующих фаз Φ , зависит от числа компонентов K и числа степеней свободы S . Эти три фактора связаны уравнением $S = K - \Phi + 2$, которое называется *законом фаз* или *правилом фаз Гиббса*. Цифра в уравнении отражает допущение, что фазовое

состояние системы определяется двумя параметрами – температурой и давлением. Металлические системы рассматриваются при постоянном давлении, равном атмосферному, поэтому для них закон фаз записывается уравнением $C=K-\Phi+1$.

Правило фаз используется для фазового анализа кривых охлаждения. Например, двухкомпонентная система может состоять из одной, двух или трех фаз, находящихся в равновесии. В первом случае ($\Phi=1$) она дивариантна ($C=2$). Это значит, что при изменении в известных пределах двух ее параметров (например, температуры и состава) система останется однофазной. Температура может изменяться до значений, соответствующих первому нижележащему изгибу кривой охлаждения. Если в равновесии находятся две фазы, то она моновариантна, и для сохранения числа фаз, равного двум, достаточно изменения только температуры. Наконец, равновесие трех фаз в двухкомпонентной системе является безвариантным (инвариантным), все параметры системы, в том числе и температура, должны быть постоянными, что соответствует изотермическому участку кривой охлаждения.

Метод термического анализа посредством изображения кривых охлаждения (нагрева) используется для построения диаграмм фазового состояния систем.

Диаграмма состояния представляет собой графическое изображение зависимости значений параметра системы (температуры), определяющего ее фазовое состояние, от содержания компонентов в ней. Диаграмма состояния строится в координатных осях, по которым откладывают температуру ($^{\circ}\text{C}$) и массовую долю компонентов (от 100 % одного до 100 % другого). Геометрические образы диаграммы – точки, линии (если система одно- или двухкомпонентная), а также поверхности и объемы (для многокомпонентных систем) являются геометрическим местом критических температур, фиксируемых на кривых охлаждения, и позволяют определять химическую природу, состав и границы существования равновесных фаз.

Диаграммы состояния широко используются на практике в материаловедении, химии, металлургии не только для определения фазового состояния системы (например, сплава), но и для выбора температуры нагрева сплава при термической и химико-термической обработке, горячем деформировании и т. д.

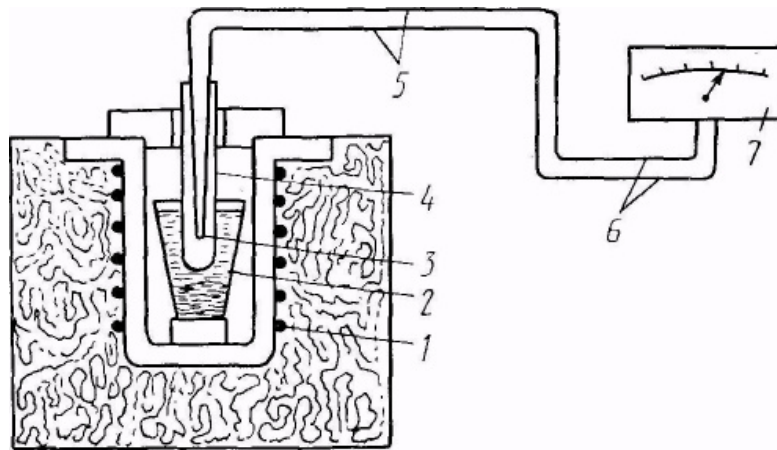


Рисунок 1. Схема установки для исследования процесса кристаллизации сплавов методом термического анализа

На рисунке 1 приведена схема установки для термического анализа, который проводят следующим образом. В печь 1 помещают тигель 2 с исследуемым сплавом. Сплав расплавляют и опускают в него горячий спай термопары 3, защищенной фарфоровым или кварцевым чехлом 4. Печь выключают, и начинается охлаждение сплава. К холодным концам 5 термопары протекает электрический ток, возникающий из-за разности потенциалов в горячем спае. Ток по компенсационным проводам 6 идет к гальванометру 7, шкала которого проградуирована в градусах Цельсия. Сила тока в термопаре пропорциональна температуре сплава. Через определенные короткие равные отрезки времени фиксируют температуру.

После полного охлаждения сплава строят график «температура – время» (кривая охлаждения), на котором по перегибам и площадкам четко выявляются критические точки.

Рассмотрим конкретный пример построения диаграммы состояния системы олово – цинк (рисунок 2). Термическому анализу подвергают ряд сплавов системы, включая и чистые компоненты. При охлаждении расплавленного олова (рисунок 2 *а*) первоначально наблюдается монотонное понижение температуры во времени (участок 0–1 на кривой охлаждения *а*). Расчет правила фаз ($C=K-\Phi+1=1-1+1=1$) подтверждает моновариантность системы (можно менять температуру, не нарушая фазового равновесия). При 232°C понижение температуры прекращается.

Горизонтальная площадка на кривой охлаждения свидетельствует о переходе олова из жидкого состояния в твердое (кристаллизация). В процессе кристаллизации, протекающей в течение периода времени 1–1', потери теплоты в окружающую среду при охлаждении сплава компенсируются выделяющейся теплотой кристаллизации, поэтому температура на отрезке 1–1' остается постоянной. Правомерность наличия горизонтальной площадки на кривой охлаждения подтверждается правилом фаз ($C=K-\Phi+1=1-2+1=0$). Система безвариантна (нонвариантна) и до тех пор, пока идет кристаллизация, не имеет ни одной степени свободы (температуру нельзя менять, иначе нарушится фазовое равновесие и изменится число фаз). В точке 1' кристаллизация заканчивается, и при дальнейшем понижении температуры происходит охлаждение уже закристаллизовавшегося олова ($C=1$). Микроанализ выявляет однородную равновесную поликристаллическую структуру металла. Кривая охлаждения цинка (рисунок 2 *е*) имеет аналогичный характер и отличается лишь температурным уровнем площадки (418 °C).

Полученные критические точки кристаллизации олова и цинка переносят с кривых охлаждения на график (рисунок 2 *з*) температура – содержание компонентов (точка, соответствующая периоду 1–1' для 100 % Sn с кривой охлаждения *а*, и точка 1, 1' для 100 % Zn с кривой охлаждения *е*).

Кристаллизация сплава, содержащего 4 % Zn и 96 % Sn, начинается при более низкой температуре (рисунок 2 *б*), чем кристаллизация чистого олова, и первоначально (от точки 1 до точки 2) характеризуется лишь изменением

скорости охлаждения (перегиб кривой), что подтверждается правилом фаз ($C=K-\Phi+1=2-2+1=1$). Как показывают микроанализ и химический анализ, кристаллы, выпадающие из жидкости в интервале температур 1–2, представляют собой чистое олово. Выделение олова и рост его кристаллов при охлаждении от точки 1 до точки 2 вызывает обеднение жидкой части сплава оловом и соответственно обогащение цинком. Как только достигается соотношение 9 % Zn и 91 % Sn, выделение и рост кристаллов олова прекращаются, а жидкая часть сплава кристаллизуется в виде смеси мелких кристаллов Sn и Zn (эвтектики). Такая одновременная кристаллизация двух фаз называется *эвтектической* и обычно изображается следующим образом:

$$t=200^{\circ}\text{C}$$



Эта реакция читается так: жидкость при $t=200^{\circ}\text{C}$ кристаллизуется в виде эвтектики (олово плюс цинк).

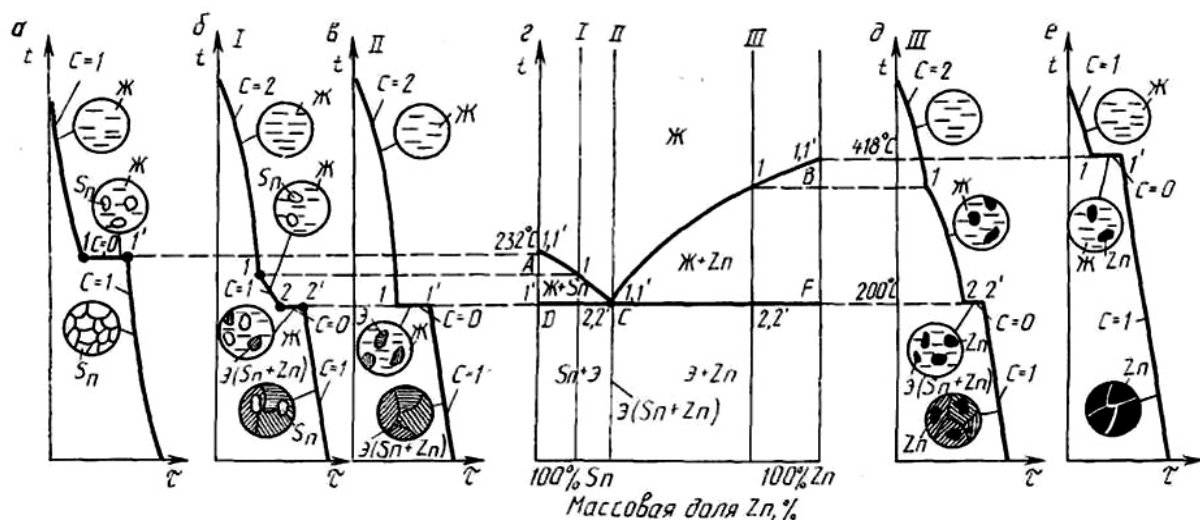


Рисунок 2. Диаграмма состояния сплавов системы Sn–Zn (г) и кривые охлаждения:

a – 100 % Sn; $б$ – 4 % Zn+60% Sn (I); $в$ – 9 % Zn+91% Sn (II);

$д$ – 60 % Zn+40% Sn (III); $е$ – 100 % Zn

В период эвтектического превращения в равновесии одновременно находятся три фазы: жидкая и эвтектические кристаллы Sn и Zn, поэтому $C=2-3+1=0$. Система безвариантна. Это подтверждает правильность хода

кривой охлаждения. Ниже точки 2' никаких фазовых превращений не происходит и сплав состоит из кристаллов Sn и эвтектики ($C=1$). Система моновариантна, что свидетельствует о возможности изменения либо температуры (содержание компонентов является зависимой переменной), либо содержания компонентов (температура является зависимой переменной) без нарушения фазового равновесия.

Сплав, содержащий 9 % Zn и 91 % Sn (рисунок 2 в), имеет строго эвтектический состав, предельно насыщен обоими компонентами, поэтому кристаллизация его происходит при постоянной температуре ($t=200\text{ }^{\circ}C$). Этот сплав называют эвтектическим.

У сплава, содержащего 60 % Zn и 40 % Sn (рисунок 2 д), кривая охлаждения подобна кривой, приведенной на рисунок 2 б. Принципиальное отличие первой заключается в том, что в данном случае эвтектическому превращению предшествует выделение кристаллов избыточного цинка.

Полученные данные, характеризующие различные сплавы диаграммы состояния системы олово – цинк, сводят в таблицу 2.

Соединив на графике «температура – содержание» критические точки начала кристаллизации сплавов, получим *линию ликвидус* ACB , а точки конца кристаллизации образуют *линию солидус* DCF (рисунок 2 г). В целом это и есть диаграмма состояния системы олово – цинк. Линия ликвидус показывает температуры начала кристаллизации при охлаждении или окончания плавления при нагреве сплавов; линия солидус – температуры окончания кристаллизации сплавов. Ниже линии солидус сплавы находятся в твердом состоянии. Она показывает окончание их кристаллизации и начало плавления (соответственно). Все сплавы системы $Sn-Zn$ делятся эвтектическим сплавом на доэвтектические и заэвтектические. Доэвтектические сплавы состоят из кристаллов олова и эвтектики, эвтектические – из эвтектики, заэвтектические – из кристаллов цинка и эвтектики.

Таким образом, компоненты данной системы неограниченно растворимы друг в друге в жидком состоянии, а в твердом нерастворимы и образуют

легкоплавкую смесь (*эвтектику*). Между компонентами возможны и другие виды взаимодействия. Диаграммы состояния других систем строят по аналогичной методике.

Важнейшими материалами в современном машиностроении являются железоуглеродистые сплавы: техническое железо, стали и чугуны. Основа для изучения процессов формирования их структуры – диаграмма состояния системы $Fe - C$.

Структура сплава определяет его свойства. Важно знать, какие фазы и структуры формируются в сплавах в зависимости от их состава и температуры. Необходимо уметь управлять процессом структурообразования для обеспечения эксплуатационных свойств сплавов.

Компонентами железоуглеродистых сплавов являются железо и углерод, который может находиться в сплавах в химически связанном состоянии в виде цементита – Fe_3C (Ц) или в свободном состоянии – в виде графита (Г). В зависимости от этого структурообразование железоуглеродистых сплавов при их охлаждении из жидкого состояния рассматривается по диаграмме метастабильного равновесия $Fe-Fe_3C$ или по диаграмме стабильного равновесия $Fe-C$.

Железо плавится при 1539°C , обладает температурным полиморфизмом, т. е. в зависимости от температуры имеет различное кристаллическое строение, его плотность $7,86 \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3$.

При кристаллизации (1539°C) образуется $\delta\text{-Fe}$, кристаллическая решетка которого описывается объемно центрированной кубической (ОЦК) ячейкой (рисунок 3 а), длина ребра куба (параметр ячейки) $a=0,293 \text{ нм}$ (при 1425°C).

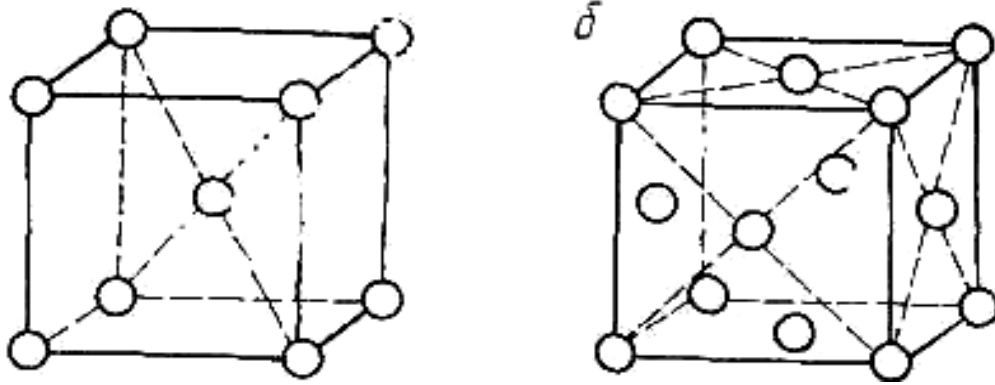


Рисунок 3. Кристаллическая структура железа:

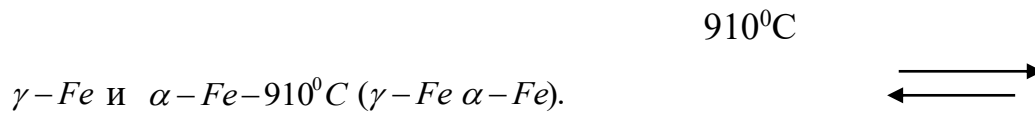
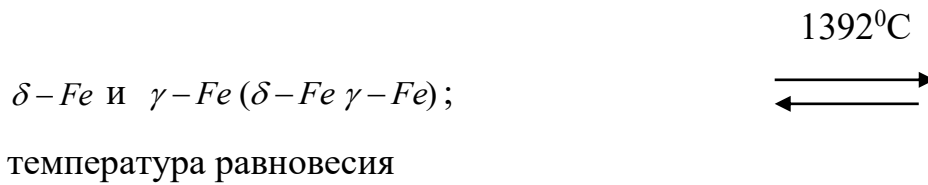
а – объемно центрированная кубическая (ОЦК) ячейка;

б – гранецентрированная кубическая (ГЦК) ячейка

Железо δ существует в интервале температур 1539–1392 °С. При 1392°С вместо решетки $\delta\text{-Fe}$ (ОЦК) путем перегруппировки атомов образуется $\gamma\text{-Fe}$ с гранецентрированной кубической (ГЦК) решеткой (рисунок 3 б), характеризующаяся меньшей энергией. Такое железо имеет ячейку с ребром куба длиной $a=0,365$ нм (при 950 °С); плотность – $(8,0\text{--}8,1) \cdot 10^3$ кг/м³. Оно устойчиво в температурном интервале 1392–910 °С. При 910 °С происходит полиморфное превращение, $\gamma\text{-Fe}$ переходит в $\alpha\text{-Fe}$, имеющее ОЦК решетку с параметром ячейки $a=0,286$ нм (при 20 °С), устойчивое ниже 910 °С вплоть до температуры абсолютного нуля.

Железо α в зависимости от температуры может находиться в различных магнитных состояниях. При температуре выше 768 °С (768 – 910 °С) $\alpha\text{-Fe}$ же как и $\delta\text{-Fe}$ и $\gamma\text{-Fe}$ – парамагнетик, ниже 768 °С – ферромагнетик. Температура 768 °С (точка Кюри) является температурой перехода $\alpha\text{-Fe}$ из парамагнитного состояния в ферромагнитное при охлаждении железа и наоборот – при его нагреве. Железо α с парамагнитными свойствами иногда называют $\beta\text{-Fe}$.

Таким образом, при 1392 °С в равновесии находятся



Температуры равновесного состояния двух или нескольких фаз называются критическими. Их обозначают буквой *A* с соответствующим индексом (порядковый номер температуры возрастает с ее увеличением). Для железа: $768^{\circ}\text{C} - A_2$; $910^{\circ}\text{C} - A_3$; $1392^{\circ}\text{C} - A_4$.

Железо с содержанием примесей 0,01–0,1 % имеет следующие свойства: твердость по Бринеллю 70–80 НВ; прочность на разрыв $\sigma_B = 200\text{--}250$ МПа; относительное удлинение $\delta = 50\text{--}55$ %; ударная вязкость $KCU^{+20} = 220\text{--}250$ кДж/м².

Цементит содержит 6,67 % углерода, кристаллическая структура его описывается ромбической элементарной ячейкой, образованной атомами углерода (рисунок 4). Вокруг каждого атома углерода располагаются на расстоянии 0,18...0,20 нм по шесть атомов железа таким образом, что на одну ячейку приходится 4 атома углерода и 12 атомов железа. Поэтому ячейка состоит из трех формульных единиц Fe_3C . (На рисунке 4 для удобства чтения решетки показано расположение атомов железа только вокруг пяти атомов углерода.) Связь между атомами в цементите сложная: металлическая ($Fe - Fe$), дополненная ковалентной ($Fe - C$).

Цементит тверд (~ 800 НВ) и хрупок ($\delta \sim 0$), прочность его на растяжение очень мала ($\sigma_B \approx 40$ МПа). Температура плавления равна 1250°C . Цементит – фаза метастабильная (временно устойчивая), слабо ферромагнитная, точка Кюри (A_0) – 210°C . Время устойчивости цементита уменьшается с повышением температуры: при низких температурах он существует бесконечно долго, при температурах, превышающих 950°C , за несколько часов распадается на железо и графит. На этом явлении основан отжиг белого чугуна на ковкий (см. работу 9).

Графит – одна из двух (алмаз, графит) кристаллических модификаций углерода. Структура графита слоистая (рисунок 5). В слоях атомы углерода расположены по вершинам правильных шестиугольников. Каждый атом кристаллической структуры тремя соседними, находящимися на расстоянии, равном 0,141 нм.

Слои через один сдвинуты на 0,141 нм (четные относительно нечетных).

Расстояние между ними – 0,335 нм. Связь между атомами в слоях прочная, ковалентного типа, между слоями – слабая молекулярная. При коллективизации валентных электронов в слое графита он приобретает частично физические свойства металлов: высокие тепло- и электропроводность, металлический блеск и непрозрачность. Графит имеет очень низкую прочность, плохо проводит теплоту и электричество в направлениях, перпендикулярных к слоям. Под действием сравнительно небольших внешних усилий он легко расслаивается. Температура плавления графита 3850 °С.

Своеобразное строение графита придает ему целый ряд ценных свойств: жаропрочность, высокие тепло- и электропроводность, малый коэффициент трения, склонность к расслаиванию и др. Этими свойствами объясняется применение графита при изготовлении сопел реактивных двигателей и деталей ракет, электротехнических и антифрикционных изделий, смазочных веществ, красок.

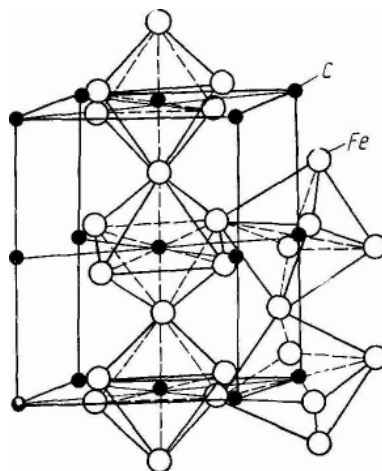


Рисунок 4. Элементарная ячейка кристаллической структуры цементита

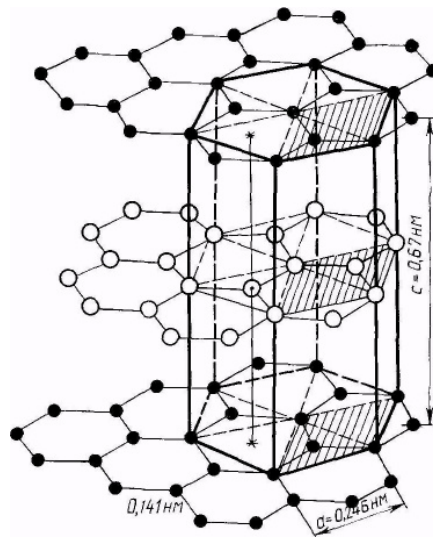


Рисунок 5. Кристаллическая структура графита

В железоуглеродистых сплавах графит, в отличие от цементита, является стабильной фазой. Сплавляя железо с углеродом и варьируя содержание этих элементов, получают сплавы с различными структурой и свойствами. В случае, когда высокоуглеродистой фазой является цементит, фазовое состояние сплавов описывается *диаграммой метастабильного равновесия системы $Fe-Fe_3C$* . Если же в силу определенных условий вместо цементита кристаллизуется графит, рассматривается *диаграмма стабильного равновесия системы $Fe-C$* . Нередко структурообразование сплавов изучается по обеим диаграммам, вычерчиваемым в одной координатной системе (рисунокб а): $Fe-C$ – пунктирными линиями, $Fe-Fe_3C$ – сплошными.

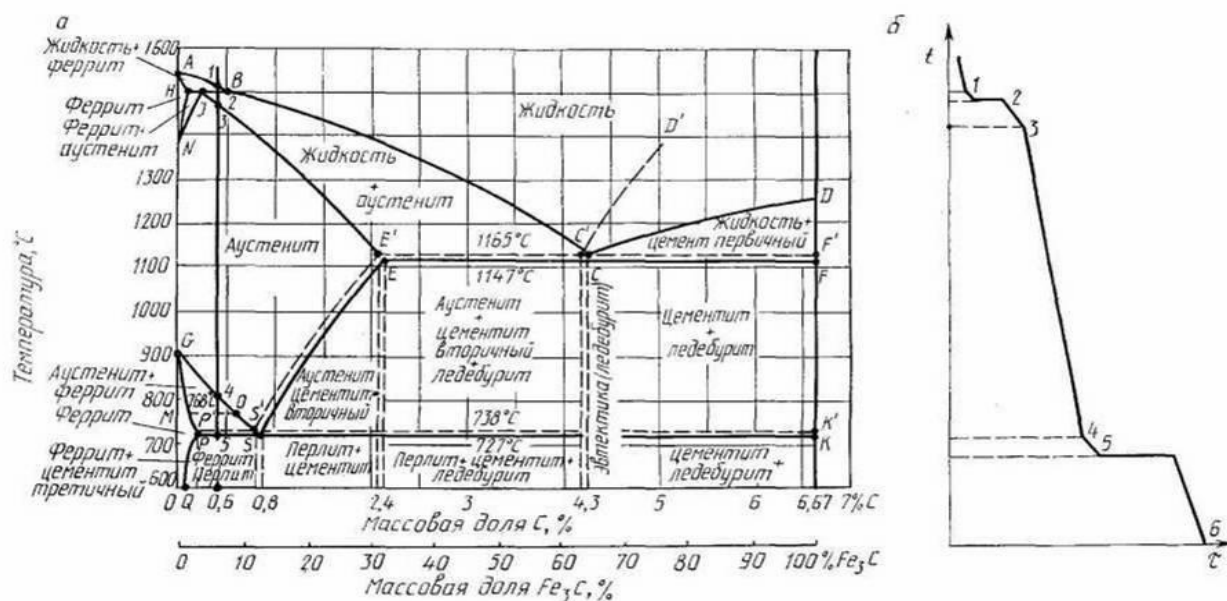
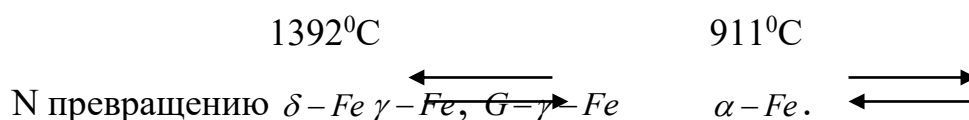


Рисунок 6. Диаграммы метастабильного (сплошная линия) и стабильного (пунктир) равновесия железоуглеродистых сплавов (а) и кривая охлаждения сплава, содержащего 0,4 % С (б)

При повышенных скоростях охлаждения сплавов в результате ускоренного процесса кристаллизации обычно образуется цементит. Образование графита наблюдается только в высокоуглеродистых сплавах в случае их медленного охлаждения или при определенных изотермических выдержках. В сплавах с пониженным содержанием углерода образование графита маловероятно.

На диаграмме метастабильного равновесия крайние ординаты соответствуют чистым компонентам: GNA – железу, KFD – цементиту. Ординаты между ними – двойным сплавам, общее содержание железа и углерода в которых равно 100 %. Для железа на линии GNA точка A' соответствует температуре плавления (1539°C);



Для цементита: D – температура плавления (1250°C).

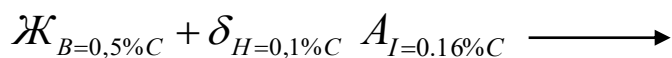
В системе $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$ возможны жидкая (Ж) фаза, представляющая собой жидкий раствор железа и углерода, и четыре твердые – δ –феррит, γ –аустенит, α –феррит и Fe_3C . Феррит (Φ , δ – или α –раствор) – твердый раствор

внедрения углерода в δ -Fe или α -Fe с ОЦК решеткой. Аустенит (A , γ -раствор) – твердый раствор внедрения углерода в γ -Fe с ГЦК решеткой. Ликвидус – $ABCD$; солидус – $AHIECF$.

Затвердевание сплавов, содержащих до 0,5 % С, начинается с образования δ -феррита по реакции $\mathcal{K}_{(AB)} \rightarrow \delta = \Phi_{(AH)}$ (см. рисунок 6). Характер дальнейшей кристаллизации сплавов зависит от содержания в них углерода. Сплавы, содержащие до 0,1 % С, полностью затвердевают в интервале температур, соответствующих линиям AB и AH с образованием однофазной структуры δ -феррита. Этой структуре соответствует область диаграммы, лежащая левее линии AHN .

Сплавы с 0,1–0,5 % С кристаллизуются несколько сложнее. После выделения из жидкости определенного количества δ -феррита при 1499 °С (изотерма HIB) они испытывают перитектическое превращение:

$$1499\text{ }^{\circ}\text{C}$$

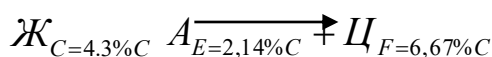


В перитектическом сплаве, содержащем 0,16 % С (I), обе исходные фазы ($\mathcal{K} + \delta$), взаимодействуя между собой при перитектическом превращении, без остатка расходятся на образование γ -твердого раствора. После этого сплав приобретает однофазную структуру – аустенит. В доперитектических сплавах, содержащих от 0,1 (H) до 0,16 % С (I), после рассматриваемой реакции остается в избытке определенная доля δ -феррита, который при дальнейшем охлаждении сплавов (в результате перестройки решетки ОЦК в ГЦК,) в интервале температур, соответствующих линиям HN и IN , превращается в аустенит: $\delta_{(HN)} \rightarrow \gamma_{(IN)} (\Phi \rightarrow A)$. Заперитектические сплавы окончательно затвердевают в интервале температур ликвидус (BC) – солидус (IE), при которых избыточная жидкость, оставшаяся от перитектического превращения, кристаллизуется в аустенит: $\mathcal{K}_{(BC)} \rightarrow A_{(IE)}$. Этой реакцией описывается также процесс затвердевания сплавов с содержанием углерода 0,5–2,14 %.

Таким образом, все сплавы, содержащие менее 2,14 %С, после первичной кристаллизации приобретают однофазную структуру – аустенит, сохраняющуюся при охлаждении до температур, соответствующих линии *GSE*. При дальнейшем охлаждении происходит перекристаллизация аустенита, в результате чего формируется окончательная структура сплавов.

В группе сплавов, содержащих от 2,14 (*E*) до 6,67 %С (*F*) , имеется эвтектический сплав с 4,3 % С (*C*), который при 1147 °С (изотерма *ECF*), будучи предельно насыщенным одновременно углеродом и железом, кристаллизуется по эвтектической реакции:

1147°С



Образующаяся эвтектическая смесь двух фаз (*A+Ц*) называется *ледебуритом* (при данном фазовом составе – *ледебурит аустенитный*).

Сплавы доэвтектические 2,14 (*E*) – 4,3 % С (*E, C*) и заэвтектические 4,3–6,67 % С (*C, F*) кристаллизуются в два этапа. На первом в интервале температур ликвидус (*BCO*) – солидус (*ECF*) из жидкой фазы выделяются первичные кристаллы: в доэвтектических – *A_I*, в заэвтектических – *Ц_I*. На втором этапе оставшаяся жидкость затвердевает с образованием эвтектики *ледебурит аустенитный*. В результате после первичной кристаллизации доэвтектические сплавы имеют структуру *A_I+Л(A+Ц)*, заэвтектические – *Ц_I+Л*.

Структурные превращения в сплавах, находящихся в твердом состоянии, вызваны следующими причинами: изменением растворимости углерода в железе в зависимости от температуры сплава, полиморфизмом железа и влиянием содержания растворенного углерода на температуру полиморфных превращений.

Линия *AHN* (см. рисунок 6) показывает пределы растворимости углерода в δ -Fe, линия *GPQ* – в α -Fe; 0,02 % С при 727 °С (*P*), 0,01 % С при 600 °С (*Q*), 10⁻⁷ % С при 20 °С. Феррит левее линии *GPQ* является ненасыщенным твердым

раствором, на GPQ он предельно насыщен. При охлаждении сплавов, расположенных на диаграмме правее $P(Q)$, ниже 727°C из феррита, вследствие его пересыщения, выделяется углерод, что приводит к формированию *цементита третичного* ($Ц_{III}$) в виде сетки по границам зерен феррита. Если же в структуре сплавов (0,02–6,67 % C) уже есть цементит, то $Ц_{III}$ наслаивается на него и металлографическим методом не обнаруживается.

Линия ES показывает пределы насыщения аустенита углеродом в зависимости от температуры сплава. Растворимость углерода максимальная при 1147°C (E) – 2,14 %. С понижением температуры она уменьшается до 0,8 % при 727°C (S). В результате аустенит в сплавах правее линии ES оказывается пересыщенным твердым раствором и из него выделяется углерод, который идет на образование *цементита вторичного* ($Ц_{II}$). В сталях $Ц_{II}$ формируется обычно в виде сетки по границам зерен аустенита, в чугунах чаще всего нарастает на цементите ледебурита.

Углерод, растворяясь в $ОЦК$ решетках железа δ и α , искажает их и тем самым снижает температурную устойчивость этих структур. Поэтому, чем больше углерода растворено в $\delta-Fe$, тем при более высоких температурах решетка δ перестраивается в γ -решетку; чем больше углерода в сплаве, тем при более низких температурах аустенит превращается в α -феррит. Таким образом, растворение углерода в железе способствует повышению температуры A_4 (линия NI) и снижению температуры A_3 (линия GS), расширению температурной области существования аустенита и сужению области феррита.

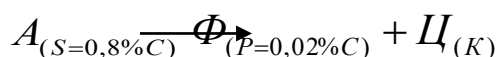
В охлаждающихся сплавах, содержащих менее 0,8 % C, превращение аустенита в феррит начинается не при 910°C ($G-A_3$), как в безуглеродистом железе, а при температурах, соответствующих линии GS . Это превращение из-за различной растворимости углерода в феррите (GP) и аустените (ES) сопровождается диффузионным перераспределением углерода между ними. Поэтому перестройка решеток протекает в интервале температур $GS-GP$. Область PGS является областью двухфазной структуры, в ней феррит находится в равновесии с аустенитом.

В охлаждающихся сплавах, расположенных между точками P и S , по мере образования феррита в указанном интервале температур аустенит обогащается углеродом (GS). При $727\text{ }^{\circ}\text{C}$ содержание углерода в аустените на заключительном этапе достигает $0,8\text{ }\%$ (S), решетка $\gamma\text{-Fe}$ ($OЦК$) теряет устойчивость и перестраивается в решетку $\alpha\text{-Fe}$ ($OЦК$), в котором при 727°C растворяется только $0,02\text{ }\%$ C (P).

$$727\text{ }^{\circ}\text{C}$$

Полиморфное превращение $\GammaЦК \xrightarrow{0,8\%C} OЦК_{0,02\%C}$ сопровождается выделением углерода из раствора и образованием цементита:

$$727\text{ }^{\circ}\text{C}$$

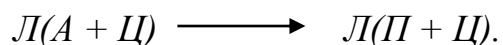


Это трехфазное превращение, обусловленное полиморфизмом железа и протекающее при $727\text{ }^{\circ}\text{C}$, называется *эвтектоидным*. В отличие от трехфазного эвтектического превращения при эвтектоидном исходной фазой является не жидкий, а твердый раствор (в данном случае аустенит). Выделяющаяся из твердого раствора смесь фаз, число которых равно числу компонентов системы, называется *эвтектоидом*. Структурная составляющая железоуглеродистых сплавов, образующаяся в результате распада аустенита и состоящая из чередующихся пластинок двух фаз – феррита и цементита, называется *перлитом* (Π). Температура образования перлита соответствует критической температуре A_1 .

На диаграмме метастабильного равновесия точке A_1 соответствует линия $PSK(727^{\circ}\text{C})$.

$$727\text{ }^{\circ}\text{C}$$

Эвтектоидное превращение $A \longrightarrow \Pi$ протекает во всех сплавах, содержащих более $0,02\text{ }\%$ углерода (P), т.е. в сталях и чугунах. Поэтому в чугунах ледебурит аустенитный при эвтектоидной температуре $727\text{ }^{\circ}\text{C}$ видоизменяется, становясь *ледебуритом перлитным*,

727⁰С

Строение окончательно сформировавшейся структуры

железоуглеродистых сплавов зависит от содержания в них углерода. Сплавы, в которых углерода менее 0,02 %, имеют структуру $\Phi + Ц_{III}$ и называются *техническим железом*.

Сплавы с содержанием углерода 0,02–2,14 %, в структуре которых непременно присутствует перлит, являются *сталями*. Стали делятся на доэвтектоидные ($C=0,02-0,8$ %, структура $\Phi + П$); эвтектоидные ($C=0,8$ %, структура перлит); заэвтектоидные ($C=0,8-2,14$ %, структура $П + Ц_{II}$).

Сплавы, содержащие от 2,14 до 6,67 %С, в структуре которых присутствует определенная доля эвтектики – ледебурит, называются *белыми чугунами*. Они подразделяются на доэвтектические ($C=2,14-4,3$ %, структура $П + Л$); эвтектические ($C \sim 4,3$ %, структура ледебурит); заэвтектические ($C > 4,3$ %, структура $Ц_I + Л$).

Цементит третичный в сталях и чугунах, а также цементит вторичный в эвтектическом и заэвтектических чугунах как самостоятельные структурные составляющие при микроструктурном анализе обычно не обнаруживаются.

Следует подчеркнуть, что все описанные изменения структуры, происходящие при охлаждении сплавов, обратимы, т. е. они совершаются и при нагреве сплавов (в обратном порядке). Это справедливо только в случае, когда охлаждения и нагревы протекают с очень малыми скоростями, а при любой рассматриваемой температуре все возможные превращения полностью завершены и сплавы находятся в состоянии фазового равновесия. Поэтому при рассмотрении диаграмм не учитываются переохлаждения и перегревы, необходимые для завершения фазовых превращений в случае охлаждений и нагревов сплавов даже с малыми конечными скоростями.

О фазовых превращениях, происходящих в сплавах, можно судить по кривым их охлаждения или нагревания.

Массовые доли (%) феррита и перлита как структурных составляющих стали с допустимой погрешностью могут быть определены по правилу отрезков. Например, при 600 °С $\Phi = (0,8 - 0,4) / (0,8 - 0,01) \cdot 100 \approx 50$. Массовая доля феррита как фазы, существующей вместе с цементитом, $\Phi = (6,67 - 0,4) / (6,67 - 0,01) \cdot 100 \approx 94$. Остальные 6 % приходятся на долю другой фазы – цементита.

Таким образом, структура медленно охлажденной стали, содержащей 0,4 % С, состоит из 50 % феррита и 50 % перлита (согласно фазовому анализу, 94 % Φ + 6 % Ц).

1.4 Оборудование и материалы

- металлографический микроскоп;
- атлас микроструктур;
- стенд, плакаты диаграмм состояния $Fe - Fe_3C$, $Sn-Zn$, $Pb-Sb$;
- фото микроструктур стали и чугунов в равновесном состоянии.

1.5 Указания по технике безопасности

- - Бережная работа с металлографическим микроскопом.
- - Бережная работа со стендом диаграммы $Fe - Fe_3C$.
- - Бережная работа по изучению фазового состава сталей и чугунов по атласу, плакатам и фотографиям.

1.4. Указания по порядку выполнения работы

- Изучить установку для исследования процесса кристаллизации сплава термическим методом и зарисовать ее схему.

- По плакатам диаграмм состояния $Sn-Zn$, $Pb-Sb$ описать процесс кристаллизации заданного преподавателем сплава (таблица 1), построить

кривую охлаждения (с применением правила Гиббса и пояснением фазовых превращений).

- Определить с помощью правила отрезков фазы и их содержание для заданной преподавателем температуры сплава.

- Вычертить диаграмму состояния железоуглеродистых сплавов, обозначив буквами ее линии, указав значения температур и содержание углерода.

- Указать кристаллическое строение и свойства компонентов сплавов.

- Описать фазы и структурные составляющие сплавов, указать их в областях диаграммы.

- Записать и объяснить реакции образования фаз и структурных составляющих в железоуглеродистых сплавах согласно их диаграмме.

- Построить и проанализировать с применением правила фаз Гиббса кривую охлаждения (нагрева) сплава, заданного преподавателем, а также кривую охлаждения сплава с 0,4 % С.

Таблица 1. Составы сплавов для термического анализа

Номер сплава	Система				
	Свинец	Олов о	Цинк	Висм ут	Сурьма
1	100	100	0	100	0
2	95	95	5	90	10
3	87	91	9	70	30
4	60	60	40	40	60
5	30	30	70	10	90
6	0	0	100	0	100

1.7Содержание отчета

Отчет должен содержать:

- наименование работы и её цель;

- схему установки для исследования процесса кристаллизации сплава термическим методом;
- кривые охлаждения заданных сплавов с анализом фазовых превращений и структурных составляющих;
- чертёж диаграммы состояния железоуглеродистых сплавов с указанием основных линий, фаз и структурных составляющих;
- кривые охлаждения сплавов в области сталей и чугунов;
- выводы по результатам работы.

1.8 Контрольные вопросы

1. Что понимается под термическим анализом?
2. Для чего выполняется термический анализ?
3. Сколько нужно взять сплавов одной системы для термического анализа?
4. Как определяется снятие показаний приборов, и через какие промежутки времени?
5. Какие данные необходимы для построения кривых охлаждения?
6. В каких координатах строятся кривые охлаждения?
7. Правило фаз.
8. Что называется эвтектикой?
9. Что понимается под моновариантностью системы?
10. О чем свидетельствует горизонтальная площадка на кривой охлаждения?
11. Какое оборудование приборов применяется для термического анализа?
12. Какой прибор применяется для контроля падения температуры в сплаве?
13. Какие сплавы применяются для термического анализа?
14. Правила построения диаграммы состояния.

15. Внешний вид кривых охлаждения для чистых металлов и для сплавов олово – цинк.
16. В каких координатах построена диаграмма $Fe - Fe_3C$ и почему?
17. Фазовый состав на диаграмме состояния $Fe - Fe_3C$.
18. Типы кристаллических решеток железа α и γ .
19. При каких температурах происходит превращение феррита в аустенит, аустенита в феррит, аустенита в перлит, аустенита в ледебурит.
20. Дать определение ферриту, аустениту, цементиту, ледебуриту и перлиту.
21. Охарактеризовать строение и свойства структурных составляющих стали и чугуна.
22. Назвать основные линии структурных превращений на диаграмме состояния $Fe - Fe_3C$.
23. При каких температурах плавится аустенит, цементит и эвтектика?
24. Какое содержание углерода в феррите, аустените, цементите, ледебурите?
25. При каких температурах, и из какой фазы выделяются цементит первичный, вторичный и третичный?
26. Как на диаграмме обозначена линия эвтектоидного превращения?
27. Назовите линии ликвидус, солидус, эвтектики и эвтектоида.
28. При какой температуре феррит и цементит теряют и снова приобретают магнитные свойства?
29. Правило фаз Гиббса.

1.9 Список литературы

Основная литература

1. Учаев, П. Н. Материаловедение : учебник для студентов, обучающихся по напр. «Конструкторско-технолог. обеспечение машиностроит. производств»,

«Автоматизация технолог. процессов и производств (машиностроение)»учебник / П. Н. Учаев, С. Г. Емельянов, К. Поб.)

Дополнительная литература:

1. Солнцев, Ю. П. Материаловедение [Электронный ресурс] : учебник для вузов / Ю. П. Солнцев, Е. И. Пряхин. — Электрон. текстовые данные. — СПб. : ХИМИЗДАТ, 2017. — 783 с. — 978-5-93808-294-6. — Режим доступа: <http://www.iprbookshop.ru/67345.html>.

Лабораторная работа 5

Пластическая деформация и рекристаллизация металлов

1.1 Цель работы

Изучение изменения формы, размеров зерен и твердости металла, подвергнутого холодному пластическому деформированию и рекристаллизационному отжигу.

1.2 Формируемые компетенции

УК-6. Способен управлять своим временем, выстраивать и реализовывать траекторию саморазвития на основе принципов образования в течение всей жизни

1.3 Теоретическое обоснование

Металлические изделия могут быть получены следующими способами: литьем, обработкой давлением (ковка, штамповка, прокатка, прессование, волочение и т. д.), методами порошковой металлургии, резанием и сваркой. Из названных способов в настоящее время наиболее распространена обработка давлением, при которой форма изделиям придается путем пластического деформирования металла. При этом изменяются внутреннее строение (структура) металла и его свойства.

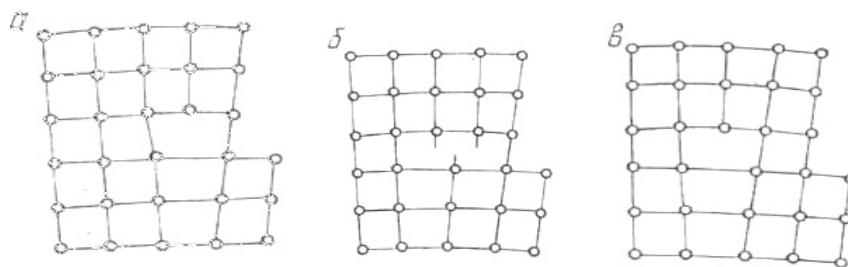
Важно знать, какие изменения протекают при пластической деформации, уметь управлять ими для получения определенной структуры металла, обеспечивающей требуемые свойства изделий. Металл, подвергнутый действию внешних сил, деформируется сначала упруго, а затем – пластически. В последнем случае в нем возникают необратимые внутренние изменения.

Явления, возникающие в металле при пластической деформации, многообразны. На всех стадиях его деформирования наблюдается остаточное смещение атомов от своих равновесных положений в кристаллической решетке. Это ведет к неупорядоченному изменению ее параметра, т. е. к ее искажению. Отдельные атомы могут совсем уходить из узлов решетки в междоузлия, становясь межузельными, т. е. дислоцированными, тогда в решетке кристалла образуются свободные узлы – вакансии. Вакансия и дислоцированный атом являются точечными дефектами кристаллического строения металлов, вокруг которых решетка искажается. Дислоцированные атомы очень подвижны, они активно мигрируют по решетке и могут выходить на границы зерен металла. В этом случае в металле преобладают вакансии,

характеризующиеся сравнительно малой энергией образования. Считается, что при относительных деформациях 1 % атомная концентрация точечных дефектов достигает $10^{-5} \dots 10^{-4}$, что приводит к изменению ряда физических свойств металла (например, к увеличению удельного электросопротивления). При этом сколько-нибудь заметного упрочнения металла не обнаруживается.

Помимо точечных дефектов при пластической деформации создаются линейные дефекты – *дислокации*. Вследствие взаимодействия полей напряжений, окружающих дислокации, последние приобретают устойчивость.

Под воздействием внешней нагрузки они могут перемещаться через кристаллическую решетку, вызывая *сдвиг* (скольжение) одних частей кристалла (зерна) относительно других вдоль определенных направлений. Этот процесс удобно рассматривать на примере движения краевой дислокации. Она представляет собой шнуровидную область под оборванной атомной плоскостью, называемой экстраплоскостью или полуплоскостью. В дислокации атомы либо рассредоточены (положительная дислокация), либо сгущены (отрицательная). При каждом перемещении дислокации на одно межатомное расстояние – шаг (рисунок 1, а, в, г, д) она как бы рассекает впереди стоящую атомную плоскость (рисунок 1, б). Нижняя часть рассеченной плоскости притягивается к бывшей экстраплоскости, отклоняется назад на расстояние меньше одного межатомного и дополняет эту полуплоскость до полной. Верхняя же часть рассеченной плоскости превращается в экстраплоскость.



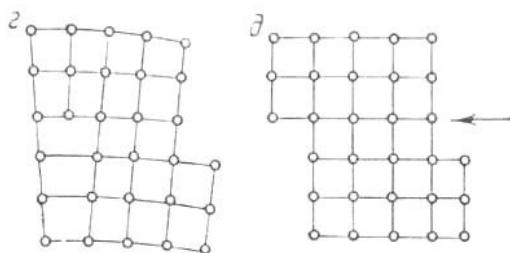


Рисунок 1. Перемещение дислокации в плоскости скольжения, сопровождаемое разрывом и пересоединением межатомных связей

Характерно, что при перемещении дислокации на несколько межатомных расстояний суммарный сдвиг каждого атома составляет одно межатомное расстояние. Кроме того, каждый раз, когда дислокация сдвигается на шаг, разрываются (рисунок 1,б) и пересоединяются связи не между всеми атомами, расположенными в плоскости скольжения, а только между теми, которые находятся около дислокации (у ее оси). При таком «эстафетном» движении атомов, приводящем к сдвигу одной части кристалла относительно другой путем скольжения, нужны небольшие сдвигающие усилия, чем и объясняется низкое значение предела текучести в кристаллических материалах, в частности в монокристаллах.

При передвижении дислокации под действием напряжений возникают новые дислокации и большое число элементарных скольжений по плоскостям, наиболее густо усеянными атомами.

Скольжение возникает при больших степенях деформации материала и начинается вдоль плоскостей, наиболее благоприятно ориентированных к направлению сдвига (под углом 45° к направлению действия нагрузки). Затем по мере увеличения степени деформации скольжение распространяется и на менее благоприятно ориентированные плоскости. Следы скольжения видны под микроскопом в виде линий или выступов на образцах, полированных до пластического деформирования.

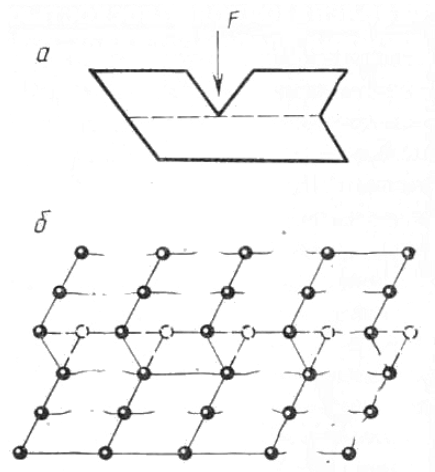


Рисунок 2. Схема деформации кристалла путем двойникования:

a – приложение нагрузки; b – образование двойника

Металлы (*Cu*, *Au*, *Ag*, *Zn*, *Sn*, *Fe*, *V*, *Nb* и др.), а также ряд сплавов в условиях, когда деформация скольжения затруднена, особенно при динамической нагрузке (рисунок 2, a) и низких температурах, деформируются путем двойникования, которое может проходить несколькими способами. При двойниковании сдвиги происходят только в некотором ограниченном объеме зерна и на определенную величину. Когда дальнейшее скольжение уже невозможно, часть ранее скользящего слоя изменяет направление движения. При этом он либо поворачивается вокруг определенной оси на угол, постоянный для данного вещества, либо перебрасывается в положение, соответствующее зеркальному отображению исходной части кристалла. На рисунке

2, б каждая часть кристалла представлена одной плоскостью. Верхняя часть, входящая в двойник, переместилась относительно нижней в зеркальное положение. При этом размеры, форма и строение кристаллической решетки не изменились. Части кристалла разделены узким двойником, толщина которого равна одному атомному слою. Двойники видны под микроскопом и внешне отличаются от линий скольжения большей толщиной.

В процессе развития пластической деформации в результате скольжения слоев изменяется форма зерен. Они могут поворачиваться относительно друг друга и получать определенную ориентацию. По отношению к направлению действующей на металл силы зерна поворачиваются, создавая наибольшее сопротивление деформированию и вытягиваясь при этом вдоль направления приложенной нагрузки (при растяжении) или перпендикулярно к ней (при сжатии). Металл приобретает как бы волокнистую структуру (рисунке 3). Линиями волокон являются всевозможные примеси, расположенные по границам зерен. Возникшая ориентация вытянутых зерен называется *текстурой*. Пластическое деформирование, при котором создается текстура, используется, например, при производстве текстурованной электротехнической (трансформаторной) стали, сплавов для постоянных магнитов и др.

Текстура, образованная при малых степенях деформации (5...10%), устанавливается по размытию линий на рентгенограмме деформированного образца при сравнении с резкими, четкими линиями на рентгенограмме того же образца до деформирования. При больших степенях деформации (больше 10 %) текстура хорошо видна под микроскопом, например, у металлов, подвергнутых прокатке, протяжке или волочению (рисунок 3). При очень больших степенях деформации (60 % и более) происходит дробление зерен, что ведет к измельчению кристаллической структуры металла.

Возникновение рассмотренных выше несовершенств и размельчение зерна ведет к увеличению внутренней энергии металла и переходу кристаллического вещества из с стабильного (исходного) состояния в метастабильное. При этом изменяются его механические, физические и химические свойства.

С увеличением степени деформации возрастает сопротивляемость поликристалла деформированию. Это объясняется противодействием полей напряжений вокруг ранее возникших несовершенств передвижению дислокации и, следовательно, сдвигу. Распространению сдвиговой деформации препятствуют также граничные зоны к зерен. По мере деформирования увеличивается число несовершенств, возрастает протяженность граничных зон зерен при их дроблении, что сопровождается упрочнением деформируемого вещества. Это явление называется **н а к л е п о м** или **н а г а р т о в к о й**.

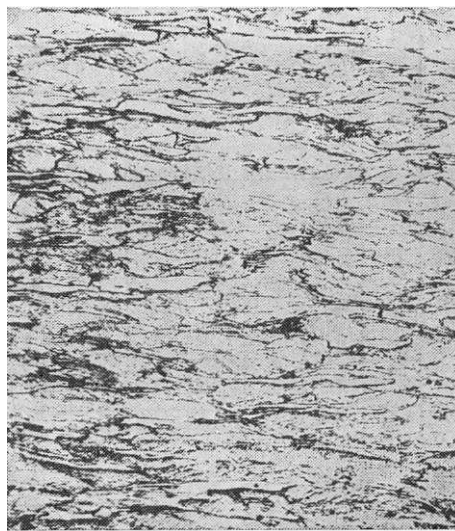


Рисунок 3. Микроструктура деформированного технического железа (текстура деформации), $\varepsilon=70\%$. X 200

Наклепанный металл характеризуется (по сравнению с исходным) более низкими относительным удлинением, поперечным сужением, сопротивлением удару. При этом повышаются его прочность и твердость (рисунок 4). Изменяются и другие свойства. Например, растет электросопротивление чистых металлов и сплавов со структурой твердых растворов.

В технике наклеп используется для поверхностного упрочнения металлических изделий. При наклепе в поверхностном слое готовых деталей (валы, оси, втулки, зубья зубчатых колес) создаются благоприятные остаточные напряжения. Это обуславливает высокий упрочняющий эффект, выражающийся в повышении усталостной прочности и износостойкости

упрочненного слоя при сохранении исходных вязкости пластичности металла в сердцевине изделий.

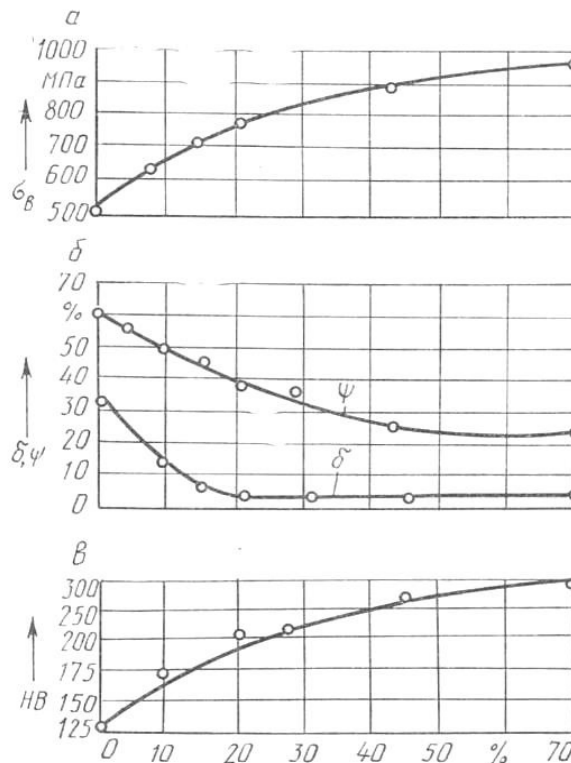


Рисунок 4. Зависимость механических свойств стали (0,27 % С) от степени пластической деформации ϵ :

a – прочности; $б$ – относительного удлинения и поперечного сужения; $в$ – твердости

Наклеп создается обкаткой рабочих поверхностей изделия роликами, а также дробеструйной или гидроабразивной обработкой.

Как указывалось выше, при пластической деформации металл переходит в метастабильное состояние. Для его возвращения в устойчивое (стабильное) состояние необходим нагрев, который способствует активному перемещению атомов в исходные равновесные положения. При этом свойства металла, измененные деформацией, восстанавливаются.

Процессы, происходящие при нагреве упрочненного сформированием вещества, подразделяются на две стадии – возврат и рекристаллизацию. Первая включает отдых и полигонизацию, вторая –

первичную рекристаллизацию (рекристаллизацию обработки), собирательную и вторичную рекристаллизацию.

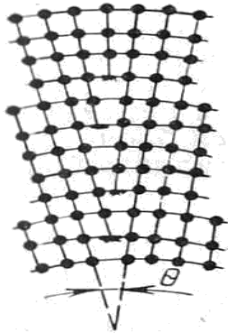


Рисунок 5. Дислокации образующие межблочную границу в зерне



Рисунок 6. Микроструктура рекристаллизационного технического железа. X200

Отдых объединяет процессы, связанные с диффузионным перераспределением точечных дефектов (сток к границам и дислокациям) и их частичной аннигиляцией (взаимное уничтожение). В результате в металле уменьшается концентрация точечных дефектов. Отдых протекает при нагревах до $(0,05...0,2) T_{пл}$ (где $T_{пл}$ – температура плавления металла, К).

Полигонизация – это процесс разделения деформированных зерен металла на полигоны – области с малой плотностью дислокаций. Эти области называются блоками или субзернами. Блоки одного зерна разориентированы относительно друг друга на угол θ менее 1° . Границами блоков являются стенки из дислокаций одного знака, образующиеся в результате диффузионного движения дислокаций, их частичной аннигиляции и, наконец, при энергетически выгодном выстраивании дислокаций (рисунок 5). Процесс

полигонизации протекает в интервале температур отдых – рекристаллизация и заканчивается созданием блочной структуры.

Полигонизация приводит к дальнейшему снятию упругих искажений кристаллической решетки и более полному восстановлению физических свойств металла. Механические свойства его при этом изменяются незначительно. Текстура сохраняется, хотя и становится блочной.

Вслед за возвратом протекает рекристаллизация, заключающаяся в зарождении и росте новых неискаженных равноосных зерен (рисунок 6).

При *первичной рекристаллизации* в деформированной среде зарождаются и растут равноосные зерна до тех пор, пока полностью не исчезнет текстура, созданная деформацией. Зародышами зерен являются отдельные энергетически выгодные блоки (центры рекристаллизации). После исчезновения текстуры металл приобретает равновесную мелкозернистую структуру.

Суммарная протяженность границ мелких зерен велика. Граничные зоны зерен представляют собой тонкие (в несколько атомных слоев) сильно искаженные области, так как здесь сопрягаются кристаллические решетки различно ориентированных стыкующихся зерен, сюда стекаются точечные дефекты и дислокации. Поэтому граничные зоны зерен и характеризуются высокими значениями энергии (поверхностной энергии), которая уменьшается за счет округления зерен и дальнейшего их роста путем фронтального перемещения граничных зон растущих зерен и поглощения мелких. Атомы из мелких зерен диффундируют через границу в растущие зерна, отчего первые постепенно исчезают, а вторые разрастаются. В результате число зерен структуры металла уменьшается, а их размеры увеличиваются. Рост одних равноосных зерен за счет исчезновения других представляет собой *собирательную рекристаллизацию*.

Подвторичной рекристаллизацией понимается ускоренный рост отдельных зерен. Эта стадия нежелательна для производства, так как она приводит к разнотекстурности материала.

Температура начала рекристаллизации зависит от многих факторов и прежде всего от степени деформации материала и содержания примесей в нем. Определено, что

$$T_{рекp} = \alpha T_{пл} \quad (1)$$

где $T_{рекp}$ – абсолютная минимальная температура рекристаллизации;

α – коэффициент, учитывающий вышеперечисленные факторы;

$T_{пл}$ – абсолютная температура плавления данного вещества.

Минимальная температура рекристаллизации железа и других металлов технической чистоты определяется по формуле А. А. Бочвара: $T_{рекp} = (0,3...0,4)T_{пл}$.

Термическая операция, заключающаяся в нагреве деформированного (текстурованного) материала до температуры выше $T_{рекp}$, выдержке и последующем медленном охлаждении (в печи), называется рекристаллизационным отжигом.

Практически температура рекристаллизационного отжига выбирается выше расчетной (обычно на 200...300°C), так как чем выше температура нагрева, тем быстрее протекает рекристаллизация, характеризующаяся, в частности, уменьшением твердости металла (рисунок 7). Для железа и низкоуглеродистой стали температура рекристаллизационного отжига принимается равной 650...700 °C.

Для того чтобы в металле при нагреве протекала рекристаллизация, необходима его хотя бы минимальная предварительная холодная обработка (критическая степень деформации $\epsilon_{кр}$ для железа равна 5...6 %, для малоуглеродистой стали – 7...15, для меди – около 5, для алюминия – 2...3%). При рекристаллизации после деформирования материала с $\epsilon_{кр}$ зерно растет в нем особенно сильно и может увеличиться по сравнению с исходным по много раз. Выбирая степень деформации и температуру рекристаллизационного отжига, можно получить в металле зерно нужного размера. Рекристаллизационный

отжиг широко используют для управления формой и размерами зерен, текстурой и свойствами металлов и сплавов.

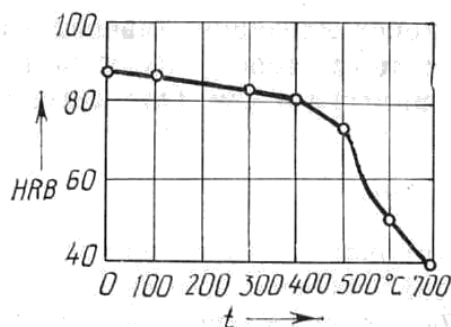


Рисунок 7. Изменение твердости холоднодеформированного железа при нагреве

Создание текстуры и наклеп возможны только в случае холодного деформирования металла. Обработка давлением называется холодной, если она совершается при температурах ниже температуры рекристаллизации, горячей – при температурах выше температуры рекристаллизации.

При горячей обработке давлением одновременно с пластической деформацией металла протекает рекристаллизация, которая продолжается и после деформации до тех пор, пока температура металла не станет ниже $T_{\text{рекр}}$. При этом в металлах не возникает текстура и они не наклёпываются. Такая обработка широко используется при производстве горячекатаного стального полуфабриката различного профиля.

1.4 Оборудование и материалы

- коллекция образцов из технического железа;
- микрошлифы;
- технологическая карта;
- номограмма для определения размера зерна.

1.5 Указания по технике безопасности

- Бережная работа с микрошлифами.
- Бережная работа с коллекцией образцов из технического железа.

1.6 Указания по порядку выполнения работы

1. Кратко изложить основные теоретические положения по пластической деформации и рекристаллизации металла.

2. Изучить, зарисовать и объяснить микроструктуру исходного недеформированного образца таблица 1) и образцов 1...4, подвергнутых холодному пластическому деформированию с различной степенью деформации. Установить зависимость твердости образцов от степени пластической деформации, $HRB=f(\varepsilon)$.

3. Рассчитать по формуле А. А. Бочвара температуру рекристаллизации для материала исследуемых образцов (коэффициент в формуле Бочвара принять равным 0,4). Изучить и зарисовать микроструктуры образцов 4, 7, 10, 13. Провести анализ изменения твердости указанных образцов в зависимости от температуры нагрева, построить графическую зависимость $HRB=f(t)$ при $\varepsilon=70\%$.

4. Установить влияние степени пластической деформации на размер зерна при рекристаллизационном отжиге путем изучения микроструктуры образцов 0, 11...14. Построить графическую зависимость среднего поперечного размера зерна (l_{cp}) рекристаллизованного материала от степени предварительной деформации $l_{cp}=f(\varepsilon)$ при $t=700^\circ\text{C}$. По графику определить критическую степень деформации ($\varepsilon_{кр}$) для технического железа.

5. Написать отчет по работе в соответствии с вышеуказанными пунктами заданий.

Размер зерна следует определять методом сравнения со стандартной шкалой с использованием номограммы (рисунок 4), ГОСТ 6539-82.

1.7 Содержание отчета

Отчет должен содержать:

- цель работы;
- теоретические положения по пластической деформации и рекристаллизации металла;
- микроструктуры исходного недеформированного образца и образцов I-IV после холодной пластической деформации с различной степенью деформации;
- зависимость твердости образцов пластической деформации $HRB=f(t)$;
- расчеты температуры рекристаллизации для материала исследуемых образцов;
- построенную графическую зависимость среднего поперечного размера зерна (l_{cp}) рекристаллизационного материала от степени предварительной деформации $l_{cp}=f(\varepsilon)$ при $t=700^\circ\text{C}$.
- выводы по результатам работы.

Таблица 1. Технологическая карта пластической деформации технического железа

Номер образца	Степень деформации, %	Температура нагрева ($^\circ\text{C}$) при выдержке в течение $\tau=30$ мин	HRC
0	0	Без нагрева	50-55
1	5-6	Без нагрева	58-62
2	10	Без нагрева	65-70
3	30	Без нагрева	80-82
4	70	Без нагрева	86-89
5	10	350	62-66
6	30	350	76-79
7	70	350	83-87
8	10	450	60-63
9	30	450	74-76
10	70	450	81-83
11	10	700	50-54
12	30	700	50-53
13	70	700	49-54
14	5-6	700	47-50

1.8 Контрольные вопросы

1. Способы получения металлических изделий.
2. Что такое упругая и пластическая деформация?
3. Что такое вакансии и дислоцированный атом?
4. Что относится к точечным дефектам?
5. Как называются линейные дефекты?
6. Что такое краевая дислокация?
7. Какие металлы деформируются путем двойникования?
8. Что такое тукстура металла?
9. Что мы называем наклепом и нагартовкой?
10. Как называются процессы, происходящие при нагреве упрочненного деформированного вещества?
11. Что такое отдых?
12. Дать определение полигонизации?
13. Из каких стадий состоит возврат?
14. Что в себя включает рекристаллизация?
15. Формула температуры начала рекристаллизации.
16. Что такое рекристаллизационный отжиг?

1.9 Список литературы

Основная литература

1. Учаев, П. Н. Материаловедение : учебник для судентов, обучающихся по напр. «Конструкторско-технолог. обеспечение машиностроит. производств», «Автоматизация технолог. процессов и производств (машиностроение)» учебник / П. Н. Учаев, С. Г. Емельянов, К. Поб.)

Дополнительная литература:

1. Солнцев, Ю. П. Материаловедение [Электронный ресурс] : учебник для вузов / Ю. П. Солнцев, Е. И. Пряхин. — Электрон. текстовые данные. — СПб. : ХИМИЗДАТ, 2017. — 783 с. — 978-5-93808-294-6. — Режим доступа: <http://www.iprbookshop.ru/67345.html>.

Лабораторная работа 6

Структура и свойства сталей в равновесном состоянии

1.1 Цель работы

Изучение микроструктуры углеродистых сталей в равновесном состоянии, определение марки сталей, установление связи между структурой стали, диаграммой состояния Fe-Fe₃C и свойствами сплавов.

1.2 Формируемые компетенции

УК-6. Способен управлять своим временем, выстраивать и реализовывать траекторию саморазвития на основе принципов образования в течение всей жизни

1.3 Теоретическое обоснование

Равновесное состояние сплава, описываемое соответствующей диаграммой равновесия, может быть достигнуто охлаждением сплава с бесконечно малыми скоростями. В этом случае при любой произвольно выбранной температуре сосуществующих фаз содержание в них компонентов вполне определенное. Каждая фаза сплава гомогенна. Размеры и морфология фазовых выделений определяются минимальными значениями поверхностной энергии.

Равновесные структуры сталей и превращения в них описываются диаграммой состояния системы железо – цементит. Фазовые превращения в сталях, наблюдаемые на практике, протекают при температурах, отличающихся от температур, соответствующих равновесному состоянию, и зависят от реальной скорости охлаждения сплава. Допустимо считать, что равновесные структуры в сталях формируются также при реальных малых скоростях охлаждения, например при охлаждении вместе с выключенной печью, в

которой они нагревались до температур, соответствующих аустенитной области диаграммы $Fe-Fe_3C$.

Техническое железо, как видно из диаграммы состояния, может быть однофазным (Φ) или двухфазным ($\Phi + \text{Ц}_{III}$). Округлые зерна феррита при протравливании шлифа 4–6-процентным раствором азотной кислоты в спирте имеют цвет светлой соломы. Светло-голубой Ц_{III} располагается в виде тонких включений по границам зерен феррита. Феррит мягок и пластичен ($\sigma_B = 200\text{--}300$ МПа, $\sigma_T = 120\text{--}300$ МПа, $\delta = 30\text{--}50$ %, $\Psi = 60\text{--}85$ %, 80–100 НВ). Цементит тверд (~800 НВ) и хрупок, разрушение при растяжении происходит практически без удлинения образца.

В структуре сталей по мере увеличения содержания углерода возрастает массовая доля цементита и соответственно уменьшается доля феррита. Это приводит к повышению твердости и прочности стали, к снижению ее пластичности (рисунок 1), изменению физических и технологических свойств. К технологическим свойствам сплавов относятся свариваемость, обрабатываемость резанием и давлением, стойкость к изнашиванию, восприимчивость к закалке и некоторые другие. Например, стали с содержанием углерода до 0,37 % хорошо свариваются, с повышением содержания углерода свариваемость ухудшается. Стойкость сталей к изнашиванию, наоборот, возрастает при увеличении содержания углерода в них.

В равновесной структуре *доэвтектоидных сталей*, состоящих из феррита (светлые зерна) и перлита (темные зерна), пропорционально увеличению содержания углерода растет доля перлита (рисунок 2 а–в). В последнем находится практически весь углерод стали, поскольку в феррите при комнатной температуре углерода крайне мало (10^{-7} %). Если допустить, что значения плотности феррита и цементита соизмеримы, то по структуре стали, находящейся в равновесном состоянии, можно определить содержание в ней углерода. Для этого при любом рекомендуемом увеличении микроскопа

определяется площадь поверхности шлифа стали, занятой перлитом. Например, она составляет 50 %.

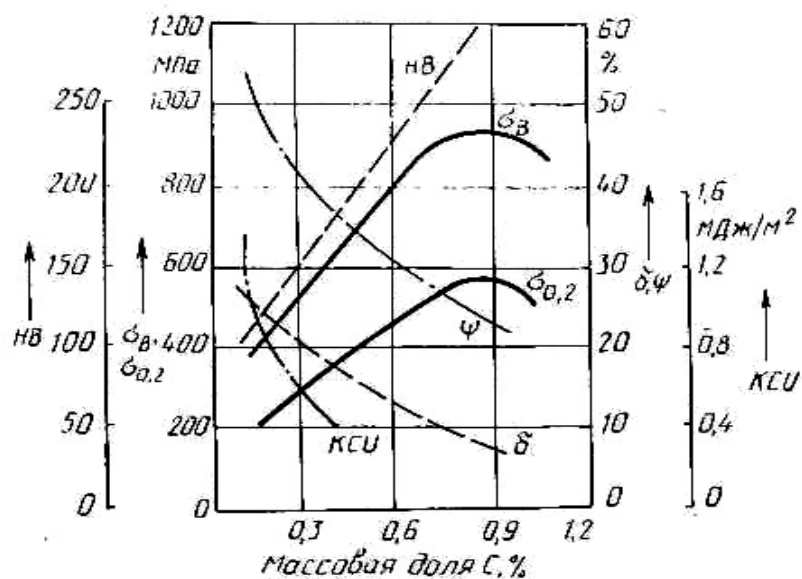


Рисунок 1. Зависимость механических свойств стали от содержания в ней углерода

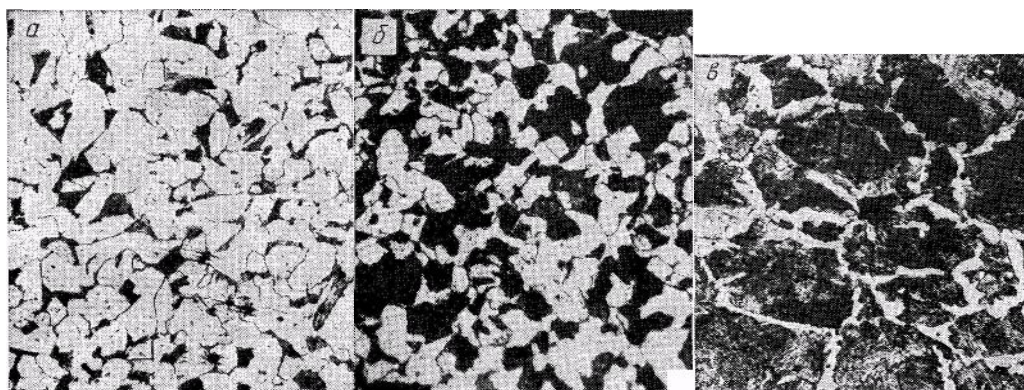


Рисунок 2. Микроструктура доэвтектоидных сталей с различным содержанием углерода:

а — 0,2 % С; б — 0,45 % С; в — 0,7 % С. X 200

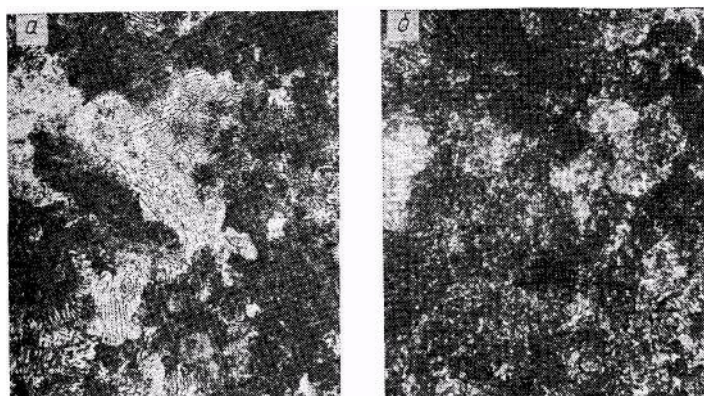


Рисунок 3. Микроструктура эвтектоидной стали:

a – пластинчатый перлит; *б* – зернистый перлит. X 200

Зная, что в перлите содержится 0,8 % углерода, из пропорции

$$\begin{array}{ccc} 100 \% \text{ П} & 0,8 \% \text{ С,} & \text{—} \\ & 50 \% \text{ П} & \text{—} X \% \text{ С} \end{array}$$

можно определить содержание углерода в стали $X = 0,8 \cdot 50 / 100 = 0,40 \%$. Затем определяется марка углеродистой стали. По ГОСТ 1050–88 сталь, содержащая 0,4 % С, является качественной конструкционной марки 40.

Сталь, структура которой состоит только из перлита, содержит 0,8 % углерода и называется *эвтектоидной*. Перлит (перламутр) является двухфазной структурной составляющей, представляющей собой смесь феррита и цементита пластинчатого (рисунок 3 *a*) или зернистого (рисунок 3 *б*) строения. Перлит состоит из двух фаз – феррита и цементита, обладающих различной твердостью, полируемостью и травимостью в реактивах. При полировке и травлении шлифа на его поверхности создается рельефность. Твердые, малотравящиеся пластины цементита выступают над ферритными и остаются светлыми и блестящими. Утопающий между ними мягкий феррит оказывается затененным и, кроме того, из-за повышенной травимости, тусклым и темным. Поскольку в перлите содержится сравнительно мало (около 9 %) цементита, перлит в сталях (и в белых чугунах) при микроскопическом исследовании выглядит темным, но не черным, как различного рода пустоты.

Перлит зернистый всегда светлый, цементит в нем имеет округлую форму. Зернышки (сфероиды) цементита расположены в ферритной матрице. Структуру перлита зернистого после специальной термической обработки могут иметь не только эвтектоидная, но и до- и заэвтектоидные стали. Поэтому определять содержание углерода в стали по структуре зернистого перлита не рекомендуется. Зернистый перлит имеет меньшую твердость (160–220 НВ), чем пластинчатый (200–250 НВ), лучше обрабатывается резанием.

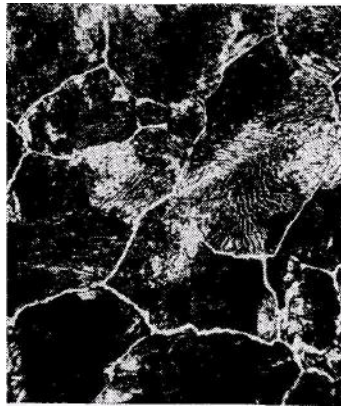


Рисунок 4. Микроструктура заэвтектоидной стали, содержащей 1,2%С. X 200

Стали, содержащие более 0,8 % углерода, со структурой $P+Ц_{II}$ называются *заэвтектоидными*. Темные перлитные участки окружены более или менее сплошной светлой сеткой цементита вторичного (рисунок 4), толщина которой увеличивается с повышением содержания углерода в стали. Отличительными особенностями сетки цементита вторичного от сетки феррита избыточного в доэвтектоидных сталях с повышенным содержанием углерода являются разобоченность зерен феррита и их стремление к округлению. Для установления фазового состава светлой сетки вокруг перлитных участков рекомендуется травление шлифа реактивом, используемым для выявления структуры углеродистой стали.

При определении содержания углерода в заэвтектоидной стали по ее структуре следует с помощью микроскопа установить площадь поверхностей шлифа, занятых перлитом и цементитом вторичным. Затем из соответствующих пропорций определить содержание углерода, находящегося в перлите и цементите вторичном. Сумма полученных результатов представляет собой содержание углерода в заэвтектоидной стали.

В значительной степени свойства углеродистых сталей, а следовательно, и области их применения зависят от содержания в них вредных примесей серы и фосфора. Чем меньше их в стали, тем выше ее качество. Соответственно

различают стали обыкновенного качества, качественные, высококачественные и особо высококачественные.

Стали обыкновенного качества (ГОСТ 380–94) содержат до 0,07 % фосфора, 0,06 % серы, 0,06-0,49% углерода, являются конструкционными, в равновесном состоянии имеют ферритно-перлитную структуру. В зависимости от назначения они подразделяются на три группы: *А* – поставляемые по механическим свойствам (Ст0, Ст1, Ст2, Ст3, Ст4, Ст5, Ст6) для изготовления изделий, не подвергающихся горячей обработке; *Б* – поставляемые по химическому составу (БСт0, БСт1–БСт6) для изготовления изделий, подвергающихся горячей обработке; *В* – поставляемые по механическим свойствам и химическому составу (ВСт1, ВСт2–ВСт5) для изготовления сварных конструкций.

Буквы Ст в марке означают «сталь обыкновенного качества», цифры – условный номер марки в зависимости от нормируемых показателей. Чем больше условный номер стали, тем больше содержание углерода и перлита в ней и тем выше ее прочность.

Буквы кп, пс, сп, стоящие за цифрой, указывают степень раскисления стали (кипящая, полуспокойная, спокойная). Из спокойных сталей наиболее полно удален кислород. В термически упрочненном состоянии они обладают высокой вязкостью и надежно эксплуатируются при температурах до 50 °С. Цифра в конце марки стали (например, БСт3сп2) показывает категорию стали. Чем выше категория стали, тем большее число нормируемых показателей гарантирует ГОСТ 380–94 (химический состав, временное сопротивление растяжению, предел текучести, относительное удлинение, предел прочности при изгибе в холодном состоянии, ударная вязкость при температурах +20 °С, – 20 °С и др.).

Стали обыкновенного качества являются сталями общего назначения и используются для изготовления проката различных профилей и листовой стали, применяемых для производства заклепок, болтов, шайб, кровельного железа и другой продукции.

Стали *качественные конструкционные* (ГОСТ 1050–88) содержат не более 0,035 % фосфора, не более 0,04 % серы, 0,05–0,6 % углерода и выпускаются следующих марок: 05кп, 08кп, 08пс, 08, 10кп, 10пс, 10, 15кп, 15пс, 15, 20кп, 20пс, 20, 25 и т. д.

Двузначные числа в марке показывают содержание углерода в сотых долях процента. Перечисленные выше стали характеризуются высокими пластичностью и свариваемостью. Они могут использоваться без упрочняющей термической обработки или после нее.

Стали 05кп, 08кп, 08, 10 идут на изготовление деталей сложной конфигурации методом холодной штамповки. Из сталей 15кп, 15, 20 изготавливают болты, гайки, винты, пальцы, валки, оси, крюки, шпильки и другие детали неответственного назначения. Часто детали из этих сталей работают в условиях, при которых изнашиваются их поверхности, и поэтому подвергаются поверхностному упрочнению цементацией или цианированием.

К углеродистым сталям, используемым для изготовления деталей с высокими прочностью и вязкостью сердцевины (оси, валики, винты, шайбы, втулки, коленчатые валы, тяги, шатуны и др.), относятся стали 30, 35, 40, 45. Из сталей 65, 70, 75, 80, 85 с большим содержанием углерода изготавливают детали, работающие в условиях трения и вибрационных нагрузок: прокатные валки (сталь 60), крановые колеса (сталь 75), диски сцепления и впускные клапаны компрессоров (сталь 85), а также пружины и рессоры (ГОСТ 14959–79). Рекомендуемыми режимами термической обработки углеродистых качественных конструкционных сталей в зависимости от условий эксплуатации изделий являются нормализация, закалка с отпуском, поверхностная закалка с нагревом ТВЧ, с отпуском или без него (ГОСТ 1050-88, ГОСТ 14959–79).

Углеродистые инструментальные стали выпускаются *качественными* (У7, У8, У8Г, У9–У13, содержание серы не превышает 0,03 %, фосфора – 0,035 %) или *высококачественными* (У7А–У13А, содержание серы не превышает 0,02 %, фосфора 0,03 %). В марке буква У означает – инструментальная сталь,

буква *A* в конце марки – высококачественная, цифра показывает содержание углерода в десятых долях процента.

Наиболее пластичные из названных сталей (доэвтектоидная ферритно-перлитная У7, эвтектоидные У8, У8А) идут на производство молотков, стамесок, долот, зубил, штампов и прочего инструмента, работающего в условиях ударных нагрузок. Из сталей У10, У11, У12А изготавливают резцы, сверла, метчики, фрезы, плитки и прочий мерительный и режущий инструмент для резания мягких материалов, из сталей У12, У13, У13А – твердый, работающий без ударных нагрузок инструмент (напильники, рашпили, бритвы).

Для изготовления обработкой резанием на станках-автоматах деталей массового спроса (шайбы, болты, гайки, шпильки и некоторые другие детали автомобилестроения) применяют низкоуглеродистые стали (0,08–0,45 %С) с повышенным содержанием серы (0,08–0,3 %), фосфора (0,05–0,16 %) и часто марганца (0,6–1,55 %). Такие *стали* называются автоматными. Обогащение границ зерен феррита растворенным в нем фосфором и образование хрупких включений (*MnS* и др.) на границах зерен стали облегчает резание, способствует дроблению и легкому отделению стружки. Увеличивается срок службы режущего инструмента и улучшается качество обрабатываемых поверхностей.

В соответствии с ГОСТ 1414–75 автоматные стали маркируют А11, А12, А20, А30, А40Г. В обозначении марки буква *A* указывает, что сталь автоматная, цифры показывают содержание углерода в сотых долях процента. Улучшение обрабатываемости стали достигается также введением в нее свинца.

1.4 Оборудование и материалы

- металлографический микроскоп МИМ-7;
- набор микрошлифов сталей и чугунов;
- атлас микроструктур сталей и чугунов в равновесном состоянии;

- стенд фотографий микроструктур сталей и чугунов в равновесном состоянии;
- кинофильм, диапозитивы, плакаты.

1.5 Указания по технике безопасности

- Бережное управление металлографическим микроскопом.
- Бережное изучение микроструктур сталей и чугунов в атласе и на фотостенде.

1.6 Указания по порядку выполнения работы

- Начертить область диаграммы состояния системы $Fe-Fe_3C$, соответствующую сталям.
- Дать характеристику фаз и структурных составляющих сталей определенных марок.
- Изучить и зарисовать микроструктуру доэвтектоидных, эвтектоидной и заэвтектоидных сталей, указать их свойства и области применения.
- Изучить влияние содержания углерода и цементита в исследуемых сталях на их свойства (например, на твердость), построить график соответствующей зависимости.
- Определить содержание углерода и марку предложенной преподавателем стали, указать ее свойства и область применения.

1.7 Содержание отчёта

Отчёт должен содержать:

- цель работы;
- рисунки основных видов микроструктур сталей;
- описание фаз и структурных составляющих сталей;
- маркировку и классификацию углеродистых сталей;
- выводы по результатам работ.

1.8 Контрольные вопросы

1. Что понимается под равновесным состоянием сплавов?
2. Покажите на диаграмме состояния железо-углерод область стали.
3. Какое содержание углерода у доэвтектоидных, эвтектоидных и заэвтектоидных сталей?
4. Структурные составляющие сталей.
5. Дать определения цементита, феррита, перлита, ледебурита.
6. Как маркируются стали обыкновенного качества?
7. Как маркируются качественные стали?
8. Маркировка инструментальных углеродистых сталей.
9. Какими способами делают изделия из стали?
10. Фазы и фазовые превращения в чугунах.
11. Пути повышения износостойкости изделий из сталей.

1.9 Список литературы

Основная литература

1. Учаев, П. Н. Материаловедение : учебник для судентов, обучающихся по напр. «Конструкторско-технолог. обеспечение машиностроит. производств», «Автоматизация технолог. процессов и производств (машиностроение)» учебник / П. Н. Учаев, С. Г. Емельянов, К. Поб.)

Дополнительная литература:

1. Солнцев, Ю. П. Материаловедение [Электронный ресурс] : учебник для вузов / Ю. П. Солнцев, Е. И. Пряхин. — Электрон. текстовые данные. — СПб. : ХИМИЗДАТ, 2017. — 783 с. — 978-5-93808-294-6. — Режим доступа: <http://www.iprbookshop.ru/67345.html>.

Лабораторная работа 7

Структура и свойства чугунов

1.1 Цель работы

Изучение микроструктуры чугунов разных марок, их свойств и области применения.

1.2 Формируемые компетенции

УК-6. Способен управлять своим временем, выстраивать и реализовывать траекторию саморазвития на основе принципов образования в течение всей жизни

1.3 Теоретическое обоснование

Чугунами называют железоуглеродистые сплавы, содержащие более 2,14 % углерода. В машиностроении чугун является одним из основных литейных материалов, что объясняется прежде всего, его хорошими литейными и прочностными свойствами. Он не подвергается обработке давлением. Главным фактором, определяющим свойства, а, следовательно, и область использования чугуна, является его структура, которая может быть весьма разнообразной.

По структуре чугуны делят на белые (*БЧ*), серые (*СЧ*), ковкие (*КЧ*) и высокопрочные (*ВЧ*). Серыми называют чугуны, в структуре которых высокоуглеродистой фазой является графит пластинчатой формы (*ПГ*, рисунок 1 *а*). В ковких чугунах графит имеет хлопьевидную (*ХГ*) форму (рисунок 1 *б*), в высокопрочных — шаровидную (*ШГ*, рисунок 1 *в*). Включения графита располагаются в металлической основе (матрице), которая может быть ферритной, перлитной или ферритно-перлитной. Белые чугуны имеют белый блестящий излом, подобно сталям кристаллизуются по диаграмме метастабильного равновесия системы $Fe-Fe_3C$ и в них практически весь углерод находится в химически связанном состоянии в виде цементита.

Белые чугуны подразделяются на доэвтектические, эвтектические и заэвтектические. *Доэвтектические белые чугуны* содержат 2,14-4,3 % углерода. Они (рисунок 2 а) состоят из перлита ($\Phi + \text{Ц}$) и ледебурита ($\text{П} + \text{Ц}$). Перлит имеет дендритное (деревообразное) строение, которое он наследует от аустенита первичного, кристаллизующегося из жидкости и затем превращающегося в перлит (при 727 °С). Основной структуры является эвтектика – ледебурит, состоящая из цементита и расположенного в нем перлита сравнительно высокой дисперсности.

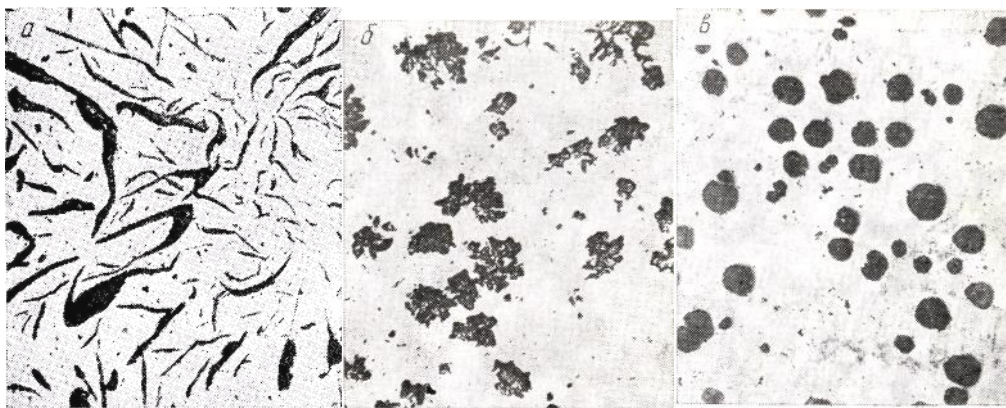


Рисунок 1. Форма графитных включений в чугуне:

а– пластинчатая в сером; б– хлопьевидная в ковком;

в– шаровидная в высокопрочном (шлифы не травлены). X 200

Эвтектический белый чугун содержит 4,3 % углерода. Его структура (рисунок 2 б) – ледебурит ($\text{П} + \text{Ц}$). *Заэвтектические белые чугуны* являются сплавами с повышенным содержанием углерода (более 4,3 %), имеют структуру $\text{Л}(\text{П} + \text{Ц}) + \text{Ц}_1$ (рисунок 2 в). В матрице ледебурита расположены крупные призматические кристаллы цементита первичного.

Массовые доли фаз и структурных составляющих чугунов могут быть определены с помощью правила отрезков. Применив его, можно убедиться, что относительное содержание твердой и хрупкой фазы – цементита возрастает с повышением содержания углерода в сплаве. Например, в структуре белого чугуна с 3 % С находится около 45 % цементита и 55 % феррита, в чугуне с 4,3 % С доля цементита возрастает до 66 %. Из-за большого содержания цементита белые чугуны имеют повышенную хрупкость и низкие показатели

механических свойств. Поэтому в качестве конструкционных материалов их применяют редко, используя только для изготовления деталей, работающих в условиях повышенного абразивного изнашивания (детали гидромашин, пескометов и др.). Для увеличения износостойкости белые чугуны легируют хромом, ванадием, молибденом и другими карбидообразующими элементами.

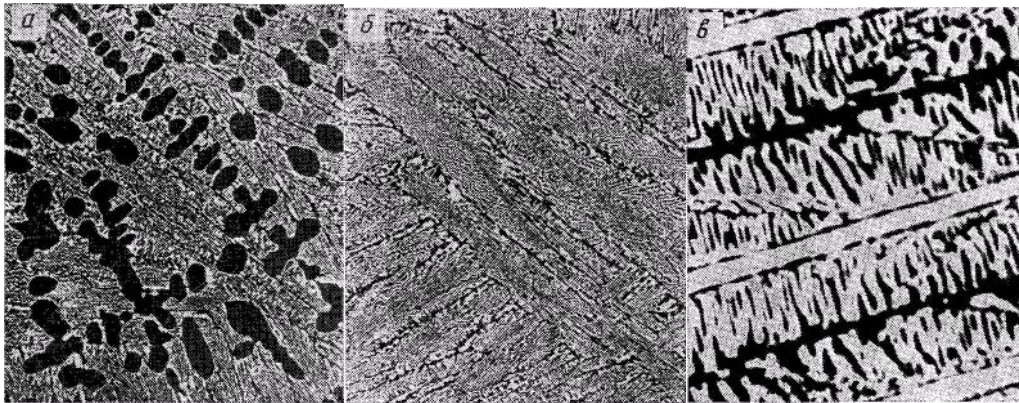


Рисунок 2. Микроструктура белых чугунов:

а– доэвтектического; *б* – эвтектического; *в*– заэвтектического. X 200

Если отливку из белого доэвтектического чугуна подвергнуть специальному графитизирующему отжигу, структура чугуна изменится, и он приобретет высокую прочность и удовлетворительную пластичность. Такой отожженный чугун называется ковким.

При выборе режимов термической обработки чугуна, в том числе и режима графитизирующего отжига, необходимо помнить о существовании двух диаграмм состояния железоуглеродистых сплавов – метастабильного и стабильного, т. е. учитывать, что эвтектоидное (и эвтектическое) превращение в чугунах происходит в интервале температур $A_1-A'_1$. Величина этого интервала и его расположение относительно равновесной температуры (t_{psk}) определяются химическим составом чугуна.

Отжиг белого чугуна основан на метастабильности цементита и обычно ведется по графику, показанному на рисунке 3.

Рекомендуемый химический состав заливаемого в формы сплава следующий: 2,4–2,9% С; 1,0–1,6% Si; 0,3–1,0% Mn. Содержание углерода и кремния подбирается из расчета $Si+C \leq 3,8\%$. При таком составе сплава и ускоренном охлаждении (для этого толщина стенок отливки h не должна превышать 20 мм, в отдельных случаях 50 мм) в отливке формируется структура белого доэвтектического чугуна $\Pi+Л$ ($\Pi+Ц$)+ $Ц_{II}$. После охлаждения закристаллизовавшуюся отливку отжигают.

Графитизирующий отжиг состоит обычно из двух стадий. Первую рекомендуется проводить при 950–1050 °С. При более высоких температурах возможно оплавление отливок, расположенных вблизи от нагревателей, что недопустимо. Длительность первой стадии отжига подбирается в каждом конкретном случае такой, чтобы весь цементит, находящийся в структуре отливки ($A+Ц$), распался на $A+ХГ$.

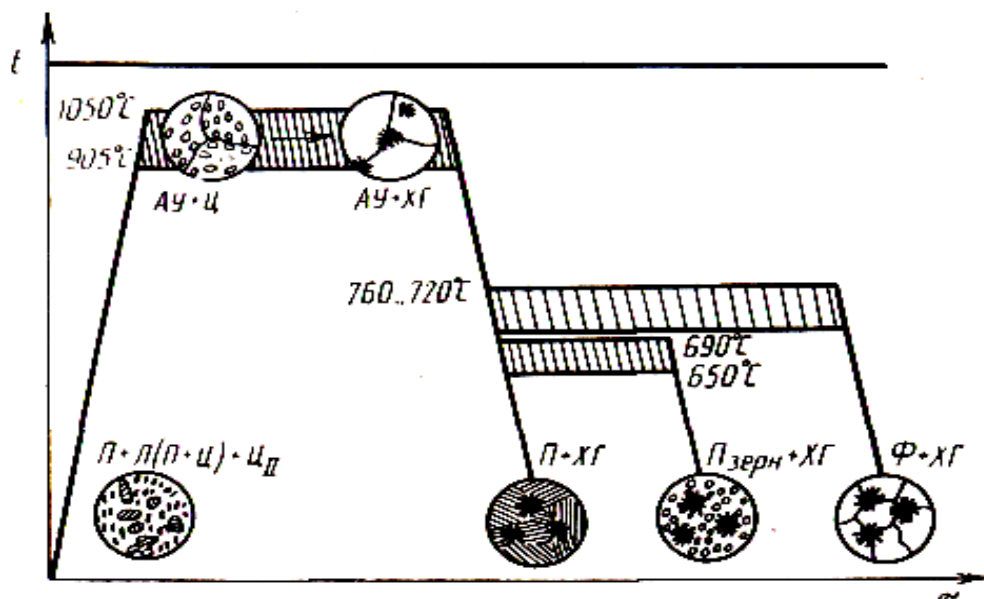


Рисунок 3. График отжига белого чугуна на ковкий

Металлическая основа чугуна формируется на второй стадии отжига при эвтектоидном превращении. В случае непрерывного охлаждения отливки в области эвтектоидной температуры аустенит распадается на перлит пластинчатый. Получается *ковкий чугун с перлитной металлической основой*. Он обладает высокими твердостью (235–305 НВ) и прочностью ($\sigma_B=650-800$

МПа) в сочетании с небольшой пластичностью ($\delta=3,0-1,5\%$). Для повышения пластичности при сохранении достаточно высокой прочности проводится непродолжительная (2–4 ч) изотермическая выдержка чугуна или замедленное охлаждение при температурах 690–650 °С. Это вторая стадия отжига, представляющая собой в данном случае отжиг на зернистый перлит. Перлит пластинчатый переходит в перлит зернистый путем сфероидизации (округление) пластин цементита.

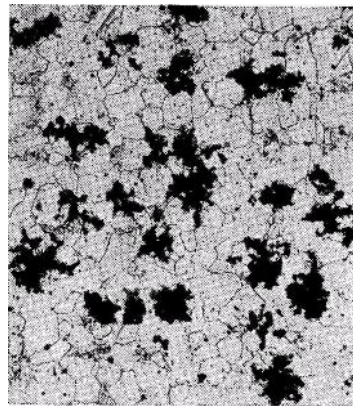


Рисунок 4. Микроструктура ковкого чугуна с ферритной металлической основой. X 200

Наряду с ковким чугуном с основой перлит зернистый широко распространен в машиностроении *ферритный ковкий чугун* (рисунок 4), характеризующийся высокой пластичностью ($\delta=10-12\%$) и относительно низкой прочностью ($\sigma_B=370-300$ МПа). Ферритная основа чугуна образуется при очень медленном прохождении интервала 760–720 °С или в процессе изотермической выдержки при 720–700 °С. Здесь аустенит и цементит, в том числе и цементит перлита, если перлит успел образоваться, распадаются на $\Phi+ХГ$.

Продолжительность отжига в целом составляет 20–40 ч (при этом длительность второй стадии примерно в 1,5 раза больше, чем первой). Для сокращения продолжительности отжига белого чугуна на ковкий, что

экономически целесообразно, используют ряд приемов. Чтобы ускорить распад цементита, первую стадию отжига проводят при повышенных температурах (1000–1050 °С). Процесс графитообразования облегчается при введении в расплав чугуна перед его разливкой по формам небольших доз некоторых элементов (модифицирование), создающих дополнительные искусственные центры образования графита. Например, при производстве тонкостенного литья с толщиной стенки $h < 20$ мм вводят алюминий из расчета 0,015–0,025 % от массы сплава. В случае толстостенного литья (H до 50 мм) вводят бор (0,001–0,003 %). Образующиеся тугоплавкие высокодисперсные оксиды Al_2O_3 и нитриды AlN , BN являются центрами кристаллизации графита. В качестве таких центров могут выступать и другие элементы (висмут, теллур, титан). Чугун с модифицирующими добавками называется модифицированным.

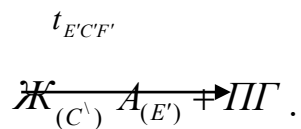
Для получения в модифицированном КЧ перлитной основы рекомендуется увеличивать содержание марганца до 1,2 % (хрома и некоторых других элементов). Марганец (хром), растворяясь в цементите, повышает его устойчивость к распаду на Φ и XI в области эвтектоидных температур. Для получения ферритно-перлитной основы продолжительность второй стадии отжига сокращают.

Согласно ГОСТ 1215–94, выпускаются следующие марки ковких чугунов: КЧ30-6, КЧ33-8, КЧ35-10, КЧ37-12, КЧ45-7, КЧ50-5, КЧ55-4, КЧ60-3, КЧ65-3, КЧ70-2, КЧ80-1,5. Первые две цифры в обозначении марки соответствуют минимальному пределу прочности при растяжении (σ_B , кгс/мм²), цифры после тире – относительному удлинению при растяжении (δ , %). Первые четыре марки, имеющие повышенные значения δ , относятся к ферритным чугунам, все последующие – к перлитным.

Перечень литых изделий из КЧ весьма разнообразен (пробки, гайки, втулки, фланцы, кронштейны, ступицы, тормозные колодки, коленчатые валы и др.). Толщина их стенок составляет 3–50 мм, масса деталей – от нескольких граммов до нескольких тонн.

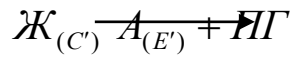
Существенным недостатком технологического процесса получения КЧ является длительный отжиг отливок и ограничение толщины их стенок (до 50 мм). В массивных отливках в результате замедленного охлаждения при первичной кристаллизации возникает пластинчатый графит (ПГ), который снижает прочность и пластинчатость металлической основы чугуна.

Структура серого чугуна (см. рисунок 1 а) формируется непосредственно при кристаллизации его в отливке в соответствии с диаграммой стабильного равновесия системы $Fe-C$. Характер структурообразования при эвтектическом превращении определяется, прежде всего, содержанием углерода и кремния в сплаве, а также скоростью охлаждения. Установлено, что чем больше углерода и кремния в сплаве и чем ниже скорость его охлаждения, тем выше вероятность кристаллизации по диаграмме стабильного равновесия с образованием графитной эвтектики по схеме



Обычно в серых чугунах содержится 3,0–3,7 % C; 1,2–2,6 % Si. Содержание элементов (%) подбирают так, чтобы $C+Si/3=4,3$. При удовлетворении этого условия чугун получается эвтектическим и обладает хорошими технологическими свойствами (жидкотекучесть, малая усадка, незначительный пригар металла к форме и др.). Высокое содержание кремния в сером чугуне объясняется тем, что кремний является сильным графитообразующим элементом. Растворяясь в аустените, кремний способствует уменьшению растворимости углерода в нем. В результате жидкая фаза обогащается углеродом и процесс образования графита облегчается. При низком содержании углерода и кремния чугун модифицируют графитизирующими добавками (алюминий, кальций, церий). При медленном охлаждении сплав не переохлаждается до эвтектической температуры (T_{ECF} на диаграмме метастабильного состояния), и расплав кристаллизуется по диаграмме стабильного состояния с образованием графитной эвтектики

$$t_{E'CF'}$$



Если же появляется некоторое количество цементита ($\mathcal{K}A + \text{ПГ} + \mathcal{C}$), то он при наличии кремния теряет устойчивость и быстро распадается с образованием АПГ .

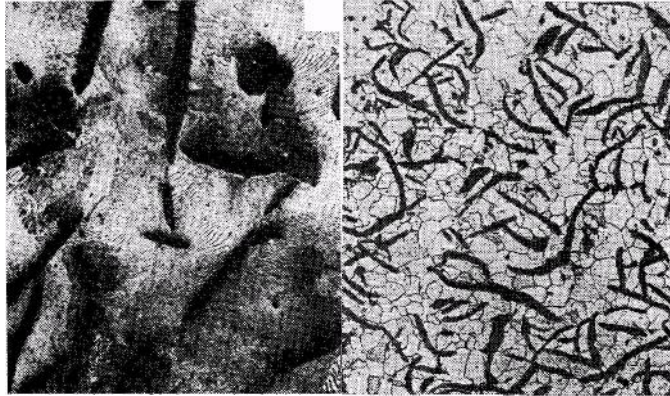


Рисунок 5. Микроструктура серого чугуна с перлитной металлической основой. X 200

Рисунок 6. Микроструктура серого чугуна с ферритной металлической основой. X 200

Металлическая основа серых чугунов, как и ковких, формируется из аустенита при эвтектоидном распаде. Образование перлита (диаграмма метастабильного состояния, область t_{psk}) происходит легко, в сравнительно короткий промежуток времени. Получается *серый чугун на перлитной металлической основе* (рисунок 5). Формирование же феррита, т. е. распад аустенита по диаграмме стабильного состояния,



протекает крайне инертно и только около имеющихся пластин графита. Вокруг ПГ образуется ферритная оторочка той или иной ширины. Получается *чугун с ферритно-перлитной металлической основой*.

Для получения *ферритного серого чугуна* (рисунок 6) оставшийся перлит устраняется путем изотермической выдержки при 690–650 °С, цементит перлита распадается на $\Phi + ПГ$. В этом случае чугун необходимо модифицировать.

При конструировании деталей машин следует учитывать, что серые чугуны работают на сжатие лучше, чем на растяжение. Они мало чувствительны к надрезам при циклическом нагружении, хорошо поглощают колебания при вибрациях, обладают высокими антифрикционными свойствами из-за смазывающей способности графита. Серые чугуны хорошо обрабатываются резанием, дешевы и просты в изготовлении.

Согласно ГОСТ 1412-85, отливки изготавливают из чугуна следующих марок: СЧ10, СЧ15, СЧ18, СЧ20, СЧ25, СЧ30, СЧ35. Цифры в обозначении марки соответствуют минимальному пределу прочности при растяжении (σ_B , кгс/мм²). Чугун СЧ10 – ферритный, СЧ15, СЧ18, СЧ20 – ферритно-перлитные, начиная с СЧ25 – перлитные. Из ферритно-перлитных чугунов в автомобилестроении изготавливают картеры, тормозные барабаны, крышки и др.; из перлитных – блоки цилиндров, гильзы, маховики и др. В станкостроении серый чугун является основным конструкционным материалом (станины станков, столы и верхние салазки, шпиндельные бабки, колонки, каретки и др.). Для производства деталей с толщиной стенок менее 100 мм рекомендуются чугуны СЧ28, СЧ30, более 100 мм – СЧ35. Из серого чугуна, содержащего фосфор (0,5 % Р), изготавливают художественные изделия.

В настоящее время наблюдается тенденция к замене ковкого чугуна высокопрочным чугуном с графитом шаровидной формы (*ШГ*), который в меньшей степени ослабляет металлическую основу, чем графит хлопьевидной и тем более пластинчатой форм. Такой чугун получают модифицированием (микролегированием) жидкого чугуна присадками (0,1–0,5 % магния от массы обрабатываемой порции чугуна, 0,2–0,3 % церия, иттрия и некоторых других элементов). При этом перед вводом модификаторов необходимо снизить содержание серы до 0.02–0.03 % (против 0,1–0,15 % в СЧ и КЧ), что

существенно сдерживает широкое внедрение высокопрочного чугуна в производство.

Рекомендуемый химический состав высокопрочного чугуна (2,7–3,7 % С; 0,5–3,8 % Si) выбирается в зависимости от толщины стенки отливки (чем тоньше стенка, тем больше углерода и кремния). Часто в структуре отливок образуется ледебурит. В этом случае их подвергают высокотемпературному графитизирующему отжигу, подобно белому чугуну, для разложения цементита. Продолжительность отжига чугуна с графитом шаровидной формы значительно меньше продолжительности отжига белого, так как в ВЧ содержание графитизирующих элементов (углерода, кремния) более высокое.

Согласно ГОСТ 7293-85, отливки изготавливают из высокопрочного чугуна следующих марок: ВЧ35, ВЧ40, ВЧ45, ВЧ50, ВЧ60, ВЧ70, ВЧ80, ВЧ100 (цифры в обозначении соответствуют минимальному пределу прочности при растяжении σ_B , кгс/мм²).

Высокопрочный чугун обладает хорошими литейными и технологическими свойствами, применяется для замены стальных литых и кованных деталей (коленчатые и распределительные валы, детали зубчатых передач и др.). Для повышения износостойкости деталей из ВЧ применяется азотирование (или азотирование с последующей обдувкой дробью), при котором в поверхностных слоях изделий создаются благоприятные сжимающие напряжения. Рекомендуется также подвергать изделия объемной закалке. Образование мелкоигльчатого мартенсита в закаленном поверхностном слое изделий способствует повышению их износостойкости в три и более раз.

К числу высокопрочных относят чугуны с графитом вермикулярной (греч. *червячок*) формы (ВГ).

Для улучшения прочностных и эксплуатационных характеристик или придания специальных свойств (жаростойкость, коррозионная стойкость и др.) чугуны легируют. Так, жаростойкие чугуны содержат 5–7 % Si (силал), коррозионно-стойкие – 12–18 % Si (ферросилал). Высокой износостойкостью обладают так называемые половинчатые чугуны (ИЧ). В них часть углерода

находится в свободном состоянии в виде *ШГ* или *ПГ*, часть – в связанном, в виде цементита. К таким чугунам относятся, например, серый чугун марки ИЧНХ2, легированный никелем и хромом, а также чугуны ИЧХНТ, ИЧН1МШ (шаровидный графит). Из этих чугунов отливают детали двигателей внутреннего сгорания (крышки и днища цилиндров, головки поршней и др.).

К износостойким относится отбеленный серый чугун (ОЧ), имеющий тонкий поверхностный слой со структурой белого чугуна. Применяется для изготовления отливок прокатных валов, вагонных колес и т. п.

Для определения в сплаве наличия графита и формы его включений шлиф первоначально исследуют в нетравленном состоянии. Графит выглядит темной фазой на светлом фоне нетравленного шлифа. По форме графита (см. рисунок 1) устанавливают вид чугуна: серый, ковкий, высокопрочный. Затем изучают металлическую основу травленных чугунов. Детальную оценку структуры производят по ГОСТ 3443-79, согласно которому структура чугуна оценивается как по графиту, так и по матрице. Определяют форму графита, его распределение, содержание и размеры включений (при оценке матрицы – тип структуры, содержание перлита и феррита и т. д.).

1.4 Оборудование и материалы

- металлографический микроскоп МИМ-7;
- набор микрошлифов сталей и чугунов;
- атлас микроструктур сталей и чугунов в равновесном состоянии;
- стенд фотографий микроструктур сталей и чугунов в равновесном состоянии;
- кинофильм, диапозитивы, плакаты.

1.5 Указания по технике безопасности

- Бережное управление металлографическим микроскопом.

- Бережное изучение микроструктур сталей и чугунов в атласе и на фотостенде.

1.6 Указания по порядку выполнения работы

- Вычертить двойную диаграмму состояния железоуглеродистых сплавов, ее участок, соответствующий чугунам.
- Описать фазы и фазовые превращения, возможные в чугунах.
- Дать определение белых чугунов. Изучить, зарисовать и объяснить их микроструктуру. Указать химический состав. Описать процесс структурообразования БЧ химического состава, заданного преподавателем. Описать свойства и назвать область использования БЧ.
- Дать определение ковких чугунов. Описать способ их получения, начертить график отжига. Объяснить формирование структуры КЧ с определенной (по заданию преподавателя) металлической основой. Изучить, зарисовать и объяснить микроструктуру. Указать химический состав, свойства и область применения КЧ. Объяснить принцип их маркировки.
- Дать определение серых чугунов. Указать их химический состав, описать процесс структурообразования. Изучить, зарисовать и объяснить микроструктуру. Привести марки СЧ, назвать их механические свойства и область применения.
- Дать определение высокопрочных чугунов. Объяснить способ получения, указать химический состав. Изучить, зарисовать микроструктуру. Назвать марки ВЧ, их свойства, область применения и преимущества перед другими (СЧ и КЧ) чугунами.

1.7 Содержание отчёта

Отчёт должен содержать:

- наименование работы и её цель;

- рисунки основных видов микроструктур чугунов;
- описание фаз и структурных составляющих чугунов;
- маркировку и классификацию чугунов;
- выводы по результатам работ.

1.8 Контрольные вопросы

1. Что понимается под равновесным состоянием сплавов?
2. Покажите на диаграмме состояния железо-углерод область чугуна.
3. Какое содержание углерода у доэвтектических, эвтектических и заэвтектических чугунов?
4. Температура плавления железа и чугуна.
5. Дать определения цементита, феррита, перлита, ледебурита.
6. В какой форме содержится углерод в белых, серых и высокопрочных чугунах?
7. Маркировка чугунов.
8. График отжига белого чугуна на ковкий.
9. Какими способами делают изделия из чугуна?
10. Фазы и фазовые превращения в чугунах.
11. Пути повышения износостойкости изделий из чугунов.

1.9 Список литературы

Основная литература

1. Учаев, П. Н. Материаловедение : учебник для студентов, обучающихся по напр. «Конструкторско-технолог. обеспечение машиностроит. производств», «Автоматизация технолог. процессов и производств (машиностроение)» учебник / П. Н. Учаев, С. Г. Емельянов, К. Поб.)

Дополнительная литература:

1. Солнцев, Ю. П. Материаловедение [Электронный ресурс] : учебник для вузов / Ю. П. Солнцев, Е. И. Пряхин. — Электрон. текстовые данные. — СПб. : ХИМИЗДАТ, 2017. — 783 с. — 978-5-93808-294-6. — Режим доступа: <http://www.iprbookshop.ru/67345.html>.

Лабораторная работа 8

Структура сталей в неравновесном состоянии

1.1 Цель работы

Изучение влияния закалки и отпуска на структуру углеродистых сталей (на образцах, подвергнутых термической обработке в предыдущей лабораторной

работе), установление связи между структурой термически обработанных сталей, их диаграммами изотермического распада аустенита и механическими свойствами (например, твердостью).

1.2 Формируемые компетенции

УК-6. Способен управлять своим временем, выстраивать и реализовывать траекторию саморазвития на основе принципов образования в течение всей жизни

1.3 Теоретическое обоснование

Эксплуатационные свойства стали зависят от ее химического состава и структуры. Желаемое изменение структуры, а следовательно, и механических свойств, достигается термической обработкой. Различные структуры стали формируются в процессе ее охлаждения из аустенитного состояния.

Незначительная степень переохлаждения или весьма медленное охлаждение обеспечивает получение равновесных структур. Чем больше степень переохлаждения аустенита или скорость его охлаждения, тем при более низких температурах происходит превращение аустенита, тем более неравновесна структура получаемой стали. Сталь при этом может приобрести структуры сорбита, троостита, игольчатого троостита (бейнита) или мартенсита.

Закалка, обеспечивающая получение наиболее неравновесной структуры стали – мартенсита, сопровождается возникновением больших внутренних напряжений. Поскольку эти напряжения могут вызвать коробление или разрушение детали, их уменьшают путем отпуска. При отпуске из структур закаленной стали образуются структуры отпуска (троостит, сорбит, перлит). Рассмотрим подробнее структуры углеродистых сталей, образующиеся при закалке, а затем при отпуске. Получаемая структура стали зависит не только от

скорости охлаждения аустенита, но и от температуры нагрева и химического состава стали.

Низкоуглеродистая сталь, содержащая до 0,15 % углерода, нагретая выше температуры $A_{с3}$ и закаленная в воде, имеет структуру малоуглеродистого мартенсита (рисунок 1).

Мартенсит – это пересыщенный твердый раствор углерода в α -железе. Он содержит столько углерода, сколько было в аустените, т. е. в стали. С увеличением содержания углерода тетрагональность кристаллической решетки мартенсита, твердость и прочность закаленной стали возрастают (рисунок 2). На рисунке 3 приведена тетрагональная объемно центрированная решетка мартенсита. Он имеет характерное пластинчатое, под микроскопом – игольчатое, строение. Рост пластин мартенсита происходит мгновенно со скоростью около 1000 м/с по бездиффузионному механизму. Они ориентируются по отношению друг к другу под углом 60 и 120° в соответствии с определенными кристаллографическими плоскостями аустенита. Поскольку мартенсит формируется в пределах аустенитного зерна, то чем выше температура нагрева под закалку и чем, следовательно, крупнее зерно аустенита, тем более крупноигольчатым и хрупким он будет. Твердость мартенсита весьма высока, например, для среднеуглеродистой стали – 55...65 HRC₃ (550...650 НВ). Превращение аустенита в мартенсит сопровождается увеличением удельного объема стали, поскольку мартенсит имеет больший объем, чем аустенит. В сталях, содержащих более 0,5 % С, не происходит полного превращения аустенита в мартенсит и сохраняется так называемый остаточный аустенит. Чем выше содержание углерода в стали, тем ниже температурный интервал (M_H - M_K) мартенситного превращения (рисунок 4, а) и больше остаточного аустенита (рисунок 4, б). При обработке холодом можно достичь температуры M_K и обеспечить переход аустенита остаточного в мартенсит.

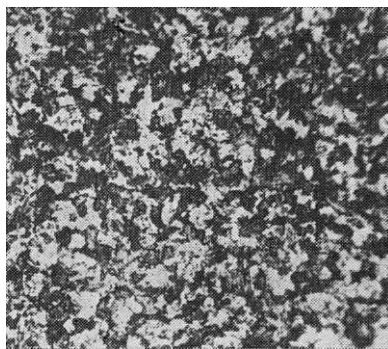


Рисунок 1. Микроструктура закаленной низкоуглеродистой (0,15 % C) стали (светлая составляющая – феррит; темная – мартенсит). X200

В доэвтектоидных сталях, закаленных с оптимальных температур (на 30...50 °С выше A_{C3}), мартенсит имеет мелкоигольчатое строение (рисунок 5).

Заэвтектоидные стали подвергают неполной закалке (температура нагрева на 30...50 °С превышает L_{C1}). Сталь приобретает структуру мартенсита с равномерно распределенными зернами вторичного цементита и остаточного аустенита (5...10 % $A_{ост.}$) (рисунок 6).

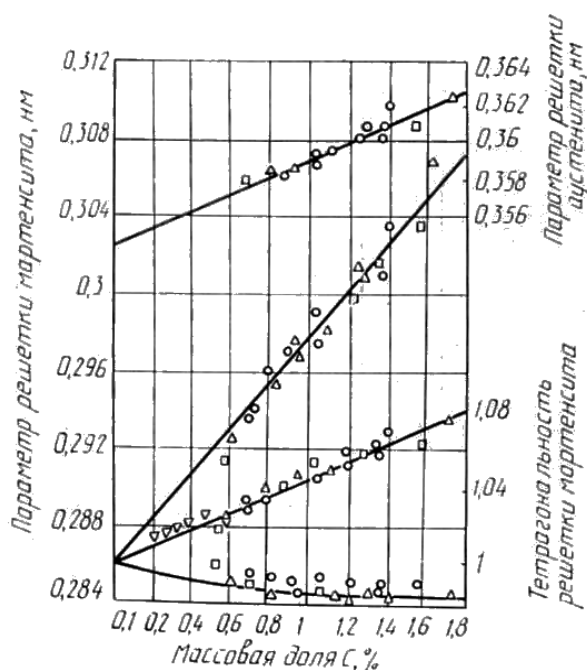


Рисунок 2. Зависимость параметров решеток аустенита, мартенсита и степени тетрагональности решетки мартенсита от содержания углерода

После полной закалки заэвтектоидная сталь имеет структуру крупноигольчатого мартенсита и в ней содержится свыше 20 % остаточного

аустенита (рисунок 7). Такая сталь обладает значительно меньшей твердостью, чем после неполной закалки. Закалка на мартенсит обеспечивается охлаждением углеродистых сталей в воде со скоростью выше критической. При более медленном охлаждении стали из аустенитного состояния, например, в масле со скоростью, меньше критической, аустенит при температурах 400...500 °С распадается на высокодисперсную ферритно-цементитную смесь пластинчатого строения, называемую *трооститом* закалки. Троостит – структура с повышенной травимостью (рисунок 8,а) и характерным пластинчатым строением (рисунок 8, б).

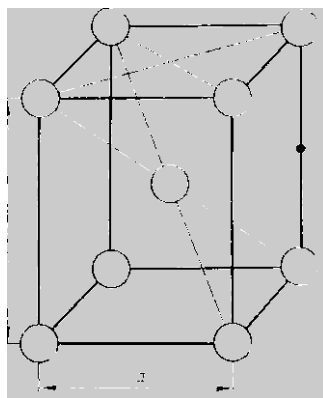


Рисунок 3. Элементарная ячейка кристаллической структуры мартенсита:

О – атомы железа; • – атомы углерода

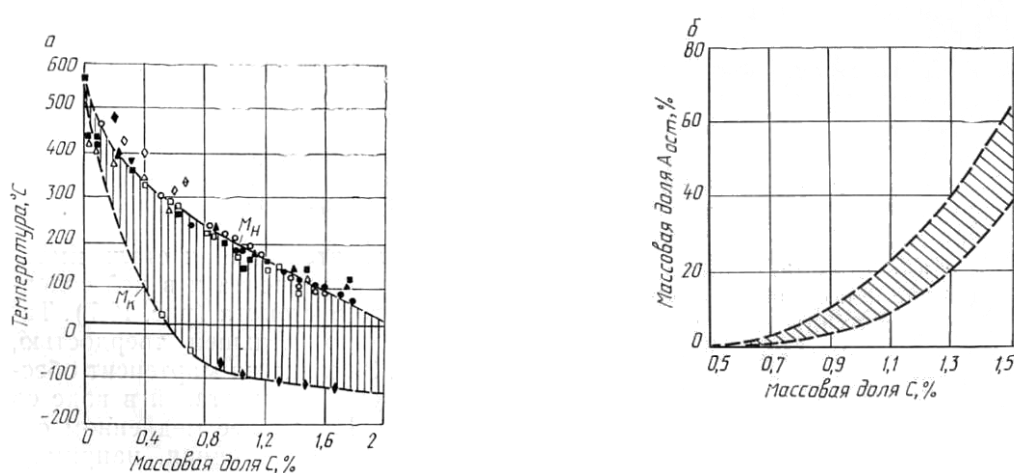


Рисунок 4. Изменение температурного интервала мартенситного превращения – а (область M_n - M_s к заштрихованная, сплошная линия – $t_{комн}$) и массовой доли остаточного аустенита – б (возможная доля Аост заштрихована) от содержания углерода в стали

Еще более медленное охлаждение стали (например, в струе холодного воздуха) вызывает при температурах 500...650°C распад аустенита на более грубую, чем троостит, ферритно-цементитную смесь также пластинчатого строения, называемую *сорбитом закалки*. Частицы феррита и цементита в сорбите уже различимы под оптическим микроскопом при увеличении в 500 раз (рисунок 9, а). Электронный микроскоп позволяет отчетливо разграничить феррит и цементит в сорбите закалки (рисунок 9, б). По мере уменьшения скорости охлаждения и перехода от структур мартенсита к трооститу, сорбиту и, наконец, перлиту твердость стали уменьшается.

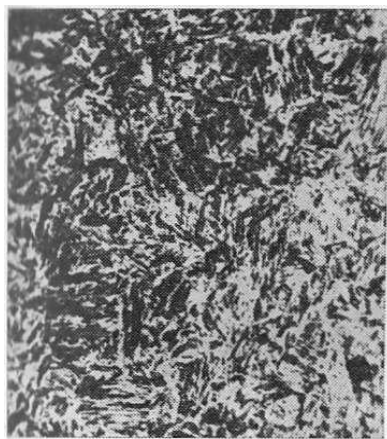


Рисунок 5. Мартенсит закалки в доэвтектоидной стали. X600

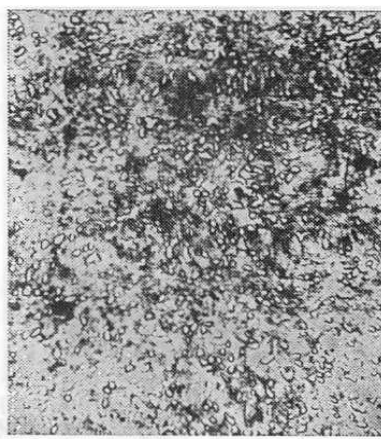


Рисунок 6. Микроструктура закаленной эвтектоидной стали (мартенсит, аустенит остаточный, зерна цементита вторичного). X400

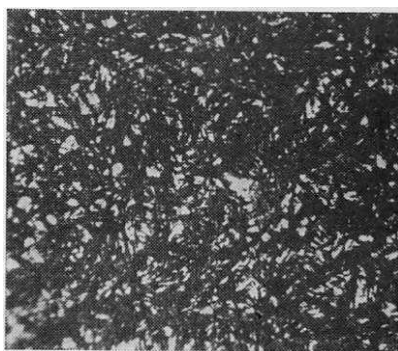


Рисунок 7. Микроструктура перегретой закаленной стали (мартенсит крупноигльчатый, аустенит остаточный). X400

Сталь неравновесной мартенситной структуры при нагреве получает равновесную перлитную структуру. При нагреве закаленной стали до температур 150...250°C (низкий отпуск) образуется структура *кубического (отпущенного) мартенсита*. Увеличение температуры отпуска (300...400 °C – средний отпуск и 550...650 °C – высокий отпуск) ведет к появлению структуры *зернистых троостита и сорбита отпуска* соответственно. Эти структуры показаны на рисунке 10, а и 10, б. Сталь структуры троостита с твердостью 35...45 HRC₃ (350...450 HB) обеспечивает максимальную упругость, необходимую, как правило, при изготовлении рессор, пружин, мембран. Сталь со структурой зернистого сорбита отпуска (25...35 HRC_a) обладает наилучшим

комплексом механических свойств и высокой конструктивной прочностью. Именно поэтому закалку и высокий отпуск называют улучшением.

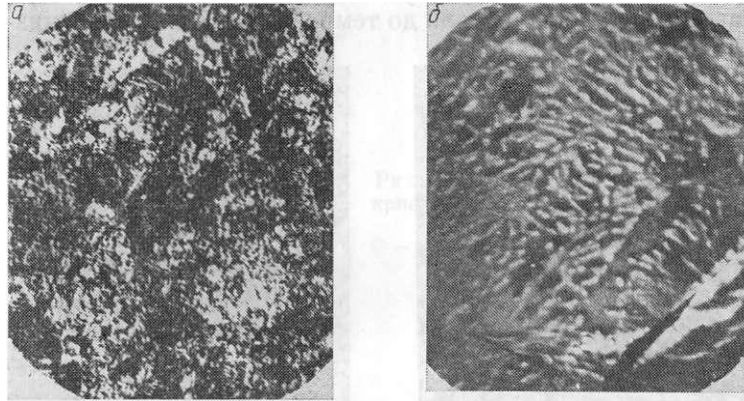


Рисунок 8. Микроструктура троостита закалки: а – увеличение 500; б – увеличение 7500

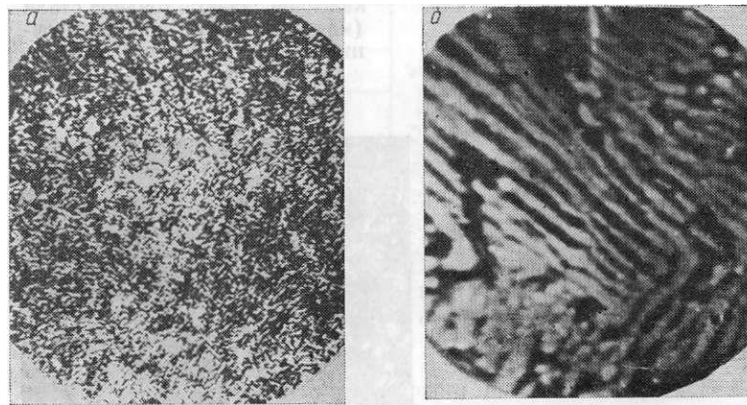


Рисунок 9. Микроструктура сорбита закалки:

а – увеличение 500; б – увеличение 7500

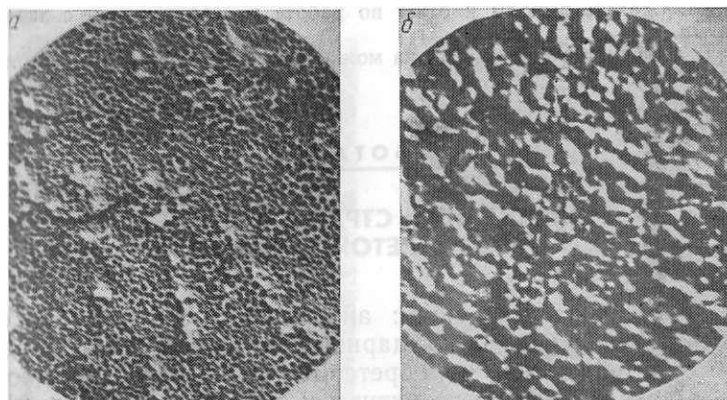


Рисунок 10. Микроструктура троостита (а) и сорбита(б) отпуска.

X7500

Нагрев закаленной стали вплоть до температуры A_{c1} (727°C) обеспечивает получение равновесной структуры зернистого перлита, т. е. менее дисперсной, чем сорбит и троостит, ферритно-цементитной смеси. Если сталь является доэвтектоидной, в ней обособляются зерна избыточного феррита.

Таким образом, при переохлаждении аустенита по мере увеличения скорости охлаждения образуются перлит, сорбит, троостит пластинчатого строения и мартенсит закалки, а при распаде мартенсита по мере повышения температуры отпуска формируются мартенсит кубический, троостит, сорбит, перлит зернистого строения.

Зернистые структуры, образующиеся при отпуске, характеризуются более высокой пластичностью и ударной вязкостью по сравнению с аналогичными структурами пластинчатого строения.

1.4 Оборудование и материалы

- микрошлифы;
- альбом с микроструктурой;
- плакаты.

1.5 Указания по технике безопасности

- Бережное обращение с микрошлифами;
- Бережное обращение с альбомами микроструктур и плакатами.

1.6 Указания по порядку выполнения работы

1. Начертить «стальной» участок диаграммы состояния системы $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$ и нанести на него температурные интервалы нагрева сталей под термическую обработку.

2. Начертить диаграммы изотермического распада аустенита для исследуемых сталей и нанести на них режимы термической обработки (температуры изотермических выдержек, скорости охлаждения).

3. Изучить и зарисовать микроструктуры термообработанных сталей, указать их твердость.
4. Сделать выводы и отчет по работе в соответствии с заданиями.
5. Степень усвоения материала можно проверить с помощью карточек-тестов.

1.7 Содержание отчета

Отчет должен содержать:

- наименование работы и её цель;
- рисунок «стального» участка диаграммы Fe-Fe₃C с нанесенными на него температурными интервалами нагрева стали под ТО;
- диаграмму изотермического распада аустенита исследуемых сталей с нанесенными на них режима ТО;
- зарисованные микроструктуры термообработанных сталей с указанием твердости;
- выводы по результатам работы.

1.8 Контрольные вопросы

1. Что такое мартенсит?
2. Дать определение трооститу закалки.
3. Дать определение отпущенного мартенсита.
4. Дать определение трооститу и сорбиту отпуска.

1.9 Список литературы

Основная литература

1. Учаев, П. Н. Материаловедение : учебник для судентов, обучающихся по напр. «Конструкторско-технолог. обеспечение машиностроит. производств», «Автоматизация технолог. процессов и производств (машиностроение)» учебник / П. Н. Учаев, С. Г. Емельянов, К. Поб.)

Дополнительная литература:

1. Солнцев, Ю. П. Материаловедение [Электронный ресурс] : учебник для вузов / Ю. П. Солнцев, Е. И. Пряхин. — Электрон. текстовые данные. — СПб. : ХИМИЗДАТ, 2017. — 783 с. — 978-5-93808-294-6. — Режим доступа: <http://www.iprbookshop.ru/67345.html>.

Лабораторная работа 9

Легированные конструкционные стали и методы их упрочнения

1.1 Цель работы

Изучение принципов легирования конструкционных сталей и влияния легирования на их свойства; изучение технологических процессов упрочнения сталей, микроструктуры и свойств поверхностно упрочненных стальных изделий.

1.2 Формируемые компетенции

УК-6. Способен управлять своим временем, выстраивать и реализовывать траекторию саморазвития на основе принципов образования в течение всей жизни

1.3 Теоретическое обоснование

Легированной называется сталь, в которую для придания ей определенных механических, технологических или специальных свойств введены легирующие элементы. Основными легирующими элементами в стали являются Cr-X, Ni-H, Mn-Г, Si-C, Mo-M, W-B, V-Ф, Ti-Т, Co-К, Al-Ю, В-Р и др. (буква после тире соответствует обозначению в марке). В сталь вводится один или несколько легирующих элементов. В марке содержание легирующего элемента, если оно превышает 1 – 1,5 %, указывается цифрой (массовая доля в процентах), стоящей после соответствующей буквы. Цифры в начале марки обозначают содержание углерода в сотых долях процента для конструкционных сталей, в десятых – для инструментальных.

В настоящее время число марок сталей очень велико, разнообразны их структуры и свойства. Важно знать, как изменяются структура и свойства

исходной стали при введении легирующих элементов. Необходимо уметь правильно выбрать марку стали, которая после соответствующей термической обработки обеспечит необходимые свойства, долговечность изделий в работе.

Легированные и углеродистые стали можно классифицировать по различным параметрам, в том числе и по применению. В последнем случае их подразделяют на конструкционные, инструментальные и стали специального назначения. Конструкционные стали делятся на строительные и машиностроительные. Строительные – предназначены для изготовления строительных конструкций, машиностроительные – для изготовления деталей машин. В данной работе рассматриваются машиностроительные стали. Если к машиностроительной стали не предъявляется каких-либо специальных требований, работоспособность изделий определяется значениями следующих характеристик: прочности, пластичности, удельной работы деформации и разрушения (ударная вязкость).

Мерами прочности являются условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, предел прочности при растяжении σ_B и др. Предел текучести $\sigma_{0,2}$ (МПа) – напряжение, при котором относительная пластическая деформация образца не превышает 0,2 %. Предел прочности при растяжении (временное сопротивление) σ_B (МПа) – напряжение при растяжении образца, соответствующее наибольшей нагрузке, приводящей к его разрушению.

Пластичность металлических материалов характеризуется относительным удлинением δ (%) – отношением прироста длины образца (Δl) в момент его разрыва к первоначальной длине (l_0), а также относительным сужением Ψ (%) – отношением наибольшего уменьшения (в месте разрыва) поперечного сечения образца (ΔF) к первоначальной площади поперечного сечения (F_0).

Ударная вязкость КСУ (МДж/м²) является мерой надежности материала и определяет его способность поглощать механическую энергию в процессе работы под нагрузкой, т. е. характеризует сопротивляемость материала разрушению вследствие разрастания возникшей в месте концентрации

напряжений микротрещины. Микротрещина, если она не растет, может существовать достаточно долго в материале, не снижая его работоспособности. Рост трещины при низкой пластичности металла приводит к его разрушению. Таким образом, разрушение материала следует рассматривать как процесс зарождения и роста трещины, который характеризуется периодом времени (τ) от момента приложения нагрузки до момента разрушения. Этот период времени, в течение которого работает изделие, характеризует долговечность материала.

В случаях, когда детали машин подвергаются высоким нагрузкам, для их изготовления необходимо применять улучшаемые стали. Улучшаемыми называются стали, подвергаемые закалке и высокому отпуску. При такой обработке сталь имеет структуру зернистого сорбита, обеспечивающую наилучшее сочетание ее прочности и вязкости. Естественно, что для получения такой структуры сталь должна обладать сквозной прокаливаемостью.

Если же деталь испытывает изгибающие или крутящие нагрузки, сердцевина детали практически не подвергается их воздействию. В этом случае сквозная прокаливаемость не всегда необходима, более того, требуется вязкая, не закаленная на мартенсит сердцевина. При таких нагрузках важно упрочнять рабочие поверхностные слои изделий одним из известных в настоящее время методов. Выделяют группу конструкционных поверхностно упрочняемых сталей. Они могут использоваться благодаря высокой поверхностной твердости как конструкционные износостойкие (например, при работе детали в паре с подшипником скольжения).

Сквозную прокаливаемость, одинаковую структуру и свойства по всему сечению, высокие пределы упругости, пропорциональности, текучести и выносливости, повышенную релаксационную стойкость должны иметь рессорно-пружинные стали (таблица 1).

Таблица 1. Свойства рессорно-пружинных сталей (ГОСТ 14959-79) после закалки и среднего отпуска.

Марка стали	Температура, °С		Механические свойства (не менее)				Назначение
	закалки	отпуска	$\sigma_{\text{т}}$, МПа	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	Удлинение, δ , %	Сужение, ψ , %	
65	840	480	780	980	10	35	Рессоры, пружины, механизмы машин и пружин вагонов, упругие элементы станочного оборудования
65Г	830	480	780	980	8	30	
55С2	870	460	1170	1270	7	30	
50ХГА	840	440	1170	1270	7	35	
50ХФА	850	520	1070	1270	8	35	Рессоры легковых автомобилей, пружины ответственного назначения
60С2ХФА	850	410	1660	1860	5	20	
65С2ВА	850	420	1660	1860	5	20	То же при нагреве до 250°С
60С2ХА	870	420	1560	1760	5	20	Пружины часовых механизмов
45ХН2МФА	860	460	1270	1410	7	35	Торсионные валы, крупные клапанные пружины

Оптимальные свойства рессор и пружин обеспечивает сталь со структурой троостита отпуска твердостью 42 - 48 HRC_Э. При выборе материала надо учитывать, что углеродистые стали имеют значительно меньшую прокаливаемость, чем легированные, и пригодны лишь для изготовления рессор и пружин малого сечения. В 1,5 - 2 раза можно повысить предел выносливости рессор и пружин, а следовательно, и их долговечность за счет гидроабразивного или дробеструйного наклепа.

Конструкционные улучшаемые углеродистые и легированные стали содержат 0,3-0,5 % С. Повышать содержание углерода в этих сталях нецелесообразно, так как они становятся хрупкими и непригодными для использования в машиностроении, из улучшаемых сталей изготавливают шпильки, болты, гайки, шпонки, шпиндели, оси, муфты, коленчатые валы, шатуны, зубчатые колеса, шестерни и другие детали.

Если деталь имеет сравнительно простую конфигурацию, при которой закалка в воде допустима, размер ее сечения не превышает 10-12 мм, а воспринимаемые нагрузки сравнительно невелики ($\sigma_B < 600$ МПа), ее можно изготавливать из углеродистых сталей марок 30, 35, 45. После закалки и высокого отпуска сталь приобретает структуру сорбита зернистого (см. рисунок 1). Для повышения прочностных характеристик изделий сложных форм при размерах сечения более 10-12 мм используют легированные стали. Суммарное содержание легирующих элементов, как правило, не превышает 5 %. Стали в этом случае легируют хромом, марганцем, кремнием (массовая доля каждого не должна превышать 2%, а также Ni – до 5 %, Mo – до 0,5, V или Ti – до 0,12 %). Легирующие элементы растворяются в цементите и феррите.

Хром, марганец, кремний и никель, легируя феррит, повышают его прочность (рисунок 1, а), не снижая или даже увеличивая при этом вязкость (рисунок 1, б). Кроме того, эти элементы, введенные по отдельности или в сочетании (Cr+Ni; Cr+Ni+Mo), повышают устойчивость переохлажденного аустенита. В результате снижается критическая скорость закалки и, как следствие, существенно повышается прокаливаемость стали. Сказанное позволяет использовать легированные стали для изготовления изделий со стенкой различной толщины (меньше 10-12 мм) и проводить их закалку в мягких средах, таких, как масло.

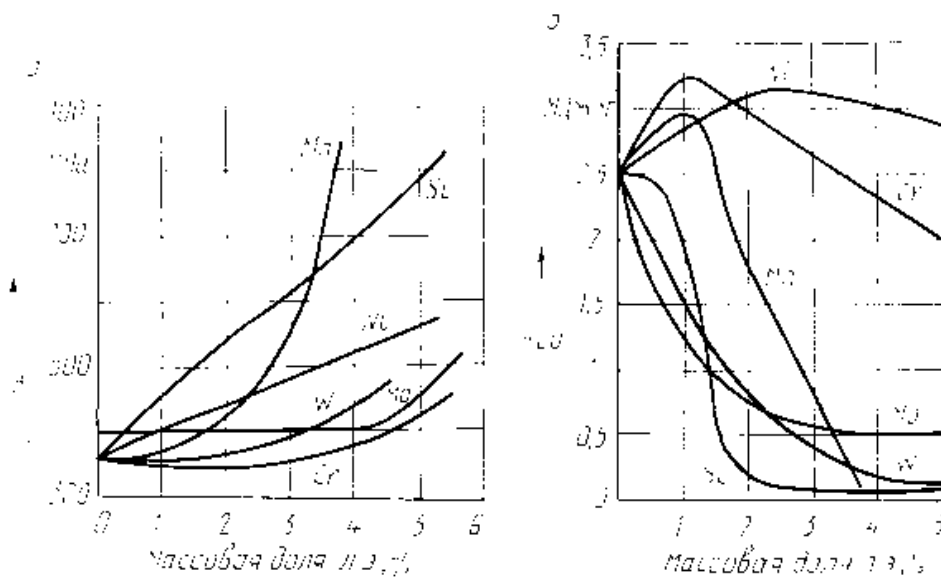


Рисунок 1. Зависимость прочности (а) и ударной вязкости (б) феррита от содержания в нем легирующих элементов

Таблица 2. Свойства улучшаемых конструкционных сталей (ГОСТ 4543-71) после закалки в масле и высокого отпуска

Марка стали	$\sigma_{0.2}$, МПа	КСУ, МДж/м ²	Критический диаметр прокаливаемости, мм	T ₅₀ , °C
40	600 - 620	50 - 62	10	-20
45*	610 - 630	60 - 62	12	-20
45*Х	730 - 820	78 - 85	15	-50
30ХГТ	900 - 1000	75 - 80	20	-20
30ХГС	900 - 960	70 - 80	25	-20
30ХМ	820 - 840	80 - 85	20	-60
38ХГМ	900 - 950	80 - 85	25	-40
40ХН	820 - 930	80 - 85	20	-60
45ХН	900 - 950	75 - 85	25	-60
40ХНМ	950 - 1000	100 - 105	40	-80
40ХН2М	980 - 1000	90 - 100	100	-80
38ХН3МФ	1000 - 1100	75 - 80	100	-100
40Х2Н2М	950 - 1100	90 - 100	100	-90

При выборе стали (таблица 2) следует учитывать и ее стоимость. Чем больше легирующих элементов в стали, тем она дороже. Никель и хром (до 1%) – те немногие элементы, которые надежно понижают порог хладноломкости стали. Молибден при введении в хромомарганцовистые и хромоникелевые стали предотвращает их охрупчивание, развивающееся при медленном охлаждении с температур высокого отпуска.

Порог хладноломкости – интервал температур, при которых металл из вязкого состояния переходит в хрупкое. При температурах выше порога хладноломкости металл разрушается вязко (т. е. разрушению предшествует пластическая деформация), ниже – хрупко. Обычно за порог хладноломкости принимают температуру полухрупкого разрушения (T₅₀). Надежная эксплуатация изделия возможна лишь при температурах выше порога хладноломкости. Чем больше разница между температурой эксплуатации

изделия и средней температурой интервала хладноломкости T_{50} , тем больше запас вязкости, тем надежнее работа изделия.

Температура полухрупкого разрушения зависит от химического состава и микроструктуры стали, размера зерна, вида термической обработки и микроструктуры. Порог хладноломкости стали активно снижается за счет ее легирования хромом (до 1 %) и особенно никелем (рисунок 1, а). Снижение T_{50} составляет примерно 10°C при увеличении массовой доли никеля в стали на 0,01. Улучшенное состояние сталей соответствует наиболее низкому значению T_{50} , т. е. повышению запаса вязкости.

Повышение долговечности деталей машин и оборудования прежде всего связано с упрочнением поверхностных слоев изделий, поскольку разрушение металлических изделий в большинстве случаев развивается с поверхности. Условно методы упрочнения можно разделить на три группы: 1) нанесение на поверхность слоя другого материала с заданными свойствами; 2) изменение структуры поверхностного слоя; 3) изменение химического состава поверхностного слоя диффузионным путем.

Нанесение на поверхность изделий слоев других металлов (химическим или гальваническим способом, сваркой, наплавкой, пайкой, припеканием, металлизацией) или неметаллических материалов (окрашиванием, эмалированием, гуммированием и другими методами) позволяет не только упрочнять или защищать детали от воздействия внешней среды, но и в большинстве случаев восстанавливать их изношенные поверхности. Так, газопорошковая или индукционная наплавка металлических порошков системы Ni-Cr-B-Si-C позволяет восстанавливать и упрочнять гильзы цилиндров, штоки, валы, защитные втулки и ряд других деталей. Полученные покрытия обладают высокой твердостью (до 61 HRC), износостойкостью и коррозионной стойкостью.

Поверхностные слои стальных изделий можно упрочнять холодным пластическим деформированием, поверхностной закалкой, лазерной обработкой и некоторыми другими методами. Рассмотрим названные методы

несколько подробнее. Холодное пластическое деформирование обеспечивает наклеп, т. е. упрочнение металла. Если наклепу подвергать поверхностный слой изделия, повышаются твердость и износостойкость его поверхности, создаются большие остаточные напряжения сжатия, возрастает сопротивление усталости, улучшается качество поверхности. Основные способы поверхностного упрочнения деталей наклепом: дробеструйная обработка, обкатка, чеканка. Упрочнение наклепом на глубину до 0,7 мм небольших деталей сложной формы (пружин, рессор, гильз, звеньев цепей и др.) осуществляют дробеструйной обработкой. Поток твердой дроби из белого чугуна направляют дробебомом на упрочняемую поверхность. Дробь при ударе пластически деформирует металл на небольшую глубину.

Обкатка твердосплавными роликами или шариками с помощью специальных приспособлений на металлообрабатывающих станках позволяет обеспечить наклеп на большую глубину (до нескольких миллиметров) и применяется для упрочнения больших деталей в зонах концентрации напряжений (например, шеек и галтелей валов).

Ответственные сварные соединения подвергают поверхностному упрочнению чеканкой, т. е. ударному воздействию механических или пневматических бойков. Глубина наклепа при этом увеличивается.

Поверхностная закалка детали, в отличие от объемной, позволяет упрочнять только поверхностный слой на определенную глубину. Ее можно проводить двумя способами. В первом случае нагревают только поверхностный слой, который затем закаливают при охлаждении. В другом нагревают всю деталь, но при закалке охлаждают только поверхностный слой со скоростью, большей критической.

Наиболее распространены в практике поверхностная закалка с индукционным нагревом токами высокой частоты (ТВЧ) и газопламенная. Способ поверхностной закалки с нагревом ТВЧ заключается в следующем. В переменное электромагнитное поле, создаваемое электрическим током высокой частоты, пропускаемым по проводнику-индуктору, помещают металлическую

деталь-проводник. В поверхностном слое детали индуцируются вторичные вихревые токи Фуко, которые и вызывают нагрев поверхностного слоя детали. Повышение частоты первичного тока приводит к уменьшению толщины поверхностного слоя (δ , см), по которому протекает ток:

$$\delta = 5 \cdot 10^3 \sqrt{\frac{\rho}{(\mu f)}}, \quad (1)$$

где ρ – удельное электросопротивление нагреваемого металла, Ом·см;

f – частота тока, Гц;

μ – магнитная проницаемость, Гн/м.

Поверхностный слой нагретой детали закалывают с помощью душевого устройства (спрейера), зачастую совмещаемого с индуктором. После закалки проводят низкий отпуск при 150 - 200°C. Поверхностной закалке с нагревом ТВЧ и последующему низкому отпуску подвергают коленчатые валы, распределительные валики, шестерни и другие детали машин, изготавливаемые из углеродистых и легированных сталей, содержащих 0,4 - 0,6 % С (стали 40, 45, 50, 35Х, 45Х, 40ХН, 40ХНМ и др.). Получаемая в закаленном слое микроструктура мелкоигльчатого мартенсита отпуска обеспечивает его высокие твердость (55-62 HRC) и износостойкость. Рассматриваемый технологический процесс высокопроизводителен, успешно применяется в массовом и серийном производстве в машиностроении, характеризуется высоким уровнем автоматизации.

Для крупных деталей (валы, прокатные валки) более экономичной является поверхностная закалка с нагревом газопламенными горелками (кислород-ацетиленовыми, кислород-пропановыми и другими).

При поверхностном упрочнении деталей особо сложной конфигурации на малых участках их поверхности с обеспечением минимальных деформаций (резцы, элементы штамповой оснастки, втулки и седла клапанов, поршневые кольца, галтели коленчатых валов, вкладыши цилиндров и др.) наиболее эффективно лазерное поверхностное упрочнение. Общие затраты энергии при

таким упрочнением примерно в 3 раза ниже, чем при закалке ТВЧ, и в 20 раз ниже, чем при объемной закалке в печи. Наибольшее применение лазерное упрочнение нашло в автомобилестроении.

Лазеры – это оптические квантовые генераторы, вырабатывающие высококонцентрированный пучок световой энергии. Известны газовые, полупроводниковые, твердотельные и жидкостные лазеры различной мощности.

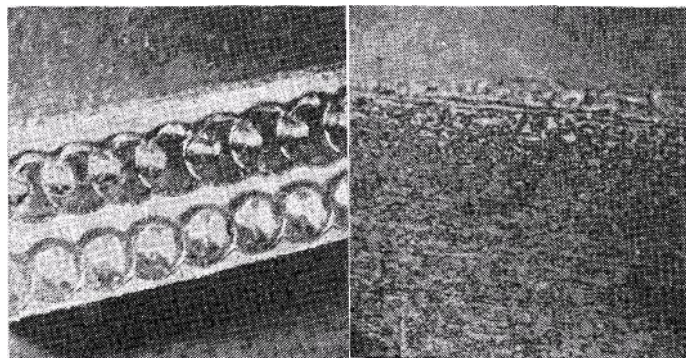


Рисунок 2. Макроструктура «дорожки» после лазерной закалки стали.

Рисунок 3. Микроструктура стали (0,65 % С) после лазерной закалки. X400

Для поверхностного упрочнения чаще всего применяют газовые лазеры непрерывного действия типа «Кардамон» или импульсные твердотельные лазеры типа «Квант» мощностью 0,5 - 10 кВт. Кратковременное (10^{-3} - 10^{-8} с) воздействие светолучевого пучка вызывает разогрев небольшого (до 4 мм в диаметре и до 1 мм глубиной) объема металла, который закаливается вследствие быстрого отвода теплоты в металл. В случае нагрева до оплавления весьма тонкого слоя возможно даже образование аморфного металла (остекловывание).

Обычно след воздействия луча лазера («дорожка») состоит из последовательно расположенных округлых пятен (рисунок 2), каждое из которых имеет две термические зоны – центральную и периферийную. Микроструктура стали в пятне (от его периферии к сердцевине): белая зона – нетравящийся мелкодисперсный весьма твердый мартенсит, затем

крупноигльчатый мартенсит и мартенситно-ферритная смесь неполной закалки (рисунок 3).

Лазерная обработка применяется для упрочнения углеродистых и легированных конструкционных и инструментальных сталей (40, 45, У10, Х12, ХВГ, Р18, ШХ15), серых, ковких и высокопрочных чугунов.

Можно получить закаленный поверхностный слой также и при сквозном нагреве детали, если она изготовлена из стали ограниченной прокаливаемости (55ПП – пониженной прокаливаемости; 47РП – регламентируемой прокаливаемости).

Поверхностное упрочнение деталей можно осуществить химико-термической обработкой (ХТО), т. е. путем их нагрева в химически активной среде, вызывающего изменение химического состава, а, следовательно, структуры и свойств металла поверхностного слоя. В зависимости от вида применяемой ХТО можно избирательно повысить его твердость, износостойкость, окалинотойкость и улучшить ряд других свойств. Основным преимуществом ХТО перед другими методами поверхностного упрочнения является возможность радикального изменения свойств стали и независимость результатов от степени сложности формы детали. При ХТО происходит диффузионное насыщение стали при высокой температуре соответствующим элементом (С, N, В, Сг и др.) или комплексом элементов.

Любой вид ХТО состоит из трех элементарных этапов: 1) образования в насыщающей среде активных атомов насыщающего элемента; 2) адсорбции, т. е. поглощения активных атомов на поверхности насыщаемого металла; 3) диффузии, т. е. проникновения активных атомов в насыщаемый металл.

ХТО возможна в случае, если насыщающий материал и насыщаемый элемент взаимодействуют, т. е. образуют твердые растворы или химические соединения. Для того чтобы судить о фазовом составе полученных диффузионных слоев, рассматривают при температуре ХТО изотермический разрез соответствующей диаграммы состояния сплавов (например, при науглероживании железа – диаграммы FeC). Скорость формирования

диффузионного слоя зависит от природы насыщающего элемента и насыщаемого металла, температуры и продолжительности ХТО. Элементы, имеющие атомы значительно меньшего размера, чем насыщаемый металл, и образующие твердые растворы внедрения, диффундируют значительно быстрее, чем элементы, образующие твердые растворы замещения.

Применяются в промышленности и такие виды обработки поверхностных слоев стальных изделий, как науглероживание, азотирование, цианирование, борирование, диффузионная металлизация.

Науглероживание (цементация) – это процесс насыщения поверхностного слоя стальных деталей углеродом при температурах 880-950 °С в углеродсодержащей среде (карбюризаторе). Выбор температур выше $A_{с3}$ обусловлен значительной растворимостью углерода в аустените. Иногда цементацию ведут при температурах до 1050°С, что позволяет значительно ускорить диффузию углерода и процесс насыщения им поверхностного слоя детали. Цель цементации и последующей термической обработки – повышение твердости, износостойкости и предела выносливости стали.

Цементации подвергают зубчатые колеса, распределительные валики, втулки, поршневые пальцы и другие детали из углеродистых или легированных сталей, содержащих до 0,3 % С. Такие стали называют цементуемыми. Науглероживание и термическая обработка детали обеспечивают получение ее твердого поверхностного слоя при вязкой сердцевине. Толщина науглероженного слоя обычно составляет 0,4- 2 мм, содержание углерода в нем – 0,9-1,1 %.

В массовом производстве широко применяют газовую цементацию, преимущества которой в высокой производительности и возможности термообработки с цементационного нагрева. В качестве карбюризаторов используют метан, пропан-бутановые смеси, специальные эндогазы, жидкие углеводороды (керосин, синтин), образующие при температурах цементации газы, диссоциирующие с выделением атомарного углерода. Процесс ведут при 910-930 °С в течение 6-12 ч в шахтных печах или автоматизированных

безмуфельных агрегатах непрерывного действия. Для получения науглероженного слоя стали толщиной около 1 мм при газовой цементации требуется 6-7 ч, а при цементации в твердом карбюризаторе – около 10 ч. Такая продолжительная выдержка вызывает укрупнение зерна аустенита.

Исправить крупнозернистость поверхностного слоя детали и придать ему высокую твердость позволяют последующая термическая обработка, закалка и низкий отпуск. Первую закалку или нормализацию осуществляют с температур 900-920 °С. Она позволяет измельчить зерно сердцевины и уничтожить цементитную сетку в поверхностном слое детали. Вторая закалка с температур 750-760 °С устраняет перегрев в поверхностной заэвтектоидной зоне науглероженного слоя и придает ей максимальную твердость. Низкий отпуск позволяет уменьшить внутренние напряжения в детали.



Рисунок 4. Микроструктура цементованной стали после газовой цементации. X200

После медленного охлаждения детали (в равновесном состоянии) науглероженный слой имеет микроструктуру, представленную на рисунке 4. Аустенит поверхностного слоя с содержанием углерода более 0,8 %

превращается в перлит и цементит вторичный (заэвтектоидная зона), около 0,8 % – в перлит (эвтектоидная зона), а содержащий меньше 0,8 % – в феррит и перлит (переходная зона). За толщину науглероженного слоя принимают суммарную толщину заэвтектоидной, эвтектоидной и половины переходной зоны. Сталь после цементации, закалки и низкого отпуска в поверхностной зоне имеет структуру мелкоигльчатого мартенсита отпуска с включениями остаточного аустенита (58-64 HRC)

Если цементации подвергают наследственно-мелкозернистые стали, в которых зерно растет незначительно, применяют одинарную закалку при температурах, превышающих A_{C1} (820-850°C), и низкий отпуск. Для наследственно-мелкозернистых сталей типа 20ХГТ, 20ХГТЦ или неответственных деталей можно после газовой цементации применять закалку с подстуживанием до температур 840-860°C и охлаждение в горячем масле (160-180°C). Свойства некоторых цементуемых сталей после упрочнения приведены в таблице 3.

Таблица 3. Свойства конструкционных сталей (ГОСТ 4543-71) после науглероживания, закалки и низкого отпуска

Марка стали	Изделия	Режим обработки	Толщина упрочненного слоя, мм.	Твердость, HRC	
				Поверхностного слоя	Сердцевины
12ХНЗА	Зубчатые колеса дизелей, станков	Цементация-900°C, закалка-800°C, отпуск-170°C	0,8 - 1,1	58	26 - 40
18Х2Н4В4	То же	Цементация-900°C, отпуск-500°C (двукратный), закалка-830°C(воздух), отпуск-180°C	-----	56 - 59	35 - 43
18ХГН	Нагруженные зубчатые колеса автомобилей	Газовая цементация-930°C, подстуживание и закалка с	0,2 - 0,25 модуля колеса	56 - 60	30

	лей, стан- ков	830 ⁰ С, отпуск- 190 ⁰ С			
--	-------------------	---	--	--	--

Азотирование – это процесс диффузионного насыщения поверхностных слоев стальных изделий азотом при температурах 500 -650⁰С в среде аммиака. Азотирование широко применяют в машиностроении для повышения твердости, износостойкости, предела выносливости и коррозионной стойкости ответственных деталей, например зубчатых колес, гильз цилиндров, штоков пароводяной арматуры, валов. Ему предшествует термическая обработка (улучшение). При температурах азотирования аммиак диссоциирует с выделением атомарного азота ($2\text{NH}_3 \rightarrow 3\text{H}_2 + 2\text{N}_{\text{ат}}$), который диффундирует в сталь, образуя в ней твердые растворы и химические соединения (нитриды). Микроструктура азотированной углеродистой стали в равновесном состоянии достаточно хорошо определяется диаграммой состояния системы Fe–N (рисунок 5).

В сталях, подвергаемых азотированию, – нитраллоях (38ХМЮА, 35ХМА, 30Х2В2НФА, 38ХНМФА, 38ХВФЮА, 3Х2ВФ и др.) легирующие элементы образуют стойкие и весьма твердые нитриды (VN , W_2N , AlN , CrN и др.). Если твердость углеродистой азотированной стали составляет около 200 НV, легированной конструкционной – около 800 НV, то нитраллоя – около 1200 НV. Углеродистые низколегированные стали азотируют для повышения их коррозионной стойкости, а высоколегированные – для повышения твердости, износостойкости и предела выносливости. Азотированная сталь сохраняет высокую твердость, в отличие от цементованной, до сравнительно высоких температур (500 - 520 °С). Преимущество азотирования перед цементацией – меньшая температура проведения процесса и меньшие деформации, недостатки – весьма большая (до 90 ч) продолжительность процесса и малая толщина получаемого диффузионного слоя (не более 0,8 мм).

Цианирование – процесс одновременного насыщения поверхностных слоев стальных изделий азотом и углеродом. Наибольшее распространение получило одновременное насыщение азотом и углеродом в газовой среде, состоящей из

науглероживающего газа и аммиака, при температурах 820-860°C (нитроцементация). Продолжительность процесса составляет 4-10 ч, оптимальное содержание азота в слое – около 0,15%, углерода – 1,4 %. После нитроцементации детали (зубчатые колеса, втулки, валы и др.) подвергают термической обработке: закалке непосредственно из печи и низкому отпуску. Нитроцементированный слой имеет структуру мелкокристаллического мартенсита с небольшим содержанием карбонитридов и около 25 % остаточного аустенита. Его окончательная твердость – 58-60 HRC. Нитроцементацию, как правило, ведут в автоматизированных безмуфельных агрегатах. При проведении этого процесса изделия испытывают меньшие деформации, чем при цементации, повышается их износо- и коррозионная стойкость.

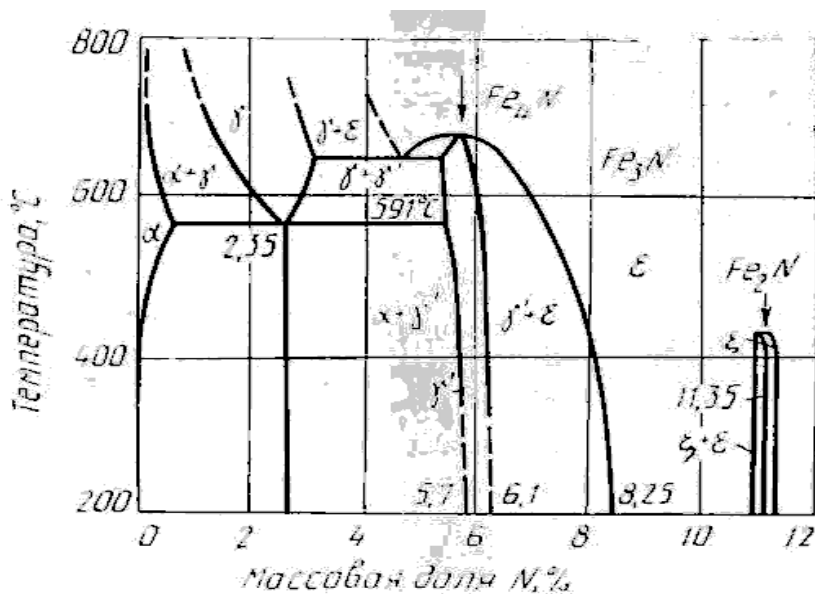


Рисунок 5. Диаграмма состояния системы Fe-N

Для жидкостного цианирования можно использовать такой состав: NaCl – 32%, CaCl_2 – 65 %, $\text{K}_4\text{Fe}(\text{CN})_6$ – 3 %. Температура процесса – 840-860 °C, продолжительность – 0,5 - 3 ч, толщина получаемого цианированного слоя – 0,05 - 0,5 мм. Термическая обработка – закалка из ванны и низкий отпуск, твердость поверхностного слоя – 57-64 HRC₃. Цианирование эффективно для инструментальных (в частности, быстрорежущих) сталей. Однако, поскольку

насыщение углеродом и азотом в жидких средах связано в большинстве случаев с использованием токсичных цианистых солей, этот процесс не нашел широкого распространения.

Борирование – процесс диффузионного насыщения поверхностных слоев стальных изделий бором при температурах 900 - 950 °С в течение 2 - 6 ч. Для борирования используют карбид бора (B_4C) и буру ($Na_2B_4O_7$), ферробор, аморфный бор, диборан (B_2H_6) и другие борсодержащие вещества. Цель борирования – повышение твердости, износостойкости и некоторых других свойств стали. Диффузионный слой толщиной 0,05-0,15 мм, состоящий из боридов FeB и Fe_2B (рисунок 6.6), обладает весьма высокой твердостью (до $H_{100} = 2100$), стойкостью к абразивному изнашиванию, коррозионной стойкостью. Поэтому борирование эффективно при необходимости повышения стойкости бурильного и штампового инструмента.

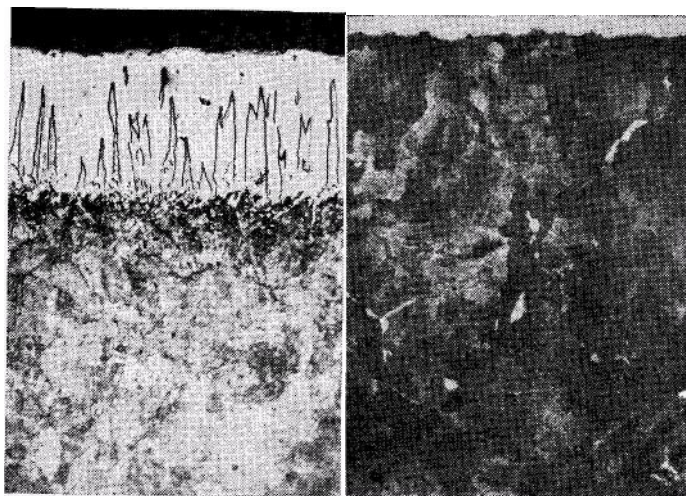


Рисунок 6. Микроструктура борированной стали. X200

Рисунок 7. Микроструктура хромированной стали. X300

Диффузионная металлизация – процесс диффузионного насыщения поверхностных слоев стальных изделий металлами (хромом, цинком, алюминием и др.). Насыщение разными металлами преследует различные цели. Так, *цинкование* позволяет в десятки раз повысить коррозионную стойкость

труб и листового железа, *алюминирование* – жаростойкость и коррозионную стойкость стали, *хромирование* углеродистых сталей – их износо-, жаро- и коррозионную стойкость. После хромирования получается слой карбидов $(Cr, Fe)_{23}C_6$ и $(Cr, Fe)_7C_3$ (рисунок 7) толщиной до 0,03 мм с весьма высокой твердостью (до $H_{100}=2000$). Оно весьма эффективно для обработки быстроизнашивающихся деталей, работающих в агрессивных средах.

В настоящее время все большее распространение получают процессы многокомпонентного диффузионного насыщения.

При выборе способа и технологии поверхностного упрочнения стальных изделий необходимо учитывать не только условия, в которых они работают, возможные изменения их размеров, физико-механические свойства металла, но и характер производства деталей (единичный, массовый), производительность способа упрочнения, его рентабельность, возможность автоматизации и роботизации и ряд других важных для производства вопросов.

1.4 Оборудование и материалы

- Металлографические микроскопы МИМ-7, ММУ-3.
- Электрические муфельные печи.
- Твердомеры ТШ-1, ТК-1, ПМТ-3.
- Образцы, реактивы для выявления структуры.
- Гидравлический пресс.
- Лазерная установка. Образцы после лазерной закалки.
- Образцы после азотирования, борирования, хромирования.

1.5 Указания по технике безопасности

- При работе с расплавами солей необходимо соблюдать особые требования техники безопасности.
- Нагрев под закалку должен осуществлять учебный мастер.
- Демонстрацию закалки в воде, масле и на воздухе должны осуществлять

учебный мастер и имеющие практику студенты.

- Соблюдать правила безопасной работы с теплонагревательными установками.

- При закалке ТВЧ и лазерной закалке соблюдать технику безопасности согласно инструкции по ТБ в лаборатории.

1.6 Указания по порядку выполнения работы

1. Провести цементацию трех серий образцов из низкоуглеродистой стали в твердом карбюризаторе при температуре 950 °С в течение 0,5; 1 и 1,5 ч.

2. Провести жидкостное цианирование трех серий образцов из низкоуглеродистой стали при температуре 850 °С в течение 30 мин; 45 мин и 1 ч.

3. Изготовить микрошлиф, изучить и зарисовать микроструктуру, определить толщину науглероженного слоя.

4. Исследовать влияние продолжительности ХТО на толщину науглероженного слоя и построить график этой зависимости.

5. Провести термообработку науглероженных образцов по двум вариантам для каждой серии образцов (закалка с цементационного нагрева и закалка с повторного нагрева до 760 - 780 °С).

6. Изучить микроструктуру термообработанных образцов, измерить их твердость (HRC).

7. Провести поверхностное упрочнение образцов из среднеуглеродистой стали закалкой ТВЧ, газопламенной закалкой, лазерной закалкой. Варьировать продолжительность нагрева.

8. Изготовить микрошлифы, изучить и зарисовать микроструктуру упрочненных слоев, определить их толщину. Построить график зависимости толщины упрочненного слоя от продолжительности нагрева.

9. Измерить и сравнить твердость стали после различных видов упрочнения.

1.7 Содержание работы

Отчет должен содержать:

- наименование работы и её цель;
- данные о классификации, составе, маркировке и режимах термической обработке легированных конструкционных сталей;
- рисунки микроструктур сталей после ХТО;
- результаты измерения твердости стали после различных видов упрочнения
- выводы по результатам работы.

1.8 Контрольные вопросы

1. Понятие о легированной стали.
2. Классификация и маркировка легированной стали.
3. Понятие о строительных и машиностроительных сталях.
4. Механические свойства легированных сталей.
5. Причины образования микротрещин и трещин в легированных сталях.
6. Понятие о прокаливаемости легированных сталей.
7. Стали, обеспечивающие высокие упругие свойства.
8. Режим термообработки рессорно-пружинных сталей.
9. Конструкционные улучшаемые стали. Режим термообработки.
10. Влияние легирующих элементов на прокаливаемость стали.
11. Порог хладноломкости. Причины. Меры предотвращения.
12. Методы повышения долговечности деталей машин и оборудования.
13. Методы поверхностного упрочнения. Режимы.
14. Упрочнение сварных соединений.
15. Закалка объемная, ТВЧ, лазерная. Сущность. Применения.

1.9 Список литературы

Основная литература

1. Учаев, П. Н. Материаловедение : учебник для судентов, обучающихся по напр. «Конструкторско-технолог. обеспечение машиностроит. производств», «Автоматизация технолог. процессов и производств (машиностроение)» учебник / П. Н. Учаев, С. Г. Емельянов, К. Поб.)

Дополнительная литература:

1. Солнцев, Ю. П. Материаловедение [Электронный ресурс] : учебник для вузов / Ю. П. Солнцев, Е. И. Пряхин. — Электрон. текстовые данные. — СПб. : ХИМИЗДАТ, 2017. — 783 с. — 978-5-93808-294-6. — Режим доступа: <http://www.iprbookshop.ru/67345.html>.

Лабораторная работа 10

Инструментальные стали

1.1 Цель работы

Изучение структуры, свойств, способов термической обработки инструментальных сталей и области их применения.

1.2 Формируемые компетенции

УК-6. Способен управлять своим временем, выстраивать и реализовывать траекторию саморазвития на основе принципов образования в течение всей жизни

1.3 Теоретическое обоснование

Инструментальные стали предназначены для изготовления режущего и измерительного инструмента, штампов холодного и горячего деформирования,

а также ряда деталей точных механизмов и приборов: пружин, подшипников качения, шестерен и др. Часто из таких сталей изготавливают только рабочую (режущую) часть инструмента, а крепежные части выполняют из конструкционных сталей (например, сталь 45).

Номенклатура инструментальных сталей весьма разнообразна. Поэтому для правильного выбора марки стали и режима термической обработки важно знать условия работы инструмента, требования, предъявляемые к нему.

Для уменьшения скорости изнашивания режущего, измерительного и штампового инструмента необходимо, чтобы используемые для его изготовления стали обладали достаточной *износостойкостью*, обеспечивающей длительное сохранение неизменными размеров и формы рабочей части.

Износостойкость стали определяется ее твердостью (увеличивается с ее ростом) и микроструктурой. При твердости, равной 60...65 HRC₃, наиболее износостойка сталь, состоящая из мартенсита и равномерно расположенных в нем карбидов ванадия, вольфрама, хрома и других элементов.

В процессе резания с повышенными скоростями или при горячем деформировании рабочая часть инструмента нагревается. Чтобы инструмент не терял при этом работоспособность, не должны меняться его структура и свойства, полученные в результате термической обработки.

Способность стали сохранять структуру и эксплуатационные свойства при повышенных температурах называется *теплостойкостью* или *красностойкостью*. Это технологическое свойство стали, определяемое по максимальной температуре, при нагреве до которой она сохраняет в течение определенного времени (на производстве в течение 4 ч) эксплуатационную твердость. Теплостойкость стали достигается легированием ее вольфрамом, молибденом, ванадием.

Для обеспечения процесса резания инструмент должен обладать высокими прочностью и твердостью. Поэтому инструментальные стали содержат не менее 0,6 % С и подвергаются закалке с низким отпуском на необходимую твердость (исключение составляют стали, подвергающиеся горячему

деформированию и содержащие 0,3...0,6 % С). В результате названной термической обработки достигаются твердость стали 60...65 HRC₃ и предел прочности ее при изгибе $\sigma_H=250...350$ МПа.

Важной характеристикой стали является *прокаливаемость*, которая может быть повышена за счет легирования ее хромом и марганцем. В этом случае увеличивается интервал устойчивости переохлажденного аустенита стали и снижается $v_{кр}$. Стали, легированные хромом и марганцем, можно использовать для изготовления крупного инструмента. Тонкий и сложный по форме инструмент, изготовленный из таких сталей, можно закаливать и менее интенсивных, чем вода, охлаждающих средах.

Инструментальные стали легируют карбидообразующими элементами: V, W, Mo, Cr, Mn. Последние не только повышают износостойкость и теплостойкость стали, но и, растворяясь в аустените, уменьшают растворимость углерода в нем. Иначе говоря, они сдвигают линию *ES* диаграммы состояния системы Fe–Fe₃C (см. рисунок 1, *a*). Особенно сильно влияют на положение линии *ES* вольфрам и хром. Например, углеродистая сталь с 0,7 % С по структуре в отожженном состоянии (П + Ф) является доэвтектоидной; сталь с 0,7 % С и 5 % W – заэвтектоидной. Сталь с 12 % W относят к ледебуритному классу, так как в процессе ее кристаллизации при эвтектической температуре образуется ледебурит. Ледебурит в сталях принято называть карбидной эвтектикой.

При выборе режимов термической обработки легированных инструментальных сталей необходимо учитывать следующее.

1. Хром, вольфрам и кремний повышают критические температуры A_3 и тем в большей мере, чем выше их содержание в стали. Следовательно, легированные стали необходимо нагревать под закалку до более высоких температур, чем углеродистые с таким же содержанием углерода. Увеличение температуры нагрева под закалку способствует наиболее полному растворению карбидной фазы в аустените, повышению степени его легирования и, в конечном итоге, формированию в процессе закалки мартенсита, обладающего

необходимой теплостойкостью. При отпуске вследствие частичного распада высоколегированного мартенсита образуются дисперсные карбиды, что сопровождается увеличением твердости стали (явление вторичной твердости).

2. Хром, молибден, вольфрам, ванадий повышают устойчивость переохлажденного аустенита, при этом снижается $v_{кр}$ и создается возможность закалки инструмента из легированных сталей, обладающих низкой теплопроводностью, в мягких закалочных средах (масло и др.). При этом не происходит коробления инструмента и в нем не возникают закалочные трещины.

3. Карбидообразующие элементы понижают температурный интервал мартенситного превращения ($M_n - M_k$), что приводит к увеличению массовой доли аустенита остаточного в структуре закаленной стали. Содержание аустенита остаточного растет также при повышении температуры нагрева стали под закалку. По сравнению с ферритно-карбидными смесями (перлит, сорбит, троостит) объем аустенита минимален, а мартенсита – максимален. Поэтому образование мартенсита приводит к увеличению объема стали, следовательно, и инструмента, причем тем значительнее, чем больше в стали содержание углерода. Это является одной из основных причин возникновения закалочных напряжений в изделиях. Размеры изделий при этом существенно не меняются, но для деталей точных приборов и ряда инструментов, размеры которых после закалки не могут быть исправлены шлифованием, даже небольшие изменения размеров недопустимы. Предотвратить увеличение объема при закалке и изменении размеров изделий можно путем применения их бездеформационной закалки или тепловой доводки. В том и другом случае температура нагрева под закалку, длительность выдержки изделий при температуре отпуска, скорость охлаждения при нем, а также число проводимых отпусков (тепловая доводка) подбираются такими, чтобы соотношение массовых долей мартенсита и аустенита остаточного обеспечивало компенсацию объемных и размерных увеличений при образовании мартенсита за счет формирования аустенита остаточного.

Стали, которые подвергаются указанным обработкам, называются малодеформирующимися, к ним относятся легированные инструментальные стали Х, ХГ, ХВГ, Х12Ф1 и другие.

4. Если в структуре литых инструментальных сталей (например, в быстрорежущих) присутствуют частицы карбидов неблагоприятных форм (скелетного типа, остроугольные и т. п.) или сетка из карбидов, такие стали прежде всего подвергают горячей механической обработке – ковке. При этом карбиды или сетка из них разбиваются и перемешиваются по возможности равномерно. Литой заготовке придается необходимый профиль. Если проковка недостаточна или затруднительна (в стали Х12Ф1), разбитые карбиды в структуре оказываются собранными в полосы (карбидная ликвация). Такое неравномерное полосчатое распределение карбидов в стали нежелательно, так как в областях, обедненных карбидами, сталь имеет пониженные показатели эксплуатационных свойств.

Для улучшения обрабатываемости инструментальных сталей на режущих станках их подвергают смягчающему отжигу при 800...860°С, при котором частицы карбидов приобретают округлую форму.

Инструментальные стали по теплостойкости классифицируют на нетеплостойкие, полутеплостойкие и теплостойкие.

Таблица 1. Режимы термической обработки и твердость легированных инструментальных сталей (ГОСТ 5950-73, ГОСТ 19265-73)

Марка стали	Температура отжига, °С	Закалка		HRC после закалки	Температура отпуска, °С	HRC после отпуска
		t, °С	среда			
11ХФ	760-780	810-830	Масло	64-62	140-160	65-62
Х	770-790	840-860	Масло	64-62	150-250	64-56
9ХС	780-810	840-860	Масло	64-62	150-200	64-60
ХВГ	770-790	830-850	Масло	64-62	160-220	63-58
ХВ5	800-820	800-820	Вода	67-65	120-160	69-67
6ХС	800-820	840-860	Масло	60-56	180-220	60-55
Х6ВФ	800-820	970-990	Масло	61-60	150-160	63-61
Х12Ф1	800-820	1050-1070	Масло	64-62	160-200	64-62
Р18	860-880	1280	Воздух Масло	62-60	560 (3 раза)	64-62
Р6М5	860-880	1230	Масло	62-60	560	64-63

Нетеплостойкие стали (углеродистые, низко- и среднелегированные) сохраняют высокую твердость при нагреве до 200...250 °С. При дальнейшем

нагревании происходят распад мартенсита и коагуляция (рост с округлением) частиц карбидов. Инструмент из таких сталей применяют для резания мягких материалов с небольшой скоростью и для холодного деформирования. По структуре в равновесном состоянии они, в зависимости от содержания углерода, являются доэвтектоидными (со структурой феррит и перлит), эвтектоидными (перлит), заэвтектоидными (перлит и цементит вторичный). По прокаливаемости подразделяются на стали небольшой, повышенной и высокой прокаливаемости.

К нетеплостойким инструментальным сталям небольшой прокаливаемости относятся углеродистые У7...У13, низколегированные стали 7ХФ...11ХФ, 13Х и др. Из-за малой устойчивости переохлажденного аустенита стали имеют небольшую прокаливаемость при охлаждении в воде. Поэтому их применяют для изготовления тонкого инструмента диаметром менее 12.. 15 мм, простой формы. В случае закалки изделий в масле (таблица 1) сквозная прокаливаемость достигается в очень топких сечениях изделий (до 5 мм). При больших размерах деталей в результате закалки в воде и в масле достигается высокая твердость только поверхностного слоя, металл в сердцевине детали остается мягким, с повышенной вязкостью. Перед обработкой резанием изделия подвергают отжигу на перлит зернистый.

Стали с пониженным содержанием углерода (0,7... 0,8 %) применяют для изготовления инструмента, испытывающего при работе толчки и удары (зубила, ножи и ножницы по металлу, отвертки, топоры, матрицы для холодной штамповки и др.). Их закалывают с нагревом до температуры выше $A_{с1}$ (на 30...50°C), затем подвергают отпуску (250...450 °C) на требуемую твердость 58...45 HRC₃ (мартенсит или троостит).

Для изготовления мелкого инструмента высокой износостойкости и с острой режущей кромкой (сверла, метчики, фрезы, напильники, хирургический и измерительный инструмент и пр.) применяют стали с повышенным содержанием углерода (более 0,8 %). Такая сталь после закалки с температуры

$\text{Л}_{\text{C1}} + (30...50)^\circ\text{C}$ и низкого отпуска при $150...200^\circ\text{C}$ имеет структуру мартенсита, твердость $60...64 \text{ HRC}_3$.

Хромованадиевые стали 7ХФ...11ХФ ($0,4...0,7 \% \text{ Cг}$; $0,15...0,20 \% \text{ V}$) применяют главным образом для изготовления деревообрабатывающего инструмента.

Насквозь прокаливаются изделия из сталей повышенной прокаливаемости при закалке в масле ($d=50 \text{ мм}$) и в воде ($d=80 \text{ мм}$). Инструмент простых форм из стали ХВ5 можно закалывать в воде. К названной группе относятся стали Х ($0,95...1,1 \% \text{ C}$, $1,3...1,65 \% \text{ Cг}$), 9ХС ($0,95...1,25 \% \text{ C}$, $1,2...1,6 \% \text{ Si}$), предназначенные для изготовления массивного инструмента и инструмента сложной формы. При закалке в масле изделия из таких сталей мало подвержены трещинообразованию.

Стали марок ХВГ ($0,9...1,05 \% \text{ C}$; $0,9...1,2 \% \text{ Cг}$; $1,2...1,6 \% \text{ W}$; $0,8...1,1 \% \text{ Mn}$) и ХГ относят к малодеформирующимся. Их используют для изготовления калибров, длинных метчиков, бритвенных ножей и лезвий и другого инструмента, для которого весьма важно сохранение размеров в процессе термической обработки, а также для изготовления деталей точных приборов.

Сталь ХВ5 ($1,25...1,50 \% \text{ C}$) называется алмазной, обладает исключительно высокой твердостью в закаленном состоянии ($67...69 \text{ HRC}_3$) в силу большого содержания в мартенсите карбидов вольфрама Me_6C и легированного цементита Me_3C . Применяется для изготовления фильер холодного волочения, отделочного инструмента, снимающего стружку с твердых материалов (белый чугун, стекло, камень).

К сталям высокой прокаливаемости относятся стали марок 6ХС...9ХС, ХГСВФ и др. Сквозная прокаливаемость в изделиях диаметром до 100 мм достигается за счет легирования хромом и дополнительно кремнием. Такие стали применяют для изготовления массивного штампового инструмента сложных форм, шариков и колец подшипников качения и др. Сталь 6ХС после соответствующей термической обработки (см. таблицу 1) используют для

изготовления пневматических зубил и ряда инструментов, работающих при ударных нагрузках и вибрации.

Полутеплостойкие стали сохраняют высокую твердость до 250...400 °С. К ним относятся высокохромистые и хромоникелевые стали. Стали с высоким содержанием хрома (до 12 %), представителями которых являются Х6ВФ (1,05...1,15 % С; 5,5...6,5 % Сг; 0,5...0,8 % V); Х12Ф1 (1,25...1,45% С, 11,0...12,5 % Сг; 0,7...0,9 % V), характеризуются повышенной износостойкостью в условиях абразивного изнашивания, обусловленной высоким содержанием карбидов (Сг, Fe)₇С₃ и, возможно, VC.

Сталь Х₆ВФ применяется для изготовления деревообрабатывающего инструмента, ножовочных полотен, резьбо- и зубонакатного инструмента, матриц и пуансонов, штампов холодного деформирования. После закалки (см. таблицу 1) и низкого (150...160 °С) отпуска она обладает высоким сопротивлением изнашиванию. Для повышения вязкости стали (59...58 HRC_a) температуру отпуска рекомендуется повышать до 200...275 °С.

Стали Х12Ф1 (1,2...1,45 % С) и ей подобные относятся к маяодеформирующимся сталям ледебуритного класса, применяются для изготовления массивного инструмента (фрезы, протяжки, матрицы и пуансоны штампов холодной штамповки, штампы горячей штамповки, калибры, шаблоны, фильеры для волочения проволоки и др.). Сталь послековки и отжига (800...820 °С) имеет микроструктуру сорбитообразного зернистого перлита с включениями первичных и вторичных карбидов (рисунок 1). Включения карбидов первичных (K_I) сравнительно крупные. Их размер, зависит от степени размельченности карбидной эвтектики ковкой. Включения карбидов вторичных (K_{II}) мелкие, образуются при охлаждении стали в интервале эвтектическая – эвтектоидная температура вследствие уменьшения растворимости углерода и хрома в аустените. Сталь чрезвычайно склонна к карбидной ликвации. Микроструктура закаленной и отпущенной стали представляет собой мартенсит и карбиды (K_I, K_{II}).

Для обеспечения минимальных объемных и размерных изменений изделий в процессе термической обработки проводится их закалка с 1070... 1120 °С и одно- или многократный отпуск при 450...480°С (тепловая доводка) с контролем размеров изделий после каждого отпуска. Структура – мартенсит, карбиды $(\text{Cr, Fe})_7\text{C}_3$ и аустенит остаточный.

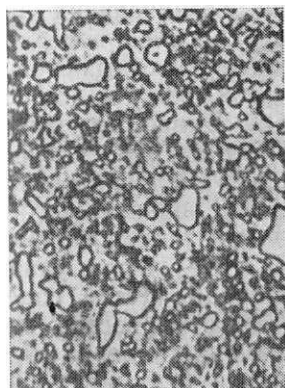


Рисунок 1. Микроструктура стали X12Ф1 послековки и отжига (сорбитообразный зернистым перлит и карбиды). X500



Рисунок 2. Микроструктура литой стали P18 (ледебуритная эвтектика скелетного типа, сорбитообразный перлит, вторичные карбиды, аустенит). X500

Хромоникелевые стали (5ХНВ, 5ХНМ, 5ХГМ, 5ХГВС и др.) используют для изготовления штампов (массой 5... 70 т) горячего деформирования. Мелкие штампы изготавливают из сталей У7, У8, У9. По структуре в равновесном (отожженном) состоянии хромоникелевые стали доэвтектоидные. Режим термической обработки (отпуск) зависит от размеров (толщина стенки) штампа. Закалку проводят в масле с температур 830...860°С, очень крупные штампы закаливают в воздушных смесях. Сравнительно мелкие (до 300 мм) штампы отпускают при 460... 540 °С на 40...44 HRC₃; средние – при 500...550 °С на 35... 40 HRC₃; крупные (более 500 мм) – при 550...580°С на 45...50 HRC₃. Структура – сорбитообразный троостит или сорбит. В последнем случае стали имеют следующие характеристики: $\sigma_B = 350...430$ МПа, KCU = 500...700 кДж/м² при пластичности $\psi=40...80\%$. Они обладают высокой термостойкостью

(разгаростойкость) – сопротивлением возникновению разгарных трещин, возникающих при циклическом нагреве и охлаждении рабочей поверхности штампа (расширение и сжатие поверхностных слоев).

Теплостойкие стали сохраняют свои свойства до 550...600 °С. Их объединяют в группу так называемых быстрорежущих сталей, маркируемых по ГОСТ 19265-73 буквой Р. После буквы Р в марке следует число, указывающее среднее содержание (в процентах) вольфрама (буква В – его условное обозначение – пропускается), затем после соответствующих букв М, Ф и К – число, указывающее содержание молибдена, ванадия (если содержание его больше 1...2 %) и кобальта. В состав всех быстрорежущих сталей непременно входят углерод (0,8... 1,25 %), хром (около 4 %) и ванадий (1...2 %), содержание которых в марке не указывается.

Инструмент из этих сталей (резцы, сверла, фрезы, шеверы, метчики, плашки, развертки, зенкеры, пилы, напильники) работает на скоростях, в 3...5 раз превышающих скорости работы инструмента из углеродистых сталей. Быстрорежущие стали относят к ледебуритному классу, так как в структуре литых сталей, в том числе и в стали Р18, присутствует карбидная эвтектика (ледебурит) скелетообразного типа (рисунок 2) из аустенита и карбидов, вторичных карбидов, выделяющихся из аустенита вследствие уменьшения растворимости углерода и легирующих элементов в нем при понижении температуры, сорбитообразного эвтектоида (темные поля) из феррита и карбидов. При ковке разбиваются карбиды эвтектические, затем сталь (Р18) отжигается при 860...880 °С с медленным охлаждением до 500... 600 °С или изотермической выдержкой при 730...750 °С. Закалка изделий из стали Р18 производится на воздухе (крупные изделия –ж в масле) с температуры 1280 °С (см. таблицу 1). Сталь в закаленном состоянии (рисунок 3, а) состоит из K_I и небольшой доли K_{II} , мартенсита и аустенита остаточного (до 30 %), которые, будучи мысоколегированными, при протравливании шлифа в 5... 6%-м растворе $HN0_3$ в спирте не окрашиваются и выглядят светлыми. Карбиды вторичные при нагреве стали до температур закалки в значительной мере

растворяются в аустените, легируя его хромом, вольфрамом, ванадием и обеспечивая тем самым красностойкость стали.

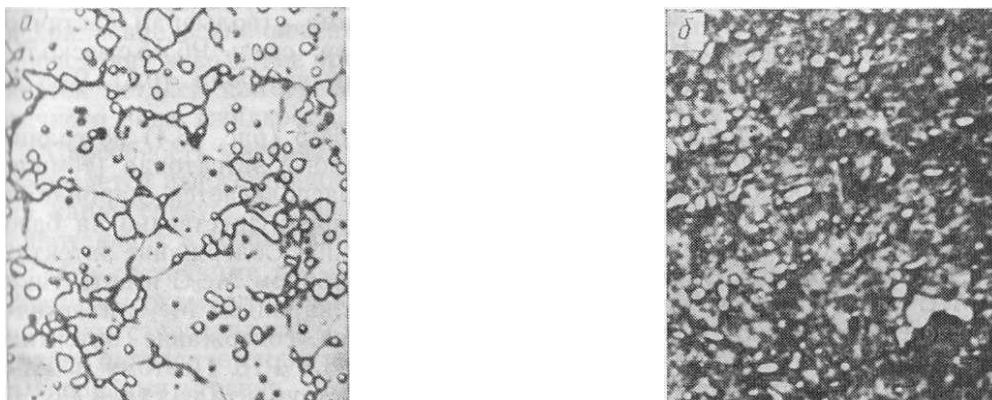


Рисунок 3. Микроструктура стали P18:

а – закаленная (мартенсит закалки, аустенит остаточный, обе фазы светлые, карбиды первичные и вторичные); б – закаленная и трижды отпущенная (мартенсит отпуска, карбиды первичные и вторичные). X500

После закалки обычно проводится трехкратный отпуск стали при 560 °С, в результате в ее структуре уменьшается массовая доля аустенита остаточного (до 2 %), микроструктура (рисунок 3, б) – мелкоигльчатый мартенсит отпуска, сильно травящийся в указанном реактиве, карбиды $Me_{\text{f}}C$ ($Fe_3(W, Mo)_3C$, $(W, Fe)_6C$), легированные ванадием. Возможно присутствие карбидов другого состава (Me_2C) в небольших долях.

В последнее время широкое распространение находят вольфрамо-молибденовые быстрорежущие стали с пониженным содержанием вольфрама (вольфрам частично заменен молибденом). Например, сталь P6M5 с несколько повышенным содержанием углерода (0,81...0,85 % вместо 0,7...0,8 % в стали P18).

В структуре литой стали P6M5 (рисунок 4) по границам дендритов ферритокарбидного эвтектоида (темная структурная составляющая) располагается карбидная эвтектика (аустенит, карбид) преимущественно на базе карбида Me_2C пластинчатого типа. Содержание эвтектики

скелетообразного типа с карбидом Me_6C и эвтектики с MeC очень мало. Эвтектика с карбидом Me_2C пластичнее скелетообразной. Суммарное содержание эвтектик существенно ниже по сравнению с Р18. Поэтому появилась возможность получения инструмента из стали Р6М5 самым дешевым способом – литьем.

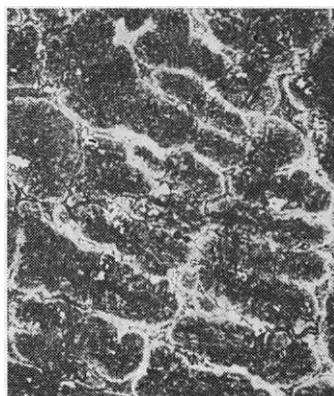


Рисунок 4. Микроструктура литой стали Р6М5 (дендриты сорбитообразного перлита, карбиды вторичные, ледебуритная эвтектика и аустенит по границам дендритных ячеек).

X200

1.4 Оборудование и материалы

- металлографический микроскоп МИМ-7, ММУ-3;
- набор микрошлифов;
- атлас микроструктур.

1.5 Указания по технике безопасности

1. Необходимо осторожное обращение с микроскопом.
2. Запрещается резко перемещать винты и рукоятки, вращать зафиксированный макровинт, прикасаться руками к линзам.
3. Запрещается разбирать узлы и оптические детали.
4. Не допускать попадания на линзы влаги или реактива.
5. Нельзя брать пальцами микрошлиф за полированную или протравленную поверхность.

1.6 Указания по порядку выполнения работы

1. Изучить классификацию инструментальных сталей.
2. Зарисовать и объяснить микроструктуру сталей, предложенных преподавателем (с учетом специальности студентов), на различных этапах их термической обработки.
3. Указать режимы термической обработки, свойства и области применения изучаемых сталей.
4. Написать отчет по работе в соответствии с вышеуказанными пунктами.

1.7 Содержание отчета

Отчет должен содержать:

- цель работы;
- классификацию инструментальных сталей;
- зарисованную микроструктуру сталей на различных этапах их термообработки;
- режимы термической обработки свойства и области применения изучаемых сталей.
- выводы по результатам работы.

1.8 Контрольные вопросы

1. Предназначение инструментальных сталей.
2. Что такое износостойкость?
3. Чем определяется износостойкость.
4. Что мы называем красностойкостью?
5. Какие элементы повышают красностойкость сталей.
6. Дать определение прокаливаемости.
7. Какими элементами легируют инструментальные стали.
8. Дать определение нетеплостойким сталям.

9. Что такое полутеплостойкие стали?

10. Дать определение теплостойкой стали.

1.9 Список литературы

Основная литература

1. Учаев, П. Н. Материаловедение : учебник для судентов, обучающихся по напр. «Конструкторско-технолог. обеспечение машиностроит. производств», «Автоматизация технолог. процессов и производств (машиностроение)» учебник / П. Н. Учаев, С. Г. Емельянов, К. Поб.)

Дополнительная литература:

1. Солнцев, Ю. П. Материаловедение [Электронный ресурс] : учебник для вузов / Ю. П. Солнцев, Е. И. Пряхин. — Электрон. текстовые данные. — СПб. : ХИМИЗДАТ, 2017. — 783 с. — 978-5-93808-294-6. — Режим доступа: <http://www.iprbookshop.ru/67345.html>.

Лабораторная работа 11

Стали со специальными свойствами

1.1 Цель работы

Изучение структуры, свойств и области применения специальных сталей.

1.2 Формируемые компетенции

УК-6. Способен управлять своим временем, выстраивать и реализовывать траекторию саморазвития на основе принципов образования в течение всей жизни

1.3 Теоретическое обоснование

К сталям со специальными свойствами относятся стали, работоспособность которых оценивается не только по механическим, но и по ряду других свойств: технологическим (износостойкость), химическим (коррозионная стойкость, жаростойкость), физическим (магнитные, электрические и пр.).

Одной из основных причин выхода деталей машин из строя является изнашивание, которое представляет собой процесс постепенного изменения их размеров, формы и массы, а также нарушения состояния изнашивающихся при эксплуатации рабочих поверхностей (выкрашивание, искривление, возникновение трещин и др.). Изнашивание происходит вследствие трения соприкасающихся поверхностей деталей или трения поверхности со средой различного вида (жидкость, газ, твердые частицы и т. д.).

Способность материала сопротивляться изнашиванию называется износостойкостью. Износостойкость материала характеризует долговечность деталей, самих машин, работающих в условиях трения.

Износостойкими называют стали (шарикоподшипниковые, высокомарганцовистые и др.), характеризующиеся высоким сопротивлением изнашиванию. Износостойкость сталей определяется их химическим составом, структурой и условиями трения. Она повышается с увеличением твердости поверхностных слоев изделий. Однако для работы в различных условиях трения необходима сталь вполне определенной структуры, а следовательно, и химического состава.

Шарикоподшипниковые стали применяют для изготовления колец, шариков и роликов подшипников качения. Сепараторы, служащие для разделения тел качения и обеспечения необходимого направления их движения, делают из мягких материалов: малоуглеродистых сталей, латуней, бронз, дуралюминов. В процессе работы кольца и тела качения испытывают высокие местные (на площадках контакта шаров и роликов с беговой дорожкой кольца) знакопеременные циклические нагрузки и подвергаются интенсивному истиранию. В большинстве случаев причинами выхода из строя подшипников

качения являются деформирование и усталостное выкрашивание рабочих поверхностей изделий. К необходимым свойствам шарикоподшипниковых сталей относятся прежде всего высокие износостойкость и сопротивление контактной усталости (контактная выносливость).

Для обеспечения указанных свойств на любом малом участке поверхностей и по всей толщине деталей необходима твердая ($61...65 \text{ HRC}_3$) износостойкая структура – высокоуглеродистый мартенсит и карбиды высокой степени дисперсности и гомогенности с достаточными прочностью, вязкостью, упругостью и, в ряде случаев, коррозионной стойкостью.

Кольца, шарики и ролики подшипников качения изготавливают главным образом из высококачественных шарикоподшипниковых сталей марок ШХ6, ШХ9, ШХ15, ШХ15СГ (ГОСТ 801-78). Эти стали содержат 0,95... 1,15 % углерода и хром, среднее содержание которого в десятых долях процента обозначается цифрой в марках сталей.

Большое содержание углерода в сталях обеспечивает их высокую твердость в рабочем состоянии. Хром уменьшает критическую скорость закалки и увеличивает прокаливаемость стали в тем большей мере, чем выше его содержание. Таким образом создается возможность проведения закалки деталей в масле, а не в воде, что способствует уменьшению закалочных напряжений и деформации изделий. Кроме того, в присутствии хрома вместо Fe_3C в стали образуется легированный цементит $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{C}$, повышается степень дисперсности его частиц и, в определенной мере, увеличивается его массовая доля в термически обработанной стали. Для еще большего увеличения прокаливаемости сталь ШХ15 дополнительно легируют кремнием (0,40...0,65 % против 0,15...0,37 % в ШХ15) и марганцем (0,9...1,2 % вместо 0,2...0,4 %).

Заготовки шаров, роликов, колец, полученные ковкой, штамповкой, раскаткой, подвергают термической обработке: во-первых, смягчающему отжигу при температуре $790...810^\circ\text{C}$ в течение 2...6 ч с охлаждением до $650...550^\circ\text{C}$ в печи, затем на воздухе. (Отжиг проводят для улучшения обрабатываемости резанием и получения зернистой структуры стали.) Во-

вторых, нормализации с нагревом до 920...950°C и кратковременной выдержкой (10... 25 мин), при которой устраняется сетка цементита вторичного и при необходимости получается тонкопластинчатый перлит. В-третьих, высокому отпуску при 650... 700°C с выдержкой 1...2 ч и охлаждением на воздухе. Эту операцию проводят в случае, когда при работе подшипников возникают очень высокие контактные напряжения. Затем следует окончательная термическая обработка, состоящая из закалки изделий в масле и низкотемпературного отпуска. Температура нагрева под закалку для сталей ШХ15 и ШХ15СГ – 830...880 °С, выдержка – 20...80 мин. Охлаждение в масле. Отпуск на твердость не ниже 61...65 HRC_р производится при 150...160°C, продолжительность его – 2...5 ч в зависимости от размера детали.

Структура стали в рабочем состоянии – мелкоигольчатый (скрытокристаллический) мартенсит с равномерно распределенными округлыми включениями карбидов (Fe, Cr)₃C (сталь ШХ15, рисунок 1). Ее характеристики: (σ_b =2500...2600 МПа; KС = 200...250 кДж/м² (для образцов без надреза)).

Для получения максимальной твердости (65...66 HRC₃) или для стабилизации размеров колец особо точных (прецизионных) подшипников рекомендуется немедленно после закалки проводить их обработку холодом с охлаждением до –20... –70 °С с целью уменьшения или регулирования содержания в структуре аустенита остаточного.

При изучении микроструктуры хромистых подшипниковых сталей (см. рисунок 1) обычно наблюдается неравномерность их травления, которая прослеживается на всех этапах обработки. Отмеченное объясняется следующим. В структуре этих сталей присутствуют карбиды (Fe, Cr)₃C с различным содержанием хрома. Включения заэвтектоидных (вторичных) карбидов, обогащенных хромом (до 9 %), сравнительно крупные, слаботравящиеся; карбидов, обедненных хромом, – относительно мелкие, сильнотравящиеся, образуют скопления темного цвета и представляют собой цементит перлита, легированный хромом.

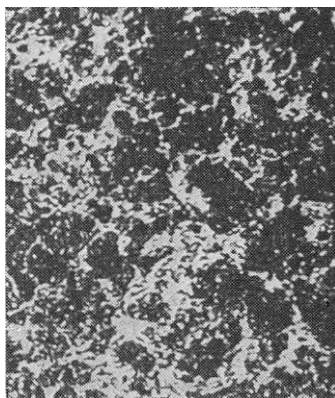


Рисунок 1. Микроструктура стали ШХ15 после закалки и низкого отпуска (мартенсит, карбиды). X500

Жесткие требования предъявляются к чистоте шарикоподшипниковых сталей (ГОСТ 801-78 и ГОСТ 21022-75) по неметаллическим включениям, карбидной сетке и карбидной ликвации, рыхлости, пористости металла. Если в местах контакта тел качения с беговой дорожкой кольца окажется хотя бы один из названных дефектов, возможно преждевременное местное разрушение (выкрашивание), приводящее к снижению долговечности подшипников.

Перечисленные стали имеют различную прокаливаемость. Сталь ШХ15 рекомендуется для изготовления деталей подшипников с толщиной стенки не более 20 мм, сталь ШХ15СГ – для изделий с размером сечения более 20...30 мм. Из ШХ15 изготавливают также другие детали (валики, кулачки, копиры, оси рычагов) высокой износостойкости, твердости и контактной прочности.

Для изготовления подшипников, втулок, осей, ножей высшего качества, работающих в агрессивных средах (морская вода, влажный пар, слабые растворы некоторых кислот и щелочей), рекомендуется коррозионностойкая сталь 95Х18 мартенситного класса (закалка в масле с температуры 1000...1050 °С, отпуск при 140... 150 °С с выдержкой 2...4 ч на твердость не ниже 56 HRC₃).

Подшипники, испытывающие в процессе работы большие динамические нагрузки (подшипники с диаметром наружного кольца 500 мм и более), изготавливают из цементуемых сталей 18ХГТ, 12Х2Н4А, 20Х2Н4А. Толщина цементованного слоя превышает 4 мм.

Высокомарганцовистая сталь 110Г13Л (1,1...1,3 % С; 12...14 % Мп; литейная, сталь Гадфильда или Г13) рекомендуется для изготовления деталей, работающих в условиях высоких давлений, ударных нагрузок с одновременным истиранием (трамвайные и железнодорожные стрелки и крестовины, гусеничные траки, звездочки, зубья ковшей экскаваторов, детали дробильных установок и др.).

Структура стали 110Г13Л – аустенит, т. е. сталь аустенитного класса. Высокоуглеродистый аустенит, легированный марганцем (13 %), образуется при кристаллизации стали и не испытывает эвтектоидного превращения. Его решетка (ГЦК), содержащая много углерода и марганца, настолько устойчива, что не перестраивается в ОЦК решетку феррита. При медленном охлаждении стали по границам зерен аустенита выделяются вторичные карбиды марганца $(\text{Fe, Mn})_3\text{C}$ цементитного типа (рисунок 2). При температуре ниже 650 °С из-за заторможенности диффузионных процессов карбиды приобретают форму пластин внутри зерен аустенита. На микрофотографии (см. рисунок 2) пластины имеют вид игл. Образование карбидов приводит к обеднению аустенита в прилегающих к ним объемах углеродом и марганцем. Это вызывает распад аустенитной фазы в ирикарбидных зонах на феррит и цементит. Возникший перлит на рисунке 2 виден как темная структурная составляющая. Карбидообразование обуславливает снижение прочностных характеристик стали 110Г13Л и показателей свойств, которые делают ее уникальной.

Для получения чисто аустенитной структуры стали 110Г13Л изделия из нее подвергают закалке в воде с температур аустенизации 1050...1100 °С. После этого она имеет следующие характеристики: $\sigma_{\text{в}} = 750... 1000 \text{ МПа}$; 180...220 НВ; $\psi = 40... 50 \%$; $\text{KCU} = 300 \text{ кДж/м}^2$.

Высокоуглеродистый аустенит, легированный марганцем (~13%), обладает ценными свойствами. Во-первых, в условиях трения скольжения, сопровождающегося большими удельными давлениями и ударами, аустенит сильно наклепывается.

Твердость стали повышается до 45...48 HRC₃ при сохранении других указанных свойств. Во-вторых, сталь со структурой аустенита немагнитна. Однако сталь 110Г13Л не обладает износостойкостью в условиях чисто абразивного или абразивно-ударного изнашивания.



Рисунок 2. Микроструктура литой стали 110Г13Л (аустенит, карбиды). X200

Различают два типа коррозии металлических материалов – химическую и электрохимическую.

Химическая коррозия происходит в агрессивных средах, не проводящих электрический ток. Это сухие газы (газовая коррозия), расплавленные соли и металлы, жидкости-неэлектролиты (нефть, бензин, смазочные масла). При химической коррозии металл соединяется с агрессивными составляющими среды (например, в случае газовой коррозии – с кислородом окружающего газа). В результате на поверхности металлических изделий образуется оксидная пленка – окалина, если окисление происходит при высоких температурах (выше 500° С). Окалина состоит из ряда окислов, кристаллохимическое строение которых и плотность прежде всего зависят от состава стали и окружающего газа. Например, в состав окалины на железе и углеродистой стали, корродирующих в сухом нагретом воздухе, входят FeO, Fe₃O₄, Fe₂O₃. Эта окалина очень рыхлая, имеет много пор и трещин. Она мало препятствует диффузионному проникновению свободного кислорода из окружающей среды к поверхности металла и поэтому не является защитной пленкой. Коррозия не

затухает по мере возрастания толщины слоя такой окалины и может продолжаться до полного разрушения металла.

На поверхности сталей, легированных определенными элементами, образуется плотная окалина. Даже топкая пленка такой окалины оказывает защитное действие – замедляет или устраняет процесс коррозии стали. Скорость химической коррозии резко возрастает с повышением температуры. Агрессивность среды увеличивается, если она помимо кислорода содержит серу и углерод.

Стали, обладающие высокой степенью сопротивляемости образованию окалины, называются окалиностойкими или жаростойкими.

Для повышения окалиностойкости стали легируют хромом, алюминием и кремнием. В этом случае при нагреве стали в процессе работы изделия на его поверхности образуется окисная пленка, защищающая сталь от дальнейшего окисления. Чем выше температура нагрева деталей, тем более легированной должна быть сталь. Хромистые стали с содержанием хрома 5 % (15X5) – длительно окалиностойкие в воздушной среде до 650 °С; 13... 18 % Cr (08X13, 12X17) – до 700...850 °С; 28% Cr (15X28) – до 1100 °С.

Стали с одним и тем же содержанием хрома, в зависимости от концентрации в них углерода, при охлаждении на воздухе приобретают различную структуру (от ферритной до мартенситной). Например, стали 08X13, 12X17, 15X28 относятся к ферритному классу, 12X13 – ферритно-мартенситному.

Сталь 08X13, отожженная после горячей обработки давлением (температура начала ковки 1200 °С, конца – 850 °С), имеет структуру феррита с пограничными выделениями карбидов Cr_{23}C_6 . Для растворения карбидов в феррите сталь термически обрабатывают по режиму: закалка на воздухе с температуры 1000... 1050 °С, отпуск при 680...780 °С с охлаждением на воздухе или в печи. Механические свойства: $\sigma_{\text{в}} = 500...600 \text{ МПа}$; $\sigma_{0,2} \geq 300 \text{ МПа}$ в зависимости от профиля, размера сечения изделий и сортамента стали.

Стали 12X17, 15X28 деформируют при сравнительно низкой температуре – 1000...700°C, поскольку они склонны к росту зерна, что в конечном итоге приводит к снижению их пластичности и вязкости. Для получения оптимальных свойств ($\sigma_b = 400...500$ МПа, $\sigma_{0,2}=250...300$ МПа) стали отжигают при 720...780 °C с охлаждением на воздухе.

В процессе медленного охлаждения сталей с температур горячего деформирования образуются карбиды $Cr_{23}C_6$, располагающиеся по границам зерен феррита. К местам зарождения и роста частиц карбидов углерод диффундирует из всего объема зерна феррита, хром – только из приграничных слоев, которые обедняются хромом (менее 12,6 %); стойкость сталей к межкристаллитной коррозии снижается. Образовавшиеся карбиды могут растворяться в феррите в процессе высокотемпературной выдержки (900...1000°C, 1 ч) с последующим быстрым охлаждением в воде. Коррозионная стойкость стали на границах зерен восстанавливается. При введении в сталь небольших доз титана (в зависимости от содержания углерода в ней, но не более 1,0 %) вместо карбидов хрома по границам зерен образуются карбиды титана (TiC). Таким способом надежно предотвращается межкристаллитная коррозия в окалиностойких и коррозионностойких сталях, в том числе и в сталях 08X17T, 15X25T.

Легирование сталей несколькими элементами обеспечивает их длительную жаростойкость в условиях активного окалинообразования. Например, клапанные стали 40X10C2M, 40X9C2 окалиностойки в серосодержащих средах до 850 °C; сталь 20X20H14C2 – до 1100 °C в науглероживающей среде (детали термических печей, агрегатов ХТО и др.).

Электрохимическая коррозия происходит в проводящих ток жидких средах – электролитах (пресная и морская вода, водные растворы солей, кислот и щелочей). К электрохимической относятся также наиболее часто встречающиеся и губительные атмосферная и почвенная коррозии.

Процесс коррозии в значительной мере зависит от состава стали, ее структуры, наличия тонкой окисной пленки на ее поверхности, состава

окружающей среды, характера внешних воздействий на сталь и др. Чистые металлы, чистота которых оценивается четырьмя (99,99 %), пятью (99,999 %) и более девятками, гораздо труднее поддаются коррозии, чем металлы промышленной (99,9 %) и более низкой чистоты. Двух- и многофазные сплавы корродируют существенно быстрее, чем однофазные. Двухфазные отожженные сплавы менее стойки в электролитах, чем закаленные. Установлено также, что коррозия развивается быстрее в материалах, находящихся в напряженном состоянии (например, в холоднодеформированном металле), а также в местах концентрации напряжений, в изделиях (линии сгиба стального листа, места надрезов и т. п.). Очевидно, что для увеличения срока службы деталей при их изготовлении необходимо учитывать перечисленные факторы. Кроме того, для замедления процессов электрохимической коррозии (устранить их полностью невозможно) необходимо стремиться к устранению всех видов неоднородности (структурной, химической, физической) на поверхностях раздела металл – электролит. В противном случае повышается вероятность создания микророзрозийонных пар, возникновения разности электростатических потенциалов, протекания процессов, активизирующих коррозию металла.

Характеристикой устойчивости металла к электрохимической коррозии является стандартный (нормальный) электродный потенциал (v_c^0, B). Отрицательные значения v_c^0 соответствуют электрохимической активности металла, она тем больше, чем выше абсолютные значения этого потенциала; положительные – пассивности металла. Условно за нуль принимается электродный потенциал водородного электрода.

К числу мероприятий по борьбе с коррозией металла относятся: 1) нанесение на изделия защитных покрытий (алитирование, хромирование, силицирование и др.);

очистка металлов от примесей, ускоряющих коррозионные процессы (удаление серы из железных сплавов);

легирование сталей элементами, которые переводят ее в пассивное состояние (например, при введении 12,6 % хрома в углеродистую сталь изменяется ее стандартный электродный потенциал (с $-0,6$ В до $+1,8$ В), сталь становится устойчивой к коррозии не только в сухих газовых средах, но и в атмосфере, воде и многих промышленных средах, содержащих кислород и другие окислители).

Стали, обладающие устойчивостью к электрохимической коррозии, называются коррозионно-стойкими (нержавеющими). Они подразделяются на хромистые и хромоникелевые. .

Хромистые нержавеющие стали, содержащие 13,17 или 25...28 % хрома, ранее рассматриваемые как окалиностойкие, характеризуются также высокой сопротивляемостью электрохимической коррозии в обычных атмосферных условиях, во влажном воздухе, пресной и морской воде, паре, слабоагрессивных растворах солей, щелочей, кислот.

Стали, содержащие не более 0,2 % углерода и 13 % хрома, приобретают наибольшую коррозионную стойкость после термической обработки по ранее указанному режиму. Используются как конструкционные с повышенной пластичностью для изготовления изделий, подвергающихся ударным нагрузкам (арматура, посуда, клапаны двигателей и др.). Стали с повышенным содержанием углерода (0,3...0,4%) являются заэвтектоидными, поскольку хром существенно сдвигает линию ES диаграммы состояния железоуглеродистых сплавов в сторону уменьшения растворимости углерода в аустените. Стали марок 30X13, 40X13 (ГОСТ 5949-75) после закалки в масле с температур 950...1020 °С (30X13), 1000...1050 °С (40X13) и низкого отпуска при 200...300°С приобретают высокую твердость (40... 50 HRC₃), используются как инструментальные для изготовления режущего, мерительного и хирургического инструмента. Закалка с отпуском при 600...650 °С обеспечивает их высокие прочностные и упругие свойства, длительно сохраняющиеся при работе изделий с нагревом до 580 °С. Поэтому стали 30X13, 40X13 применяются для изготовления пружин.

Стали ферритного класса с содержанием хрома 17 % и более ввиду отсутствия полиморфного превращения не подвергаются упрочняющей термической обработке. Используются как нержавеющие в отожженном (760...780 °С) состоянии. Из стали 08X18T1 изготавливают оборудование для заводов пищевой и легкой промышленности (изделия, не подвергающиеся ударным нагрузкам, работающие в интервале температур (-20... +800) °С; детали электроосветительной арматуры). Из сталей 15X25T и 15X28 изготавливают сварные конструкции, трубы теплообменной аппаратуры (сталь 15X28, кроме того, используют для спаев со стеклом).

В случае длительной эксплуатации сталей, содержащих 17...28 % хрома, при температурах, близких к 600 °С, в их структуре возможно образование α -фазы (FeCr), что приводит к охрупчиванию сталей и снижению их коррозионной стойкости. Охрупчивание наблюдается также и при 350...540 °С, когда упорядоченно перераспределяются атомы хрома и железа в приграничных участках твердого раствора. Для растворения α -фазы в твердом растворе необходим нагрев стали до 870...900 °С с быстрым охлаждением в том и другом случае. Однако, несмотря на возможность устранения явлений, приводящих к охрупчиванию, стали с 17...28 % Cr не рекомендуется применять для изготовления изделий, работающих в интервале температур 400...700 °С.

Хромоникелевые нержавеющие стали относятся к сталям аустенитного класса. Они характеризуются низким содержанием углерода (часто менее 0,15%), содержат 18...25 % хрома и 8...20 % никеля. Типичным представителем этой группы сталей, на основе которого разработаны все остальные, является сталь типа 18-10 (цифры показывают среднее содержание хрома – 18% и никеля – 10 %). В таких сталях эвтектоидного распада аустенита на перлит не происходит. Кроме того, интервал мартенситного превращения $M_n - M_k$ (см. работу 15) понижается настолько, что образование мартенсита при закалке также невозможно. Стали типа 18-10 при разных температурах имеют структуру аустенита. Низкое содержание углерода и азота, введение титана или ниобия и проведение стабилизирующей закалки с температур порядка 1050 °С

обуславливают невозможность межкристаллитной коррозии (МКК). Структура стабилизированной стали 12X18H9T показана на рисунок 3. В зернах аустенита видны двойники и включения TiC . Наличие двойников в аустените является характерной особенностью микроструктуры хромоникелевых сталей. Они возникают в процессе деформации и рекристаллизации и в литых сталях под влиянием создающихся термических напряжений.



Рисунок 3. Микроструктура стали 12X18H9T (аустенит, карбиды титана). X200

Хромоникелевые стали используют как коррозионностойкие для изделий и сварных конструкций, работающих во влажном воздухе, морской воде, растворах многих солей, кислот и щелочей. При добавках титана и ниобия они превосходят по коррозионной стойкости высокохромистые, обладая повышенной устойчивостью к межкристаллитной коррозии при длительной работе при температурах до $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ в сильно агрессивных средах. Стали типа 18-10 с несколько увеличенным содержанием никеля, легированные титаном (08X18H10T) и особенно ниобием (08X18H12Б), являются жаростойкими (до $800\text{ }^{\circ}\text{C}$) в агрессивных газовых средах. Для регулирования коррозионной стойкости аустенитные стали легируют молибденом (2,5...4,0 %), медью (до 3 %), кремнием. Хромоникелевые стали хорошо деформируются (прокаткой, штамповкой, вытяжкой) в холодном и горячем состояниях. После стабилизирующей термической обработки характеризуются высокой пластичностью ($\delta = 35\text{...}45\text{ \%}$), удовлетворительным пределом прочности ($\sigma_b =$

400...520 МПа), низким пределом текучести ($\sigma_{0,2}=160...250$ МПа). Используются как коррозионностойкий, жаропрочный и жаростойкий материал для изготовления изделий, подвергающихся нагревам до 500...800 °С (лопатки газодувных аппаратов; заклепки, диски, валы турбин), как декоративный материал.

Жаропрочность – свойство конструкционного материала сохранять высокую сопротивляемость пластическому деформированию при значительном повышении температуры. Непрерывная пластическая деформация материала под воздействием постоянной нагрузки или механического напряжения называется ползучестью материала. Стали, обладающие высоким сопротивлением ползучести и разрушению при температурах, составляющих 0,4...0,8 от температуры плавления, называются жаропрочными.

Жаропрочность металлических материалов оценивается пределом ползучести и пределом длительной прочности. Предел ползучести ($\sigma_{пл}$) – напряжение, вызывающее суммарную допустимую деформацию за определенный промежуток времени при температуре работы изделия. Предел длительной прочности ($\sigma_{д}$) – напряжение, вызывающее разрушение материала при заданной температуре за определенное время. Длительная прочность характеризует срок службы изделия до разрушения, его живучесть. Детали, длительно работающие (многие сотни часов) под нагрузкой, должны быть изготовлены из материалов, предел ползучести которых характеризуется малой деформацией, обычно не более 1 % за 10 лет (лопатки паровых турбин), реже – до 5 % за 100 000 ч работы (трубы некоторых паровых котлов).

Жаропрочность зависит от прочности межатомных связей в материале и от его структуры. Важно, чтобы структура материала, полученная в результате его термической обработки и обеспечивающая необходимые эксплуатационные свойства изделий в течение всего периода их работы, либо не изменялась, либо изменялась так, чтобы не снижалась прочность, а размеры изделий не выходили за пределы допустимых.

Как известно, металлические материалы, находящиеся под нагрузкой, с ростом температуры сильнее деформируются, что быстро приводит к их разрушению. При температурах выше $T_{\text{рекр}}$ (см. работу 3) одновременно развиваются процессы рекристаллизации, что обуславливает резкое возрастание пластического течения металла и его разупрочнение. Следовательно, жаропрочность определяется температурой рекристаллизации металла (для чистых металлов $T_{\text{рекр}} = 0,2...0,4 T_{\text{пл}}$, Для легированных твердых растворов $T_{\text{рекр}} = 0,7...0,8 T_{\text{пл}}$). Поэтому основным способом увеличения сопротивления ползучести и предела длительной прочности сталей является легирование их элементами, повышающими температуру плавления стали и образующими с железом твердые растворы. Наибольшей жаропрочностью обладают материалы, представляющие собой пересыщенные твердые растворы, способные к дополнительному упрочнению за счет дисперсионного твердения. Выделившиеся высокодисперсные фазы (карбиды, промежуточные фазы) препятствуют перемещению дислокаций и, следовательно, упругим и пластическим деформациям, затрудняют процессы рекристаллизации, повышая таким образом жаропрочность материала.

Для работы при температурах ниже 350 °С используют алюминиевые сплавы (АЛ19, Д16, ВД17, Д19, Д20, Д21 и др., см. работу 13) и обычные углеродистые конструкционные стали, в которых после термической обработки на высокую прочность не проявляется ползучесть. Для изделий, работающих при температуре 350...580°С, применяют титановые сплавы ВТ5 (до 400 °С); ВТ5-1, ВТ20 (до 500 °С); ВТ 18 (до 580 °С), а также низколегированные теплостойкие стали перлитного (12ХМ, 12Х1Ф) и мартенситного (15Х5, 15Х5ВФ, 25Х8ВФ, 15Х11МФ и др.) классов. Из этих сталей изготавливают детали насосов, турбомашин и установок высокого давления.

Важной характеристикой изделий из жаропрочных сталей, работающих при повышенных температурах в агрессивных средах, является их жаростойкость. Температура, до которой стали проявляют свою окалиностойкость, должна превышать рабочую. Поскольку процесс коррозии

активизируется с ростом температуры, то для работы при температуре выше 500 °С рекомендуются стали с повышенной окалиностойкостью, при температуре 500...700 °С – хромоникелевые стали аустенитного класса с температурой интенсивного окалинообразования 800...850 °С. Они подразделяются на гомогенные со стабильной аустенитной структурой, не склонные к дисперсионному упрочнению, и дисперсионно-упрочняемые, в процессе старения которых из пересыщенного аустенита, полученного закалкой, выделяются высокодисперсные упрочняющие фазы (4...7 %).

Гомогенные стали (ГОСТ 5949-75), к числу которых относятся 12X18H9T, 12X18H10T, 10X14H18B2Б (2...2,7 % W; 0,9...1,3 % Nb) и многие другие, предназначены для изготовления деталей, работающих при температурах до 800...850°С с кратковременным, длительным и весьма длительным сроком службы *i*. Например, сталь 12X18H10T в рабочем состоянии (закалка на воздухе с 1050...1100 °С) обладает при 700 °С кратковременной прочностью $\sigma_{\text{в}} = 300$ МПа, длительной прочностью $\sigma_{1000}^{700} = 100$ МПа и весьма длительной – $\sigma_{100000}^{700} = 40$ МПа.

Дисперсионно-упрочняемые стали имеют повышенную жаропрочность только при кратковременной службе (обычно не более 100 ч). При длительных и весьма длительных сроках работы жаропрочность их резко уменьшается вследствие коагуляции упрочняющих фаз. К числу дисперсионно-упрочняемых аустенитных сталей (ГОСТ 7350-77 и ГОСТ 5949-75) относят стали с повышенным содержанием хрома, особенно никеля и (часто) углерода: 10X11H20T3P (для изготовления деталей турбин), 45X14H14B2M (для изготовления клапанов моторов, крепежных деталей) и другие. Сталь 10X11H20T3P закаливают в воде или масле с 1100... 1170 °С, затем подвергают старению в течение 15...25 ч при 700...750°С; ее характеристики: $\sigma_{50}^{700} = 700$ МПа, $\sigma_{1000}^{700} = 400$ МПа.

Для изготовления клапанов автомобильных, мотоциклетных и тракторных двигателей используют стали мартенситного класса с высоким содержанием

хрома и кремния – сильхромы: 40Х9С2, 40Х10С2М (ГОСТ 5949 - 75) и др. Температура начала их интенсивного окалинообразования равна 850 °С. Они надежно работают при всех сроках службы.

Для изготовления лопаток турбин реактивных двигателей и других деталей, работающих при нагревах до температур выше 800 °С, используют никелевые, железо- никелевые, кобальтовые и другие сплавы. К числу распространенных никелевых сплавов относятся нихромы (ХН80, содержащий 20 % Сг, 1 % А1, 2 % Ti), нимоники (ХН77ТЮ).

В приборо- и электромашиностроении широко распространены стали и сплавы с особыми магнитными свойствами.

По поведению во внешних магнитных полях эти материалы подразделяются на магнитномягкие, магнитно- твердые и немагнитные. К числу последних относятся аустенитные стали Х18Н9 и 110Г13.

Магнитномягкие материалы отличаются легкой намагничиваемостью в относительно слабых магнитных полях, характеризуются узкой петлей гистерезисного никла. Представителем таких материалов является сравнительно чистое техническое железо (армко-железо), особенно при наличии крупного зерна (длительный отжиг при температурах порядка 1000 °С). Армко-железо имеет малое удельное электросопротивление. Это ограничивает его использование в мощных установках, работающих на переменном токе. Из армко-железа изготавливают электротехнические изделия, работающие в постоянных и медленно меняющихся магнитных полях (сердечники и полюсные наконечники реле и электромагнитов, магнитные экраны, изделия телефонии и др.).

Повышенные значения показателей рассматриваемых свойств имеют *электротехнические стали*, содержащие 0,04...0,1 % углерода и до 4,8 % кремния. По сравнению с электротехническим железом они характеризуются низкой коэрцитивной силой, высокой магнитной проницаемостью и малыми потерями на токи Фуко. Структура электротехнических сталей — феррит с

крупным зерном (рисунок 4) получена высокотемпературным обезуглероживающим отжигом в атмосфере водорода.

Кремний, растворяясь в феррите, сильно искажает его решетку (ОЦК), повышает электросопротивление сталей примерно в 7 раз по сравнению с электротехническим железом, что позволяет использовать их для изготовления изделий, работающих в переменных электромагнитных полях низкой частоты (сердечники реле, трансформаторов, детали электрических машин).

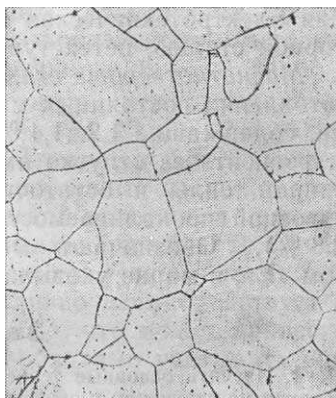


Рисунок 4. Микроструктура электротехнической стали 1512 (Э42) (феррит). X100

По действующим стандартам электротехнические стали маркируются буквой Э и цифрами, первая из которых показывает содержание кремния, вторая – уровень электротехнических свойств. Например, Э42 – электротехническая сталь, 4 % Si, второй уровень. Листовые кремнистые стали маркируются иначе. Они подразделяются по структуре и виду прокатки на три класса, обозначенные первой цифрой в марке: 1 – горячекатаная изотропная; 2 – холоднокатаная изотропная; 3 – холоднокатаная текстурованная. Вторая цифра обозначает содержание кремния: 0 – до 0,4%; 1 – 0,4...0,8; 2 – 0,8... 1,8; 3 – 1,8...2,8; 4 – 2,8...3,8; 5 – 3,8...4,8 % включительно. Третья цифра показывает группу стали (всего 7 групп) по уровню электротехнических свойств. Первые три цифры в марке характеризуют тип стали, последняя – четвертая – порядковый номер стали в данном типе. Например, сталь марки 1512 – горячекатаная изотропная, содержание Si в ней 3,8...4,8 %, сталь первого уровня электротехнических свойств, № 2. Текстурованная электротехническая сталь называется трансформаторной сталью, нетекстурованная – динамной.

Магнитнотвердые стали и сплавы применяют для изготовления постоянных магнитов. Это углеродистые стали, содержащие 1,2...1,4 % С, которые после закалки на мартенсит без отпуска имеют высокие значения коэрцитивной силы и остаточной индукции. Для получения сквозной прокаливаемости стали легируют хромом (до 2,8 %). Обозначают магнитнотвердые стали индексом «Е», в марке указывается хром (ЕХ2, ЕХ3).

1.4 Оборудование и материалы

- Металлографические микроскопы МИМ-7, ММУ-3.
- Электрические муфельные печи.
- Твердомеры ТШ-1, ТК-1, ПМТ-3.
- Образцы, реактивы для выявления структуры.
- Гидравлический пресс.
- Лазерная установка. Образцы после лазерной закалки.
- Образцы после азотирования, борирования, хромирования.

1.5 Указания по технике безопасности

1. Необходимо осторожное обращение с микроскопом.
2. Запрещается резко перемещать винты и рукоятки, вращать зафиксированный макровинт, прикасаться руками к линзам.
3. Запрещается разбирать узлы и оптические детали.
4. Не допускать попадания на линзы влаги или реактива.
5. Нельзя брать пальцами микрошлиф за полированную или протравленную поверхность.

1.6 Указания по порядку выполнения работы

1. Изучить основные теоретические положения о влиянии легирования на структуру и свойства сталей.
2. Изучить, зарисовать и объяснить микроструктуру сталей по заданию преподавателя.
3. Указать марки сталей, объяснив принцип их маркировки, химический состав, области использования, требования, предъявляемые в связи с особенностями применения.
4. Указать вид термической обработки сталей и цель ее проведения.
5. Написать отчет по работе в соответствии с вышеуказанными пунктами.
6. Коллекция шлифов сталей подбирается с учетом специальности студентов.

1.7 Содержание отчета

Отчет должен содержать:

- наименование работы и её цель;
- основные теоретические положения о влиянии легирования на структуру и свойства стали;
- зарисованную микроструктуру указанной марки стали, их маркировку, химический состав, области применения;
- выводы по результатам работы.

1.7 Контрольные вопросы

1. Дать определение сталям со специальными свойствами.
2. Шарикоподшипниковые стали. Маркировка, свойства, применение.
3. Нержавеющие стали. Маркировка, свойства, применение.
4. Жаропрочные стали. Маркировка, свойства, применение.
5. Жаростойкие стали. Маркировка, свойства, применение.
6. Гомогенные стали. Маркировка, свойства, применение.

7. Дисперсионно упрочняемые стали. Маркировка, свойства, применение.
8. Магнитомягкие материалы. Маркировка, свойства, применение.

1.9 Список литературы

Основная литература

1. Учаев, П. Н. Материаловедение : учебник для судентов, обучающихся по напр. «Конструкторско-технолог. обеспечение машиностроит. производств», «Автоматизация технолог. процессов и производств (машиностроение)» учебник / П. Н. Учаев, С. Г. Емельянов, К. Поб.)

Дополнительная литература:

1. Солнцев, Ю. П. Материаловедение [Электронный ресурс] : учебник для вузов / Ю. П. Солнцев, Е. И. Пряхин. — Электрон. текстовые данные. — СПб. : ХИМИЗДАТ, 2017. — 783 с. — 978-5-93808-294-6. — Режим доступа: <http://www.iprbookshop.ru/67345.html>.

Лабораторная работа 12

Структура и свойства титановых и алюминиевых сплавов

1.1 Цель работы

Изучение маркировки, состава, структуры, свойств и области применения титановых и алюминиевых сплавов.

1.2 Формируемые компетенции

УК-6. Способен управлять своим временем, выстраивать и реализовывать траекторию саморазвития на основе принципов образования в течение всей жизни

1.3 Теоретическое обоснование

Титан и алюминий относятся к числу легких металлов, т. е. металлов, обладающих малой плотностью. Плотность титана – $4,5 \text{ г/см}^3$, алюминия – $2,7 \text{ г/см}^3$ при 20°C . Легкие металлы (Li, Be, Mg, Al, Ti и др.) используются главным образом для производства легких сплавов. Последние характеризуются более высокой удельной прочностью (отношение предела прочности к плотности материала), чем сплавы на основе железа. При одинаковой прочности

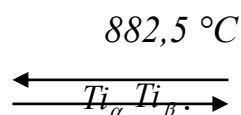
(например, $\sigma_B = 450$ МПа) изделия из сплавов на основе алюминия примерно в 3 раза, а из титановых – в 1,8 раза легче стальных. Поэтому легкие сплавы, в том числе титановые и алюминиевые, широко используются в самолето-, ракето-, судостроении, транспортном машиностроении, для производства бытовых изделий и в других областях техники.

Титан и его сплавы. Температура плавления титана – 1668 °С, предел прочности при 20 °С – 260 МПа, $\delta = 70\%$, твердость – 100 НВ. Титан до 550°С коррозионно устойчив во многих агрессивных средах, в том числе в воздухе, пресной и морской воде, из-за наличия на его поверхности прочной оксидной пленки. В случае нарушений этой пленки при ударах и трении (например, обработка резанием) титан активно взаимодействует с кислородом (с образованием TiO_2), что может привести к его самовозгоранию. Это необходимо учитывать при работе с технически чистым титаном.

С углеродом, азотом, бором, кремнием титан образует тугоплавкие твердые соединения, используемые в различных областях промышленности. Например, карбид титана TiC ($t_{\text{пл}} = 3140^\circ\text{C}$) применяется для изготовления инструментальных и абразивных материалов; бориды титана TiB , TiB_2 , Ti_2B_5 – в ядерной энергетике; силициды титана TiSi_2 и др. – в технике высоких температур.

Ценным свойством титана является сочетание легкости с прочностью и коррозионной стойкостью, сохраняющимися в интервале температур –250 - + 550 °С. Титан технический марок ВТ1-00 (суммарное содержание примесей 0,1 %), ВТ1 – 0 (1 % примесей) имеет следующие характеристики: $\sigma_B = 300\text{-}350$ МПа, $\delta = 25\%$, 155 - 165НВ. Он используется для изготовления химических и пищевых емкостей; в восстановительной хирургии; как конструкционный материал для деталей, работающих в условиях глубокого холода (криогенная техника); для альпинистского снаряжения; при производстве и отделке художественных изделий и др. В машиностроении применяются сплавы на основе титана.

Титан обладает температурным полиморфизмом. При температурах ниже 882,5 °С устойчива гексагональная плотноупакованная решетка Ti_{α} (при 20 °С $a=0,295$ нм, $c=0,468$ нм). Выше этой температуры Ti_{β} имеет объемно центрированную кубическую решетку ($a=0,332$ нм при 900 °С). Титановые сплавы получают путем сплавления титана с легирующими элементами, максимальная массовая доля которых (%) составляет: Al – 8, V – 16, Mo – 30, Mn – 8, S – 13, Zn – 10, Cr – 10, Cu – 3, Fe – 5, W – 5, Ni – 32, Si – 0,5. Эти элементы растворяются в титане, образуя α - и β -твердые растворы. Промежуточных фаз в этом случае нет. Легирующие элементы различным образом влияют на температуру полиморфного превращения титана



Элементы, повышающие эту температуру (элементы группы А), расширяют область существования Ti_{α} , они называются α -стабилизаторами. К ним относятся Al, C, N, O. Элементы группы В (V, Mo, Mn, Cr, Cu, Fe и др.), растворяясь в решетке Ti_{β} , расширяют область его устойчивости. Они являются β -стабилизаторами. Третья группа (группа N) объединяет нейтральные упрочнители (Sn, Zr, Nb и др.), которые не влияют на температуру перестройки решеток, но хорошо растворяются в обеих решетках титана. В результате при ускоренных охлаждениях (и чем быстрее охлаждение, тем в большей мере) формируются пересыщенные твердые α - и β -растворы. Перестройка решетки в этих случаях происходит частично или полностью бездиффузионно, т. е. протекает мартенситное превращение в интервале $M_n - M_k$ с образованием пластинчатых или игольчатых структур.

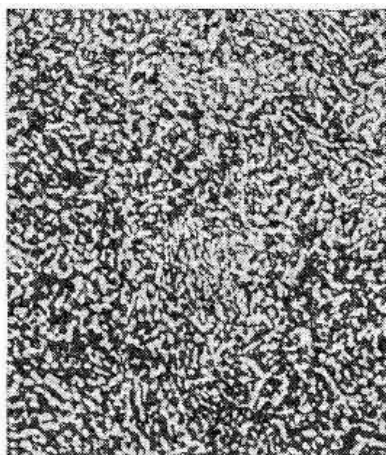


Рисунок 1. Микроструктура сплава ВТ14 ($\alpha + \beta$ -фазы). X200

При медленных охлаждениях или в случае отжига структура титановых сплавов зависит от доз сплавляемых с титаном элементов от их стабилизирующего действия. По структуре в равновесном состоянии титановые сплавы делятся на три группы: сплавы с α -структурой, $\alpha + \beta$ - и β -структурой.

В сплавах, содержащих β -стабилизаторы, в зависимости от их концентрации быстрым охлаждением можно зафиксировать любое содержание нестабильной β -фазы (вплоть до 100 %). Эффект упрочнения за счет дисперсионного распада пересыщенного β -твердого раствора в этом случае достаточно велик. Микроструктура сплавов $\alpha + \beta$ независимо от набора легирующих элементов после медленного охлаждения из β -области ($\approx 1250^\circ\text{C}$) состоит из удлиненных светлых зерен α -фазы и темной β -фазы (рисунок 7.1).

Структура, а следовательно и свойства титановых $\alpha + \beta$ сплавов существенным образом зависят от режимов пластического деформирования (прокат на профиль) и термической обработки. Рекомендуется в большинстве случаев деформирование проводить при температурах, при которых сплавы имеют $\alpha + \beta$ -структуру ($\approx 880^\circ\text{C}$) с определенной степенью деформации ($\varepsilon = 50 \%$). Нагрев под закалку следует проводить также в $\alpha + \beta$ -области ($750 - 880^\circ\text{C}$, индивидуально для каждого сплава), дисперсионное твердение (старение) — при $550 - 600^\circ\text{C}$ с выдержкой 2 - 8 ч. При правильном подборе режимов достигается наилучшее сочетание свойств сплавов, значения показателей

которых в зависимости от режимов обработки и химического состава сплавов следующие: для ВТ6 (5 - 7 % Al; 4,2 - 6 % V) — $\sigma_B = 900 - 1200$ МПа, $\delta = 8 - 13$ %; КСЧ = 350 - 600 кДж/см²; для ВТ22 (4 - 5,7 % Al; 4 - 5,5 % V; 4,5 - 5 % Mo; 0,2 - 0,5 % Cr; 0,5 - 1,5 % Fe) - $\sigma_B = 1400 - 1550$ МПа, $\delta = 5$ %.

Титан и титановые сплавы, как уже указывалось, обладают высокой удельной прочностью. Например, титановый сплав ВТ15 с пределом прочности 1500 МПа эквивалентен стали с $\sigma_B = 2550$ МПа. Высокая стоимость титановых сплавов компенсируется их большой работоспособностью. Ряд $\alpha + \beta$ -сплавов, и особенно α -сплав (10 % Al, 1 % Mo, 1 % V), является основным материалом для обшивки сверхзвуковых самолетов. Из титановых сплавов изготавливают детали авиационных реактивных двигателей, компрессоров, воздухозаборника. Благодаря исключительно высокой коррозионной стойкости титановые сплавы применяют для изготовления компрессоров и насосов для перекачки агрессивных жидкостей.

Алюминиевые сплавы. Алюминий — один из самых распространенных в природе металлов (ГЦК решетка; $\alpha = 0,404$ нм). Он обладает сочетанием целого ряда ценных свойств: низкой температурой плавления (660°C), малой плотностью (2,7 г/см³ при 20 °C), высокими тепло- и электропроводностью, большой пластичностью (до 50 %), высокой коррозионной стойкостью, хорошими полируемостью и свариваемостью.

Перечисленные свойства обуславливают применение алюминия во многих областях техники. В электротехнической промышленности он заменяет медь при производстве массивных проводников, в пищевой и химической его используют как материал для хранения и транспортировки пищевых продуктов, воды, кислорода, азотной, уксусной кислот и т. д., а также для изготовления предметов домашнего обихода.

В металлургии алюминий применяют для раскисления сталей, торможения роста зерна аустенита при их нагреве и как легирующую добавку к машиностроительным сплавам. В настоящее время алюминий используют для изготовления жаропрочных и коррозионно-стойких металлокерамических

алюминиевых сплавов САП (спеченная алюминиевая пудра) и САС (спеченный алюминиевый сплав).

Алюминий (прокатанный и отожженный) имеет низкие предел прочности (80 - 100 МПа) и твердость (170 - 200 НВ). Холодной прокаткой предел прочности его можно повысить до 150 МПа, однако при этом существенно снижается пластичность (до 5%). Поэтому алюминий как конструкционный материал в машиностроении практически не применяется. В машиностроении, и особенно в авиастроении, широко используются сплавы на основе алюминия. Они обладают малой плотностью ($2,7 \text{ г/см}^3$ при 20°C), высокими удельной прочностью, коррозионной стойкостью, тепло- и электропроводностью.

По способу изготовления изделий алюминиевые сплавы подразделяются на литейные и деформируемые. Деформируемые используют для производства полуфабрикатов (листы, ленты, профили, проволока и т. д.), литейные – для отливки деталей.

Литейные сплавы должны иметь высокую жидкотекучесть, минимальную склонность к образованию усадочных и газовых пустот, трещин, раковин, должны хорошо свариваться и обрабатываться резанием. Лучшими литейными свойствами обладают эвтектические или близкие к ним по составу сплавы. Поэтому широкое распространение получили сплавы алюминия с элементами, которые образуют с ним легкоплавкие эвтектики. К их числу относятся сплавы Al-Si, Al - Cu, Al - Mg, Al - Cu -Mn, Al - Cu - Mn - Mg и другие.

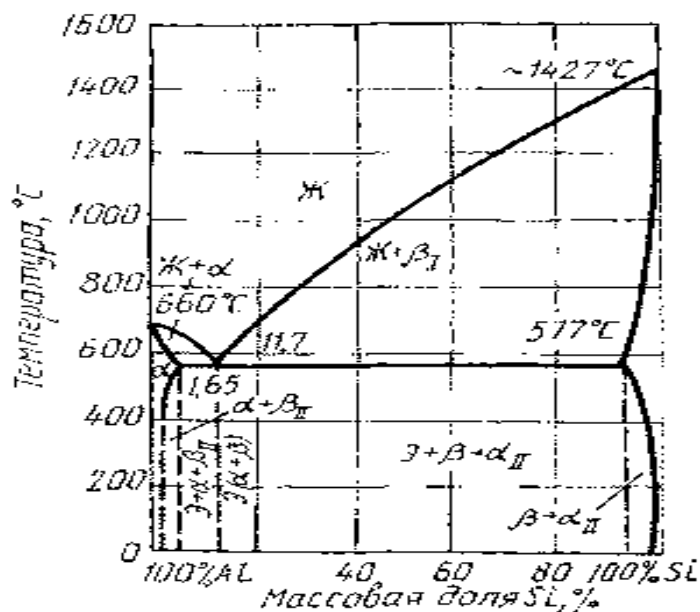
1 Сплавы на основе системы Al-Si называются *силуминами*. Они характеризуются большой жидкотекучестью и малой объемной усадкой при кристаллизации. Двойные силумины Al_{12} содержат 10 - 13 % кремния. Как видно из диаграммы состояния системы Al-Si (рисунок 2), эти сплавы близки к эвтектическим. В структуре силуминов (рисунок 3) имеется большое количество эвтектики грубого игольчатого строения, состоящей из α - и β -фаз.

Силумины с эвтектикой грубоигольчатого строения из-за высокой хрупкости кремния имеют низкие механические свойства ($\sigma_B = 120\text{-}160 \text{ МПа}$, $\delta = 1\text{-}2 \%$). Для повышения прочности и пластичности такие

силумины модифицируют. Модифицирование способствует улучшению механических ($\sigma_B = 170 - 200$ МПа, $\beta = 3 - 5$ %) и литейных свойств силуминов. Модифицирование силуминов с пониженным количеством кремния малоэффективно.

Двойные модифицированные силумины характеризуются малой плотностью, хорошо свариваются, коррозионностойкие.

Для повышения механических и технологических свойств двойные доэвтектические силумины (4 - 10 % Si) легируют магнием, медью, марганцем



и подвергают термической обработке. Широко применяются сложные силумины следующих систем: Al-Si-Mg, Al-Si-Cu, Al-Si-Mg-Cu.

Рисунок 2. Диаграмма состояния системы Al—Si

Легирующие элементы ограниченно растворяются в алюминии с образованием α -твердого раствора (с уменьшением температуры растворимость понижается). Следовательно, быстрым охлаждением (закалка) можно фиксировать пересыщенное состояние α -твердого раствора, что в свою очередь создает возможность дисперсионного упрочнения сплавов (таблица 1) за счет выделения из пересыщенного твердого раствора высокодисперсных упрочняющих фаз, располагающихся определенным образом в исходном

растворе. Состав упрочняющих фаз зависит от характера легирования силумина и дозы легирующих элементов.

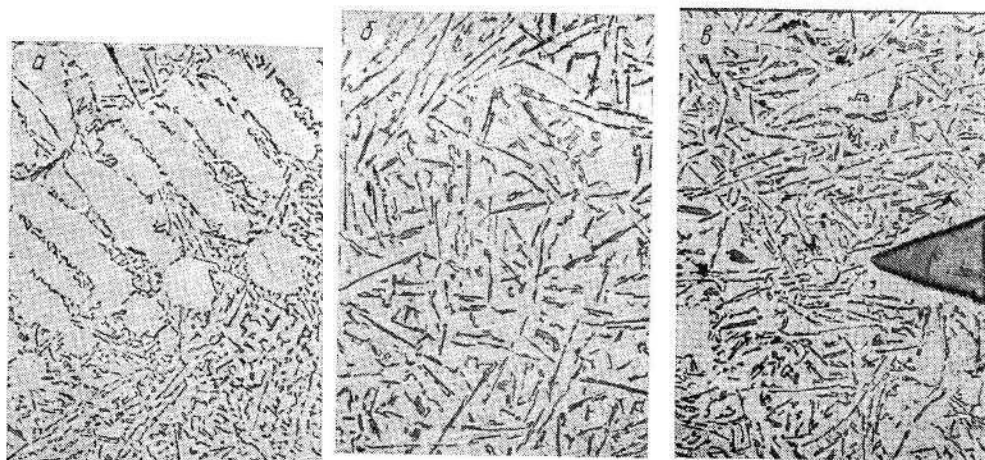


Рисунок 3. Микроструктуры литых немодифицированных двойных силуминов, содержащих 10...13 % кремния: а – доэвтектического (светлые дендриты α и грубая эвтектика $\alpha + \text{Si}$ игольчатого типа); б– эвтектического; в– заэвтектического (кристалл первичного кремния и эвтектика). X200

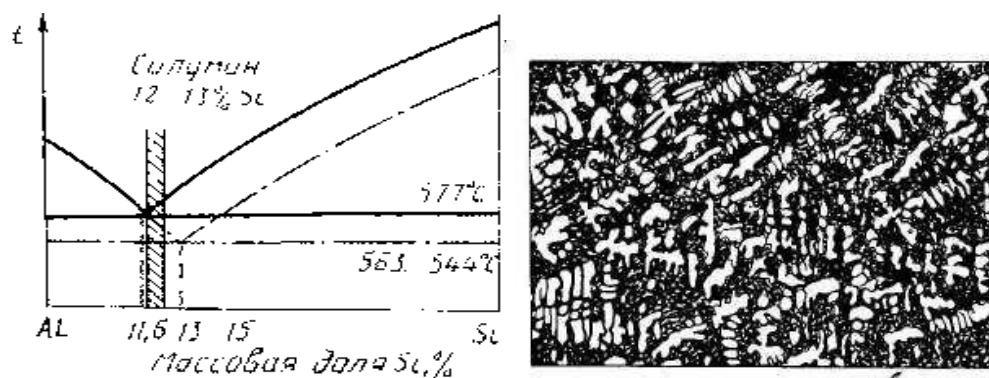


Рисунок 4. Влияние модифицирования на температуру эвтектического превращения, содержание кремния в эвтектике в сплавах Al-Si - а (сплошная линия – немодифицированные сплавы, штрих-пунктир – модифицированные) и микроструктура сплава AL2 с 13 %Si – б. X200

Структура сложных силуминов в литом состоянии (рисунок 5) представляет собой дендриты легированного α -твердого раствора на базе

решетки алюминия, по границам ячеек которого располагается эвтектика ($\alpha + Si$).

Большое значение имеет способ выплавки силуминов. Как указывалось выше, силумины склонны к газонасыщению. Для получения плотных, герметичных отливок рекомендуется кристаллизацию сплавов проводить под давлением. В этом случае получают плотные отливки, в которых сплав имеет структуру с измельченными выделениями кремния в эвтектике, в результате чего повышаются прочностные и пластические свойства металла.

Таблица 1. Термическая обработка и механические свойства литейных алюминиевых сплавов

Марка сплава	Режим термической обработки	Показатели механических свойств (не ниже)		
		σ_B , МПа	δ , %	НВ
АЛ4	T1, T6*	260	4	70
АЛ9	T3*, T5	200	6	55
АЛ6	T2	170	3	50
АЛ5	T1, T5*, T7	220, к. 280	К. 1	80, к. 100
АЛ10В	T1, T4, T5, T6*	130, к. 200	----	80, к. 90
АЛ7	T5, T4	250, 220	5, 8	----
АЛ19	T5, T4	360, 320	5, 8	----
АЛ1	T5, T7	260, 220	0,6; 1,2	----
АЛ21	T2, T7	210, 220	1,2; 1,5	----

Силумины с добавками магния АЛ9 (6 - 8 % Si; 0,2 - 0,4 % Mg) и АЛ4 (8 - 10 % Si; 0,17 - 0,3 % Mg) со структурой, приведенной на рисунке 7.5, относятся к системе Al-Cu-Mg. Сплавы этой группы могут быть упрочнены термической обработкой (см. таблицу 1). Например, в результате закалки в горячей воде (50 - 100°C) с температуры (535±5) °C и отпуска (искусственное старение) при 175 °C (режим T6) предел прочности сплава АЛ4 повышается с 150 - 170 МПа до 240 - 260 МПа за счет выделения при отпуске из α -твердого раствора высокодисперсных упрочняющих частиц Mg_2Si (силицид магния). Силумины АЛ4 и АЛ9 применяются для изготовления средненагруженных деталей повышенной коррозионной стойкости (АЛ4 – блоки цилиндров, картеры и

корпуса различных агрегатов) или обладающих высокой стабильностью размеров (АЛ9 – тормозные барабаны, головки блоков и др.).

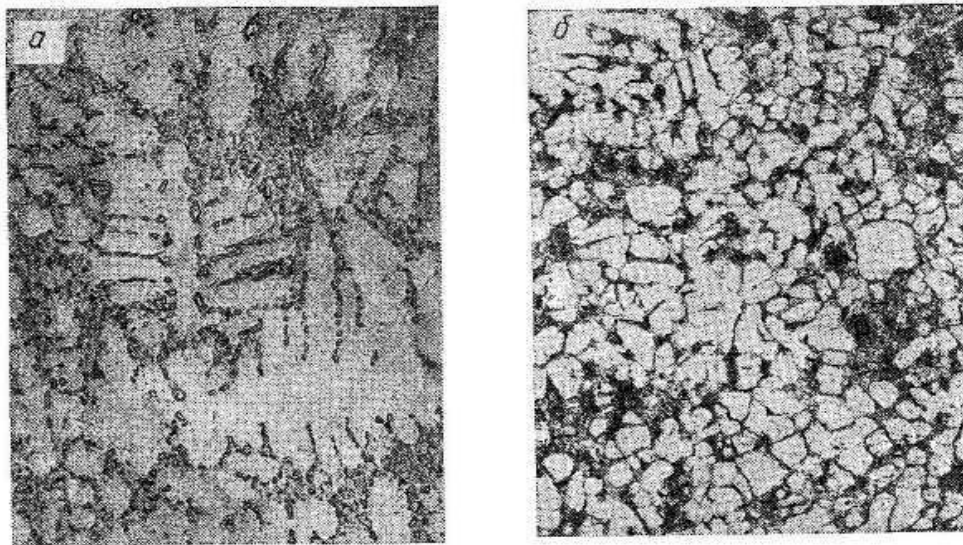


Рисунок 5. Микроструктура литого силумина АЛ4: а – литье в кокиль; б – литье под давлением. X200

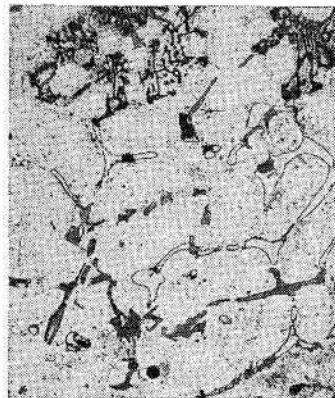


Рисунок 6. Микроструктура литого силумина АЛ 10В, литье в землю (α -твердый раствор, по границам зерен светлая фаза CuAl , серая – Mg_2Si , черная – AlSiFe). X200

Применяемые на практике силумины чувствительны к загрязнению железом. В присутствии железа образуется железосодержащая β -фаза скелетообразной, игольчатой или пластинчатой формы (см. рисунок 6), которая

резко охрупчивает литой сплав. При добавке марганца (0,2-0,3%) β -фаза кристаллизуется в компактные формы, вредное влияние железа устраняется.

2. Алюминиево-медные сплавы системы Al - Cu (рисунок 7,а) содержат более 4 % Cu. Растворимость меди в алюминии ограниченная, зависит от температуры (максимальная – 5,65 % при 548 °С, минимальная – 0,2 % при 20 °С). Представителем двойных сплавов Al -Cu является АЛ7 (4 - 5 % Cu; 1,2 % Si), который в литом состоянии имеет структуру (рисунок 7, б) α -твердого раствора с вторичной фазой θ (CuAl_2) в виде сетки по границам зерен. Эвтектического превращения в сплаве нет. Ввиду отсутствия эвтектики и широкого температурного интервала кристаллизации сплав АЛ7 имеет неудовлетворительные литейные свойства, улучшающиеся при введении небольших добавок кремния (1-1,2 %).

При комплексном легировании алюминия образуется сплав АЛ19 (4.5 - 5.3 % Cu; 0.2 - 0.5 % Mg; 0,6 - 1 % Mn; 0,3 % Si; 0,25 - 0,45 % Ti), в микроструктуре которого помимо CuAl_2 присутствует фаза Al_3Ti и фаза Т ($\text{Al}_{12}\text{Mn}_2\text{Cu}$). Сплавы АЛ7 и АЛ 19 подвергаются термической обработке (см. таблицу 1). По жаропрочности они превосходят все литейные алюминиевые сплавы. Из них отливают мелкие ответственные детали, работающие при повышенных (250 - 300 °С) температурах.

3. К системе Al-Cu-Mg-Ni относятся *жаропрочные литейные сплавы* АЛ1 (3,75 - 4,5 % Cu; 1,25 - 1,75.% Mg; 1,75 - 2,25% Ni), АЛ21 (4,6 - 6 % Cu; 0,8-1,3 % Mg; 2,6 -3,6 % Ni) и другие. Названные сплавы дополнительно легированы Cr (0,1-0,25 %). Сплавы этой системы отличаются высокой жаропрочностью.

Из АЛ1 изготавливают поршни, головки цилиндров и другие детали, длительно работающие при температурах до 250 °С. Сплав АЛ21 используют для производства крупногабаритных деталей, которые должны иметь стабильные рабочие размеры при повышенных температурах (до 300°С). В зависимости от требуемых свойств их обрабатывают по режимам Т2 или Т7.

Деформируемые сплавы используют для изготовления полуфабрикатов (профили, листы, проволока и т. д.) из слитков различными методами

(прокаткой, ковкой, прессованием и т. д.). Сплавы характеризуются хорошей деформируемостью в холодном и горячем состояниях, высокой пластичностью, достаточной коррозионной стойкостью, хорошими свариваемостью и обрабатываемостью резанием, низкой плотностью ($2,65 - 2,8 \text{ т/м}^3$ при 20°C), высокими тепло- и электропроводностью и (некоторые из них) стабильностью сохранения структуры и свойств в области рабочих температур. Для таких сплавов характерна структура твердого раствора с небольшой долей эвтектики.

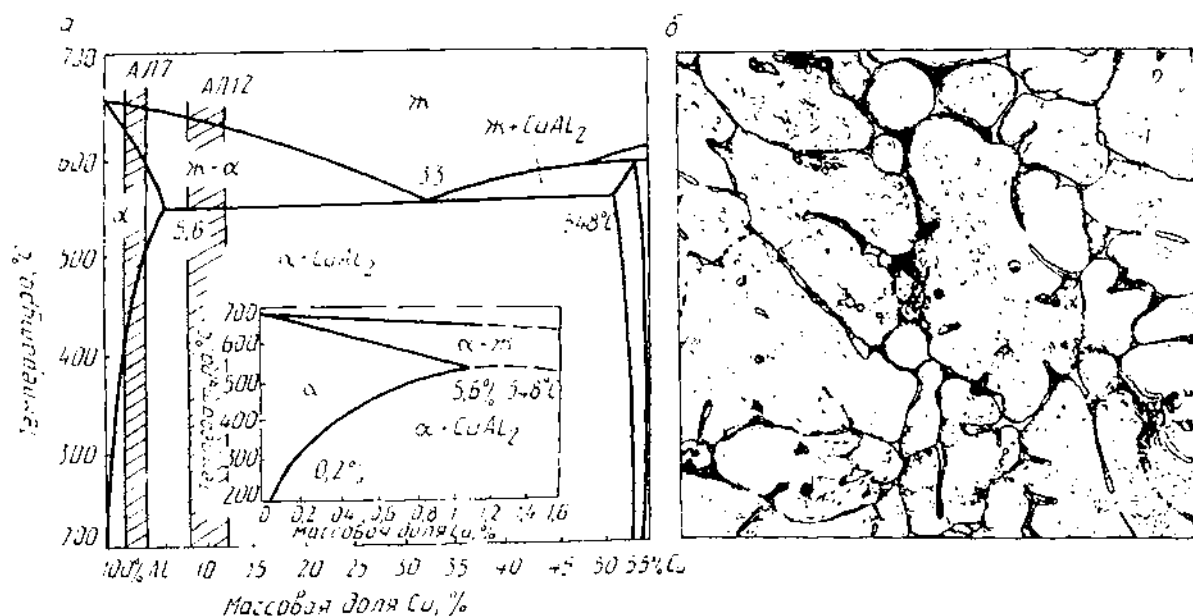


Рисунок 7. Диаграмма состояния системы Al-Cu (а), микроструктура литого сплава АЛ7 ($\alpha + \text{CuAl}_2$ по границам зерен) (б). Х300

По способу достижения необходимых эксплуатационных свойств деформируемые сплавы подразделяются на не упрочняемые и упрочняемые термической обработкой.

Сплавы, не упрочняемые термической обработкой, используются либо в отожженном, либо в наклепанном (нагартованном) состоянии. Механические свойства их улучшаются в основном за счет легирования твердого раствора и в результате наклепа, но при этом снижается пластичность. К этой группе сплавов относятся двойные сплавы на основе системы Al — Mg (2-7 % Mg), так называемые магналии, и системы Al-Mn (1-1.6 % Mn) — алюминиево-марганцевые сплавы.

Деформируемые магналии АМг (2-2,8 % Mg), АМг6 (5,8-6,8 % Mg) и другие имеют высокую коррозионную стойкость, являются лучшим из алюминиевых сплавов свариваемым материалом, обладающим самым высоким пределом выносливости. В отожженном состоянии сплав АМг6 имеет структуру α -твердого раствора с включениями фазы β (Al_3Mg_2) и следующие показатели механических свойств: $\sigma_B = 320-340$ МПа; $\delta = 20-25$ %. Их используют в судостроении, для производства сварных емкостей и т. д.

К сплавам, *упрочняемым термической обработкой*, относятся сложные алюминиевые сплавы на основе тройных и многокомпонентных систем:

дуралюмины – сплавы на основе системы Al-Cu -Mg с добавкой Mn (2,2 - 5,2 % Cu; 0,15 - 2,7 % Mg; 0,3 - 1,0% Mn) –Д1, Д16 (повышенной прочности), Д19 и ВД17 (повышенной жаропрочности), Д18 и В65 (заклепочные);

авиали – ковочные сплавы на основе системы Al-Mg-Si (0,4 - 0,9 % Mg; 0,5 - 1,2 % Si) –АВ, АК6, АК8;

жаропрочные сплавы системы Al-Cu-Mn (6-7 % Cu; 0,4 - 0,8 % Mn) – Д20 и Д21; ковочные сплавы системы Al-Cu -Mg (2,2 % Cu; 1,6 % Mg) с добавками никеля и железа (1,1 % Ni; 1,1 % Fe) – АК4-1;

высокопрочные сплавы системы Al-Zn-Mg- Си (5 - 8,6 % Zn; 1.2 - 3.2 % Mg; 1.4 - 2.8 % Cu): В95 – общего назначения, В94 – заклепочный.

Все перечисленные сплавы упрочняются термической обработкой (закалкой) с последующим искусственным или естественным старением. Дуралюмины упрочняются за счет меди и магния фазами θ (CuAl_2), S (Al_2MgCu) и T (Al_6CuMg_4).

Из перечисленных дуралюминов Д16 ($\text{Cu}+\text{Mg}=5,8$ %; $\text{Cu}/\text{Mg}=2,76$) обладает наивысшей прочностью как при комнатной температуре ($\sigma_B=470$ МПа; $\delta=17\%$), так и при 150 °С после закалки в воде при 495-502 °С с последующим старением (Т6). Поэтому Д16 вытесняет Д1 ($\sigma_B=380$ МПа; $\delta=15$ %) при производстве листов и профилей. Микроструктура литого дуралюмина Д16 состоит из светлых дендритов α -твердого раствора с

включениями фаз CuAl_2 , Al_2CuMg и Al_6CuMg_4 в междендритных пространствах.

Для повышения теплостойкости при 150-170°C дуралюмины после термической обработки подвергаются нагартовке – прессовке со степенью обжатия до 20 %. Затем проводится низкотемпературный отпуск. Коррозионная стойкость дуралюминов повышается за счет применения плакирования (нанесение на поверхность заготовок защитных слоев из алюминия).

Ковочные сплавы системы Al-Mg-Si и Al-Mg-Si-Cu (0,4 - 0,9 % Mg; 0,5 - 1,2 % Si) имеют различное содержание меди: АВ – 0,2-0,6 %; АК6 – 1,8-2,6; АК8 – 3,9-4,8 %. По мере повышения содержания меди растет прочность сплавов в термически обработанном состоянии ($\sigma_B = 300 - 440$ МПа соответственно при $\delta = 10-12\%$). Сплавы используются в естественно или искусственно состаренном состоянии, упрочняются силицидом магния Mg_2Si и фазами CuAl_2 , $W(\text{Al}_2\text{CuMgSi})$. Последняя присутствует в естественно состаренных сплавах АК6 и АК8.

Ковочные сплавы обладают хорошими литейными свойствами и деформируемостью. Из них отливают крупные слитки, идущие на изготовление крупногабаритных и сложных по форме поковок и штамповок. В литом состоянии сплавы имеют структуру светлых зерен α -твердого раствора с темными пограничными выделениями силицида магния Mg_2Si и серыми – CuAl_2 .

Сплавы системы Al-Zn-Mg-Cu являются самыми высокопрочными алюминиевыми сплавами. Например, временное сопротивление срезу заклепочного сплава В94 (6 - 6,7 % Zn; 1,2 - 1,6 % Mg; 1,7 - 2,4 % Cu) равно 320 МПа при высокой пластичности ($\delta = 13\%$). Высокая прочность при нормальных температурах ($\alpha_B = 520$ МПа) достигается закалкой с 465 °C и ступенчатым старением при 100°C, затем при 165°C. Упрочнение происходит за счет образования фаз MgZn_2 и $T(\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3)$. По значениям сопротивления срезу (τ_B) В94 превосходит заклепочные сплавы В65 и Д18, а также Д16.

Сплавы В95(1,4 - 2 % Cu; 1.8 - 2.8 % Mg; 5 - 7 % Zn) и В96 (2,2 - 2,8 % Cu; 2.5-3.5 % Mg; 7-8.6 % Zn) являются универсальными высокопрочными сплавами общего назначения. Их прочностные характеристики после закалки с 465°C и искусственного старения при 120 °С (режим Т6) достигают следующих значений: В95 – $\sigma_{\text{в}}=560$ МПа, $\sigma_{0,2} = 530$ МПа.

Дополнительное легирование четверных сплавов марганцем (0,2 - 0,6 %), хромом (0,1 - 0,25 %), кремнием (до 0,5 %) способствует повышению их сопротивляемости коррозионному растрескиванию и вызывает пресс-эффект, т. е. некоторое дополнительное повышение прочности (до 750 МПа) за счет нагартовки.

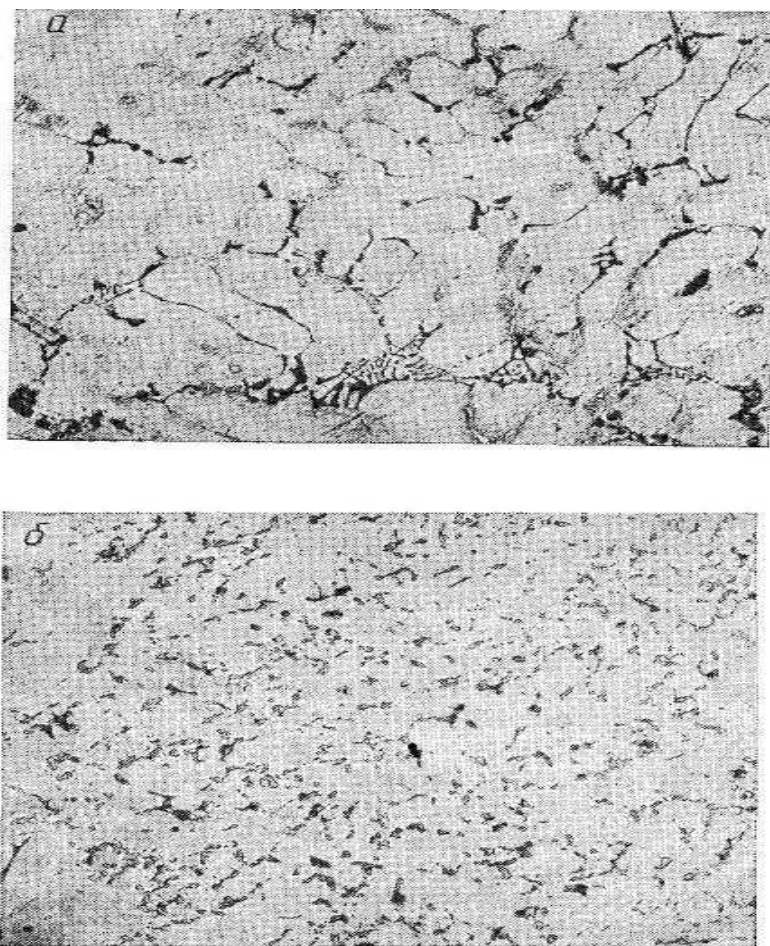


Рисунок 8. Микроструктура сплава В95: а – литого (по границам твердого раствора выделения фаз; $\eta(\text{MgZn}_2)$, $\text{T}(\text{Al Mg}_3\text{Zn}_3)$; и $\text{S}(\text{Al CuMg})$; б – термообработанного (режим Т6) (твердый раствор и фаза S). X200

Однако эти сплавы значительно более чувствительны к концентрации напряжений и повторным нагрузкам, чем дуралюмины. Кроме того, они

разупрочняются при нагреве свыше 129 °С. В гражданской авиации сплавы В95 и В96 успешно применяют для изготовления деталей различных узлов. Листы плакированные (покрытые Al путем обертки заготовок и последующего проката в лист) используют для обшивки самолетов.

1.4 Оборудование и материалы

- Металлографические микроскопы МИМ-7, ММУ-3.
- Образцы сплавов на основе титана и алюминия.
- Атлас микроструктур и диаграмм цветных сплавов.

Твердомеры Бриннеля, Роквелла и ПМТ-3 Хрущова М.М., Бабичева И.А.

1.5 Указания по технике безопасности

- Изучить правила эксплуатации нагревательных электрических печей. Соблюдать ТБ и противопожарную безопасность.

- При работе с твердомером не перегружать инструменты-инденторы, аккуратно пользоваться оптикой.

После работы навести порядок на рабочем месте и доложить учебному мастеру.

1.6 Указания по порядку выполнения работы

1. Изучить, зарисовать и объяснить микроструктуры исследуемых сплавов.

2. Указать химический состав сплавов, возможный режим термической обработки, микроструктуру и свойства сплавов в рабочем состоянии, область применения.

3. Построить участок диаграммы состояния системы Al-Mg для сплавов с содержанием магния до 35 %. Указать расположение на нем сплавов АЛ8 и АЛ

13 (без учета содержания Si в них). Построить кривую охлаждения для одного из сплавов с применением правила фаз; описать процесс структурообразования и структуру литого сплава при 20 °С.

4. Изучить микроструктуры одно- и двухфазовых титановых сплавов, зарисовать их.

1.7 Содержание отчета

Отчет должен содержать:

- наименование работы и её цель;
- рисунки исследуемых сплавов;
- данные о составах, структуре и свойствах изучаемых сплавов;
- рисунок участка диаграммы состояния сплавов Al-Mg с содержанием магния до 35% с кривой охлаждения для одного из сплавов;
- выводы по результатам работы.

1.8 Контрольные вопросы

1. Понятие о назначении и свойствах титановых сплавов.
2. Классификация титановых сплавов.
3. Какие основные свойства имеет титан и титановые сплавы?
4. Поллиморфизм титановых сплавов. Температурные режимы.
5. Поллиморфное превращение легированного титана.
6. Диффузионное перераспределение атомов легирующих компонентов при поллиморфном превращении $Ti_{\alpha} \rightleftharpoons Ti_{\beta}$.
7. Виды термической обработки титановых сплавов. Режимы.
8. Какие титановые сплавы способны упрочняться термической обработкой?
9. Какими свойствами обладает алюминий и алюминиевые сплавы?
10. Области применения титановых и алюминиевых сплавов.

- 11.Литейные свойства алюминиевых сплавов. Маркировка.
- 12.Деформируемость алюминиевых сплавов. Маркировка.
- 13.Упрочняющая термообработка алюминиевых сплавов.
- 14.Силумины. Свойства, состав, применение.
- 15.Микроструктуры титановых и алюминиевых сплавов. Фазы.

1.9 Список литературы

Основная литература

1. Учаев, П. Н. Материаловедение : учебник для судентов, обучающихся по напр. «Конструкторско-технолог. обеспечение машиностроит. производств», «Автоматизация технолог. процессов и производств (машиностроение)»учебник / П. Н. Учаев, С. Г. Емельянов, К. Поб.)

Дополнительная литература:

1. Солнцев, Ю. П. Материаловедение [Электронный ресурс] : учебник для вузов / Ю. П. Солнцев, Е. И. Пряхин. — Электрон. текстовые данные. — СПб. : ХИМИЗДАТ, 2017. — 783 с. — 978-5-93808-294-6. — Режим доступа: <http://www.iprbookshop.ru/67345.html>.

Лабораторная работа 13

Термическая обработка сталей

1.1 Цель работы

Изучение методики назначения режимов отжига, закалки и отпуска, приобретение практических навыков проведения различных операций термической обработки, установление связи между структурой термически обработанных сталей, их диаграммами изотермического распада аустенита и механическими свойствами.

1.2 Формируемые компетенции

УК-6. Способен управлять своим временем, выстраивать и реализовывать траекторию саморазвития на основе принципов образования в течение всей жизни

1.3 Теоретическое обоснование

Около 40% стали, потребляемой машиностроением для изготовления деталей машин, приборов, оборудования, подвергают различным видам термической обработки. Под термической обработкой сплавов понимают совокупность операций теплового воздействия на металлы (иногда в сочетании с химическим, механическим и другими воздействиями) с целью изменения их структуры, а, следовательно, и свойств. Поскольку основными факторами при термической обработке являются температура и время, то любой процесс термической обработки можно представить в этих координатах.

Основные параметры режима термической обработки – температура нагрева (t_n), скорость нагрева (τ_B), продолжительность выдержки при температуре нагрева (ν_n) и скорость охлаждения (ν_0).

Температура нагрева сплава при конкретном виде термической обработки определяется температурами фазовых превращений (критическими температурами) на соответствующей диаграмме его состояния. Эти критические температуры для каждой стадии обозначаются буквой A с соответствующим индексом (A_1 , A_2 , A^3 , A_4 , $A_{ст}$). Критические точки A_1 на линии PSK показывают превращение $A \rightarrow П$ (при охлаждении) или $П \rightarrow A$ (при нагреве); A_3 на линии SE – начало выделения феррита из аустенита при охлаждении или конец его растворения при нагреве; $A_{ст}$ на линии SE – начало выделения цементита вторичного из аустенита в заэвтектоидных сталях при охлаждении или конец его растворения при нагреве.

Поскольку при нагревах и охлаждениях сплавов с реальными скоростями фазовые превращения в твердом состоянии протекают со значительным тепловым гистерезисом, следует отличать критические температуры при нагреве сплава, которые обозначаются A_{C1} , A_{C3} , A_{Ccm} , от аналогичных температур при охлаждении A_{r1} , A_{r3} , A_{rcm} .

Температура нагрева при термической обработке сталей во избежание их оплавления не должна превышать линии солидуса.

Скорость нагрева выбирается в зависимости от ряда факторов: теплопроводности стали, формы и размеров деталей, общей массы нагреваемых деталей, характера их расположения в печи и некоторых других. Продолжительность выдержки при заданной температуре нагрева определяется скоростью фазовых превращений, происходящих в металле. Выдержка необходима для завершения фазовых превращений и выравнивания температуры по объему детали.

Скорость охлаждения выбирается в зависимости от степени устойчивости переохлажденного аустенита, определяемой преимущественно химическим составом стали, а также от требуемых структуры и свойств сплава. В зависимости от скорости охлаждения углеродистой стали могут быть получены перлитная, сорбитная, трооститная или мартенситная структуры с различными свойствами.

В соответствии с общепринятой классификацией (по А. А. Бочвару) термическая обработка делится на собственно термическую, химико-термическую и деформационно-термическую. Первая в свою очередь включает четыре основные группы: отжиг первого рода, отжиг второго рода, закалка, отпуск.

Отжиг первого рода способствует устранению отклонений в структуре сплавов от равновесного состояния, возникших при литье, деформировании, механической обработке, сварке и других технологических процессах. Различают следующие основные виды отжига первого рода: диффузионный, рекристаллизационный, низкий.

Диффузионный, или гомогенизирующий, отжиг применяется для устранения ликвации, т. е. неоднородности химического состава внутри отдельных зерен или в объеме сплава, возникающей чаще всего в процессе кристаллизации. Он состоит из нагрева стали до температур, значительно превышающих критические ($1050-1200^{\circ}\text{C}$) и обеспечивающих диффузию неравномерно распределенных элементов, а также длительной выдержки ($10\ldots 100$ ч) и медленного охлаждения (с выключенной печью).

Для устранения различных отклонений в структуре сплавов от равновесного состояния, возникших в результате наклепа при пластической деформации, применяется *рекристаллизационный отжиг*. Он включает нагрев до температур, превышающих температуру рекристаллизации (для стали $T_{\text{рекр}} = 0,3 - 0,4 T_{\text{пл}}$), выдержку ($1 - 2$ ч) и медленное охлаждение.

Низкий отжиг применяется для устранения остаточных внутренних напряжений, возникающих, например, в зоне термического влияния при сварке изделий, вследствие неравномерного охлаждения отливок или срезания отдельных объемов металла при механической обработке и нарушения установившихся напряжений между отдельными частями детали. Он включает нагрев металла до температур $150 - 700^{\circ}\text{C}$, выдержку и последующее медленное охлаждение.

Отжиг второго рода (фазовая перекристаллизация) – термическая обработка, включающая нагрев стали до температур, превышающих A_{C1} или A_{C3} , выдержку и медленное охлаждение и имеющая целью обеспечение фазовых превращений и достижение практически равновесных (в соответствии с диаграммой состояния системы Fe -Fe₃C) фазового и структурного состояний. После отжига структура сталей такова: доэвтектоидных – Ф + П; эвтектоидной – П; заэвтектоидных – П + Ц_{II}. Поскольку такой отжиг обеспечивает минимальную твердость и наилучшую обрабатываемость стали резанием, как правило, он является подготовительной термической обработкой перед обработкой резанием. Однако в некоторых случаях (например, для крупных отливок) он может быть и окончательным видом обработки. Различают следующие основные виды отжига второго рода: полный, неполный, нормализационный, изотермический.

При *полном отжиге* сталь нагревают до температуры, на 30–50°C превышающей A_{C3} , выдерживают при этой температуре, медленно охлаждают до 500 – 600°C вместе с печью, а затем на воздухе. Полный отжиг обеспечивает полную фазовую перекристаллизацию и применяется обычно для доэвтектоидных сталей.

При *неполном отжиге* температура нагрева стали на 30 – 50 °C выше A_{C1} , но не превышает A_{C3} или A_{Ccm} . После выдержки сталь медленно охлаждают с печью. При нагреве происходит частичная (неполная) перекристаллизация стали (в структуре Ф + П или П + Ц_{II} только перлит превращается в аустенит). Неполный отжиг, проводимый обычно для заэвтектоидных сталей, называют сфероидизацией. Он позволяет получать сталь со структурой зернистого перлита. Такая сталь имеет более низкую твердость, большую пластичность и лучшую обрабатываемость резанием, чем сталь с пластинчатым перлитом.

Нормализационный отжиг (нормализация) включает нагрев доэвтектоидной стали до температуры, на 30-50°C превышающей A_{C3} , а заэвтектоидной – на 30-50 °C превышающей A_{Ccm} , изотермическую выдержку и охлаждение на спокойном воздухе. Ускоренное охлаждение при нормализации

позволяет получить более дисперсную (измельченную) структуру стали, что приводит к повышению ее твердости и прочности по сравнению со сталью, подвергнутой полному отжигу. Поскольку температуры нагрева под нормализацию весьма высоки, во избежание значительного роста зерна металла выдержка должна быть минимальной, но обеспечивающей равномерный прогрев изделия по всему сечению.

Нормализацией устраняется цементитная сетка в заэвтектоидных сталях при подготовке их к закалке. Учитывая более высокую производительность нормализации по сравнению с полным или неполным отжигом, их часто заменяют ею при подготовке углеродистых сталей к механической обработке.

Изотермический отжиг включает нагрев стали до температуры, на 30 - 50°C превышающей A_{C3} , выдержку, а затем перенос детали в другую печь с заданной температурой (ниже A_1) и изотермическую выдержку ее до полного распада аустенита. Изотермический отжиг улучшает обрабатываемость резанием и применяется для деталей и заготовок небольших размеров.

Закалка – термическая обработка, включающая нагрев стали выше критических температур, изотермическую выдержку и последующее охлаждение со скоростью выше критической ($v_{кр}$). Под критической скоростью закалки понимают минимальную скорость охлаждения, обеспечивающую бездиффузионное превращение аустенита в мартенсит. Цель закалки – повышение твердости, прочности и износостойкости стали. Изменяя скорость охлаждения нагретых сталей, имеющих аустенитную структуру, и варьируя тем самым степень переохлаждения, можно получать стали с различными структурой и свойствами (рисунок 1).

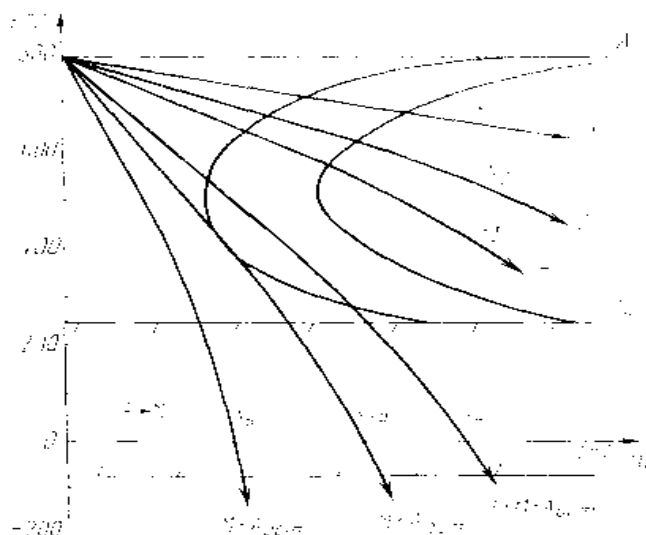


Рисунок 1. Диаграмма изотермического распада
переохлажденного аустенита с наложенными на нее кривыми охлаждения

Так, при небольших скоростях охлаждения в интервале температур 720 - 550 °С из аустенита образуются пластинчатые ферритно-цементитные смеси (перлит, сорбит или троостит). По мере увеличения скорости охлаждения дисперсность смеси, неравновесность структуры стали, а следовательно, ее твердость и прочность возрастают. При охлаждении со скоростью выше критической из аустенита образуется мартенсит, представляющий собой пересыщенный твердый раствор внедрения углерода в решетку α -Fe. Зависимость критической скорости закалки от содержания углерода в стали представлена на рисунке 2. На $v_{кр}$ влияют также вид охлаждающей среды, размер зерна и легирующие элементы.

По возрастанию интенсивности охлаждения применяемые в практике термической обработки охлаждающие среды можно расположить так: минеральные масла, вода, водные растворы солей, кислот, щелочей. Для закалки углеродистых сталей предпочтительны вода или водные растворы солей. Идеальный охладитель при закалке такой, который не допускает распада аустенита на перлитные структуры, обеспечивая максимальную скорость охлаждения в интервале температур A_1 – M_n и минимально допустимую в

мартенситном интервале, что исключает появление значительных внутренних структурных и термических напряжений, коробления, трещин.

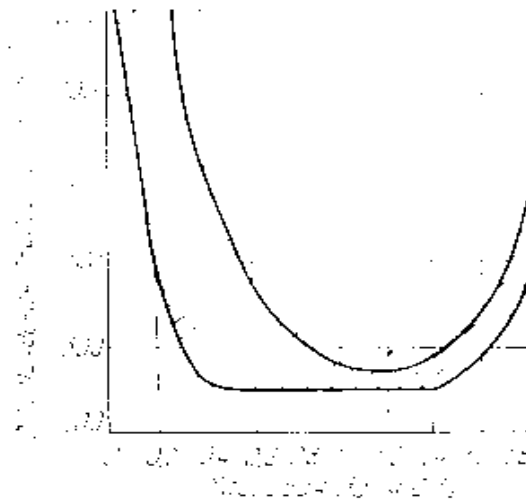


Рисунок 2. Критическая скорость закалки в зависимости от содержания углерода в стали

Недостатки воды как охладителя: высокая скорость охлаждения в мартенситном интервале и резкое падение охлаждающей способности при ее нагреве. Минеральные масла лишены этих недостатков, но характеризуются в несколько раз меньшей охлаждающей способностью. Поэтому их целесообразнее применять для охлаждения легированных сталей, критическая скорость закалки которых меньше, чем углеродистых. При расчете продолжительности нагрева τ_n под термическую обработку можно руководствоваться таблицей 1. Продолжительность изотермической выдержки (τ_B) принимают чаще всего равной 1/5 от общей продолжительности нагрева.

Таблица 1. Ориентировочная продолжительность нагрева стальных изделий

Тип нагревательного устройства	Температура нагрева, °C	Продолжительность нагрева (с) на 1мм диаметра изделия из стали	
		углеродистой	легированной
Пламенная печь	800 – 900	60 – 70	65 – 80
Электропечь	770 – 820	60 – 65	70 – 75
	820 – 880	50 – 55	60 – 65

Соляная ванна	770 – 820	12 – 14	18 – 20
	820 – 880	10 – 12	16 – 18

Закалку доэвтектоидных сталей, включающую нагрев до температур выше A_{C_3} , т. е. в аустенитное состояние, называют *полной*. Для заэвтектоидных сталей используют *неполную закалку*, при которой сталь, нагретая до температуры, несколько превышающей A_{C_1} , приобретает структуру $A + C_{II}$, при охлаждении претерпевает лишь превращение $A \longrightarrow M$, т. е. частичное (неполное) изменение структуры. Сохранение некоторой доли твердого и износоустойчивого цементита вторичного способствует повышению прочностных свойств стали. Полная закалка заэвтектоидных сталей с нагревом до температур, превышающих $A_{C_{cm}}$, приводит к повышению содержания в них аустенита остаточного и ухудшению свойств закаленных сталей.

Неполная закалка для доэвтектоидных сталей нежелательна, так как после нее наряду с твердым мартенситом сохраняется мягкий избыточный феррит. В промышленности в зависимости от характера охлаждения применяют различные способы закалки: в одном или двух охладителях, струйчатую, ступенчатую, изотермическую, с самоотпуском. Во избежание коробления или образования трещин вследствие высоких внутренних напряжений, возникших при закалке, в дальнейшем сталь подвергают отпуску.

Отпуск – операция термической обработки, включающая нагрев закаленной стали до температур ниже A_{C_1} выдержку при этой температуре, охлаждение. Цель отпуска – уменьшение внутренних напряжений в металле и получение требуемых структуры и свойств. При нагреве закаленной стали со структурой мартенсита или мартенсита и аустенита остаточного протекают следующие превращения. До температуры 100°C (стадия предвыделения) в мартенсите происходит диффузионное перераспределение углерода. Образуются ультрамикроскопические объемы с содержанием углерода и структурой, близкими к аналогичным показателям той фазы, которая должна выделиться. На первой стадии отпуска в интервале температур 100-200 °C в

результате выделения из мартенсита углерода образуется ε -карбид (Fe_2C) в виде тонких пластин. Решетка карбида когерентно связана с решеткой мартенсита, который значительно обеднен углеродом (0,25-0,35 % C). На первой стадии (200-300 °C) аустенит остаточный превращается в смесь мартенсита с 0,25-0,35 % C и когерентного ε -карбида. Одновременно происходит дальнейшее выделение углерода из мартенсита, который обедняется углеродом (0,1 %C), становясь отпущенным, решетка его из тетрагональной трансформируется в кубическую. Обогащаясь углеродом, ε -карбид превращается в цементит Fe_3C .

На третьей стадии отпуска (300-350 °C) заканчивается выделение углерода из мартенсита, который становится ферритом. Происходит срыв когерентности решетки феррита и цементита. В конечном итоге к концу третьей стадии отпуска формируется смесь феррита и цементита

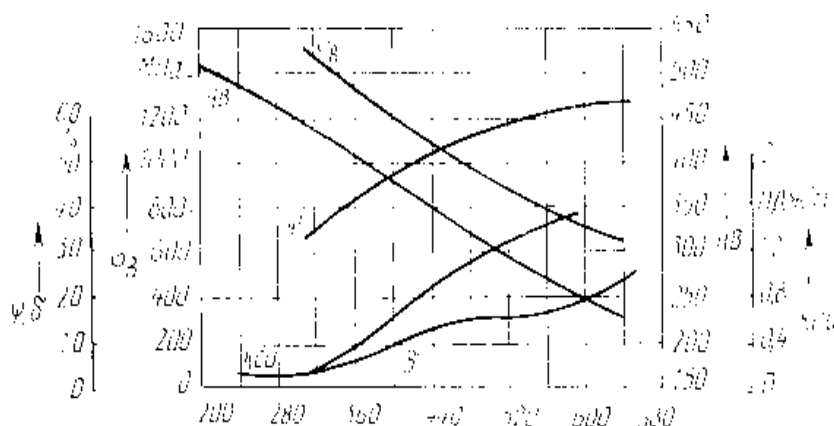


Рисунок 3. Зависимость механических свойств стали от температуры отпуска

Дальнейший нагрев стали приводит к коагуляции (рост с одновременным округлением) ферритно-цементитной смеси. Зернистая ферритно-цементитная смесь, образующаяся при отпуске (350-500 °C) из мартенсита, называется трооститом отпуска, при 500-650 °C – сорбитом отпуска, выше 650 °C – перлитом отпуска.

Троостит, сорбит и перлит отпуска в отличие от получаемых из аустенита при непрерывном охлаждении имеют зернистое, а не пластинчатое строение. Стали с зернистой структурой характеризуются более высокой пластичностью и лучшей обрабатываемостью резанием.

На рисунке 3 представлена зависимость механических свойств углеродистой стали от температуры отпуска. По этой зависимости различают низкотемпературный (низкий), среднетемпературный (средний) и высокотемпературный (высокий) виды отпуска.

Низкий отпуск включает нагрев закаленной стали до 150-250°C. Он применяется для придания поверхностным слоям изделий высоких твердости и износостойкости. Низкий отпуск, несколько уменьшающий внутренние напряжения, повышающий вязкость стали при сохранении ее высокой твердости, широко применяют при изготовлении мерительного, режущего и штампового инструмента (шаблоны, фрезы, метчики, зубила, штампы, волокни и др.), для деталей после науглероживания.

При *среднем отпуске* закаленная сталь нагревается до 300-400°C, чем обеспечивается получение структуры троостита отпуска, обладающего достаточными твердостью (40-55 HRC) и прочностью при высоком пределе упругости. Средний отпуск еще в большей степени, чем низкий, способствует уменьшению внутренних напряжений и наиболее часто применяется при термической обработке рессор и пружин.

Высокий отпуск включает нагрев закаленной стали до 500-650 °C и обеспечивает получение структуры сорбита отпуска, обладающего хорошим комплексом свойств (прочность, ударная вязкость, твердость). Закалку с высоким отпуском поэтому называют *улучшением* и применяют для ответственных деталей из среднеуглеродистых сталей (коленчатые валы, шатуны и т. д.).

1.4 Оборудование и материалы

- Металлографический микроскоп МИМ-7, ММУ-3.
- Набор микрошлифов сталей после термической обработки.

- Атлас микроструктур.
- Фотостенд микроструктур сталей и чугунов в неравновесном состоянии.
- Плакаты по термической обработке сталей и чугунов.

1.5 Указания по технике безопасности

- Правила безопасной работы с металлографическими микроскопами.
- Бережное обращение с атласом и фотографиями микроструктур, плакатами.
- Правила безопасности при работе с электрическими печами в процессе термообработки образцов из стали и чугунов.

1.6 Указания по порядку выполнения работы

1. Составить режимы отжига, нормализации, закалки и отпуска стали 45, используя справочники, марочники сталей и материалы данной работы.
2. Ознакомиться с принципами работы лабораторных нагревательных устройств.
3. Измерить твердость серии образцов из стали 45 до закалки.
4. Загрузить образцы из стали 45 в заранее разогретую печь и провести различные операции термической обработки в соответствии с рассчитанными режимами.
5. Измерить твердость образцов из закаленной стали 45 и закаленных сталей с различным содержанием углерода (0,2; 0,4; 0,8; 1,2%).
6. Закаленные образцы из стали 45 подвергнуть отпуску при различных температурах (200 °С, 400 °С, 600 °С) и затем измерить их твердость. Результаты всех измерений внести в таблицы.
7. Проанализировать скорость охлаждения стали при отжиге, нормализации и закалке и ее влияние на свойства стали 45.
8. Построить графики влияния содержания углерода и температуры

отпуска на твердость закаленной стали.

1.7 Содержание отчета

Отчет должен содержать:

- наименование работы и ее цель;
- режимы полного отжига, нормализации, закалки и отпуска стали 45;
- результаты замеров твердости образцов из закаленных сталей с различным содержанием углерода и подвергнутых отпуску при различных температурах в виде графиков;
- выводы по результатам работы.

1.8 Контрольные вопросы

1. Что понимается под термообработкой?
2. Что такое отжиг и нормализация? Режимы. Свойства стали после этих видов термообработки.
3. Структура стали после отжига и нормализации.
4. Оборудование для термической обработки образцов из стали.
5. Инструменты и приборы для замера твердости образцов после различных видов термообработки.
6. Что понимается под закалкой? Режим закалки конструкционных и инструментальных сталей.
7. Внутренние, остаточные напряжения и меры их уменьшения.
8. Виды отпуска. Назначение. Режимы. Структура после отпуска.
9. Диаграмма изотермического распада и превращения переохлажденного аустенита.
10. Скорость нагрева и охлаждения при различных видах термической обработки.
11. Примеры применения отдельных видов термообработки.
12. Методы измерения твердости стальных образцов после различных

методов обработки.

13. Кристаллические решетки аустенита и мартенсита.

14. Каким методом уменьшают количество остаточного аустенита.

Режимы.

15. Микроструктуры закаленной доэвтектоидной, эвтектоидной и заэвтектоидной стали.

1.9 Список литературы

Основная литература

1. Учаев, П. Н. Материаловедение : учебник для судентов, обучающихся по напр. «Конструкторско-технолог. обеспечение машиностроит. производств», «Автоматизация технолог. процессов и производств (машиностроение)» учебник / П. Н. Учаев, С. Г. Емельянов, К. Поб.)

Дополнительная литература:

1. Солнцев, Ю. П. Материаловедение [Электронный ресурс] : учебник для вузов / Ю. П. Солнцев, Е. И. Пряхин. — Электрон. текстовые данные. — СПб. : ХИМИЗДАТ, 2017. — 783 с. — 978-5-93808-294-6. — Режим доступа: <http://www.iprbookshop.ru/67345.html>.

Лабораторная работа 14

Физико-механические свойства пластических масс

1.1 Цель работы

Исследование некоторых физико-механических свойств пластмасс (термо- и реактопласты), приобретение практических навыков определения их твердости, прочности, ударной вязкости. Сравнение свойств металлов и пластмасс.

1.2 Формируемые компетенции

УК-6. Способен управлять своим временем, выстраивать и реализовывать траекторию саморазвития на основе принципов образования в течение всей жизни

1.3 Теоретическое обоснование

Пластические массы (пластики, пластмассы) – важные конструкционные материалы, широко применяемые в машиностроении, электро- и радиотехнике, строительстве и других отраслях народного хозяйства.

Незначительная трудоемкость изготовления пластмассовых деталей (по сравнению с металлическими), их малая себестоимость, технологичность (легко формуются, склеиваются, свариваются, обрабатываются резанием), специфические физико-механические свойства обуславливают эффективность применения и зачастую незаменимость пластмасс в машиностроении.

Основными достоинствами пластмасс являются: малая плотность и возможность ее изменения, хорошие тепло-, электро- и звукоизоляционные характеристики, высокая химическая стойкость в ряде сред и неподвер-

женность коррозии, высокие оптические свойства (бесцветность и прозрачность органических стекол), хорошие фрикционные и антифрикционные свойства, достаточно высокая прочность (прочность некоторых пластиков сопоставима с прочностью стали), хорошие декоративные свойства, бесшумность в работе (применительно к зубчатым передачам) и некоторые другие. Недостатки пластмасс – невысокая теплостойкость, низкие ударная вязкость и модуль упругости, склонность некоторых пластмасс к старению.

Пластмассы – это материалы на основе природных, а чаще всего искусственных (синтетических) полимеров, которые под действием нагревания и давления способны формоваться в изделия заданной формы и затем устойчиво сохранять ее. Кроме основного компонента – связующего вещества, в состав пластмасс могут входить наполнители, пластификаторы, отвердители, красители, стабилизаторы, порообразователи, ингибиторы и некоторые другие добавки. Соотношение названных компонентов в пластмассах может быть, например, таким (массовая доля): связующее вещество – 30 - 60 %, наполнители – 40-65, пластификаторы – около 1, красители – 1-1,5, смазывающие вещества – 1-2 %.

Связующие вещества, от которых в наибольшей степени зависят свойства пластмасс, – это природные или синтетические полимеры. Под полимерами понимают высокомолекулярные вещества, молекулы которых (макромолекулы) состоят из многочисленных элементарных звеньев (мономеров). Молекулярная масса их может составлять от 5000 до 1 000 000.

Природные полимеры – белки и нуклеиновые кислоты, из которых построены клетки живых организмов, природные смолы (янтарь, копал, шеллак), натуральный каучук, целлюлоза, слюда, асбест, природный графит и др. Синтетические полимеры – это полиэтилен, полипропилен, полистирол, поливинилхлорид, полиамиды, поликарбонаты, фторопласты, фенопласты, полиметилметакрилат, фенолоформальдегидные смолы, эпоксидные смолы и др. В отдельных случаях пластмасса, например полиэтилен, может целиком

состоять из связующего вещества – полимера. Полимеры, преимущественно синтетические, получаемые химическим синтезом простых органических веществ (мономеров) в макромолекулы методами полимеризации или поликонденсации, являются основой не только пластмасс, но и резины, химических волокон, лаков, красок, клеев и т. д. Так, полиэтилен синтезируют путем полимеризации газа – этилена, получаемого из природного газа или нефтепродуктов. Макромолекулы полимера представляют собой цепочки из звеньев мономера, атомы в которых связаны прочной химической (ковалентной) связью.

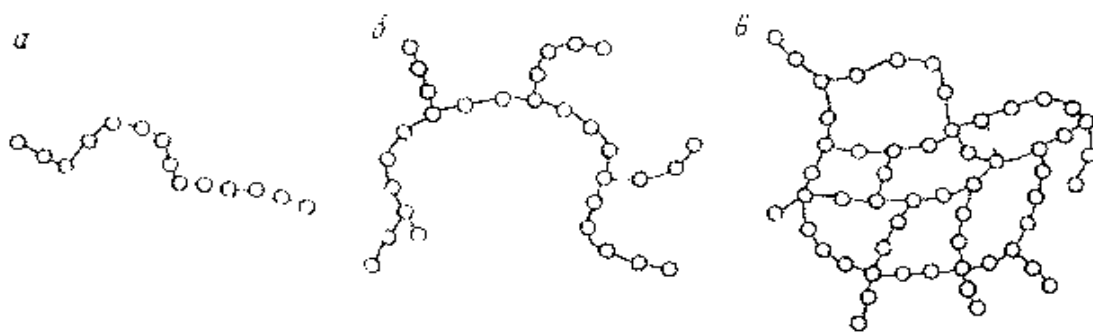


Рисунок 1. Форма строения макромолекул полимеров: а – линейная; б – разветвленная; в – сетчатая (схемы)

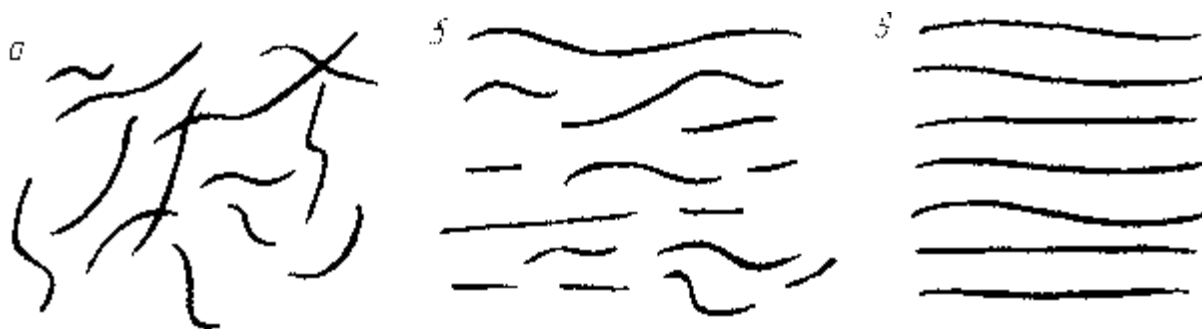


Рисунок 2. Состояние макромолекул линейных полимеров: а – аморфное беспорядочное; б – аморфное ориентированное; в – кристаллическое (схемы)

Различие структур макромолекул (линейные, разветвленные, сетчатые – рисунок 1) обуславливает неодинаковость свойств полимеров. Так, линейные (полиэтилены, полиамиды и др.) и разветвленные (полиизобутилен и др.) полимеры характеризуются способностью образовывать анизотропные волокна

и пленки и находиться в высокоэластичном состоянии; редкосетчатые полимеры (резины) обладают упругостью, густосетчатые (смолы) – хрупкие.

По фазовому состоянию полимеры могут быть аморфными или кристаллическими. В большинстве случаев реальные полимеры содержат аморфную и кристаллическую фазы. Содержание в полимере (в процентах) веществ в кристаллическом состоянии называют степенью кристалличности. На рисунке 2 приведены примеры расположения макромолекул в линейных полимерах. Кристаллическую структуру имеют полимеры с макромолекулами строго регулярной линейной или редкосетчатой формы. Кристаллические полимеры имеют более высокие теплостойкость и механические свойства.

По полярности различают неполярные (например, полиэтилен, полипропилен, фторопласт-4) и полярные (например, поливинилхлорид) полимеры. Неполярные полимеры в отличие от полярных обладают более высокими морозостойкостью и диэлектрическими свойствами.

В зависимости от поведения при нагреве различают термопластичные (термопласты) и термореактивные (реактопласты) полимеры. Соответственно называют и пластмассы на основе этих связующих веществ. *Термопластичными* называют полимеры или пластмассы, которые с повышением температуры размягчаются, плавятся, при формовании не претерпевают никаких химических изменений, по мере охлаждения затвердевают и сохраняют способность пластически деформироваться при повторном нагреве. Такие полимеры (полиэтилен, полистирол, капрон и др.) имеют линейную или разветвленную структуру макромолекул. *Термореактивные полимеры и пластмассы* при нагреве и формовании претерпевают существенные химические изменения, затвердевают и, теряя способность пластически деформироваться, остаются твердыми. Линейная структура таких полимеров при нагреве преобразуется в пространственную.

Физико-механические свойства полимеров зависят как от их структуры, температуры, так и от физического состояния. Из-за высокой молекулярной массы полимеры не способны образовывать низковязкие жидкости или

переходить в газообразное состояние, они могут находиться в одном из трех физических состояний – стеклообразном, высокоэластическом и вязкотекучем. Полимеры в стеклообразном состоянии характеризуются пространственной структурой макромолекул, отличаются твердостью и аморфностью.

Атомы находятся в равновесном положении, и макромолекулы не перемещаются. Высокоэластическое состояние макромолекул характерно для высокополимеров и выражается в их способности к большим обратимым изменениям формы при небольших нагрузках. Атомы колеблются, а макромолекулы способны изгибаться. Макромолекулы в целом не перемещаются, но их отдельные сегменты подвижны за счет вращения

групп атомов вокруг связи $\begin{array}{c} \diagup \\ \text{---} \\ \diagdown \end{array} \text{C} \text{---} \begin{array}{c} \diagdown \\ \text{---} \\ \diagup \end{array}$ в мономерных звеньях цепи.

Полимеры в вязкотекучем состоянии (линейные или разветвленные) отличаются от жидких веществ большей вязкостью. При этом подвижной является вся макромолекула. На рисунке 3 приведены зависимости степени деформации полимеров с различной структурой от температуры их нагрева (термомеханические кривые). По этим кривым можно судить о характере изменения механических и технологических свойств полимеров при различных температурах. Так, полимеры или пластмассы на их основе эксплуатируются при температурах ниже температуры стеклования t_c , когда они находятся в твердом состоянии. Формование изделий из полимеров или пластмасс ведут в области их вязкотекучего состояния. Температура t_{xp} (ниже t_c) соответствует переходу полимеров в хрупкое состояние (для полистирола $t_c = 100^\circ\text{C}$ и $t_{xp} = 90^\circ\text{C}$, для полиметил-метакрилата $t_c = 100^\circ\text{C}$ и $t_{xp} = 10^\circ\text{C}$). В кристаллизующихся полимерах при температуре t_k их кристаллическая часть плавится и далее, от t_k до t_b , полимер находится в высокоэластичном состоянии. Свыше температур t_t аморфные и кристаллизующиеся полимеры переходят в вязкотекучее состояние.

Для редкосетчатых полимеров температура t_x — начало химического разложения полимера.

Зависимость степени деформации кристаллических полимеров (полиэтилен, полиамиды, полиэтилентерефталат и др.) от напряжения выражается линией, состоящей из трех участков (рисунок 4). Первоначально (участок I) удлинение прямо пропорционально усилию. По достижении некоторого усилия (точка A) удлинение полимера увеличивается при неизменном усилии (участок II). Это вызвано резким местным сужением образца, образованием «шейки», распространяющейся на всю его длину. Затем наблюдается растяжение тонкого, но ориентированного образца вплоть до разрыва (участок III). Деформация полимера зависит также от скорости и температуры нагружения.

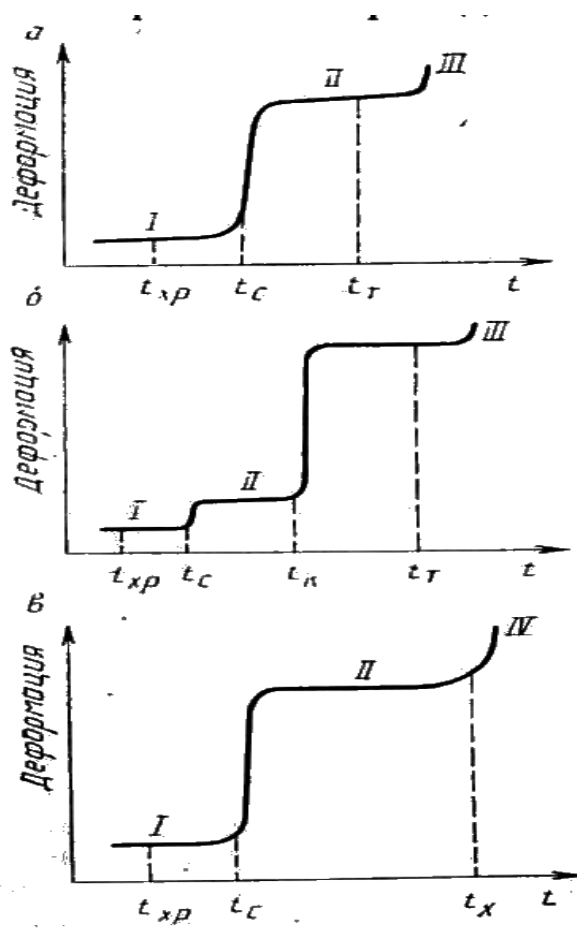


Рисунок 3. Термомеханические кривые для полимеров:

а — аморфного; б — кристаллического; в — редкосетчатого для различных состояний:

I— стеклообразного; II— высокоэластичного; III— вязкотекучего; IV— химического разложения

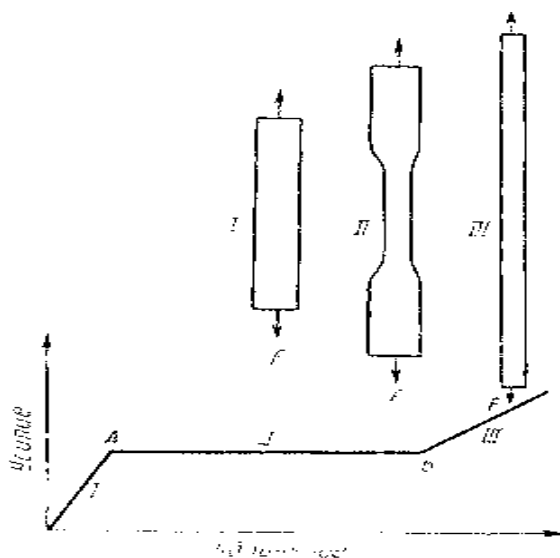


Рисунок 4. Зависимость удлинения от усилия при деформации кристаллического полимера.

Недостаток полимеров, а следовательно, и пластмасс,— склонность к старению, т. е. самопроизвольному необратимому изменению важнейших характеристик при эксплуатации и хранении.

Важным компонентом пластмасс являются *наполнители*. Они повышают механическую прочность пластмасс, уменьшают их усадку при формовании изделий, влияют на вязкость, водостойкость пластмасс, придают им специальные свойства, (фрикционные, антифрикционные и др.). Наполнители могут быть органическими или минеральными в виде порошков, волокон, листов (сажа, древесная мука, сульфидная целлюлоза, асбест, тальк, очесы хлопка или льна, стекловолокно, бумага, ткани, древесный шпон и др.). Органические наполнители повышают прочность, снижают хрупкость, но ухудшают термо- и водостойкость пластмасс. Минеральные наполнители повышают прочность, водостойкость, химическую стойкость, тепло- и электроизоляционные свойства пластмасс, но часто повышают и их хрупкость и плотность. В зависимости от вида наполнителя различают порошковые

(карболиты), волокнистые (волокниты), слоистые (содержащие листовые наполнители) и некоторые другие пластмассы.

Пластификаторы способствуют повышению пластичности пластмасс или расширению температурного интервала их вязкотекучего состояния. В качестве пластификаторов широко используют органические вещества с высокой температурой кипения и низкой температурой замерзания (стеарин, дибутилфталат, олеиновую кислоту и др.).

Отвердители (различные амины), или *катализаторы* (перекисные соединения) вводят в термореактивные пластмассы для ускорения процессов отверждения пластмасс.

Красители органического или минерального происхождения придают пластмассам желаемый цвет.

Стабилизаторы, например сажа, препятствуют старению полимерных материалов.

Порообразователи, переходя при формовании в газообразное состояние, способствуют образованию пор в таких пластмассах, как пенополистирол, пенополивинил-хлорид, поролон, пенополиуретан и др.

Смазывающие вещества вводят для уменьшения прилипаемости пластмассовых изделий к металлическим частям пресс-формы.

Кроме названных, в пластмассы вводятся с различными целями и другие добавки.

Дадим краткую характеристику свойств и областей применения некоторых пластмасс. К термопластичным пластмассам, основой или связующим веществом в которых являются полимеры с макромолекулами линейной или разветвленной структуры, относятся неполярные: полиолефины (полиэтилен, полипропилен и полиизобутилен), полистирол, фторопласт-4; полярные: полиметилметакрилат, поливинилхлорид, полиамиды и др.

Полиэтилен – кристаллизующийся полимер, который производят полимеризацией этилена ($\text{CH}_2=\text{CH}_2$). Различают полиэтилен низкой плотности, получаемый при высоком давлении (ПЭВД) и содержащий 35 - 65

%кристаллической фазы, а также полиэтилен высокой плотности, получаемый при низком давлении (ПЭНД) и содержащий 60 - 95 % кристаллической фазы. Полиэтилен химически стоек, нерастворим в воде, ацетоне, спирте, морозостоек до $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$ (чем выше плотность, тем выше теплостойкость и механическая прочность), но склонен к старению. Из него изготавливают не силовые детали (контейнеры, емкости, вентили, детали химических насосов, трубы для транспортирования агрессивных жидкостей), защитные покрытия на металлах, пленку для различных целей (электроизоляционная, парниковая). *Полипропилен* ($-\text{CH}_2-\text{CHCH}_3-$) получают полимеризацией из пропилена в присутствии металлоорганических катализаторов. Он более теплостоек (до 150°C), чем полиэтилен, но менее морозостоек (до $-10 - -20^{\circ}\text{C}$). Из полипропилена изготавливают некоторые конструкционные детали автомобилей, мотоциклов, корпуса насосов, трубы для транспортирования агрессивных сред, пленки, емкости.

Полистирол ($-\text{CH}_2 - \text{CHC}_6\text{H}_5-$) – прозрачный, аморфный полимер, диэлектрик, химически стоек, нерастворим в растворителях, но склонен к старению и имеет низкую (до $80\text{ }^{\circ}\text{C}$) теплостойкость. Применяется он для изготовления деталей машин и приборов (ручки, корпуса и т. д.), емкостей и сосудов для химикатов, пленки и т. д.

Фторопласт-4, или *политетрафторэтилен* ($-\text{CF}_2-\text{CF}_2-$)_n – полимер, имеющий макромолекулы в виде спиралей, диэлектрик, химически стоек. Из него изготавливают уплотнительные прокладки, трубы для транспортирования агрессивных сред, сильфоны, антикоррозионные покрытия на металлах. По химической стойкости он превосходит все известные пластмассы.

Полиметилметакрилат (органическое стекло, или плексиглас) – полярный, прозрачный, аморфный полимер на основе сложных эфиров акриловой и метакриловой кислот. В отличие от минерального стекла органическое значительно легче (более чем в два раза), пропускает ультрафиолетовые лучи, технологично (хорошо обрабатывается резанием, склеивается, сваривается, полируется), но обладает меньшими твердостью,

прочностью и теплостойкостью. Идет на остекление и изготовление оптики, светотехнических деталей, емкостей. На основе полиметилметакрилата изготавливают самоотверждающиеся пластмассы типа стиракрила, которые применяют в производстве штампов, литейных моделей, абразивного инструмента.

Полиамиды (капрон, нейлон и др.) – полярные пластмассы на основе кристаллизующегося полимера, содержащего группы CO, NH и CH₂. Они характеризуются высокими прочностью, теплостойкостью, износостойкостью и низким коэффициентом трения ($f < 0,05$), способностью погашать вибрации. Недостатки полиамидов – склонность к старению и некоторая гигроскопичность. Введение наполнителей (графит, тальк, дисульфид молибдена) обеспечивает повышение антифрикционных и некоторых других их свойств. Полиамиды применяют в машиностроении, электротехнике, медицине.

Поливинилхлорид – полярный, аморфный полимер состава (—CH₂ — CHCl—). Не пластифицированный поливинилхлорид называют винипластом и применяют для изготовления различных деталей химического оборудования, труб, деталей вентиляционных и теплообменных установок, муфт, элементов насосов, вентиляторов, защитных покрытий на металлах, облицовочной плитки. Пластикат (полихлорвинилхлорид с пластификатором) используют для изготовления труб, конвейерных лент, печатных валиков, линолеума и т. д.

Наиболее крупнотоннажный по производству вид реактопластов – *фенопласты*, т. е. пластмассы, получаемые на основе фенолоформальдегидных смол. Различают следующие виды фенопластов: ненаполненные, порошковые (наполнители – древесная мука, тальк, графит и др.), волокнистые (волокниты, асбо- и стекловолокниты), слоистые (гетинакс, текстолит и др.).

Волокниты получают пропиткой очесов льна или хлопка фенолоформальдегидным связующим и применяют для изготовления деталей, работающих на изгиб и кручение и устойчивых к ударным нагрузкам (шкивы, фланцы, стойки, направляющие втулки, маховики и т. д.).

Асболокниты получают пропиткой асбеста феноло-формальдегидной смолой. Они обладают высокими ударопрочностью, химической стойкостью, фрикционными свойствами и применяются для изготовления элементов тормозов (накладки, колодки, диски подъемно-транспортных устройств, автомобилей и т. д.), кислотоупорных конструкций.

Из слоистых пластмасс значительный интерес представляет *текстолит*, получаемый из связующего (феноло-формальдегидная смола) и наполнителя (хлопчатобумажные ткани – шифон, миткаль, бязь и др.). Текстолит отличается прочностью, способностью поглощать шумы и гасить вибрации, однако он может работать только при невысоких температурах (до 90 °С). Из текстолита изготавливают зубчатые колеса, вкладыши подшипников, шкивы, втулки, прокладки в машиностроении, распределительные щиты и монтажные панели в электротехнике и т. д.

1.4 Оборудование и материалы

- твердомеры с нагрузкой 250, 750, 2250 Н
- разрывная машина с усилием не более 50 кН
- маятниковый копер
- полиэтилен, полистирол, фторопласт, полиамиды, текстолит.

1.5 Указания по технике безопасности

- Бережно управлять твердомерами не перегружая их инструменты – инденторы.
- Выполнять все требования техники безопасности при работе на разрывной машине и маятниковом копре.
- Убрать рабочее место и доложить об этом учебному мастеру.

1.6 Указания по порядку выполнения работы

1. Описать состав и свойства термореактивных и термопластических пластмасс и их применение.
2. Провести испытание механических свойств термо- и реактопластов (разрушающее напряжение при растяжении, относительное удлинение, ударная вязкость и твердость).
3. Результаты испытаний свести в таблицу и сравнить их данными механических свойств углеродистой конструкционной стали 10, взятых по справочнику.
4. Проанализировать полученные результаты испытаний.

1.7 Содержание отчета

Отчет должен содержать:

1. Наименование работы и её цель;
2. Описание состава и свойств термореактивных и термопластических пластмасс;
3. Результаты измерений механических свойств пластмасс в виде таблицы;
4. Выводы по результатам работы.

1.8 Контрольные вопросы

1. Состав и свойства термопластичных и термореактивных пластмасс.
2. Связывающие вещества, пластификаторы, отвердители, красители и др.
3. Характеристики полиэтилена, полистирола, фторопласта, винипласта, волокнитов.
4. Характеристики термореактивных пластмасс и применение текстолита, гетинакса, асботекстолита, стеклотекстолита.

1.9 Список литературы

Основная литература

1. Учаев, П. Н. Материаловедение : учебник для судентов, обучающихся по напр. «Конструкторско-технолог. обеспечение машиностроит. производств», «Автоматизация технолог. процессов и производств (машиностроение)» учебник / П. Н. Учаев, С. Г. Емельянов, К. Поб.)

Дополнительная литература:

1. Солнцев, Ю. П. Материаловедение [Электронный ресурс] : учебник для вузов / Ю. П. Солнцев, Е. И. Пряхин. — Электрон. текстовые данные. — СПб. : ХИМИЗДАТ, 2017. — 783 с. — 978-5-93808-294-6. — Режим доступа: <http://www.iprbookshop.ru/67345.html>.

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
Федеральное государственное автономное образовательное учреждение
высшего образования
«СЕВЕРО-КАВКАЗСКИЙ ФЕДЕРАЛЬНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ»

МЕТОДИЧЕСКИЕ УКАЗАНИЯ
по организации и проведению
самостоятельной работы

Материаловедениеи ТКМ

для студентов направления подготовки 21.03.01 Нефтегазовое дело
направленность (профиль) «Эксплуатация и обслуживание объектов транспорта
и хранения нефти, газа и продуктов переработки»

Методические рекомендации предназначены для студентов вуза «Северо-Кавказский федеральный университет»

Цели методических рекомендаций:

1. Методическое сопровождение процесса введения и реализации требований Федерального государственного образовательного стандарта высшего образования (далее ФГОС ВО), помощь при разработке рабочих учебных программ дисциплин и профессиональных модулей образовательной программы (далее ОП).
2. Создание в образовательном учреждении учебно-методического обеспечения образовательного процесса.

Методические рекомендации определяют сущность самостоятельной работы студентов в вузе, её назначение, планирование, формы организации и виды контроля.

Содержание

- 1. Нормативное обеспечение самостоятельной работы в ФГОС ВО.**
- 2. Назначение и виды самостоятельной работы студентов.**
- 3. Контроль самостоятельной работы студентов преподавателями.**

1. Нормативное обеспечение самостоятельной работы в ФГОС ВО

1.1. ФГОС раздел: «Требования к условиям реализации ОП»:

– Требования к обязательному минимуму содержания образовательной программы подготовки специалиста, к условиям ее реализации и срокам ее освоения определяются настоящим федеральным государственным образовательным стандартом;

– основная образовательная программа подготовки специалиста состоит из дисциплин общенаучного и профессионального циклов, состоящих из базовой и вариативной частей и дисциплин по выбору;

– максимальный объем учебной нагрузки студента устанавливается 54 часа в неделю, включая все виды аудиторной и внеаудиторной (самостоятельной) учебной работы.

Во время самостоятельной подготовки обучающиеся должны быть обеспечены доступом к сети Интернет. Реализация образовательной программы подготовки специалиста должна обеспечиваться доступом каждого студента к библиотечным фондам и базам данных, формируемым по полному перечню дисциплин образовательной программы из расчета обеспеченности учебниками и учебными пособиями не менее 0,5 экземпляра на одного студента. Библиотека вуза должна иметь достаточное количество современных учебников и учебных пособий по всем циклам дисциплин и постоянно восполняться научной литературой и периодическими изданиями нефтегазового профиля

Объем времени, отведенный на внеаудиторную самостоятельную работу, находит отражение:

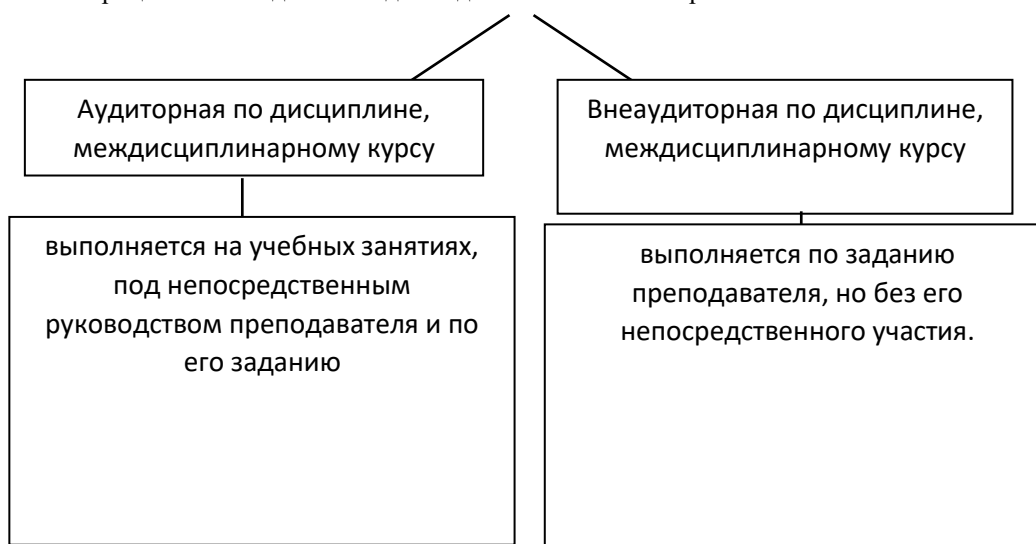
- в рабочем учебном плане – в целом по теоретическому обучению, каждому из циклов дисциплин;
- в рабочих программах учебных дисциплин циклов дисциплин с распределением по разделам или конкретным темам.

2. Назначение и виды самостоятельной работы студентов.

Самостоятельная работа проводится с целью:

- систематизации и закрепления полученных теоретических знаний и практических умений студентов;
- углубления и расширения теоретических знаний;
- формирования умений использовать нормативную, правовую, справочную документацию и специальную литературу;
- развития познавательных способностей и активности студентов: творческой инициативы, самостоятельности, ответственности, организованности;
- формирование самостоятельности мышления, способностей к саморазвитию, совершенствованию и самоорганизации;
- формирования практических (общеучебных и профессиональных) умений и навыков;
- развитию исследовательских умений.

В учебном процессе ОУ выделяются два вида самостоятельной работы:



Внеаудиторная самостоятельная работа - планируемая учебная, учебно-исследовательская, научно-исследовательская работа студентов, выполняемая во внеаудиторное время по заданию и при методическом руководстве преподавателя, но без его непосредственного участия.

3. Контроль самостоятельной работы студентов преподавателями.

Контроль самостоятельной работы студентов предусматривает:

- соотнесение содержания контроля с целями обучения;
- объективность контроля;
- валидность контроля (соответствие предъявляемых заданий тому, что предполагается проверить);
- дифференциацию контрольно-измерительных материалов.

Формы контроля самостоятельной работы

1. Просмотр и проверка выполнения самостоятельной работы преподавателем.
2. Самопроверка, взаимопроверка выполненного задания в группе.
3. Обсуждение результатов выполненной работы на занятии.
4. Тестирование.
5. Письменный опрос.
6. Устный опрос.
7. Индивидуальное собеседование.
8. Коллоквиум.
9. Отчет о проделанной работе.
10. Защита рефератов или курсовой работы.
11. Творческий конкурс.
12. Интернет - конференции.
13. Контрольная работа.

Критерии оценки результатов самостоятельной работы

Критериями оценок результатов внеаудиторной самостоятельной работы студента являются:

- уровень освоения студентами учебного материала;
- умения студента использовать теоретические знания при выполнении практических задач;
- формирование набора из общекультурных и профессиональных компетенций будущего специалиста;
- умения студента активно использовать электронные образовательные ресурсы, находить требующуюся информацию, изучать ее и применять на практике;
- обоснованность и четкость изложения ответа;
- оформление материала в соответствии с требованиями;
- умение ориентироваться в потоке информации, выделять главное;
- умение четко сформулировать проблему, предложив ее решение, критически оценить решение и его последствия;
- умение показать, проанализировать альтернативные возможности, варианты действий;
- умение сформировать свою позицию, оценку и аргументировать ее.

Содержание внеаудиторной самостоятельной деятельности студентов

Методические указания для студентов по выполнению самостоятельной работы:

1. Подготовка к лекциям
2. Подготовка к практическим занятиям
