



Министерство образования Республики Беларусь

**Учреждение образования
«Гомельский государственный технический
университет имени П. О. Сухого»**

Кафедра «Материаловедение в машиностроении»

Е. П. Поздняков, О. В. Давыдова

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

ПРАКТИКУМ

**по выполнению лабораторных работ
для студентов технических специальностей
дневной и заочной форм обучения**

Гомель 2024

УДК 669(075.8)
ББК 39.7я73
П47

*Рекомендовано научно-методическим советом
механико-технологического факультета ГГТУ им. П. О. Сухого
(протокол № 10 от 21.05.2024 г.)*

Рецензент: проректор по учебной работе ГГТУ им. П. О. Сухого
канд. техн. наук, доц. *Г. В. Петришин*

Поздняков, Е. П.
П47 **Материаловедение : практикум по выполнению лаборатор. работ для студентов техн. специальностей днев. и заоч. форм обучения / Е. П. Поздняков, О. В. Давыдова. – Гомель : ГГТУ им. П. О. Сухого, 2024. – 165 с. – Систем. требования: PC не ниже Intel Celeron 300 МГц ; 32 Mb RAM ; свободное место на HDD 16 Mb ; Windows 98 и выше ; Adobe Acrobat Reader. – Режим доступа: <https://elib.gstu.by>. – Загл. с титул. экрана.**

Предназначен для теоретической и практической подготовки студентов в области управления свойствами материалов. Представлены теоретические и практические сведения для проведения экспериментов с металлическими и неметаллическими материалами в машиностроении и энергетике. Приведены механические, эксплуатационные и технологические свойства материалов. Для студентов технических специальностей дневной и заочной форм обучения.

**УДК 669(075.8)
ББК 39.7я73**

© Учреждение образования «Гомельский
государственный технический университет
имени П. О. Сухого», 2024

Предисловие

Успешная работа инженера технического направления зависит от знаний о свойствах разнообразных материалов, способах их управления посредством изменения структуры, а также о способах их получения и производства из них всевозможных изделий.

В настоящее время широко используются железоуглеродистые сплавы, обладающие высокой конструкционной прочностью, пластичностью, жаростойкостью, жаропрочностью, коррозионной стойкостью и пр.

Цветные сплавы, такие как алюминиевые, медные, титановые и магниевые, традиционно применяемые в энергетике, авиационной и космической технике, находят все большее применение в строительстве, машиностроении и других отраслях.

Повышение надежности и долговечности деталей машин и механизмов достигается путем применения термической, химико-термической или термомеханической обработок.

Практикум по выполнению лабораторных работ по дисциплине «Материаловедение» для студентов дневной и заочной форм обучения призван обеспечить закрепление теоретических знания и практических навыков по выбору и применению разнообразных материалов для изготовления широкой номенклатуры изделий.

Разделы практикума содержат теоретические знания о структуре, свойствах и областях применения, способах управления свойств сплавов на основе железа и меди с их практическим закреплением. Отдельная лабораторная работа посвящена строению и областям применения неметаллических материалов – термопластичных и терморезистивных полимеров.

Материал практикума основан на современной учебной литературе в соответствующих предметных областях.

Практикум может быть использован как в процессе аудиторной, так и при самостоятельной работе студентов.

Лабораторная работа № 1

Макроструктурный анализ металлов и сплавов

Цель работы: ознакомиться с методикой проведения макроструктурного анализа, изучить коллекцию макродефектов, коллекцию изломов и выявить распределение серы в макрошлифе стали или чугуна.

Приборы и материалы: коллекция макродефектов, коллекция изломов, коллекция макрошлифов, 5%-ный водный раствор серной кислоты, 10%-ный раствор гипосульфита, фильтровальная бумага, ватные палочки, спирт, полировальная установка с набором наждачной бумаги различной зернистости.

Теоретическая часть

Макроструктурный анализ (макроанализ) – это метод исследования металлов и сплавов, выполняемый невооруженным глазом или при небольшом увеличении (до 30 крат) с помощью лупы или специального микроскопа.

Существует три основных способа изучения макроструктуры:

1. Осмотр поверхности готового изделия.
2. Изучение специально приготовленных макрошлифов.
3. Изучение изломов.

Возможности макроструктурного анализа велики, по выполнению он прост и не требует сложного оборудования. Преимуществом макроанализа является то, что ему может быть подвергнут большой объем металла, т. е. все изделие или его основные части. Поэтому в ГОСТ на большинство металлоизделий различные виды макроанализа включены как обязательные.

Макроанализ проводится с целью изучения макроструктуры и выявления макродефектов, возникающих на различных этапах производства заготовок и изделий.

Оценка макроструктуры стали проводится по ГОСТ10243–75.

Макроанализ позволяет установить:

1. Строение металла или сплава в литых деталях и слитках; наличие дефектов и распределение зон кристаллизации.
2. Химическую неоднородность (ликвацию), получаемую в процессе кристаллизации.
3. Текстуру металла после обработки давлением.

4. Неоднородность состава и структуры, созданной термической или химико-термической обработкой, глубину и характер распределения закаленного, цементированного, азотированного и других слоев.

5. Характер излома и характер разрушения.

Оценка поверхности металла. При осмотре поверхности отливки или детали можно обнаружить следующие основные дефекты:

Газовые раковины – пустоты, расположенные на поверхности или внутри отливки. Форма раковин – сферическая или округленная. Причина их образования может быть связана с большим содержанием газов вследствие:

- а) плохого качества исходных материалов;
- б) пониженной газопроницаемости или повышенной влажности формовочных и стержневых материалов;
- в) недостаточной вентиляции форм и стержней;
- г) низкой температуры заливаемого сплава;
- д) чрезмерно быстрого заполнения формы.

Песочные раковины – закрытые или открытые раковины, полностью или частично заполненные формовочным материалом. Причинами их образования могут быть:

- а) недостаточная прочность формовочной и стержневой смеси;
- б) применение неисправных моделей;
- в) слабая или неравномерная набивка формы или стержней;
- г) местное разрушение и засорение формы при сборке;
- д) нетехнологичность конструкции отливки.

Пригар – шероховатые палочкия или бугристая поверхность отливки. Связана с пригоранием формовочной смеси к стенкам отливки из-за очень высокой температуры заливаемого металла.

Пористость или рыхлость – крупнозернистое и неплотное строение сплава с наличием межкристаллических пустот. Причинами брака могут быть:

- а) неправильная конструкция отливки;
- б) недостаточное питание отливки жидким металлом в процессе затвердевания;
- в) чрезмерно высокая температура заливки.

Спай – сквозные или поверхностные щели в теле отливки, образованные не слившимися потоками металла.

Причина их образования может быть связана с:

- а) низкой температурой расплава при заливке;

- б) неправильным устройством литниковой системы (встречные потоки);
- в) низкой скоростью заливки.

Трещины – сквозные или глухие разрывы в стенках заготовки или деталей.

Причинами трещин в отливках могут быть:

- а) неправильная конструкция отливки с резким переходом от толстых к тонким сечениям;
- б) острые углы в отливках;
- в) чрезмерная плотность набивки;
- г) неправильный состав формовочных и стержневых смесей;
- д) неправильный режим заливки.

Горячие трещины в отливках имеют «рваные» края, а холодные – ровные и гладкие.

Причинами трещин в стальных поковках и заготовках могут быть:

- а) большое загрязнение слитка неметаллическими включениями;
- б) наличие литейных дефектов;
- в) чрезмерные обжаты по сечению и др.

Трещины в термически обработанных деталях возникают из-за высоких напряжений термического или структурного характера вследствие:

- а) неправильного температурного режима термической обработки;
- б) неправильного выбора охлаждающей среды;
- в) нетехнологичности конструкции деталей и др.

Шлифовочные трещины в виде сетки на поверхности детали возникают в результате больших растягивающих напряжений при неправильных режимах шлифования. Такие трещины выявляются после шлифования и травления поверхности. В качестве травителя можно использовать 10-15% спиртовой или водный раствор азотной кислоты или персульфата аммония.

Трещины в сварных швах возникают в результате больших внутренних растягивающих напряжений при охлаждении наплавленного металла в результате:

- а) неправильного режима сварки;
- б) насыщения шва водородом при использовании влажных электродных покрытий из флюсов и из окружающего воздуха;
- в) плохой свариваемости металлов.

Изучение макрошлифов. Макрошлифом (темплетом) называется образец, вырезанный в определенном месте детали и имеющий

плоскую полированную поверхность, которая в зависимости от цели исследования протравливается специальным травителем.

Для изучения строения металла слитков, отливок, катаных и кованых заготовок и готовых деталей образцы вырезают в направлении, перпендикулярном продольной оси. При изучении строения сварного шва образцы вырезают в продольном направлении.

Контролируемую поверхность образцов торцуют, строгают и шлифуют. Шлифование ведут до полного уничтожения рисок, оставшихся после торцовки. Когда на шлифе останутся риски только от шлифовальной бумаги, шлифование прерывают и повторяют обработку поверхности на бумаге с более мелким зерном, каждый раз изменяя направление движения шлифа на 90° .

Уже на шлифованной поверхности можно обнаружить после внимательного исследования невооруженным глазом или в лупу некоторые внутренние дефекты металла: пузыри, пустоты, трещины и крупные шлаковые включения. Но такие дефекты, как мелкая пористость, волосовины – еле заметные трещины, мелкие раковины, неоднородность металла (ликвация), а также кристаллическая структура металла выявляются только в результате так называемого макроскопического травления растворами кислот (серной, азотной, соляной, пикриновой, хромистой или их смесями) или же специальными реактивами, среди которых наиболее распространены 10%-й водный раствор персульфата аммония и реактивы, содержащие хлористую медь.

Для выявления кристаллической структуры литой стали наиболее подходящим реактивом является 10–20%-й водный раствор персульфата аммония. Для выявления неравномерности в распределении фосфора и углерода рекомендуют реагент с хлористой медью.

Макротравлением можно определить способ изготовления изучаемой детали, в частности, является ли она литой или изготовлена ковкой (штамповкой), или резанием (рисунок 1).

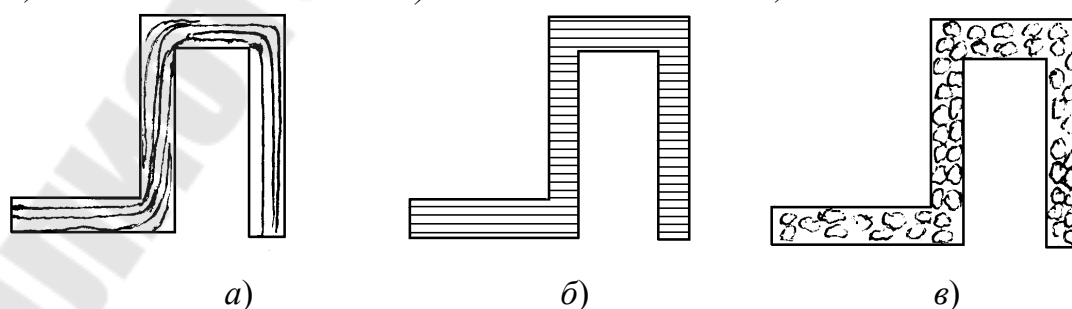
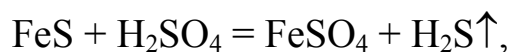


Рисунок 1 – Схема макроструктуры изделия, изготовленного:
а – штамповкой; б – резанием; в – литьем

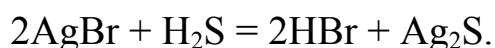
Неметаллические включения в стали (сульфиды, фосфиды, оксиды, шлаки) и ликвационные участки, неоднородные по составу и структуре, при обработке давлением (прокатке, ковке, штамповке) частично раздробляются и вытягиваются вдоль направления деформации, образуя характерную продольную волокнистость. Волокна металла вследствие неодинакового состава и строения имеют различную травимость. Поэтому реактив, содержащий 85 г CuCl_2 и 54 г NH_4Cl на 1000мл воды, хорошо выявляет полосчатость. Макрошлиф в этом случае надо изготавливать в продольном направлении.

Ввиду важности направления волокон для конструкционной прочности изделия, этот способ получил широкое применение и послужил толчком для рациональной постановки процессовковки и штамповки специальных изделий (коленчатых валов, шестерен и пр.). Текстурность, повторяющая конфигурацию сечения детали, свидетельствует о правильной технологии горячей обработки давлением. При несоответствии расположения волокон контуру детали в местах перехода от одной конфигурации к другой создаются напряжения, сокращающие эксплуатационный срок ее службы.

Макроанализ выявляет зональную (в различных частях) и дендритную (в пределах одного кристалла – дендрита) ликвацию в стали углерода и вредных примесей (серы и фосфора), а также ликвацию по удельному весу (гравитационную). Наиболее часто для выявления ликвации используется метод травления. Выявить ликвацию серы в стали или чугуне можно методом Баумана. Принцип метода заключается в следующем: обычную неотфиксированную фотобумагу при дневном свете пропитывают в течение 8–10 минут 5%-м раствором серной кислоты и затем лишнюю кислоту с фотобумаги удаляют фильтровальной бумагой. Потом бумагу прижимают эмульсионным слоем на 2 минуты к предварительно отшлифованному, промытому и обезжиренному образцу, причем прикладывать фотобумагу необходимо плотно, чтобы не осталось пузырьков воздуха между бумагой и образцом. В результате реакции сернистого железа металла с серной кислотой фотобумаги образуется сероводород:



который реагирует с бромистым серебром фотоэмульсии и образует на бумаге сернистое серебро:



темного цвета. Фотобумага снимается со шлифа, промывается водой, фиксируется 6–10 минут в 10%-м растворе гипосульфита, после чего снова промывается водой и просушивается.

Темно-коричневые пятна указывают на места, обогащенные серой и на форму скоплений сульфидов по сечению образца.

Для определения глубины поверхностного слоя, образованного после закалки или цементации, образец травят 20%-м раствором соляной кислоты при 80 °С в течение 3 минут, а затем промывают водой. После травления цементованный или закаленный слой имеет более темную окраску.

Изучение изломов. Изломом называется поверхность, по которой произошло разрушение изделия.

Изучение излома позволяет выявить причины и характер эксплуатационного разрушения, оценить качество стали, выявить дефекты, которые не выявляются при анализе макроструктуры на темплетях, позволяет с достаточной для практических целей точностью выявить глубину закаленного и цементованного слоев, оценить вязкость материалов.

В зависимости от состава, строения, режима термической обработки и условий эксплуатации изделия могут разрушаться вязко или хрупко. В соответствии с этим изломы делятся на вязкие, хрупкие и смешанные. Большинство металлов и сплавов могут разрушаться и вязко, и хрупко. Состояние поверхности – один из важнейших факторов, влияющих на механические свойства материала. Поверхностные неровности при плохой обработке, небольшие выступы или впадины могут играть роль хрупких трещин и снижать прочность материала. На увеличение хрупкости материала влияет масштабный фактор, так как вероятность существования опасного дефекта уменьшается при уменьшении размеров образца. Тщательная полировка поверхности, а также создание на поверхности сжимающих напряжений дробеструйной обработкой, обкаткой роликами, термической и химико-термической обработкой, препятствующих раскрытию поверхностных трещин, существенно увеличивает срок службы деталей. Для обеспечения конструктивной прочности изделий излом материала должен быть вязким, так как хрупкий излом происходит мгновенно и создает ситуацию, называемую «аварией».

Вязкий излом (рисунки 2, а, 3, а) (волокнистый) имеет пепельно-серый цвет.

На поверхности отсутствуют кристаллические фасетки. В связи с этим по излому нельзя судить о форме и размере зерна. Волокнистая структура образуется при длительном воздействии напряжения, превышающего предел текучести, и свидетельствует о пластической деформации зерен поликристалла. В результате вязкого разрушения образуется «косой» излом – его поверхность в макромасштабе наклонена под углом 45° к направлению действия максимального напряжения.

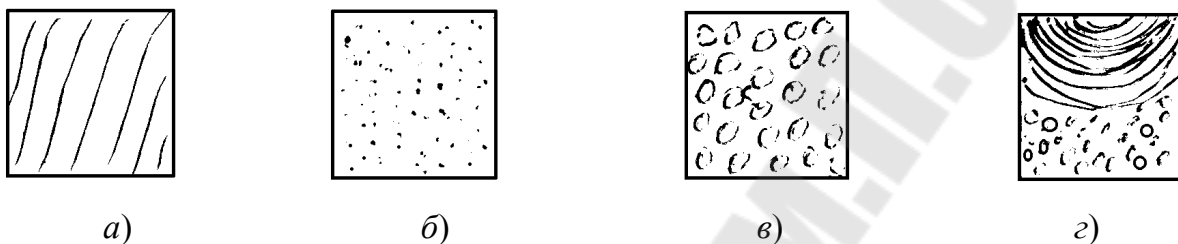


Рисунок 2 – Схема изломов: а – вязкого; б – мелкозернистого хрупкого; в – крупнозернистого хрупкого; г – смешанного

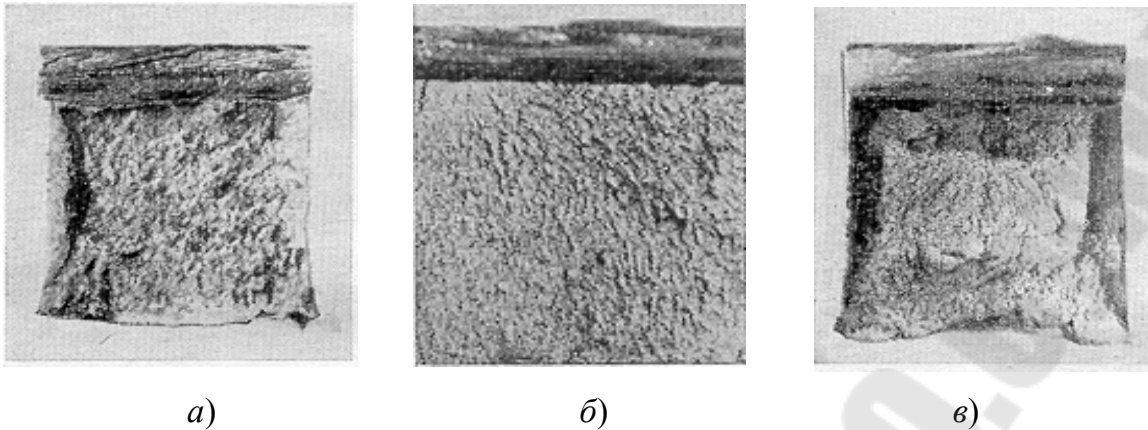
Вязкий излом может образоваться в результате:

- а) соскальзывания одной части кристалла относительно другой или уменьшения сечения при деформации до нуля;
- б) зарождения трещины и ее дальнейшего распространения.

Вязкому разрушению предшествует значительная макропластическая деформация. Вязкая трещина – тупая и скорость ее распространения очень мала. Волокнистый – матовый излом указывает на достаточную вязкость материала.

Хрупкий излом (рисунки 2, б, в, 3, б, 4) имеет кристаллическое строение. Обычно в хрупком изломе можно видеть форму и размер зерен металла, так как излом происходит без значительной пластической деформации, и зерна при разрушении металла не искажаются. Такие изломы бывают крупно- и мелкокристаллические. Чем крупнее зерно на изломе, тем выше хрупкость материала.

Хрупкий излом прямой. По характеру отражения света излом может быть светлым, характерным для сталей и белых чугунов, серым, характерным для серых чугунов и темным, бархатистым, характерным для ковких и высокопрочных чугунов.



Риснок 3 – Изломы стали: *а* – вязкий; *б* – хрупкий; *в* – смешанный

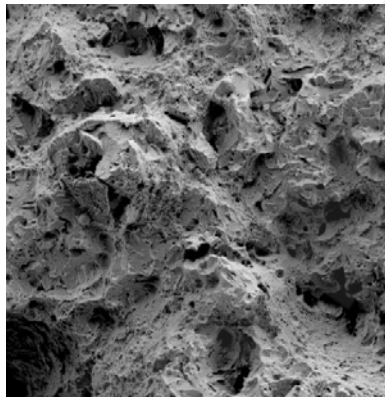


Рисунок 4 – Хрупкий межкристаллический излом

Хрупкий излом, как и вязкий, образуется в результате зарождения трещины и дальнейшего ее распространения. «Хрупкая» трещина – острая, ветвящаяся, ее распространение происходит при низких напряжениях и рост трещины на определенной стадии становится неуправляемым. Скорость распространения трещины близка к скорости звука.

Разновидностями хрупкого излома является также шиферный или слоистый, нафталинистый и дендритный изломы.

Шиферный излом (рисунок 5) – выявляется в кованой и катанной стали после закалки и отпуска. Получил свое название по аналогии с изломом шифера, легко раскалывающегося по плоскости в одном направлении.

Причинами шиферного излома являются:

а) наличие неметаллических включений, вытягивающихся вдоль направления прокатки;

б) наличие разнородных по пластическим свойствам участков металла, как результат неравномерного распределения примесей и фаз.

Таким образом, шиферный (слоистый) излом свидетельствует о загрязнении материала неметаллическими включениями и низком качестве материала.

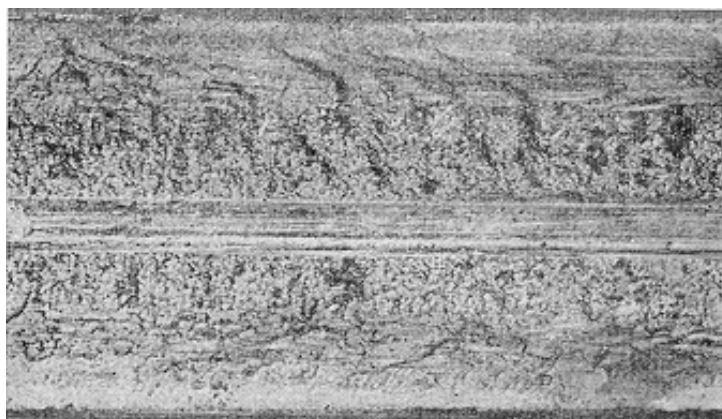


Рисунок 5 – Шиферный излом стали

Нафталинистый излом (рисунок 6) характеризуется крупнозернистостью и наличием своеобразного блеска, напоминающего блеск чешуек нафталина. Такой излом указывает на повышенную хрупкость стали. Обнаруживается чаще всего у быстрорежущей стали при нарушении технологии ее обработки, а также у других сталей, как результат сильного перегрева.



Рисунок 6 – Нафталинистый излом быстрорежущей стали

Дендритный излом выявляется у литого металла. Разрушение в этом случае происходит по границам сопряженных дендритных кристаллов и наблюдается у белых чугунов.

Смешанный излом (рисунки 2, 2, 3, в, 7) – излом кристаллический в одних участках и волокнистый в других. Смешанный излом наблюдается в условиях усталостного разрушения (усталостный излом) у сталей с несковозной прокаливаемостью.

Этот излом можно наблюдать на образцах после ударных испытаний: темная каемка на периферии образца – вязкая составляющая – довольно резко отличается от светлой сердцевины, где имеет место хрупкое разрушение. Данный вид излома имеет место у образцов, подвергнутых химико-термической обработке: цементации, нитроцементации, азотированию и пр. (рисунок 7).

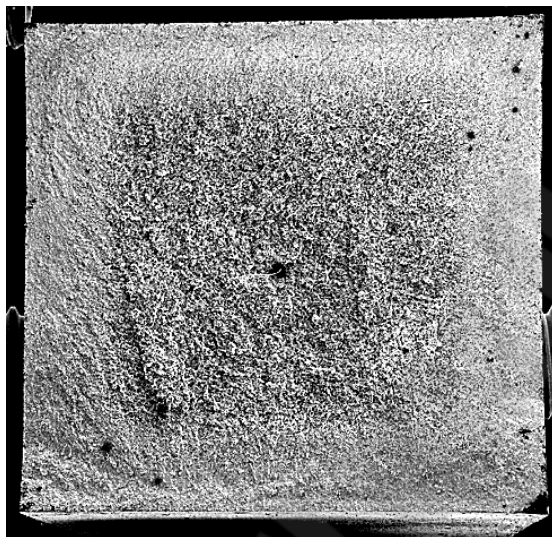


Рисунок 7 – Излом образца после химико-термической обработки

Усталостный излом (рисунок 8) всегда имеет две зоны разрушения. Одна из них соответствует участку развития усталостной трещины и имеет характерный (иногда блестящий) вид. На поверхности этой зоны часто видны концентрические контуры фронта распространения трещин, которые сходятся в очаге разрушения. Вторая зона – зона долома – возникает в результате быстрого окончательного разрушения. Она может иметь либо хрупкое, либо вязкое, либо смешанное строение в зависимости от условий испытания или работы детали. Такой излом наблюдается у деталей, работающих в условиях повторно-переменных нагрузок (шатунны, коленчатые валы, штоки и др.).

На поверхности изломов можно обнаружить различные дефекты: поры – пузыри, грубую пятнистую ликвацию, которая в изломе имеет вид темных полос и флокены. Флокены (трещины, заполненные водородом) в изломе имеют вид светлых округлых пятен с кристаллической поверхностью серебристого или светлого оттенка, а на протравленном макрошлифе видны тонкие нитевидные трещины, соответствующие белым пятнам на изломе.



Рисунок 8 – Усталостный излом

При оценке вида излома необходимо учитывать характер прилагаемой нагрузки, т. к. один и тот же материал в одном и том же структурном состоянии может иметь волокнистый излом при статическом нагружении и кристаллический излом – при ударном нагружении.

Экспериментальная часть

1. Изучить коллекцию макродефектов и перечислить обнаруженные макродефекты.
2. Изготовить макрошлиф и выявить распределение серы по методу Баумана.
3. Изучить и зарисовать коллекцию изломов.
4. Оформить отчет по работе.

Содержание отчета

1. Основные теоретические данные о назначении и методике проведения макроструктурного анализа.
2. Результаты изучения поверхности деталей.
3. Отпечаток макрошлифа на фотобумаге.
4. Рисунки макроструктуры коллекции изломов.

Контрольные вопросы

1. Назначение и задачи макроструктурного анализа.
2. Какими основными способами проводится макроструктурный анализ?

3. Какие дефекты можно обнаружить с помощью макроструктурного анализа?
4. Что такое ликвация, типы ликваций и методы их определения.
5. Виды изломов, их характеристика и связь со свойствами металла.
6. Что можно сказать о металле по его излому?

Лабораторная работа № 2

Определение твердости и ударной вязкости материалов

Цель работы: освоить методы измерения твердости и ударной вязкости металлических материалов.

Приборы и материалы: Твердомер по Бринеллю 2109ТБ, твердомер по Роквеллу ТК-2М, образцы для измерения твердости, шлифовальная машина, шлифовальная бумага, маятниковый копер МК-30, образцы для измерения ударной вязкости.

Теоретическая часть

Определение твердости является наиболее часто применяемым методом испытания материалов, т.к. не требуется изготовления специальных образцов и не происходит разрушения материала.

Твердость – это способность материала сопротивляться упруго-пластической деформации при внедрении в него более твердого тела.

Существуют различные методы определения твердости – вдавливанием, царапанием, упругой отдачей и др. Чаще всего при испытании на твердость производят вдавливание в испытываемый материал наконечника – индентора, изготовленного из значительно более твердого материала (алмаза, твердого сплава, закаленной стали), чем испытываемый материал.

О твердости судят либо по глубине проникновения индентора после снятия нагрузки (твердость по Роквеллу – HRC, HRB, HRA), либо по величине отпечатка, остающегося после вдавливания индентора (твердость по Бринеллю – HB, по Виккерсу – HV, микротвердость – H_{μ}). На предприятиях машиностроительного комплекса наибольшее распространение получили методы Бринелля и Роквелла.

Определение твердости материалов по Бринеллю (ГОСТ9012–59). Метод предложен в 1899–1900 гг. шведским инженером Бринеллем. Метод Бринелля заключается в том, что в испытываемый материал вдавливаются стальной закаленный шарик определенного диаметра, под действием стандартизированной нагрузки. После снятия нагрузки с индентора измеряется диаметр отпечатка, и по его размеру подсчитывается условная площадь поверхности отпечатка шарика. Твердость определяется из выражения:

$$HB = \frac{P}{F} = \frac{2P}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})}, \text{ кгс/мм}^2,$$

где P – нагрузка на шарик, кгс; D – диаметр индентора, мм; d – диаметр отпечатка, мм.

Для определения твердости на твердомере 2109ТБ в шпиндель прессы над столиком закрепляется наконечник с шариком требуемого диаметра, выбирается нагрузка и время выдержки образца под нагрузкой. На столик прессы устанавливается образец. Вращая маховик, соединенный со столиком прессы, поднимают столик с образцом к индентору до упора. Инденторами могут быть стальные закаленные шарики диаметром (1; 2; 2,5; 5; 10 мм). На шарик диаметром D действует нагрузка P , от которой шарик вдавливается в испытываемый материал за период времени t на глубину h (рисунок 1).

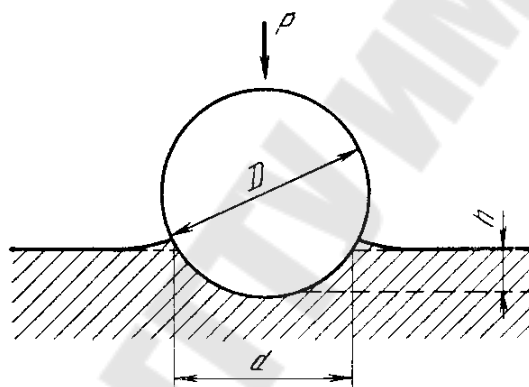


Рисунок 1 – Схема вдавливания стального шарика при испытании твердости по Бринеллю

Приложение и снятие нагрузки происходит автоматически при нажатии пусковой кнопки прибора. По диаметру полученной лунки d определяют твердость. Измерения d производят лупой или измерительным микроскопом МПБ-2 с точностью $\pm 0,05$ мм.

Минимальная толщина образца должна быть не менее 8-кратной глубины отпечатка и определяется по формуле:

$$S \geq 8 \cdot h,$$

где S – толщина образца; h – глубина отпечатка (рисунок 1).

Расстояние между центрами двух соседних отпечатков должно быть не менее $4d$, а расстояние от центра отпечатка до края образца – не менее $2,5d$. Для металлов с твердостью менее 35НВ эти расстояния соответственно $6d$ и $3d$.

Испытание производят с применением нагрузок, зависящих от соотношения K и D , приведенных в таблице 1.

Диаметр шарика и соответствующую нагрузку следует выбирать так, чтобы диаметр отпечатка находился в пределах $0,25D < d < 0,6D$.

Для выбора K (соотношения между нагрузкой и квадратом диаметра шарика) рекомендуется пользоваться данными таблицы 2.

Таблица 1 – Значение нагрузки в зависимости от коэффициента K и диаметра шарика D

Диаметр шарика, мм	Нагрузка, P кгс; $K = \frac{P}{D^2}$, $\frac{\text{кг}}{\text{мм}^2}$					
	$K = 30$	$K = 15$	$K = 10$	$K = 5$	$K = 2,5$	$K = 1$
1,000	30	–	10	5	2,5	1
2,000	120	–	40	20	10	4
2,500	187,5	–	62,5	31,2	15,6	6,2
5,000	750	–	250	125	62,5	25
10,000	3000	1500	1000	500	250	100

Таблица 2 – Значение коэффициента K

Металлы и сплавы	K	НВ
Железо, сталь, чугун и др. высокопрочные сплавы	30	от 96 до 450
Титан и его сплавы	15	от 50 до 220
Алюминий, медь, никель и их сплавы	10	от 32 до 200
Магний и его сплавы	5	от 16 до 100
Подшипниковые сплавы	2,5	от 8 до 50
Олово, свинец	1	от 3,2 до 20

Поверхность образца или испытываемого изделия должна быть ровной, гладкой и свободной от окисной пленки. При подготовке поверхности образца необходимо принять меры, исключающие изменение свойств металла из-за нагрева или наклепа. Обработку поверхности образца (изделия) можно проводить шлифовкой или мелким напильником. При определении твердости шариком диаметром 1 мм поверхность образца должна быть отполирована.

Диаметр отпечатка шарика должен быть измерен с помощью измерительного микроскопа с точностью до 0,05 мм. Диаметр отпечатка необходимо определять, как среднее арифметическое из двух измерений взаимно перпендикулярных диаметров.

Метод Бринелля позволяет измерять твердость от 3,2 до 450 единиц НВ стальным закаленным шариком и от 450 до 650 единиц шариком из твердого сплава.

Условия испытания: $P = 3000$ кгс, $D = 10$ мм и продолжительность выдержки в нагруженном состоянии $t = 10-15$ с считаются стандартными для черных металлов (сталей и чугунов). Твердость обозначается НВ, например, 270 НВ. Во всех остальных случаях, связанных с изменением условий измерения твердости, в обозначении обязательно указываются: используемый диаметр шарика, нагрузка и время выдержки. Например, при $D = 5$ мм, $P = 750$ кгс, $t = 30$ с твердость обозначается с указанием условий испытания следующим образом: 161 НВ 5/750/30.

При измерении твердости шариком из твердого сплава твердость обозначается: НВW (500 НВW).

По значению величины твердости можно определить другие механические характеристики. Например, между числами НВ и пределом прочности существует следующая примерная зависимость:

- для стали с твердостью 120 – 175 НВ .. $\sigma_b \approx 0,34$ НВ;
- для стали с твердостью 175 – 450 НВ .. $\sigma_b \approx 0,35$ НВ;
- для меди, латуни, бронзы (отожженных) $\sigma_b \approx 0,55$ НВ;
- для алюминия и алюминиевых сплавов
- с твердостью 20-45НВ $\sigma_b \approx 0,33-0,36$ НВ и т. д.

Определение твердости материалов по Роквеллу (ГОСТ9013-59). Испытания на твердость по Роквеллу производят вдавливанием в испытываемый образец (деталь) алмазного или твердосплавного конуса с углом при вершине 120° (шкалы А и С) или стального закаленного шарика диаметром 1,588 мм (шкала В) под действием последовательно прилагаемых предварительной (P_0) и основной (P_1) нагрузок (рисунок 2). Общая нагрузка определяется как $P = P_0 + P_1$. Предварительная нагрузка во всех случаях равна 10 кгс, а основная P_1 и общая P нагрузки составляют:

– при вдавливании стального шарика (шкала В) $P_1 = 90$ кгс, $P = 10 + 90 = 100$ кгс;

– при вдавливании алмазного конуса (шкала С) $P_1 = 140$ кгс, $P = 10 + 140 = 150$ кгс;

– при вдавливании алмазного конуса (шкала А); $P_1 = 50$ кгс, $P = 10 + 50 = 60$ кгс.

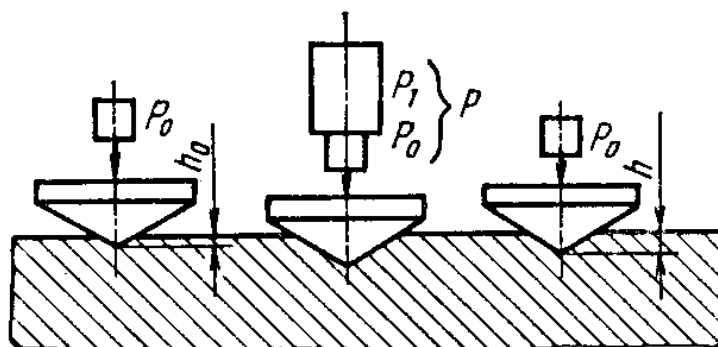


Рисунок 2 – Схема вдавливания наконечника при определении твердости по Роквеллу

Твердость по Роквеллу определяется измерением разности между условной максимальной глубиной проникновения индентора и остаточной глубиной его внедрения «e» под действием основной нагрузки P_1 после снятия этой нагрузки, но при сохранении предварительной нагрузки P_0 :

$$e = \frac{h - h_0}{0,002}.$$

Числа твердости по Роквеллу – числа отвлеченные и выражаются в условных единицах.

За единицу твердости принята величина, соответствующая осевому перемещению индентора на 0,002 мм.

Твердость по Роквеллу обозначают HR с добавлением латинской буквы, обозначающей шкалу, по которой проводились измерения.

По шкале С измеряют твердость закаленных и отпущенных черных сплавов в диапазоне твердости 22-68HRC:

$$HRC = 100 - \frac{h - h_0}{0,002}.$$

По шкале В измеряют твердость мягких материалов (сталей в состоянии поставки, цветных сплавов) в диапазоне твердости 25–100 HRB:

$$HRB = 130 - \frac{h - h_0}{0,002}.$$

По шкале А измеряют твердость самых твердых материалов (стекла, керамики, твердых сплавов) в диапазоне 70-85HRA:

$$HRA = 100 - \frac{h - h_0}{0,002}.$$

Характеристики измерения твердости способами Роквелла приведены в таблице 3.

На основании ГОСТ8.064–94 проведена корректировка шкалы С и уточнены переводные числа твердости HRC в числа эквивалентной твердости HRC_Э, которая и используется сейчас в промышленности.

Твердость по Роквеллу измеряют на стационарных твердомерах (приборах Роквелла) с механическим и электрическим приводами (ТК-21Н, ТК-14-250).

Таблица 3 – Параметры измерения твердости по Роквеллу

Обозначение шкалы	Обозначение твердости по шкале	Форма индентора	Нагрузка, кгс	Допускаемые пределы измерения	Примерная твердость, НВ	Область применения
А	HRA	∇	60	70–85	Свыше 700	Твердые сплавы, поверхность после ХТО
В	HRB	о	100	25–100	60–250	Мягкие металлы и сплавы
С	HRC	∇	150	22–68	250–700	Закаленные стали

Последовательность операций при измерении твердости на твердомерах Роквелла следующая:

1. Установить индентор и соответствующую нагрузку, включить прибор.

2. Установить образец на столик. Стрелки индикатора прибора находятся в произвольном положении.

3. Подвести образец к наконечнику таким образом, чтобы указатель маленькой стрелки индикатора совместился с красной точкой на его циферблате. На образец действует сила вдавливания $P_0 = 10$ кгс. Индентор внедрился на глубину h_0 .

Поворотом внешнего кольца индикатора устанавливаем нулевое деление шкалы С подвижного циферблата напротив указателя большой стрелки. Прибор готов к измерению твердости.

4. Включить автоматическое приложение основной нагрузки P_1 . Последнее отклонение большой стрелки зафиксировывает твердость на циферблате.

5. Произвести отсчет по соответствующей шкале на индикаторе и записать его в протокол испытаний.

Обе поверхности образца должны быть зачищены от загрязнений и окалины. Расстояние между центрами двух соседних отпечатков или расстояние до края образца должно быть не менее 3 мм. Измерения производятся не менее трех раз и принимают среднее значение.

Измерение твердости по Роквеллу получило широкое применение вследствие простоты и быстроты измерений.

Определение ударной вязкости материалов (ГОСТ 9454–78). Сопротивление материалов ударным нагрузкам характеризуется ударной вязкостью. Под ударной вязкостью следует понимать работу удара, отнесенную к начальной площади поперечного сечения образца в месте концентратора (надреза).

ГОСТ 9454 предусматривает 20 типов образцов длиной от 55 до 140 мм различного поперечного сечения (от 10×8 мм до 2×11 мм) и с различной формой концентратора (U, V, T), как показано на рис. 3.

В качестве основного рекомендуется стандартный образец в виде бруска размерами $10 \times 10 \times 55$ мм с надрезом посередине U-образной формы шириной и глубиной 2 мм с радиусом закругления 1 мм.

Ударная нагрузка и надрез в образце являются условиями, которые вызывают переход материала в хрупкое состояние, следовательно ударную вязкость определяют для выявления хрупкости материалов.

Выбор вида концентратора зависит от требования к изделию:

- U-образный – при обычных испытаниях материалов;
- V-образный – для конструкций повышенной степени надежности (летательные аппараты, транспортные средства, трубопроводы, сосуды под давлением).
- T-образный – для особо ответственных конструкций.

Чем острее надрез, тем сильнее действует концентратор напряжения и быстрее распространяется трещина в материале.

Испытания проводят на маятниковых копрах. Маятник копра устанавливают в исходное положение на высоту A_0 (запас энергии K_0) и удерживают защелкой (рисунок 4).

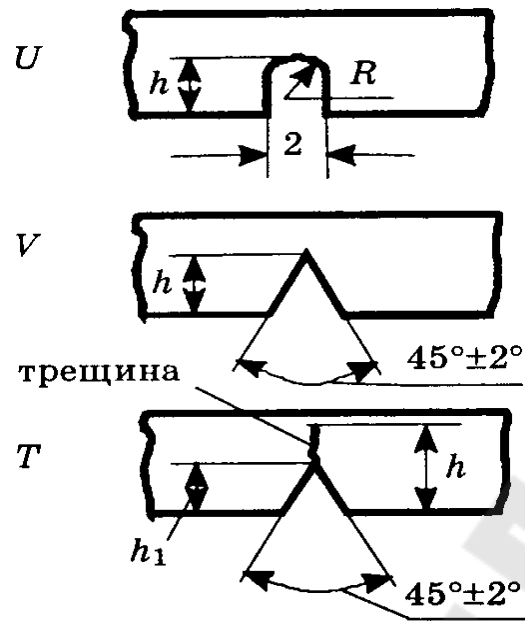


Рисунок 3 – Формы и размеры концентраторов

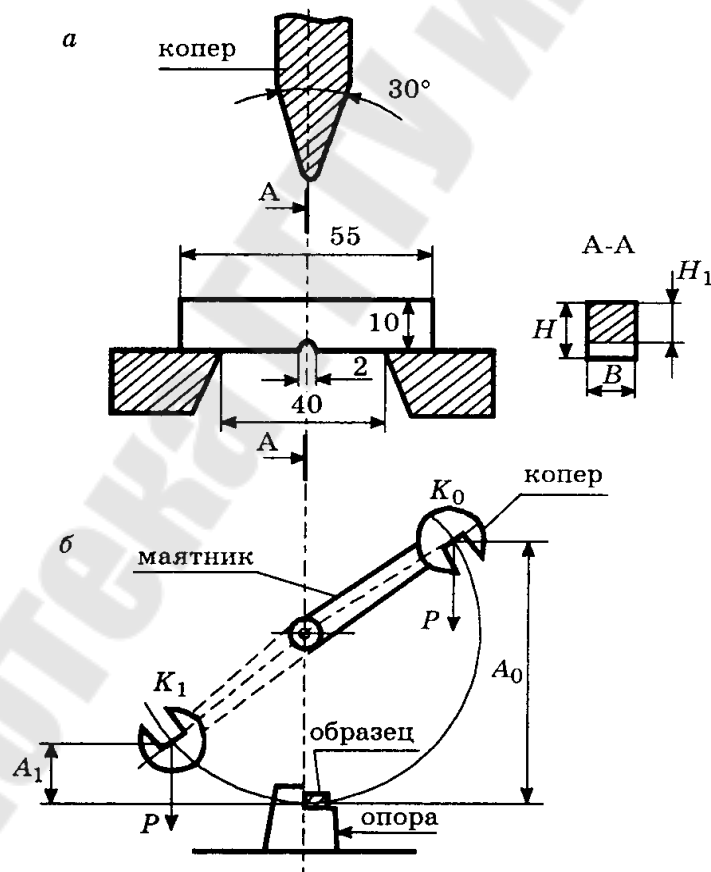


Рисунок 4 – Схема испытания на ударную вязкость: *а* – положение образца и маятника копра при испытании; *б* – схема работы маятникового копра

В нижней точке траектории маятника на опорах устанавливают образец так, чтобы надрез располагался с противоположной стороны ножа маятника. Освобожденный от защелки маятник свободно падает и, ударя по образцу, разрушает его. На это расходуется часть энергии. Оставшаяся энергия поднимает маятник на некоторую высоту A_1 , что соответствует запасу энергии K_1 . Энергии маятника K_0 и K_1 , автоматически регистрируются указателями шкалы индикатора.

Ударная вязкость обозначается символом КС и вычисляется по формуле:

$$КС = \frac{K_0 - K_1}{S_0} = \frac{K}{S_0} \text{ [Дж/см}^2\text{]}$$

где K – работа удара, Дж; S_0 – начальная площадь поперечного сечения образца в месте надреза, см^2 ; вычисляется по формуле:

$$S_0 = H_1 \times B,$$

где H_1 – начальная высота рабочей части образца (в месте надреза), см; B – начальная ширина образца, см.

В зависимости от вида концентратора в обозначении ударной вязкости к символу КС добавляют буквы U, V или T: КСУ, КСV, КСТ. Например, КСУ = 21 Дж/см²; КСТ = 1,8 КДж/м²; КСV = 120 Дж/см². Стандартная размерность ударной вязкости МДж/м² или Дж/см².

В отдельных случаях при определении ударной вязкости хрупких материалов (чугунов, сталей с твердостью более 50HRC) допускают применение образцов с размерами 10 × 10 × 55 мм без предварительно нанесенных концентраторов, и ударная вязкость обозначается КС.

Вид обработки материалов и сплавов влияет на ударную вязкость. Ковка и прокатка повышают ударную вязкость по сравнению с литьем. В результате отжига значительно повышается ударная вязкость стального литья. Ударная вязкость металла тем выше, чем тоньше и равномернее его структура.

Экспериментальная часть

1. Ознакомиться с устройством и принципом работы приборов для измерения твердости по Бринеллю и Роквеллу.

2. Выбрать метод измерения твердости испытания образцов различных материалов и провести измерения.

3. Рассчитать приближенное значение временного сопротивления σ_b (прочности) испытываемых материалов.

4. Результаты оформить в виде таблиц 4 и 5.

Таблица 4 – Результаты измерения твердости по Бринеллю

№ п/п	Условия испытаний			Результаты испытаний		
	Нагрузка P , кгс	Диаметр шарика D , мм	Время вы- держки t , сек	Диаметр отпечатка d , мм	Твердость по Бринеллю, НВ	Предел прочности σ_b

Таблица 5 – Результаты измерения твердости по Роквеллу

№ п/п	Условия испытаний		Результаты испытаний		
	Индентор	Нагрузка, кгс	Твердость, HRC	Твердость, HRC _Э	Твердость НВ

5. Ознакомиться с устройством и принципом работы маятникового копра.

6. Изучить сущность метода испытаний на ударную вязкость.

7. Измерить с точностью $\pm 0,1$ мм размеры образцов Н1 и В в месте надреза. Рассчитать площадь поперечного сечения S_0 . Результаты внести в таблицу 6.

8. Провести испытания на ударную вязкость. Энергии копра K_0 и K_1 внести в таблицу 6.

9. Рассчитать ударную вязкость образцов. Результаты внести в таблицу 6.

Таблица 6 – Результаты испытаний ударной вязкости

№ п/п	Материал образцов	V , мм	H_1 , мм	K_0 , Дж	K_1 , Дж	K , Дж	K_C , Дж/см ²	Примечание

10. Оформить отчет.

Содержание отчета

1. Указать название и цель работы.

2. Описать способы определения твердости и ударной вязкости материалов.

3. Определить твердость и ударную вязкость образцов с занесением результатов испытаний в таблицы № 4, 5 и 6.

Контрольные вопросы

1. Характеристика испытаний материалов на твердость.
2. Основные методы измерения твердости и для каких материалов они применяются.
3. Сущность и условия измерения твердости по методу Бринелля.
4. Сущность и условия измерения твердости по методу Роквелла.
5. Какая связь между твердостью с пределом прочности?
6. Какая связь между различными числами твердости?
7. Что понимают под ударной вязкостью?
8. Как определяется и обозначается ударная вязкость различных изделий?

Лабораторная работа № 3

Микроструктурный анализ металлов и сплавов и неметаллических материалов

Цель работы: освоить технику проведения микроструктурного анализа в отраженном и проходящем свете.

Приборы и материалы: микроскопы МЕТАМ, ММУ-3, AMPLIVAL; шлифовальные и полировальные станки, травитель, спирт, фильтровальная бумага, ватные палочки, металлические образцы для приготовления микрошлифов и коллекция образцов из неметаллических материалов.

Теоретическая часть

Микроструктурный метод исследования материалов заключается в изучении строения при помощи микроскопа специально подготовленных образцов – микрошлифов.

Строение материала, изучаемого при микроанализе, называется **микроструктурой**. Элементами микроструктуры являются кристаллы.

Назначение микроанализа:

- выявить микроструктуру;
- определить количество структурных составляющих, их процентное соотношение, размер, форму (морфологию) и характер распределения;
- определить наличие неметаллических включений и микродефектов.

Анализ микроструктуры позволяет оценить влияние технологической операции (пластической деформации, термической и химико-термической обработки и др.) на свойства сплавов, а в ряде случаев определить причину разрушения изделия.

Микроанализ непрозрачных объектов проводится в отраженном, а прозрачных в проходящем свете.

Микроанализ в отраженном свете. Принципиальная схема микроскопа представлена на рисунке 1.

Объект (1) помещают перед объективом (2), который создает увеличенное и перевернутое изображение объекта (3). Это изображение расположено перед окуляром (4). Окуляр (4) создает увеличенное мнимое изображение (5) объекта, расположенное от глаза наблюдателя (6) на расстоянии наилучшего видения ($D = 250$ мм).

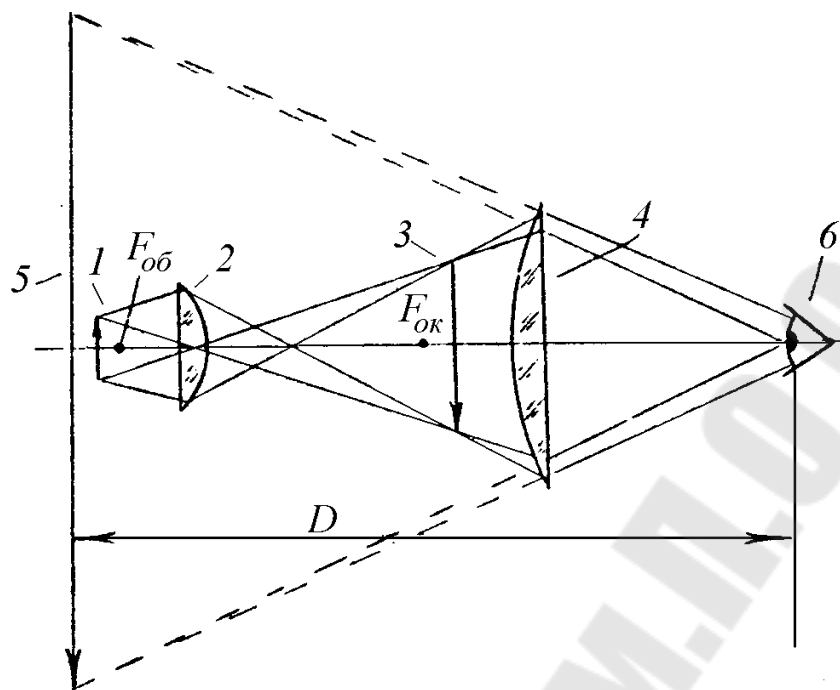


Рисунок 1 – Принципиальная схема микроскопа

Величина увеличения микроскопа показывает, во сколько раз угол зрения, под которым наблюдаемый объект виден в микроскоп, больше угла зрения, под которым невооруженный глаз видит этот объект на расстоянии 250 мм.

Общее увеличение микроскопа V равно:

$$V = V_{об} \cdot V_{ок},$$

где $V_{об}$ – увеличение объектива; $V_{ок}$ – увеличение окуляра.

Увеличение микроскопа не может быть беспредельным. Оно ограничено величиной так называемой **разрешающей способности микроскопа**, под которой понимается минимальное расстояние между двумя точками на поверхности объекта, позволяющее различать их раздельно. Разрешающая способность микроскопа (δ) зависит от длины световой волны (λ):

$$\delta = \lambda/2A,$$

где A – числовая апертура объектива, определяемая по формуле:

$$A = n \cdot \sin\alpha/2,$$

где n – показатель преломления среды; α – угол раскрытия входящего светового пучка.

Интервал увеличений, при котором две разрешаемые точки отчетливо воспринимаются глазом, называется **полезным увеличением микроскопа**. Повысить разрешающую способность микроскопа можно путем уменьшения длины световой волны (например, используя микроскопы с ультрафиолетовым освещением) или увеличения апертуры. В последнем случае между шлифом и объективом помещают среду с большим показателем преломления, например, иммерсионное (кедровое) масло ($n = 1,5$). Разрешающая способность современных оптических микроскопов не позволяет использовать увеличения, превышающие 1000...2000 крат.

На рисунке 2 показана оптическая схема бинокулярного микроскопа ММУ-3. Лучи света от источника света (1) проходят через коллектор (2), теплофильтр (3), осветительную линзу (4), диафрагму (5), отражаются от плоскопараллельной полупрозрачной пластины (6) и направляются через объектив (7) на поверхность объекта (8). Лучи отражаются от полированной поверхности шлифа, снова попадают в объектив, который, совместно с линзой (9), проецирует изображение объекта в фокальную плоскость окуляров (10). Микроскоп ММУ-3 позволяет получить увеличение от 80 до 476 крат.

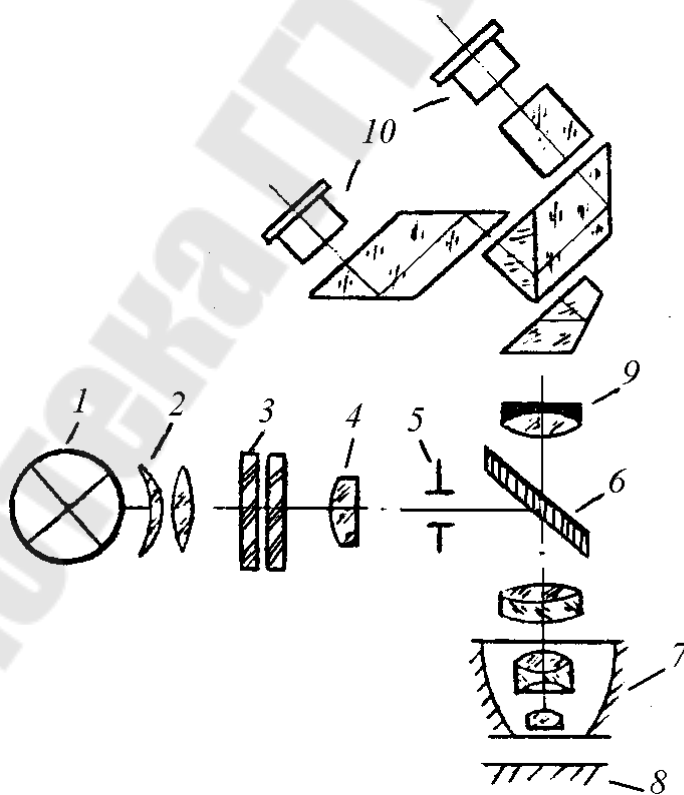


Рисунок 2 – Оптическая схема микроскопа ММУ-3

Оптические микроскопы позволяют исследовать и фотографировать детали микроструктуры, размеры которых превышают 0,4...0,6 мкм. При необходимости изучения более мелких структурных образований используют электронную микроскопию, основанную на формировании топологии (рельефа) поверхности с помощью пучка электронов с увеличением от 600 до 150000 крат.

Микроанализ в проходящем свете. На рисунке 3 представлена принципиальная схема микроскопа. Коллектор 2 проецирует источник света 1 в плоскость апертурной диафрагмы 4 конденсора 5. Апертурная диафрагма установлена в передней фокальной плоскости конденсора и проецируется им в бесконечность. Как известно, входной зрачок микроскопа также находится в бесконечности, поэтому схема обеспечивает правильное соединение осветителя и микроскопа. После объектива микроскопа 7 изображение апертурной диафрагмы образуется в его выходном зрачке 8. Полевая диафрагма 3 проецируется конденсором в плоскость объекта 6. Через каждую точку объекта проходят лучи, вышедшие из всех точек источника, т. е. объект освещается равномерно. Кроме того, освещаемая часть поля зрения ограничивается с помощью полевой диафрагмы, что повышает контраст изображения.

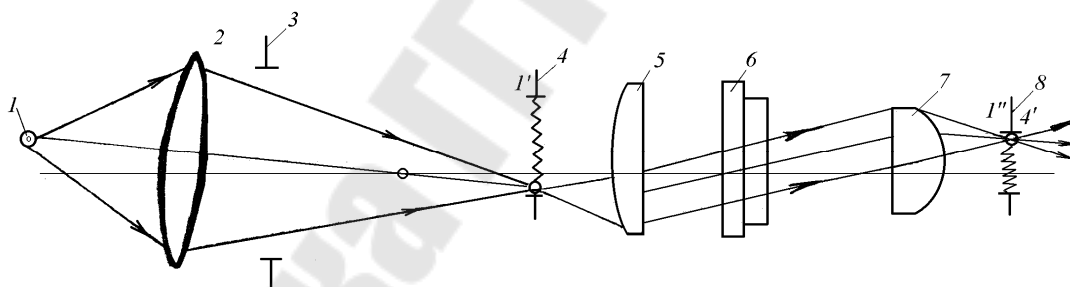


Рисунок 3 – Принципиальная схема микроскопа

Отбор образцов и их подготовка к микроанализу:

а) в отраженном свете

При исследовании микроструктуры крупного объекта (например, слитка) необходимо отобрать пробу (часть металлопродукции), из которой изготавливается образец – микрошлиф. Пробы и образцы отбирают из наиболее характерных зон металлопродукции. При отборе проб и при изготовлении образцов должны быть предусмотрены все меры, предохраняющие образцы от нагрева и наклепа (упрочнения под действием пластической деформации), которые искажают структуру и изменяют свойства.

Высота используемых для микроанализа образцов обычно не превышает 10...20 мм, площадь изучаемой поверхности – 2...3 см². Образцы, размеры которых значительно меньше общепринятых, помещают для удобства обращения с ними в различные оправки, зажимы, заливают легкоплавкими сплавами, запрессовывают в пластмассу. Поверхность отобранного образца подготавливают к микроанализу, подвергая ее шлифованию, полированию и травлению.

Для сухого шлифования применяют шлифовальную шкурку, отвечающую по характеристикам ГОСТ 6456–82. Перед шлифованием поверхность образца обрабатывают на токарном или фрезерном станке для придания ей приблизительно плоской формы. Для получения качественной поверхности микрошлифа при шлифовании последовательно переходят от крупнозернистых шкурок к мелкозернистым, поворачивая образец при каждой смене шкурки на 90°. Во избежание деформации поверхностного слоя мягкие материалы не следует слишком сильно прижимать к поверхности шкурки. Для очень мягких материалов поверхность шкурки перед шлифованием натирают парафином.

Полирование образцов может осуществляться несколькими способами. Применяется механическое, химико-механическое и электролитическое полирование.

Механическое полирование проводят на станках, снабженных вращающимся кругом, на который натянут полировальный материал – фетр, сукно, драп и др. Чем мягче полируемый материал, тем тоньше должно быть строение ткани. На ткань наносят водную суспензию абразивных материалов – оксидов алюминия, железа, хрома. Хорошие результаты при полировании черных металлов получают при использовании пасты ГОИ или алмазную суспензию. Для полировки особо твердых материалов применяют алмазные пасты (ГОСТ 9206–80).

При электролитическом полировании образец в качестве анода помещается в электролитическую ванну. Полируемая поверхность устанавливается напротив катода. При прохождении постоянного тока выступы на полируемой поверхности растворяются, поверхность становится зеркальной. Состав электролита, а также режим полирования зависят от полируемого материала. Преимуществом этого метода является сохранение неискаженной структуры и отсутствие наклепанного слоя, возникающего при механическом полировании.

При химико-механическом полировании в состав полирующей смеси вводится химически активное вещество, воздействующее на поверхность образца и ускоряющее процесс полирования.

Если полированная поверхность подвергается анализу не сразу после приготовления, то ее необходимо защищать от окисления. На поверхность наносят тонкий слой раствора кедрового масла в серном эфире. Подготовленные образцы хранят в эксикаторе – стеклянном сосуде с притертой крышкой, содержащем вещества, поглощающие влагу.

Травление микрошлифов. Для выявления полной картины микроструктуры образец подвергают травлению одним из способов: химическое травление, электролитическое травление, тепловое травление, травление в расплавленных солях, катодное травление, травление методом вакуумного испарения, методом окисления, магнитный метод. Выбор метода травления определяется природой сплава и целью исследования.

Выявление микроструктуры металла при химическом травлении проводят различными способами: погружением образца в травитель, втиранием травителя в поверхность шлифа и смачиванием поверхности шлифа травителем.

Химическое травление основано на различии физико-химических свойств отдельных фаз и пограничных участков зерен. Зерна различного химического состава растворяются при травлении в агрессивных средах (кислоты, соли, щелочи) с различной скоростью. Если же зерна не отличаются по составу (например, у чистого металла), то в первую очередь металл растворяется на границах зерен, где сосредоточено большое количество примесей, способствующих образованию гальванических пар. Все это приводит к формированию рельефа поверхности шлифа (рисунок 4). Если освещать такой шлиф падающим светом, то из-за присутствия косых лучей образуются теневые картины, по которым можно судить о структуре металла.

Травление считается законченным, когда полированная поверхность становится слегка матовой. Окончательно качество травления проверяется под микроскопом. Если наблюдаемая при этом поверхность шлифа очень светлая, отсутствует четкость контуров – шлиф недостаточно протравлен; если темная, с широкими затемненными границами структурных образований – шлиф перетравлен. В первом случае производят повторное травление, во втором – шлиф переполнорывают, снимая поверхностный слой и снова травят. После оконча-

ния травления шлиф, во избежание окисления, промывают проточной водой, а затем протирают спиртом и высушивают, прикладывая фильтровальную бумагу. Для химического травления используют множество разнообразных реактивов (таблица 1).

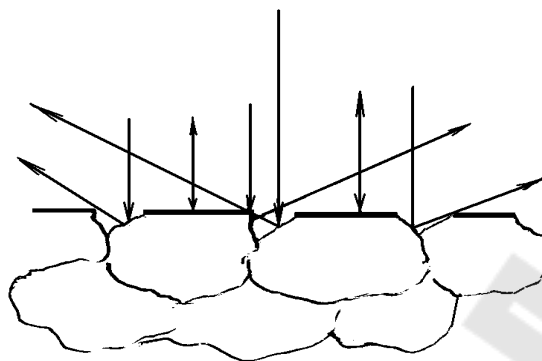


Рисунок 4 – Схема отражения лучей от полированной и протравленной поверхности микрошлифа

Таблица 1 – Химический состав травителей

№ п/п	Материал	Состав травителя
1	Стали и чугуны	– 1,0...5,0%-ный раствор азотной кислоты в дистиллированной воде или спирте (вода ускоряет травление);
2	Медь и ее сплавы	– 10 г хлорного железа, 25 см ³ соляной кислоты, 100 см ³ воды; – аммиачный раствор двойной соли – хлористой меди и хлористого аммония; 10 г двойной соли, 100 см ³ воды, аммиак – до получения нейтральной или щелочной реакции.
3	Алюминий и его сплавы	– 0,5 см ³ фтористой кислоты, 99,5 см ³ воды – 1,0 см ³ фтористой кислоты, 1,5 см ³ соляной кислоты; 2,5 см ³ азотной кислоты, 95,0 см ³ воды.

б) в проходящем свете

при исследовании микроструктуры объектом исследования являются тонкие прозрачные пленки или тонкие прозрачные срезы материала.

Анализ микроструктуры сплавов. Микроструктура сплава может быть однофазной и многофазной.

При изучении однофазной структуры можно наблюдать темные границы зерен, так как они более глубоко протравились и больше рассеивают свет, а, следовательно, определить форму и размер зерен.

Зерна имеют различную кристаллографическую ориентировку, и поэтому в поверхностном слое микрошлифа зерна будут срезаны по разным кристаллографическим плоскостям, которые будут травиться неодинаково, следовательно, на микроструктуре они будут несколько отличаться по цвету (рисунок 4).

При исследовании формы зерна можно различать равноосную зернистую (рисунок 5, а), пластинчатую (рисунок 5, б), полиэдрическую (рисунок 5, в), шаровидную (рисунок 5, д), вермикулярную (рисунок 5, е), игольчатую (рисунок 5, ж) структуры.

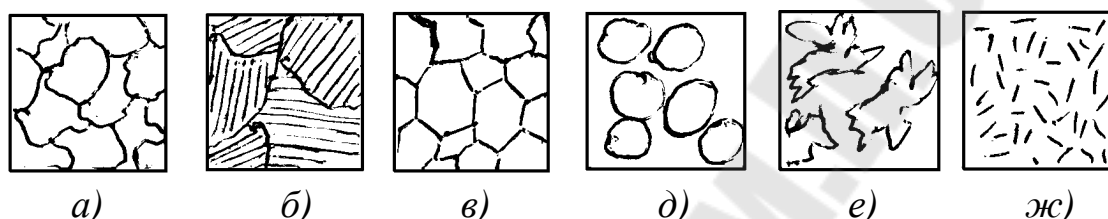


Рисунок 5 – Схема микроструктуры однофазных металлов и сплавов

Многофазная структура состоит из двух или более типов кристаллов, различающихся травимостью и формой (рисунок 6, а, б). Если кристаллизация фаз происходит одновременно, то можно наблюдать смеси с пластинчатым (рисунок 6, а) или с дендритным строением (рисунок 6, б), а если не одновременно, то вторая фаза выделяется по границам зерен в виде цепочки (рисунок 6, в) или сетки (рисунок 6, д).

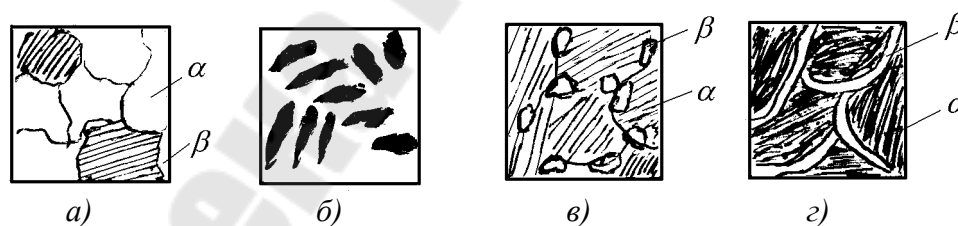


Рисунок 6 – Схема микроструктуры двухфазных сплавов

Пластическая деформация (вытяжка, осадка, прокатка и т. д.) приводит к появлению зерен, ориентированных по отношению направления действия деформирующего усилия. Такая структура называется текстурой (рисунок 7).

В микроструктуре материала, изучаемого в проходящем свете, кристаллическая часть (α) материала будет наблюдаться (рисунок 8), а аморфная (β) – нет.

Общий анализ неметаллических включений довольно сложен. Представление о природе неметаллических включений можно получить, используя некоторые признаки и свойства: форму, размер, цвет, твердость и т. п. Данные, характеризующие некоторые неметаллические включения в сталях, приведены в таблице 2.

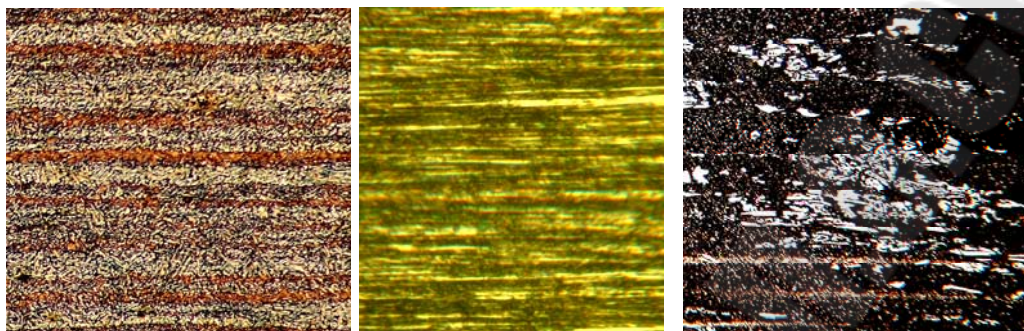


Рисунок 7 – Деформированная микроструктура (текстура) сталей после прокатки: *a* – доэвтектоидной; *б* – эвтектоидной; *в* – заэвтектоидной высоколегированной

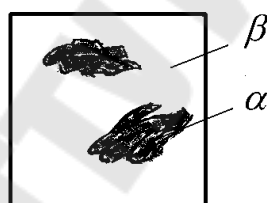


Рисунок 8 – Схема микроструктуры полиэтилена

Таблица 2 – Состав травителей для различных сплавов

Название и состав включений	Внешний вид в литом состоянии	Оптические свойства
MnS	Правильные кристаллы в виде прямоугольника	Цвет серо-голубой
FeO	Глобулы размером до 20 мк	Цвет от серого до серо-коричневого
MnO	Неправильной формы	Цвет темно-серый
Al ₂ O ₃	Мельчайшие включения в виде скоплений	Темно-серый с фиолетовым оттенком
SiO ₂	Разнообразной неправильной формы	Темно-серый

Величина зерна определяется составом металла, условиями его выплавки, кристаллизации, механической и термической обработки. Размеры зерен в металле влияют на многие его свойства. Для сплава с мелкими зернами характерны более высокие механические свойства: прочность, пластичность и вязкость.

Методы выявления и определения величины зерна регламентированы ГОСТ5639–82. Для определения величины зерна применяют три метода: сравнение видимых под микроскопом зерен с эталонными изображениями шкал; подсчет количества зерен на единице поверхности шлифа; измерение среднего диаметра зерна. По методу сравнения шлиф изучают под микроскопом при увеличении 100 крат и сравнивают величину зерна с эталонными изображениями на шкале (рисунок 9).

Всего имеется 18 номеров зерна: от –3 до +14, которым соответствует изменение размеров зерен от 1 мм до 0,003мм. С увеличением номера уменьшается размер зерна. Между номером (N) зерна и количеством зерен (n), помещающихся на площади 1 мм² шлифа, существует взаимосвязь:

$$n = 2^{N+3}$$

Средний диаметр зерна и количество зерен на единице площади определяют при увеличении 100 крат на матовом стекле камеры микроскопа или на микрофотографии.

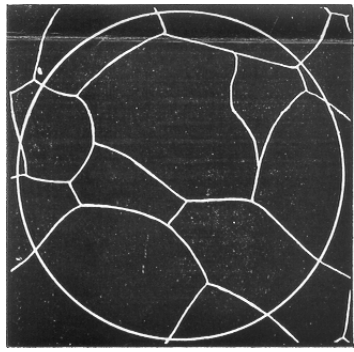
Металлографический анализ часто используют для оценки фазового состава сплава. Наиболее объективную оценку фазового состава сплава можно получить, используя количественные методы, например линейный метод Розиваля или метод случайных секущих. В основе линейного метода лежит суммирование длин отрезков прямой линии (пересекающей изображение микроструктуры), попадающих на каждую фазу, с последующим делением суммарной длины отрезков, приходящихся на данную фазу, на общую длину прямой линии.

Например, при исследовании двухфазной структуры (рисунок 10) количество фазы А определяется отношением:

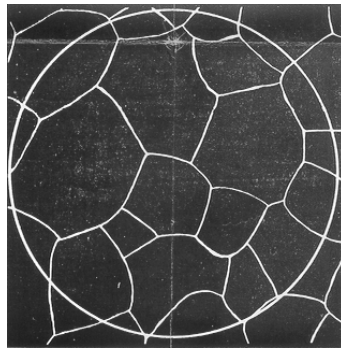
$$\frac{ml + ko + ph}{mn} \cdot 100 \%,$$

количество фазы В отношением:

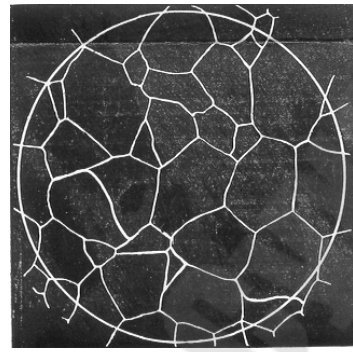
$$\frac{lk + op}{mn} \cdot 100\%.$$



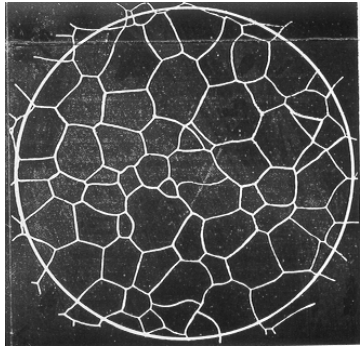
1



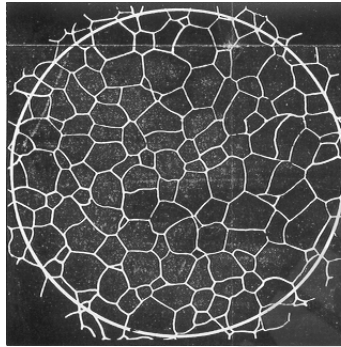
2



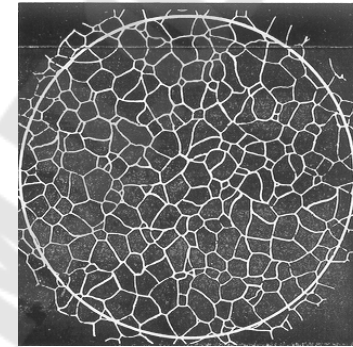
3



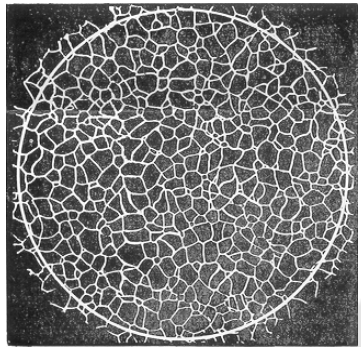
4



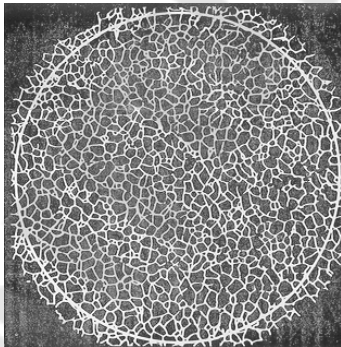
5



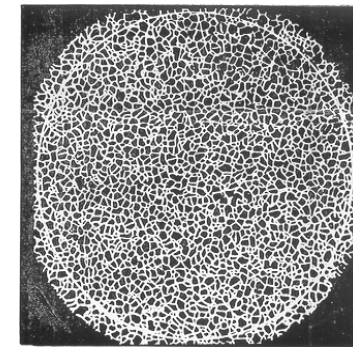
6



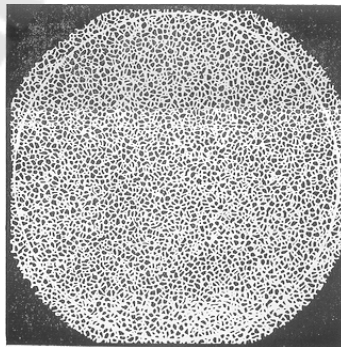
7



8



9



10

Рисунок 9 – Шкалы для определения величины зерна.
Увеличение 100 крат

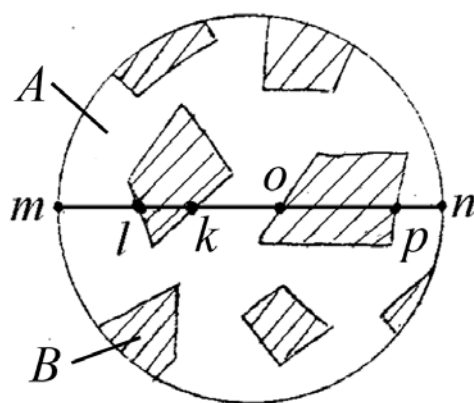


Рисунок 10 – Определение фазового состава методом Розиваля

Любая обработка сплава влияет на его структуру, а следовательно, и на свойства.

Измерение среднего диаметра зерна проводится с помощью окуляр-микрометра и объект-микрометра. Объект-микрометр – стеклянная пластинка, на которую нанесена шкала длиной 1 мм и ценой 10 мкм. Для определения цены деления окуляр-микрометра объект-микрометр устанавливают вместо шлифа на предметный столик, левые риски обеих шкал совмещают и определяют следующее точное совмещение рисок шкал объект-микрометра и окуляр-микрометра.

Цена деления будет равна:

$$Ц_{ок} = 10T/A \text{ мкм,}$$

где T – число делений объект-микрометра; A – число делений окуляр-микрометра.

Экспериментальная часть

1. Получить у преподавателя образцы, подготовить микрошлифы и провести микроанализ.
2. Оформить отчет.

Содержание отчета

1. В теоретической части отчета описать назначение микроанализа, основные методы подготовки образцов к микроанализу, привести принципиальные схемы микроскопов и схему формирования изображения при наблюдении в микроскоп, охарактеризовать увеличение микроскопа и его разрешающую способность.

2. Зарисовать картину, наблюдаемую при изучении полированной, не протравленной поверхности образца. Сделать вывод о качестве подготовки поверхности и наличии неметаллических включений.

3. Зарисовать микроструктуру, наблюдаемую после химического травления поверхности образца. Сделать вывод о количестве присутствующих фаз и форме зерен.

4. Определить размер зерна.

5. Зарисовать микроструктуру неметаллического материала в проходящем свете и оценить степень его кристалличности.

Контрольные вопросы

1. На чем основан принцип работы металлографического микроскопа?

2. Рассказать устройство микроскопа и описать ход лучей в оптической схеме микроскопа.

3. Дать определение понятию «увеличение микроскопа», рассказать каким образом можно его определить.

4. Что такое разрешающая способность микроскопа?

5. В чем заключается подготовка образца к микроанализу?

6. Охарактеризовать основные методы выявления структуры образцов.

7. Как влияют размеры зерна на свойства сплавов? Рассказать об основных методах определения величины зерна.

Лабораторная работа № 4

Изучение диаграммы состояния сплавов «Железо-Цементит»

Цель работы: изучить диаграмму состояния «железо-цементит», проанализировать превращения, происходящие в железо-углеродистых сплавах.

Теоретическая часть

Диаграмма состояния «железо-цементит» представлена на рисунке 1.

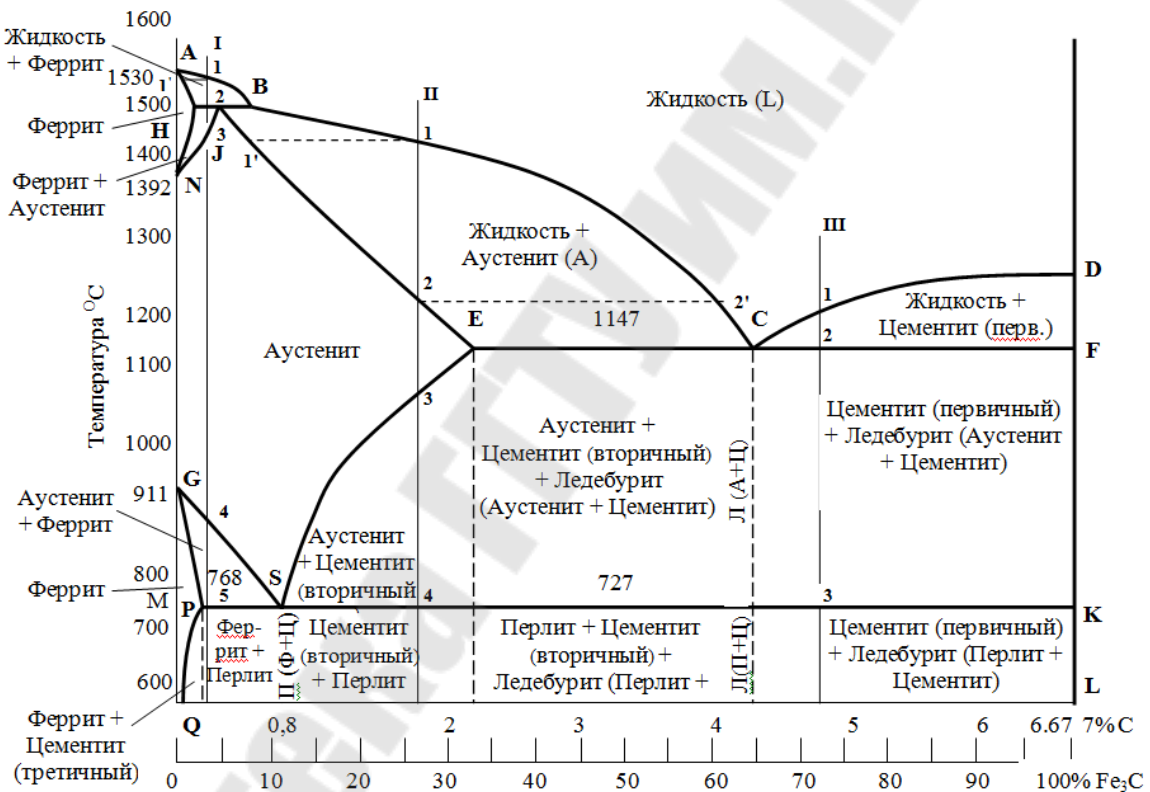


Рисунок 1 – Диаграмма состояния сплавов «Железо-Цементит»

Компонентами в данной системе являются железо и углерод (частный случай – цементит).

Железо: металл серебристо-белого цвета. Атомный номер 26, атомный радиус 0,127 нм. Температура плавления железа равна 1539 °С. Железо имеет две кристаллографические модификации: кубическую объемноцентрированную (ОЦК) и кубическую гранецентрированную (ГЦК).

точка	t, °C	C, %
A	1539	0
B	1499	0,51
H	1499	0,1
J	1499	0,16
N	1392	0
E	1147	2,14
C	1147	4,3
F	1147	6,67
D	1260	6,67
G	911	0
P	727	0,02
S	727	0,8
K	727	6,67
Q	600	0,006

Железо с ОЦК решеткой существует в двух температурных интервалах: до 911 °C и от 1392 °C до 1539 °C. До температуры 768 °C железо ферромагнитно и его называют α -железо (α -Fe), а выше этой температур – парамагнитно. Критическую точку (768 °C), соответствующую магнитному превращению, т. е. переходу из ферромагнитного состояния в парамагнитное, называют точкой Кюри и обозначают A_2 . Парамагнитное железо с ОЦК решеткой обозначают β -железо (β -Fe). А железо в интервале температур 1392-1539 °C обозначают δ -железо (δ -Fe). Период ОЦК решетки зависит от температуры: у низкотемпературного α -Fe – 0,286 нм, а у высокотемпературного δ -Fe – 0,364 нм. В интервале температур

911–1392 °C железо имеет ГЦК решетку и называется γ -железо (γ -Fe). Критическую точку G ($\gamma \rightarrow \alpha$ превращения) при 911 °C обозначают A_3 , а критическую точку N ($\delta \rightarrow \gamma$ превращения) при 1392 °C обозначают A_4 .

Железо может растворять в себе различные элементы, образуя с неметаллами твердые растворы внедрения, а с металлами твердые растворы замещения. Механические свойства технического железа характеризуются следующими величинами: предел прочности при растяжении $\sigma_b \approx 120$ МПа, относительное удлинение при разрыве $\epsilon \approx 50$ %, относительное сужение $\psi \approx 85$ %, твердость 80НВ. Эти показатели могут изменяться в некоторых пределах, так как на свойства железа влияет размер зерна, температура, наличие примесей.

Углерод – неметаллический элемент с температурой сублимации 3500 °C, плотностью 2,5 г/м³. Углерод тоже полиморфен и может существовать в двух модификациях – графит и алмаз. В обычных физических условиях он существует в виде стабильной модификации – графита. При высоких давлениях и температурах в метастабильной модификации – алмаза. Углерод растворим в железе в жидком и твердом агрегатном состоянии и может вступать с ним в химическое взаимодействие, образуя карбид железа.

На диаграмме Fe-Fe₃C присутствуют следующие фазы: жидкая (L), феррит (Ф), аустенит (А) и цементит (Ц).

Феррит (Φ) – твердый раствор внедрения углерода в α -железе. Предельная растворимость углерода в низкотемпературном α -Fe = 0,02 % (точка P), а в высокотемпературном δ -Fe = 0,1 % (точка H). Столь низкая растворимость углерода в α -Fe обусловлена малым размером межатомных пор в ОЦК решетке. Значительная доля атомов углерода вынуждена размещаться в дефектах (вакансиях, дислокациях). Феррит – мягкая, пластичная фаза со следующими механическими свойствами: $\sigma_B = 300$ МПа, $\varepsilon = 40$ %, $\Psi = 70$ %, $KCU = 2,5$ МДж/м², твердость до 100НВ.

Аустенит (A) – твердый раствор внедрения углерода в γ -железе. Предельная растворимость углерода в γ -Fe = 2,14 % (точка E). Механические свойства аустенита характеризуются меньшей пластичностью и большей прочностью ($\sigma_B = 300 \dots 350$ МПа) и твердостью (160...200НВ), чем у феррита.

Цементит (обозначают Ц) – карбид железа (практически постоянного состава) – химическое соединение углерода с железом (химическая формула Fe₃C), содержащее 6,67 % углерода. Цементит имеет сложную ромбическую решетку с плотной упаковкой атомов. Цементит слабо ферромагнитен и теряет ферромагнетизм при температуре 210 °С (критическая точка A₀). Температура плавления цементита равна 1260 °С. Цементит обладает высокой твердостью >800 НВ, но чрезвычайно низкой, практически нулевой, пластичностью. Цементит способен образовывать твердые растворы замещения. Атомы углерода могут замещаться атомами неметаллов, а атомы железа – металлами. Такой твердый раствор на базе цементита называется легированным цементитом.

Линии диаграммы (рисунок 1):

1. **ABCD** – линия ликвидус.
2. **АНЕССF** – линия солидус.
3. **НJB** – линия перитектического превращения ($t = 1499$ °С).

В результате перитектической реакции образуется аустенит: $L_B + \Phi_H \rightarrow A_J$. Реакция наблюдается только у сплавов, содержащих углерода от 0,1 до 0,51 %. Причем, в сплавах, содержащих углерода от 0,1 % до 0,16 %, после завершения реакции в избытке остается феррит, а в сплавах, содержащих углерода от 0,16 % до 0,51 %, в избытке остается жидкость. Это связано с тем, что перитектическая реакция протекает при строгом количественном соотношении фаз. Необходимое количество реагирующих фаз в данной системе определяется точкой J ($\Phi/L = JB/HJ$).

4. **ECF** – линия эвтектического превращения ($t = 1147\text{ }^{\circ}\text{C}$). В результате эвтектической реакции из жидкой фазы образуется эвтектическая смесь аустенита и цементита, называемая **ЛЕДЕБУРИТОМ** (**L**): $L_C \rightarrow (A_E + Ц_F)$. Реакция протекает у всех сплавов системы, содержащих углерода более 2,14 %. Структура смеси при температуре $727\text{ }^{\circ}\text{C}$ изменяется, так как аустенит превращается в перлит и ниже этой температуры ледебурит представляет собой смесь перлита и цементита. В ледебурите цементит образует сплошную матрицу, в которой размещены колонии перлита. Такое строение ледебурита служит причиной его большой твердости $>700\text{HV}$ и хрупкости. Присутствие ледебурита в структуре сплавов обуславливает их неспособность к обработке давлением, затрудняет обработку резанием. Количественное соотношение фаз при эвтектическом превращении характеризуется точкой C ($Ц/A = EC/CF$). После завершения реакции, в доэвтектических сплавах, содержащих углерода от 2,14 % до 4,3 %, в избытке остается аустенит, а в заэвтектических сплавах, содержащих углерода от 4,3 % до 6,67 %, в избытке остается цементит.

5. **PSK** – линия эвтектоидного превращения ($t = 727\text{ }^{\circ}\text{C}$). Обозначается A_1 .

В результате эвтектоидного превращения из аустенита образуется смесь феррита и цементита, называемая **ПЕРЛИТОМ** (**P**): $A_S \rightarrow (Ф_P + Ц_K)$. Эвтектоидное превращение протекает во всех сплавах системы, содержащих углерода более 0,02 %. Перлит может иметь зернистое, но чаще имеет пластинчатое строение и является прочной структурной составляющей со следующими механическими свойствами: $\sigma_B = 800\text{--}900\text{ МПа}$, $\sigma_{0,2} = 450\text{ МПа}$, $\varepsilon \leq 16\%$, твердость 180–220HV;

6. **MO** – линия магнитного превращения ($t = 768\text{ }^{\circ}\text{C}$). При нагреве выше этой линии ферромагнитный феррит превращается в парамагнитный, а при охлаждении - наоборот.

7. **ES** – линия сольвус (обозначается A_{ct}). Это линия характеризует изменения концентрации углерода в аустените при изменении температуры. С понижением температуры от $1147\text{ }^{\circ}\text{C}$ до $727\text{ }^{\circ}\text{C}$ предельная растворимость углерода в $\gamma\text{-Fe}$ понижается от 2,14 % до 0,8 %, вследствие чего выделяющийся углерод, взаимодействуя с железом, образует цементит, называемый вторичным ($Ц_{II}$). Цементит, кристаллизующийся из жидкого расплава, называется первичным. Цементит вторичный образуется во всех сплавах, содержащих углерода более 0,8 %.

8. **PQ** – линия сольвус. Эта линия характеризует изменение концентрации углерода в феррите при изменении температуры. С понижением температуры от 727 °С до комнатной предельная растворимость углерода в феррите понижается от 0,02 % до 0,006 %, вследствие чего при охлаждении из феррита вытесняется углерод, образующий цементит, называемый трегичным (Ц_{III}). Во всех сплавах, содержащих углерода более 0,02 %, происходит образование Ц_{III} , но его пластинки нарастают на уже имеющиеся пластинки цементита, поэтому структурно неразличимы.

Все сплавы изучаемой системы можно разделить на две группы: стали и чугуны. **Стали** содержат углерода от 0,02 % до 2,14 %, а **чугуны** – от 2,14 % до 6,67 %.

Стали подразделяются на доэвтектоидные (от 0,02 % до 0,8 % углерода), эвтектоидные (0,8 % углерода) и заэвтектоидные (от 0,8 % до 2,14 % углерода). Чугуны подразделяются на доэвтектические (от 2,14 % до 4,3 % углерода), эвтектические (4,3 % углерода) и заэвтектические (4,3–6,67 % углерода).

Рассмотрим кристаллизацию некоторых сплавов:

Сплав I (доэвтектоидная сталь, содержащая 0,12 % углерода).

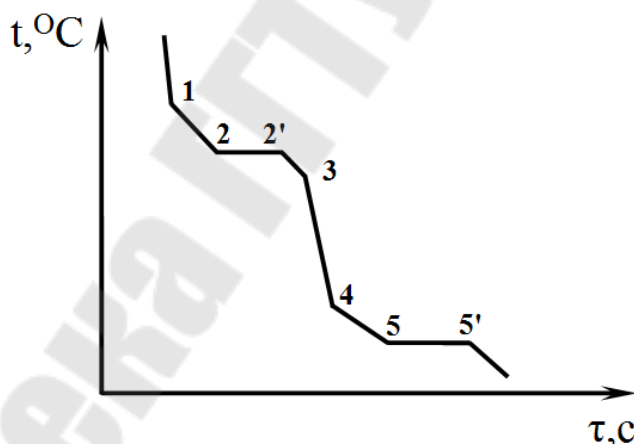


Рисунок 2 – Кривая охлаждения сплава, содержащего 0,12 % углерода

Кристаллизация сплава начинается при температуре t_1 ($c_1 = 1$): из жидкой фазы кристаллизуется феррит, состав которого по мере кристаллизации до температуры t_2 ($c_2 = 0$) изменяется по линии (1'-Н), а состав жидкой фазы по линии (1-В). При температуре t_2 в сплаве протекает перитектическое превращение при избытке феррита, так как требуемое соотношение фаз для этого превращения

$\Phi/\text{Ж} = \text{JB}/\text{HJ}$, а в т. 2 – $2\text{B}/\text{H2} > \text{JB}/\text{HJ}$. Поэтому после превращения в системе будет кроме аустенита присутствовать еще и феррит.

При охлаждении сплава в интервале температур от т. 2 до т. 3 ($c=1$) происходит превращение оставшегося после перитектической реакции феррита в аустенит. Ниже температуры т. 3 сплав состоит из однородного аустенита. При охлаждении сплава в интервале температур от т. 3 до т. 4 превращений в нем не происходит. При температуре т. 4 ($c_4=1$) в сплаве начинается превращение аустенита в феррит, так как происходит полиморфное превращение $\gamma\text{-Fe} \rightarrow \alpha\text{-Fe}$, при этом состав оставшегося аустенита изменяется по линии (4-S), т. е. аустенит обогащается углеродом. Этот процесс продолжается до температуры 727 °С. При этой температуре весь аустенит, содержащий 0,8 % углерода, превращается в перлит, который вместе с выделившимся ранее ферритом образует конечную структуру стали ($\Phi + \text{П}$).

По мере охлаждения сплава от температуры т. 5 до комнатной из феррита будет выделяться Ц_{III} , но он, как указывалось выше, будет структурно неразличим.

Сплав II (заэвтектоидная сталь, содержащая 1,8 % углерода).

Кристаллизация сплава начинается при температуре т.1 ($c_1=1$) – на кривой охлаждения наблюдается точка перегиба: из жидкой фазы начинается кристаллизоваться аустенит, состав которого по мере снижения температуры изменяется по линии (1'-2), а состав жидкой фазы – по линии (1-2').

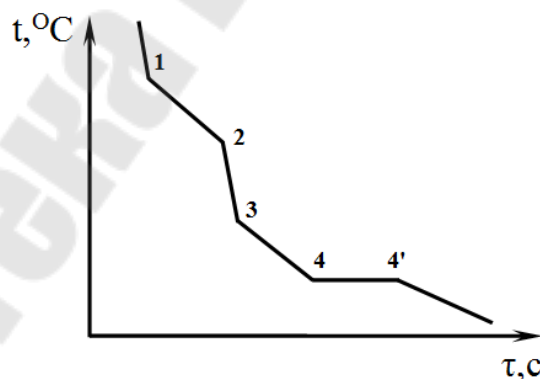


Рисунок 3 – Кривая охлаждения сплава, содержащего 1,8 % углерода

При температуре т. 2 первичная кристаллизация сплава заканчивается и его структура состоит из аустенита, состав которого, соответствует составу сплава. В интервале температур от т. 2 до т. 3 ника-

ких превращений в сплаве не происходит. При дальнейшем охлаждении сплава в интервале температур от t_3 до t_4 из аустенита, вследствие понижения в нем растворимости углерода, выделяется цементит вторичный (Ц_{II}). Состав аустенита при этом изменяется по линии (3-S) и при температуре t_4 (727°C) в нем содержится 0,8 % углерода. При температуре t_4 ($c_4 = 0$) весь аустенит превращается в перлит вследствие эвтектоидного превращения $A_s \rightarrow (\Phi_p + \text{Ц}_k)$, который вместе с выделившимся ранее цементитом вторичным образует конечную структуру стали ($\text{П} + \text{Ц}_{\text{II}}$). При дальнейшем охлаждении сплава до комнатной температуры из феррита, входящего в состав перлита, выделяется углерод, образующий Ц_{III} , но он структурно неразличим и его количество незначительно.

Сплав III (заэвтектический чугун, содержащий 4,8 % углерода).

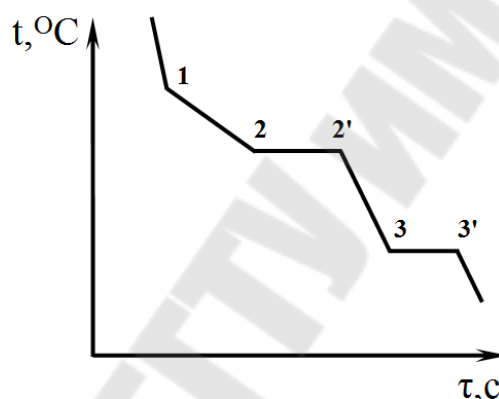


Рисунок 4 – Кривая охлаждения сплава, содержащего 4,8% углерода

Кристаллизация сплава начинается при температуре t_1 ($c_1 = 1$) из жидкой фазы кристаллизуется цементит, называемый первичным (Ц_I). Кристаллизация Ц_I протекает в интервале температур от t_1 до t_2 , при этом состав жидкой фазы изменяется по линии (1-C). Первичная кристаллизация заканчивается эвтектическим превращением в t_2 ($c_2 = 0$) при температуре (1147°C) с образованием ледебурита: $L_C \rightarrow (A_E + \text{Ц}_F)$.

При эвтектическом превращении соотношение цемента к аустениту находится в пропорции $\text{Ц}/A = \text{EC}/\text{CF}$. Так как в рассматриваемом сплаве в t_2 $2E/2F > \text{EC}/\text{CF}$, т. е. цементит находится в избытке и при температуре ниже 1147°C в структуре сплава будет находиться ледебурит и избыточный цементит первичный (Ц_I), выделившийся ранее.

При дальнейшем охлаждении сплава в интервале температур от т. 2 до т. 3 происходит выделение из аустенита Ц_{II} , но пластинки Ц_{II} структурно неразличимы, т.к. наслаиваются на пластинки цементита, входящего в состав ледебурита. При температуре т. 3 ($c_3 = 0$) аустенит ледебурита превращается в перлит, т. е. ледебурит ниже температуры т. 3 состоит из перлита и цементита. Конечная структура заэвтектического чугуна при комнатной температуре состоит из Ц_I и Л ($\text{П} + \text{Ц}$).

II. Получить у преподавателя вариант задания (таблица 1) и проанализировать превращения, протекающие в сплаве, построив кривую охлаждения заданного сплава с применением правила фаз.

III. Определить составы и количественное соотношение (%) фаз (структурных составляющих) в сплаве при указанной температуре в таблице 1.

Таблица 1 – Варианты заданий

вариант	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
%C	0,01	0,04	0,12	0,3	0,8	1,0	1,2	1,4	1,6	2,3
°C	800	1400	780	1520	1200	740	760	900	1200	600
вариант	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20
%C	2,5	2,8	3,0	3,5	3,8	4,2	4,3	4,5	5,2	6,0
°C	800	900	600	1200	750	800	950	1150	900	727

IV. Оформить отчет и защитить выполненную работу.

Контрольные вопросы

1. Дать определение и характеристику компонентов, фаз и структурных составляющих, присутствующих в изучаемой системе, указать их свойства;

2. Назвать основные линии диаграммы охарактеризовать превращения, протекающие на этих линиях.

3. Для любой точки диаграммы определить состав фаз (структурных составляющих) и их количество.

Лабораторная работа № 5

Изучение структуры и свойств углеродистых сталей в равновесном состоянии

Цель работы: исследовать микроструктуру углеродистых сталей в равновесном состоянии и установить связь между структурой сталей и диаграммой состояния; по микроструктуре определить марку стали; ознакомиться с маркировкой, назначением, свойствами и применением углеродистых сталей.

Приборы и материалы: микроскоп ММУ-3, травитель, спирт, фильтровальная бумага, ватные палочки, коллекция микрошлифов.

Теоретическая часть

Сталь – сплав железа с углеродом, в котором постоянно присутствуют примеси марганца, кремния, алюминия, фосфора, серы и газы: кислород, азот, водород. Если *марганец, кремний, алюминий* являются *полезными* примесями и необходимы по условиям технологии выплавки, то *сера, фосфор и газы* относятся к **вредным** примесям, не поддающимся полному удалению. Чем меньше вредных примесей, тем выше качество стали.

Качество стали зависит от способа ее выплавки, разливки и обработки на металлургических заводах.

Углеродистые стали наиболее применимы в различных отраслях промышленности. Их доля в общем объеме производства сталей составляет порядка 80 %. Свойства сталей очень разнообразны и зависят от структуры стали.

Микроструктура углеродистых сталей в равновесном состоянии, полученная в результате оптимального нагрева и медленного охлаждения (отжига), может быть определена по диаграмме состояния железо-цементит (рисунок 1).

Сплавы железа с углеродом, содержащие углерода до 0,025 %, называют **технически чистым железом**. Его структура состоит из светлых зерен феррита с хорошо видимыми темными границами (рисунок 2, *a*). Железоуглеродистые сплавы, содержащие углерода от 0,025 % до 2,14 % называются **сталями**. По *структуре* в равновесном состоянии стали делят на *доэвтектоидные, эвтектоидные и заэвтектоидные*.

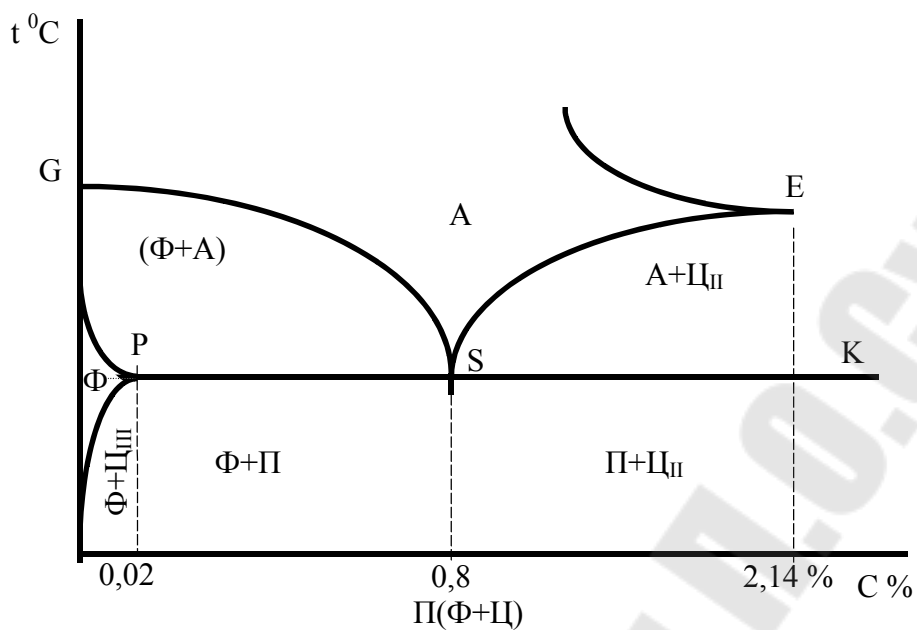


Рисунок 1 – Левая часть диаграммы «Железо-Цементит»

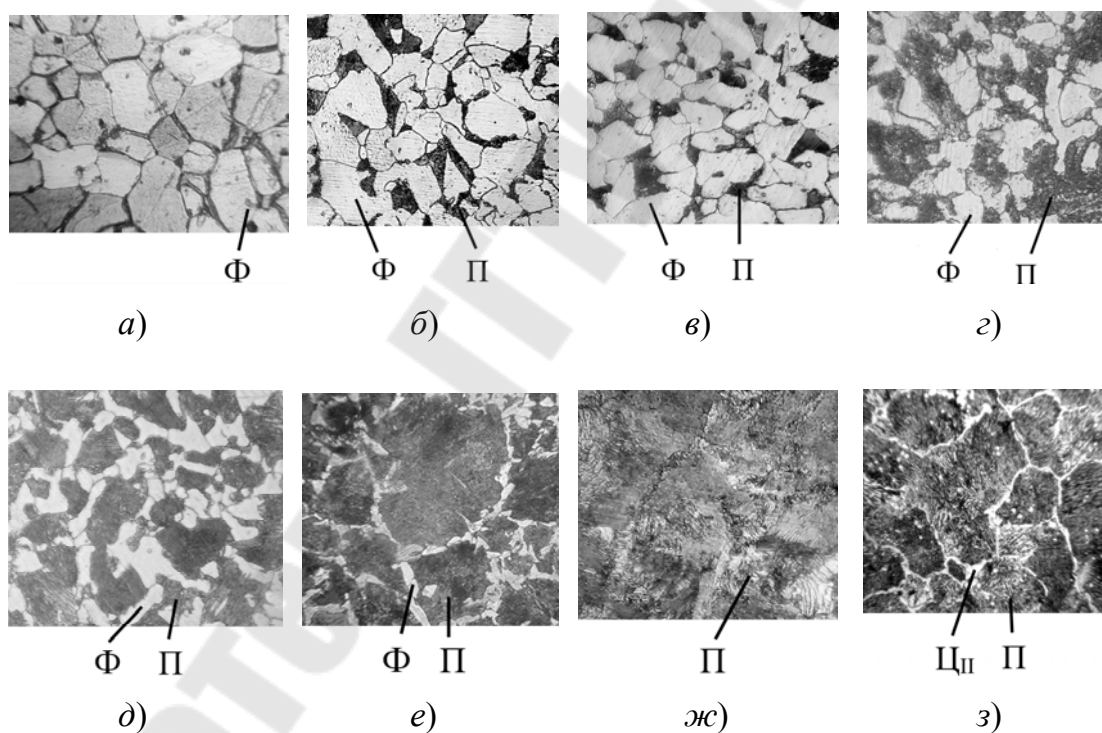


Рисунок 2 – Микроструктура стали в зависимости от содержания углерода: *a* – 0,01 %; *б* – 0,20 %; *в* – 0,30 %; *г* – 0,40 %; *д* – 0,50 %; *е* – 0,65 %; *ж* – 0,80 %; *з* – 1,20 %

Доэвтектоидные стали содержат от 0,025 % до 0,8 % углерода. Структура этих сталей состоит из светлых зерен феррита и темных зерен перлита (рисунок 2, б–е). С увеличением содержания углерода уменьшается количество феррита и возрастает количество перлита.

Эвтектоидная сталь содержит 0,8 % углерода и состоит только из перлита (эвтектоидной смеси феррита и цементита), имеющего пластинчатое строение (рисунок 2, ж).

Заэвтектоидные стали содержат от 0,8 % до 2,14 % углерода. Их структура состоит из перлита и вторичного цементита (рисунок 2, з). При медленном охлаждении вторичный цементит располагается по границам зерен перлита в виде сетки или ручейков белого цвета. Чтобы отличить цементит от феррита, применяют специальный реактив – пикрат натрия, который окрашивает цементит в темный цвет и совершенно не действует на феррит. Выделение вторичного цементита по границам зерен перлита нежелательно, так как такая структура обладает повышенной хрупкостью и плохо обрабатывается резанием. Чем больше содержание углерода, тем более широкой получается цементитная сетка и меньше образуется перлита.

Таким образом, с увеличением содержания углерода в углеродистых сталях, находящихся в равновесном состоянии, меняются их структура и фазовый состав: уменьшается количество феррита (80...100 НВ), увеличивается количество цементита (800 НВ) и в соответствии с этим в сталях возрастают твердость НВ, предел прочности σ_b , уменьшается пластичность δ и ударная вязкость КСЧ (рисунок 3). При содержании углерода свыше 1 % предел прочности снижается, что объясняется образованием в структуре стали по границам зерен сплошной цементитной сетки.

По структуре стали, находящейся в равновесном состоянии, можно приближенно определить содержание углерода, а затем установить марку стали. Для этого на микроструктуре, рассматриваемой под микроскопом, ориентировочно определяют площади, занимаемые перлитом, ферритом, цементитом. Принимают содержание углерода в феррите равным нулю, в 100 % перлита – 0,8 %, а в 100 % цементита – 6,67 %.

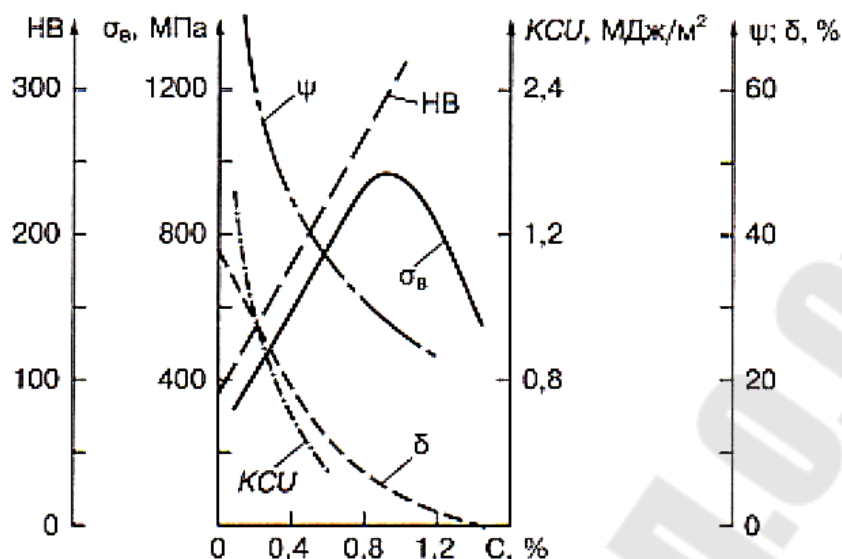


Рисунок 3 – Влияние углерода на механические свойства углеродистых сталей

Например, пусть в доэвтектоидной стали перлит занимает 25 % всей площади, феррит – 75 %. Тогда содержание углерода в стали можно определить из пропорции:

$$\begin{aligned} 100 \% \text{ перлита} &- 0,8 \% \text{ C,} \\ 25 \% \text{ перлита} &- x \% \text{ C,} \end{aligned}$$

откуда

$$X = \frac{25 \cdot 0,8}{100} = 0,2 \% \text{ C.}$$

Такое содержание углерода имеет конструкционная сталь марки 20. По структуре заэвтектоидной стали не рекомендуется определять содержание углерода, так как с увеличением его содержания мало изменяется площадь, занимаемая цементитом, и можно сделать грубую ошибку в расчете.

Микроструктура феррита (Ф) дана на рисунке 2, а. Это почти чистое железо, модификации α -Fe с решеткой объемно-центрированного куба – ОЦК, в котором при комнатной температуре растворяется 0,002%С. При повышении температуры до 727 °С растворимость углерода увеличивается до 0,02%С. Это самая мягкая структурная составляющая сталей (80...100 НВ, $\sigma_b \approx 250$ МПа, $\delta \approx 50$ %, $\psi \approx 80$ %); стали с высоким содержанием феррита легко деформируются, но плохо обрабатываются резанием.

На рисунке 2, ж дана **микроструктура перлита (П)**. Перлит присутствует во всех сталях. Из одного перлита состоит сталь с содержанием углерода 0,8 %. Перлит – это эвтектоид – смесь феррита и цементита, получающаяся при распаде аустенита с содержанием 0,8 % углерода. При травлении шлифа эвтектоидной стали, поверхность имеет перламутровый отлив, в связи с чем такую структуру и назвали перлитом. В зависимости от режима отжига перлит имеет пластинчатое или зернистое строение.

Пластинчатым перлитом называют эвтектоидную смесь, в которой в кристаллах феррита равномерно распределены, чаще всего слегка изогнутые, параллельно расположенные, кристаллы цементита пластинчатой формы. При больших увеличениях (в 500...1000 крат) при рассмотрении в оптический микроскоп пластинчатое строение различимо всегда. При меньших увеличениях пластинчатое строение различимо только при достаточной толщине, а если перлит тонкопластинчатый, то зерна перлита при рассмотрении в микроскоп имеют однородный темный цвет. Пластинчатая форма перлита образуется при нагреве углеродистых сталей выше температур линии GSE и медленном охлаждении.

Зернистым перлитом называют эвтектоидную смесь, в которой в кристаллах перлита равномерно распределены округлые (глобулярные) кристаллы цементита. Образуется при нагреве стали выше температур линии PSK и медленном охлаждении (неполном отжиге).

Строение зернистого перлита хорошо выявляется при средних (300...400 крат) и даже меньших увеличениях.

Механические свойства перлита зависят от размера (в случае пластинчатого перлита от толщины) кристалла цементита, возрастая с увеличением дисперсности строения, а также от формы кристалла цементита. Пластинчатый перлит характеризуется более высокой твердостью и прочностью (твердость перлита пластинчатого 180...250 НВ; $\sigma_b \approx 550...820$ МПа; $\delta \approx 5...15$ %; твердость перлита зернистого 160...220 НВ; $\sigma_b \approx 630$ МПа, $\delta \approx 20$ %).

Цементит (Ц) – это химическое соединение Fe_3C – карбид железа. В цементите 6,67 %С. Характеризуется очень высокой твердостью (более 800 НВ) и практически нулевой пластичностью ($\delta \approx 0\%$), т. е. хрупкий. Чем больше цементита в сталях, тем большей твердостью и меньшей пластичностью они обладают.

Аустенит (А) – структурная составляющая, появляющаяся в углеродистой стали только при нагреве выше 727 °С (рисунок 1). Это

твердый раствор углерода в другой модификации железа – γ -Fe, с решеткой гранцентрированного куба (ГЦК). Аустенит пластичен, твердость его 160...200 НВ, $\delta \approx 40...50\%$, поэтому хорошо куется, штампуется, прокатывается.

Классификация и маркировка углеродистых сталей. Каждая партия стали сопровождается документом (сертификатом), который удостоверяет соответствие стали заказу и требованиям ГОСТ или технических условий.

В сертификате, в частности, должны содержаться следующие сведения – марка стали, ее химический состав; номер соответствующего стандарта (ГОСТ, ТУ); номер плавки и номер партии; результаты всех испытаний, предусмотренных стандартом; данные о группах и категориях стали по свойствам, по назначению, качеству поверхности и др.

По назначению углеродистые стали разделяют на конструкционные, инструментальные и специального назначения.

Стали *по качеству* бывают:

– обыкновенного качества. Обозначаются в начале «Ст». Количество серы и фосфора не должно превышать 0,05 % каждого.

– качественные. Нет никаких особых обозначений в марке стали. Количество серы и фосфора не должно превышать 0,035 % каждого.

– высококачественные. В конце марки стали стоит буква «А». Количество серы и фосфора не должно превышать 0,025 % каждого.

– особовысококачественные. В конце марки стали стоит буква «Ш». Количество серы и фосфора не должно превышать 0,015 % каждого.

Углеродистые стали по качеству бывают: обыкновенного качества, качественные и высококачественные. Особовысококачественные стали относятся к легированным.

Стали углеродистые обыкновенного качества маркируют сочетанием букв «Ст» – сталь и цифрой (от 0 до 6) – условный или порядковый номер стали. С увеличением номера возрастает содержание углерода, повышаются прочностные характеристики и одновременно снижается пластичность.

Для обозначения степени раскисления после номера марки ставятся индексы: кп – кипящая, которая раскислена марганцем; пс – полуспокойная, которая раскислена марганцем и кремнием; сп – спокойная, которая раскислена марганцем, кремнием и алюминием (например: Ст3кп, Ст3пс, Ст3сп).

В обозначении марки качественной конструкционной стали *две цифры* указывают среднее содержание в ней углерода в *сотых долях процента*. Например, сталь 20 – (0,17...0,22%С) – ~0,2%С, сталь 45 – (0,42...0,5%С) – ~0,45%С.

Степень раскисления в марках спокойных сталей не отражается (которые содержат $\geq 0,20\%С$, а в марках полуспокойных и кипящих сталей, как и сталей обыкновенного качества, обозначается буквами «пс» и «кп» соответственно).

Для обозначения инструментальных углеродистых сталей в начале марки используется буква У. *Содержание углерода* указывается в *десятих долях процента*. Например, У7 – сталь инструментальная, углеродистая с содержанием углерода 0,7 %, качественная; У7А – сталь инструментальная углеродистая, среднее содержание углерода 0,7 %, высококачественная.

Применение углеродистых сталей. Углеродистые стали обыкновенного качества (ГОСТ 380–94) относятся к числу наиболее дешевых и широко применяемых. Из них получают до 70 % всего проката – горячекатанного, сортового и фасонного, толсто- и тонколистового. Из этих сталей изготавливают трубы, поковки, штамповки, ленту, проволоку, металлические изделия (метизы): гвозди, канаты, сетки, болты, гайки, заклепки, а также мало- и средненагруженные детали, штифты, шайбы, шпонки, крышки, кожухи, а из стали номеров 4–6 – более нагруженные изделия – валы, винты, зубчатые колеса и шпиндели. Стали обыкновенного качества хорошо свариваются и обрабатываются резанием.

Из углеродистых качественных конструкционных сталей (ГОСТ 1050–88) производят прокат, поковки, калиброванную сталь, сталь се-ребрянку, сортовую сталь, штамповки и слитки. Эти стали являются основным материалом для изготовления таких деталей машин, как валы, шпиндели, оси, зубчатые колеса, шпонки, муфты, фланцы, фрикционные диски, винты, гайки, упоры, тяги, цилиндры гидроприводов, эксцентрики, звездочки цепных передач, т. е. деталей различной степени нагружения. Они хорошо обрабатываются давлением и резанием, лются и свариваются, подвергаются термической, термомеханической и химико-термической обработке. Различные специальные виды обработки обеспечивают вязкость, упругость и твердость сталей, позволяют делать из них детали, вязкие в сердцевине и твердые снаружи, что резко увеличивает их износостойкость и надежность.

Качественные конструкционные стали обладают более высокими механическими свойствами, чем стали обыкновенного качества, за счет меньшего содержания в них фосфора, серы и неметаллических включений. Но они на 10...15 % дороже сталей обыкновенного качества, поэтому используются преимущественно для изготовления более нагруженных деталей. По видам обработки их делят на горячекатанную, кованую, калиброванную и серебрянку (со специальной отделкой поверхности).

ГОСТ1050–94 предусматривает следующие марки качественных конструкционных сталей: 05кп, 08кп, 08пс, 08, 10кп, 10пс, 10, 11кп, 15кп, 15пс, 18кп, 20кп, 20пс, 20, 25, 30, 35, 40, 45, 50, 55, 58, 60.

Из инструментальных углеродистых сталей (ГОСТ 1435–90) получают горячекатаную, кованую и калиброванную сталь, сталь серебрянку, сталь для сердечников, а также слитки, листы, ленту, проволоку и другую продукцию. Из этих сталей изготавливают слесарный и режущий инструмент, штампы для холодного деформирования (преимущественно листовая штамповка).

Инструментальная сталь должна обладать высокой твердостью, значительно превышающей твердость обрабатываемого материала, износостойкостью и теплостойкостью (способностью сохранять свойства при высоких температурах). Измерительный инструмент, изготовленный из такой стали, должен быть твердым и длительное время сохранять заданные размеры и форму. Рабочие детали штампов и накатных роликов для холодного деформирования (вытяжки, гибки, высадки, пробивки отверстий, накатки, раскатки), сделанные из этой стали, должны иметь высокую твердость, обладать износостойкостью при достаточной вязкости. Все это достигается путем закалки с низким отпуском, а для измерительного инструмента и за счет искусственного старения.

Из стали У9 производят деревообрабатывающий режущий инструмент (сверла, фрезы, ножи) и ножовочные полотна для обработки стали. Металлорежущий инструмент (фасонные резцы, сверла, метчики, плашки, развертки, фрезы, напильники и ходовые винты прецизионных станков) изготавливают из сталей У10, У11 и У12, бритвенные ножи, лезвийный хирургический инструмент и напильники – из стали У13, слесарные молотки, зубила, губки тисков – из сталей У7 и У8, шаблоны, скобы, детали микрометрического инструмента, гладкие и резьбовые калибры, цанги, фрикционные диски, штампы, пружины и др. – из сталей У8, У9 и У10. Как правило, изготовлению инстру-

мента предшествуют отжиг на зернистый перлит, который способствует лучшей обрабатываемости резанием и давлением, а также уменьшает коробление деталей при закалке.

К углеродистым сталям специального назначения относятся:

– рессорно-пружинные (ГОСТ 14959–79). Они выпускаются следующих марок: 65, 70, 75, 80, 85. Цифры показывают среднее содержание углерода в сотых долях процента.

– литейные (ГОСТ977–79) 15Л, 20Л,..., 55Л. Используются для изготовления литых деталей, в том числе коленчатых валов (40Л, 45Л). В марке цифры соответствуют среднему содержанию углерода в сотых долях процента, буква Л означает сталь литейная.

– автоматные (ГОСТ 1414–75). Выпускаются следующих марок:

а) углеродистые сернистые (0,15...0,30%S; 0,8...1,55%Mn) – А12, А20, А30, А35, А40, А40Г;

– свинцовосодержащие (0,04...0,10%Pb) – АС40, АС35Г и др.;

– сернистоселеновые с комплексным легированием (0,09%S и 0,07%Se) – А35Е, А45Е и др.;

– кальцийсодержащие (0,2...0,35%С; 0,04...0,07%S; 0,003...0,009%Са) – АЦ20, АЦ30 и др.

В начале марки буква А указывает, что сталь автоматная, цифры после нее показывают содержание углерода в сотых долях процента, затем следуют буквы, соответствующие легирующему элементу и цифры после них, показывающие его содержание. Введение серы или серы совместно с другими элементами (селен, кальций) приводит к образованию по границам зерен ферритно-перлитной структуры сульфидов марганца MnS и кальция, селенидов или свинца – это облегчает резание, способствует дроблению и легкому отделению стружки; увеличивается срок службы режущего инструмента, улучшается качество обрабатываемой поверхности изделий. Из этих сталей изготавливают мелкие детали массового спроса: детали швейных, текстильных, счетных, пишущих машин; оси, валики, втулки, шестерни, винты, болты, гайки и другие детали, к которым предъявляются повышенные требования к шероховатости поверхностей и точности размеров. Автоматные стали по содержанию углерода – доэвтектоидные. В них (АС12ХН, АЦ20ХНМ и большинство других) введены легирующие элементы, позволяющие получать однородную структуру при термической обработке в любых по толщине деталях.

Экспериментальная часть

Изучить коллекцию углеродистых сталей, сфотографировать микроструктуры и по графику (рисунок 3) определить ориентировочную прочность каждой марки стали. Установить связь между структурами сталей и диаграммой железо-цементит.

Содержание отчета

1. Левый нижний угол диаграммы железо-цементит и характеристику фаз, составляющих структуру стали.
2. Назначение и маркировку углеродистых сталей.
3. Рисунки микроструктур сталей с указанием структурных составляющих.

Контрольные вопросы

1. Перечислите структурные составляющие сталей и их свойства.
2. Классификация углеродистых сталей по структуре, назначению, качеству и степени раскисления.
3. Как маркируются углеродистые стали?
4. Назначение и применение углеродистых сталей.
5. Связь структуры и марки стали с диаграммой состояния железо-цементит.

Лабораторная работа № 6

Закалка стали

Цель работы: ознакомиться с теорией и технологией проведения закалки и провести закалку углеродистой стали.

Приборы и материалы: микроскоп ММУ-3 или МЕТАМ-Р, шлифовальная и полировальная машины, твердомеры ТШ-2М и ТАК КАК-2, микроскоп ПМБ-6, электропечь СНОЛ, клещи, емкости с охлаждающими жидкостями, фильтровальная бумага, ватные палочки, травитель, спирт, паста ГОИ и образцы из углеродистой стали.

Теоретическая часть

Закалкой называется технологический процесс термической обработки, заключающийся в нагреве стали до температуры выше критической, выдержке при этой температуре и последующего охлаждения со скоростью, превышающей критическую скорость закалки. Закалка не является окончательной термической операцией. Чтобы уменьшить хрупкость и напряжения, вызванные закалкой и получить требуемые механические свойства, сталь после закалки подвергают отпуску.

Закалку с последующим отпуском инструментальных сталей проводят с целью получения твердости, прочности и износостойкости, а конструкционных – с целью получения достаточной прочности, твердости при высокой пластичности и вязкости, а для деталей, работающих в условиях износа, и высокой износостойкости.

Высокую твердость, прочность и износостойкость сталям после закалки обеспечивает образующаяся структура мартенсита. Мартенситом называется перенасыщенный твердый раствор углерода в α -железе с тетрагональной кристаллической решеткой (рисунок 1).

Механизм образования мартенсита. Мартенсит – это перенасыщенный твердый раствор углерода в α -Fe с тетрагональной кристаллической решеткой и твердостью более 55HRC.

При комнатной температуре структура стали состоит из феррито-цементитной смеси, называемой перлитом, у эвтектоидной стали; из феррита и перлита у доэвтектоидной стали и перлита и цементита у заэвтектоидной стали.

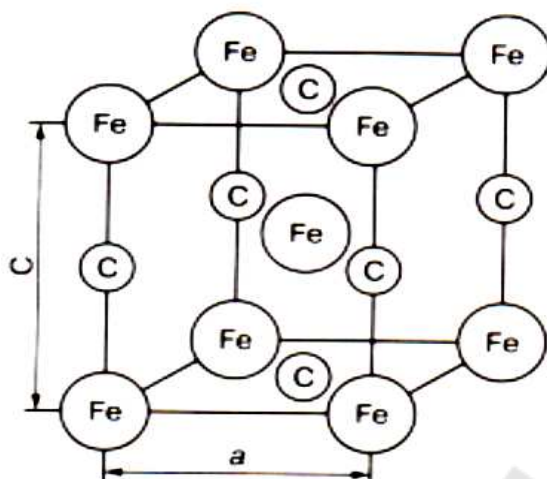


Рисунок 1 – Кристаллическая решетка мартенсита

Феррит – твердый раствор углерода и других примесей в альфа-железе с объемноцентрированной кристаллической (ОЦК) решеткой. Растворимость углерода мала и при комнатной температуре составляет 0,006 %.

Цементит – химическое соединение углерода с железом со сложной ромбической плотноупакованной решеткой, содержащее 6,67 % углерода.

Температуру нагрева стали выбирают таким образом, чтобы образовалась **структура аустенита**.

Аустенит – твердый раствор углерода и других примесей в альфа-железе с кубической гранецентрированной (ГЦК) решеткой. Растворимость углерода зависит от температуры и изменяется в пределах от 0,8...2,14 %.

При нагреве стали до температуры выше критической будет протекать полиморфное превращение альфа-железа в гамма-железо, т. е. превращение феррита в аустенит с одновременным растворением цементита в аустените, так как растворимость углерода в аустените велика, то весь углерод, находящийся в стали, будет в нем растворяться.

При нагреве доэвтектоидной или заэвтектоидной стали процесс аустенизации осложняется превращением структурно свободного феррита в аустенит или растворением избыточного цементита в аустените. Чем больше в стали углерода, тем быстрее протекает процесс аустенизации, что объясняется увеличением количества цементита, а, следовательно и ростом суммарной поверхности раздела феррита и цементита, на которой образуются кристаллы аустенита.

У сталей, легированных тугоплавкими элементами, часть углерода будет оставаться в виде: WC, VC, TiC и т. д.

В процессе выдержки образца в печи происходит полный прогрев изделия и выравнивание состава аустенита, так как аустенит, образовавшийся на феррите, будет низкоуглеродистым, а на границе с цементитом – высокоуглеродистым.

Охлаждение нагретой стали ниже температуры 727 градусов (критическая точка A_1) вызовет обратное превращение гамма-железа в альфа-железо. Чем выше скорость охлаждения, тем ниже температура этого превращения. При скорости охлаждения, превышающей критическую, превращение $\gamma \rightarrow \alpha\text{-Fe}$ протекает в области низких температур, и образующийся феррит будет содержать столько же углерода, сколько его содержалось в аустените, так как при низких температурах из-за малой подвижности атомов диффузия отсутствует. Следовательно, образующийся твердый раствор углеродом в альфа-железе будет перенасыщен. Атомы углерода занимают октаэдрические поры вдоль оси [001] в решетке альфа-железа и сильно ее искажают, т. е. вместо ОЦК решетки образуется твердый раствор с тетрагональной кристаллической решеткой (рисунок 1). Причем, чем выше содержание углерода в растворе, тем выше степень тетрагональности (c/a), так как параметр «с» увеличивается быстрее, чем параметр «а» понижается. При перестройке решетки атомы не обмениваются местами, а только смещаются друг относительно друга на расстояние, не превышающее межатомное. Таким образом, механизм мартенситного превращения бездиффузионный, сдвиговый.

Температура, при которой начинается превращение аустенита в мартенсит, называется температурой начала мартенситного превращения (M_n). Превращение продолжается при непрерывном охлаждении до температуры конца мартенситного превращения (M_k). Температуры M_n и M_k не зависят от скорости охлаждения и определяются только химическим составом стали. Чем больше в стали содержание углерода, тем ниже по оси температур лежат точки M_n и M_k (рисунок 2).

Все легирующие элементы снижают положение критических точек M_n и M_k . В большей степени влияние оказывают марганец, хром и никель.

Мартенситное превращение отличается большой скоростью $\sim 10^6$ мм/с.

Однако кристаллы растут только до определенной величины, до границы зерна аустенита, а затем их рост прекращается, и дальнейшее развитие превращения осуществляется за счет образования новых кристаллов мартенсита. Мартенсит, по сравнению с другими структурными составляющими, имеет наибольший удельный объем. Увеличение удельного объема при образовании мартенсита является одной из основных причин возникновения больших внутренних напряжений, вызывающих коробление и деформацию изделий или даже появление трещин.

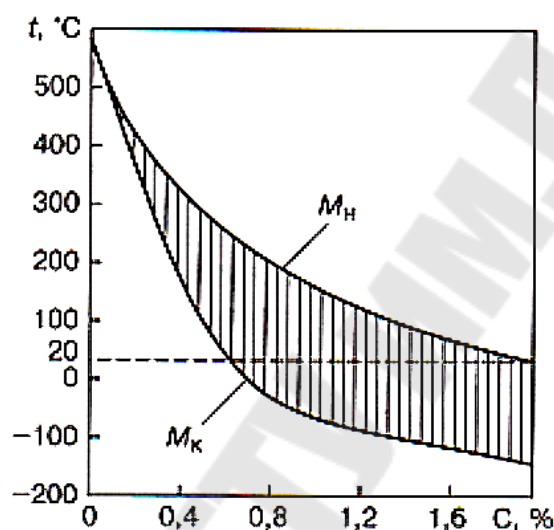


Рисунок 2 – Положение линий начала (M_n) и конца (M_k) мартенситного превращения в зависимости от содержания углерода в стали

Высокая прочность (до 2300 МПа) и твердость (до 67HRC) обусловлена влиянием внедренных атомов углерода в решетку альфа-фазы, созданием микро- и субмикроскопической неоднородности строения с повышенной плотностью дефектов кристаллического строения. Поверхности раздела кристаллов мартенсита представляют собой труднопреодолимые препятствия для движения дислокаций. Подвижность дислокаций затруднена и в связи с повышенной их плотностью из-за фазового наклепа. Хрупкость мартенсита связана с пониженной подвижностью заблокированных дислокаций, что уменьшает возможность пластической релаксации в местах концентрации напряжений.

При проведении закалки необходимо задать следующие параметры:

- температуру нагрева;
- время нагрева и выдержки изделия в печи;
- охлаждающую среду.

Выбор температуры нагрева стали. Температура нагрева зависит от содержания в стали углерода. Доэвтектоидные стали необходимо нагревать до температуры на 30...50 градусов выше критической точки A_{C3} (рисунок 3). В этом случае сталь с исходной феррито-перлитной структурой приобретает аустенитную структуру, которая при охлаждении со скоростью, превышающей критическую, превращается в мартенситную структуру. Закалку с температуры, лежащей между критическими точками A_{C1} - A_{C3} , проводить не рекомендуется, так как после охлаждения, наряду с мартенситом, сохраняются участки феррита, не претерпевшего превращения в аустенит при нагреве. Присутствие феррита снижает твердость стали после закалки и ее механические свойства после отпуска. Нагрев стали значительно выше критической точки A_{C3} вызовет рост зерна аустенита, что в свою очередь приведет после охлаждения к образованию крупноигльчатого мартенсита и ухудшению вязкости.

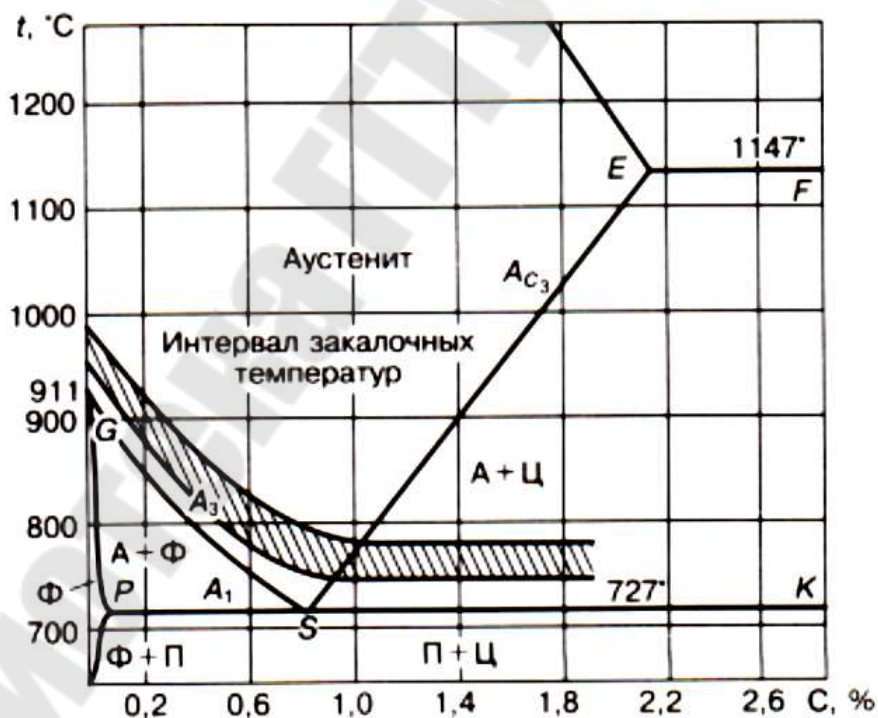


Рисунок 3 – Оптимальный интервал закалочных температур углеродистых сталей

Заэвтектоидные стали нагревают до температуры на 10...30 градусов выше критической точки A_{C1} (рисунок 4). В результате образуется структура аустенита с сохранением некоторого количества цементита. После охлаждения со скоростью выше критической, структура стали будет состоять из мартенсита, нерастворившихся пластинок цементита и аустенита остаточного ($A_{ост.}$). Наличие в структуре $A_{ост.}$ объясняется тем, что температура M_k (рисунок 2) опускается ниже 20 градусов, т. е. температуры охлаждающей среды.

Присутствие пластинок цементита в структуре закаленной стали увеличивает ее износостойкость. Поэтому нагрев этих сталей выше критических точек A_{Cm} нецелесообразен, так как в структуре увеличивается количество $A_{ост.}$ и отсутствует цементит.

Примечание: температура нагрева под закалку высоколегированных сталей значительно превышает (на 150–250 градусов) критические точки A_{C1} и A_{C3} , что необходимо для растворения в аустените труднорастворимых карбидов. Такое повышение температуры нагрева не приведет к заметному росту зерна аустенита, так как частицы карбидов, располагаясь по границам зерна аустенита, сдерживают его рост.

Определение времени нагрева и времени выдержки образца в печи. Продолжительность нагрева t_n зависит от размеров и формы образца, от химического состава стали, от нагревающей среды, от типа печи, от способа нагрева, от количества образцов и способа их укладки и окончательно устанавливается экспериментальным путем.

Можно рекомендовать следующие практические нормы расчета времени нагрева под закалку образцов из углеродистой стали (на 1 мм толщины или диаметра): в электрической печи – 1 мин.; в соляной ванне – 0,3 мин.; в свинцовой ванне – 0,15 мин.

Время выдержки образцов t_v в печи составляет 20 % от времени нагрева.

При нагреве деталей навалом и крупных деталей указанные нормы необходимо увеличить в 1,5...2 раза. Таким образом, общее время нахождения образцов в печи составляет сумму времени нагрева и времени выдержки:

$$t_{общ} = t_n + t_v$$

Выбор охлаждающей среды. При закалке необходимо выбирать ту скорость охлаждения, превышающую критическую скорость закалки.

Критической скоростью закалки называется минимальная скорость охлаждения, при которой аустенит превращается в мартенсит. Величина критической скорости зависит от устойчивости переохлажденного аустенита и, следовательно, зависит от химического состава стали. Углеродистые стали имеют высокую критическую скорость закалки (800...200 градусов в секунду). Чем выше температура нагрева, тем выше устойчивость переохлажденного аустенита и, следовательно, меньше критическая скорость закалки. Для многих легированных сталей критическая скорость закалки составляет 20...30 градусов в секунду и ниже.

Скорость охлаждения должна быть высокой при температурах наименьшей устойчивости аустенита (650...500 градусов), а в области мартенситного превращения (300...200 градусов) ее целесообразно уменьшать, чтобы предотвратить образование новых внутренних напряжений, вызывающих коробление и деформацию закаливаемых изделий и образование трещин.

В качестве охлаждающих (закаливающих) сред для углеродистых сталей используют воду и различные водные растворы; для низко- и среднелегированных сталей – масло; для высоколегированных сталей 9в основном инструментальных сталей ледебуритного класса: быстрорежущие, штамповые) – воздух.

Свойства воды как закалочной среды улучшаются при добавлении поваренной соли или щелочи, или серной кислоты, так как растворы ускоряют охлаждение в области высоких температур и замедляют его в области мартенситного превращения по сравнению с охлаждением в чистой воде. Для равномерного охлаждения образцов необходимо их перемещать в закалочной среде.

Экспериментальная часть

1. Получить у преподавателя образец из углеродистой стали.
2. Изготовить микрошлиф.
3. Замерить твердость на приборе Бринелля.
4. По микроструктуре стали определить содержание в ней углерода и марку стали.
5. Назначить температуру закалки.
6. Рассчитать время нагрева и выдержки образца в печи.
7. Выбрать охлаждающую среду.

Выбор охлаждающей среды необходимо согласовать с преподавателем, так как для дальнейшей работы необходимо иметь образцы с различной структурой.

8. Провести закалку образца.
9. Замерить твердость на приборе Роквелла.
10. Оформить отчет по работе.

Содержание отчета

1. Основные теоретические материалы по механизму образования мартенсита и выбору температуры, времени и скорости охлаждения.
2. Результаты выполненной работы внести в таблицу 1.

Таблица 1 – Результаты проведения закалики

Марка стали	Микроструктура	Температура закалики, °С	Общее время, мин.	Охлаждающая среда	Твердость до закалики, НВ	Твердость после закалики	
						HRC,	HВ

3. По изменению твердости после термической обработки сделать вывод.

Контрольные вопросы

1. Что такое закалка и каково ее назначение?
2. Каков механизм образования мартенсита и его структура?
3. Как определить температуру нагрева стали и обосновать правильность ее выбора?
4. Как определить время нахождения образца в печи и какие факторы на него влияют?
5. Как выбирается скорость охлаждения при закалке?
6. Как изменяется твердость после закалики?

Лабораторная работа № 7

Структура сталей в неравновесном состоянии

Цель работы: изучить микроструктуру углеродистых сталей в неравновесном состоянии и проанализировать влияние скорости охлаждения на микроструктуру и твердость термически обработанной стали.

Приборы и материалы: микроскоп ММУ-3, шлифовальная и полировальная машины, травитель, спирт, ватные палочки, фильтровальная бумага, твердомер ТК-2, образцы углеродистых сталей, подвергнутые термической обработке в лабораторной работе «Закалка стали».

Теоретическая часть

Неравновесное состояние сталей достигается при конечных скоростях охлаждения. Превращения в сплавах в этом случае будут протекать при температурах ниже 727 градусов, и чем выше скорость охлаждения, тем ниже температура превращений.

Равновесное состояние сплава достигается только при бесконечно малых скоростях охлаждения.

Для описания кинетики превращения аустенита переохлажденного и образующихся при различных скоростях охлаждения микроструктур пользуются экспериментально построенными диаграммами изотермического превращения аустенита (рисунок 1).

На рисунке 1 пунктирная линия A_1 (727 градусов) отвечает теоретической температуре превращения аустенита и разделяет область существования аустенита устойчивого (выше этой линии) и неустойчивого (ниже этой линии).

Линия 1 отвечает температурам начала распада, а линия 2 – конца распада аустенита на феррито-цементитную смесь при охлаждении сталей со скоростями меньше критической скорости закалки.

Критической скоростью ($V_{кр}$) закалки называется минимальная скорость охлаждения, при которой аустенит превращается в мартенсит. Линии M_n и M_k отвечают температурам начала и конца мартенситного превращения соответственно. Линии V_1, V_2, V_3, V_4, V_5 – кривые охлаждения.

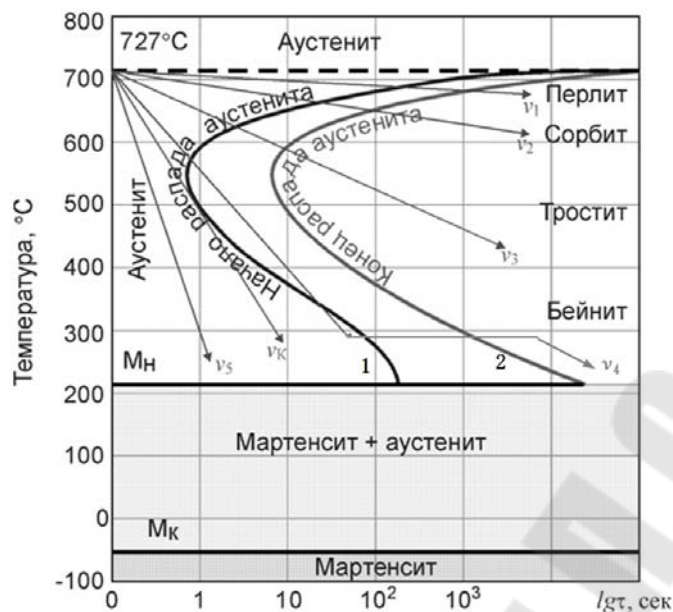


Рисунок 1 – Диаграмма изотермического распада аустенита для стали У8

Рассмотренная на рисунке 1 диаграмма является диаграммой изотермического распада аустенита для эвтектоидной стали. В доэвтектоидной и заэвтектоидной сталях в интервале температур между критическими точками A_1 и A_3 выделяются **избыточные фазы: феррит** (в доэвтектоидной) и **цементит** (в заэвтектоидной).

При охлаждении со скоростями $V_1 < V_2 < V_3 < V_4 < V_5$ из аустенита выделяется цементит, зародыши которого, как правило, образуются на границах зерен аустенита. Прилегающий к цементиту объем аустенита обедняется углеродом, и он испытывает полиморфное ($\gamma \rightarrow \alpha$) превращение, т. е. превращается в феррит. Следовательно, при скоростях охлаждения меньше $V_{кр}$ происходит распад аустенита на феррито-цементитную ($\Phi + \Pi$) смесь, и превращение аустенита является диффузионным.

С увеличением скорости охлаждения повышается степень переохлаждения аустенита и тем более дисперсной образуется смесь (таблица 1). Это превращение аустенита называется **перлитным**. Продукты перлитного превращения имеют пластинчатое строение и различаются:

- перлит – грубая феррито-цементитная смесь;
- сорбит – мелкозернистая феррито-цементитная смесь, различаемая в оптическом микроскопе при 500-кратном увеличении;

– троостит – высокодисперсная феррито-цементитная смесь, различаемая при увеличениях свыше 1000 крат.

Таблица 1 – Влияние скорости охлаждения на свойства стали

Скорость охлаждения	Межпластинчатое расстояние, мкм	Твердость, НВ	Микро-структура	Интервал превращения, °С
V_1	0,6...1,0	180...250	перлит	700...650
V_2	0,25...0,30	250...350	сорбит	650...550
V_3	0,1...0,15	350...450	троостит	550...400

Однако надо учитывать, что разделение феррито-цементитной структуры на перлит, сорбит и троостит условно и между этими структурами нет четкой границы.

При охлаждении стали со скоростью более $V_{кр}$ (кривая охлаждения V_5 на рисунке 1) превращение аустенита начинается при низких температурах (250...200 °С), причем, диффузия атомов и железа, и углерода отсутствует, и образуется структура, называемая **мартенситом**. Твердость мартенсита более 55HRC. Превращение аустенита начинается при достижении температуры M_n (рисунок 1). Из-за отсутствия диффузии железа перестройка решетки ГЦК (аустенита) осуществляется направленным кооперативным смещением атомов, т. е. образуется твердый раствор углерода в ОЦК решетке с таким же содержанием углерода, как и в ГЦК решетке. Но растворимость углерода в ОЦК решетке значительно меньше (до 0,002 %), следовательно, образующийся раствор углерода в альфа-железе является перенасыщенным. Перенасыщение углеродом вызывает превращение ОЦК решетки в тетрагональную кристаллическую решетку. Такой перенасыщенный раствор углерода в α -Fe с тетрагональной решеткой называется мартенситом. Превращение заканчивается при температуре M_k (рисунок 1).

Кристаллы мартенсита представляют собой широкие тонкие пластины и в плоскости шлифа имеют вид игл (рисунок 5, а), поэтому структуру мартенсита называют игольчатой. Размеры кристаллов мартенсита определяются величиной исходного зерна аустенита, так как имеют протяженность, соответствующую поперечному размеру зерна аустенита, т. е. чем крупнее зерно аустенита, тем крупнее зерно мартенсита, что ухудшает свойства стали.

Как указывалось в лабораторной работе «Закалка стали», в структуре закаленной стали, содержащей углерода более 0,6 %, наряду с мар-

тенситом содержится аустенит остаточный ($A_{ост}$), так как температура M_k (рисунок 1) у этих сталей допускается ниже $20\text{ }^{\circ}\text{C}$. Количество $A_{ост}$ тем больше, чем больше в стали углерода. На микроструктуре он наблюдается при больших увеличениях в виде светлых участков. Присутствие $A_{ост}$ в структуре закаленной стали является нежелательным, так как приводит к снижению твердости, прочности, износостойкости, а с течением времени и к изменению размеров детали из-за распада $A_{ост}$. Для уменьшения количества $A_{ост}$ непосредственно после закалки проводится обработка холодом, при которой сталь охлаждают ниже температуры M_k (рисунок 1), а, следовательно, происходит превращение $A_{ост}$ в мартенсит.

При охлаждении стали со скоростью V_4 (рисунок 1), превращение аустенита протекает в нижней части С-образных кривых при температурах $450\dots 200\text{ }^{\circ}\text{C}$. При таких температурах диффузия железа отсутствует, а самодиффузия углерода еще достаточно велика. В начале этого превращения происходит диффузионное перераспределение углерода в аустените, что приводит к образованию в нем объемов, обедненных и обогащенных углеродом. Участки аустенита, обедненные углеродом, претерпевают $\gamma \rightarrow \alpha$ полиморфное превращение без диффузии железа только за счет направленного смещения атомов в процессе перестройки решетки, т. е. по мартенситному механизму. А из участков аустенита, обогащенных углеродом, выделяются частицы цементита, что соответственно, приводит к обеднению этих участков углеродом и к протеканию в них превращения по мартенситному механизму. Таким образом, рассмотренное превращение является промежуточным между перлитным и мартенситным и сочетает в себе элементы и диффузионного, и бездиффузионного превращений. Такое превращение называется **бейнитным**, а образующаяся структура – бейнитом. Твердость бейнита $45\dots 50\text{ HRC}$.

Бейнит – феррито-цементитная смесь игольчатой формы, различимая только в электронном микроскопе. Различают верхний и нижний бейнит.

Верхний бейнит образуется при распаде аустенита при температурах $500\dots 350\text{ }^{\circ}\text{C}$ и имеет перистое строение, так как цементит выделяется не в виде пластинок, как в перлите, а в виде изолированных узких частиц. Нижний бейнит образуется при температурах от $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ до точки M_n (рисунок 1) и имеет игольчатое строение.

Образование верхнего бейнита снижает пластичность стали по сравнению с получаемой для продуктов распада аустенита в перлит-

ной области. Твердость и прочность при этом практически не изменяются. Это связано с выделением грубых карбидов по границам ферритных зерен.

Образование нижнего бейнита приводит к повышению прочности, твердости и пластичности по сравнению с продуктами распада аустенита в перлитной области. Это объясняется наличием внедренных атомов углерода и большей плотности дислокаций в мартенситной α -фазе, а также образованием включений дисперсных карбидов, расположенных в кристаллах этой фазы.

Экспериментальная часть

1. Изготовить микрошлиф стали, закаленной в предыдущей работе.
2. Изучить и сфотографировать микроструктуру.
3. Нарисовать диаграмму изотермического распада аустенита и нанести на нее кривую скорости охлаждения, позволяющей получить изученную микроструктуру.
4. Оформить отчет по лабораторной работе.

Содержание отчета

1. Основные теоретические материалы о продуктах распада аустенита.
2. Диаграмма изотермического распада аустенита с нанесенной на ней кривой охлаждения.
3. Рисунок микроструктуры стали в равновесном состоянии.

Контрольные вопросы

1. Какие структуры можно получить при охлаждении аустенита и каковы их свойства?
2. Объясните механизм перлитного превращения.
3. Объясните механизм мартенситного превращения.
4. Объясните механизм бейнитного превращения.
5. Почему у некоторых закаленных сталей в структуре обнаруживается $A_{ост}$, и как он влияет на свойства?

Лабораторная работа № 8

Отпуск закаленных сталей

Цель работы: исследовать влияние температуры отпуска на твердость закаленной стали.

Приборы и материалы: образцы закаленной стали, электропечи, шлифовальный круг, твердомер Роквелла.

Теоретическая часть

Процесс отпуска состоит из нагрева закаленной стали до температуры ниже нижней критической точки A_1 (727 градусов), выдержки при этой температуре и последующего быстрого или медленного охлаждения.

Основное назначение отпуска – уменьшить или устранить внутренние закалочные напряжения, повысить вязкость и пластичность стали.

Закаленная на мартенсит сталь, имея высокую твердость, характеризуется низкими ударной вязкостью, пластичностью и пределом упругости, высокими внутренними напряжениями, и поэтому мало пригодна для использования. Окончательно свойства стали формируются отпуском. Основное влияние на свойства оказывает температура отпуска. Нагрев стали при отпуске увеличивает подвижность атомов и возможность их перемещения. Этим создаются условия для перехода стали из метастабильного состояния перенасыщенного твердого раствора в более стабильное. При отпуске происходит устранение напряжений, выделение углерода из твердого раствора, устранение искажений кристаллической решетки, образование цементита и его коагуляция, а также и распад остаточного аустенита. Можно назвать следующие приближенные температурные области протекания каждого из этих процессов в углеродистых и малолегированных сталях:

- 100...300 °С – снятие термических напряжений;
- 150...250 °С – устранение искажений кристаллической решетки твердого раствора;
- 150...500 °С – выделение углерода и образование цементита;
- 300...400 °С – распад остаточного аустенита;
- 400...650 °С – коагуляция цементита.

В связи с этим, можно выделить четыре основные превращения при отпуске.

Первое превращение при отпуске – это превращение мартенсита закалки (тетрагонального) в отпущенный, что связано с уменьшением степени тетрагональности.

Уменьшение степени тетрагональности происходит за счет выделения углерода из мартенсита и образования карбидных частиц. Выделившиеся карбидные частички при этом сохраняют еще когерентную связь с основным твердым раствором. Когерентностью (соответствием) называется такая связь, когда пограничный слой атомов принадлежит одновременно и старой и новой фазам, в данном случае мартенситу и карбиду.

Скорость процесса распада мартенсита, а также концентрация углерода в нем зависят от температуры нагрева. Чем выше температура нагрева мартенсита, тем больше скорость превращения и тем меньше углерода будет содержаться в мартенсите. При температурах нагрева до 80...100 °С скорость процесса ввиду малой подвижности атомов очень мала, поэтому заметных изменений в строении закаленной стали не наблюдается.

Заканчивается первое превращение при температурах около 300 °С (температура зависит от содержания углерода в стали). Структура мартенсита отпуска состоит из мартенсита исходной концентрации, мелких карбидных частичек, окруженных пересыщенным α -твердым раствором (мартенситом с меньшим содержанием углерода, чем исходный мартенсит). Кристаллическая решетка отпущенного мартенсита так же, как и мартенсита закалки, является тетрагональной, но с меньшей степенью тетрагональности.

Второе превращение при отпуске связано с превращением остаточного аустенита в мартенсит отпуска. На процесс выделения углерода из мартенсита при температурах 200...300 °С накладывается процесс распада остаточного аустенита. В результате распада остаточного аустенита в углеродистой стали образуются те же фазы, что и при распаде мартенсита при тех же температурах. К концу второго превращения, т. е. при температуре 300 °С в твердом растворе (мартенсите) содержится еще около 0,15...0,20 % углерода.

Третье превращение при отпуске, протекающее в интервале температур 300...400 °С, связано с окончательным распадом твердого раствора вследствие дальнейшего выделения углерода и образования обособленных частиц цементита. Сущность превращения может быть выражена схемой: $Fe(C) \rightarrow \Phi + \Psi$.

Полученная структура (феррит+цементит) называется *трооститом* отпуска. Его образование сопровождается снятием внутренних напряжений.

Четвертое превращение при отпуске связано с процессом коагуляции – укрупнения и скругления цементитных частиц. При нагреве выше 450 °С наряду с процессом укрупнения карбидных частичек, идет процесс сфероидизации (округления) карбидных частичек. При температурах 500...600 °С структура феррито-цементитной смеси имеет зернистое строение средней степени дисперсности, которая называется *сорбитом* отпуска.

При температурах 650...700 °С зернистое строение становится более грубым и переходит в *перлит отпуска*.

Превращения при отпуске протекают в очень малых объемах (внутри мартенситных игл), а поэтому обычный микроструктурный анализ не позволяет выявить происходящих структурных изменений до температур отпуска порядка 550 °С. Структуры троостита и сорбита отпуска при увеличении в 500...600 крат трудно отличить от структуры мартенсита, т.к. эти структуры сохраняют мартенситную ориентировку, и только при увеличении свыше 1000 крат отчетливо видно строение сорбита. При нагреве выше 550 °С мартенситная ориентировка пропадает.

Как видно из рисунка 1, с повышением температуры отпуска показатели, характеризующие прочность стали (твердость, предел прочности, предел текучести) понижаются, а показатели пластичности и вязкости (относительное удлинение и относительное сужение) повышаются.

В зависимости от температуры нагрева различают три вида отпуска:

Низкотемпературный (низкий) отпуск проводится при 150...200 °С, иногда при 240...250 °С в течение 1...3 часов. Назначается для частичного снятия внутренних напряжений, некоторого повышения вязкости и пластичности без заметного снижения твердости (не более чем на 5 HRC). Структура – мартенсит отпуска. Низкотемпературному отпуску подвергают режущий (отвертки, стамески, топоры, пилы, клейма, кернеры) и измерительный (штангенциркули, концевые меры длины, направляющие линейки) инструмент, а также детали машин, поверхностно закаленные и закаленные после цементации и цианирования (зубчатые колеса, вал-шестерни, червяки, кулачковые муфты, поршневые пальцы, шпиндели, клапана).

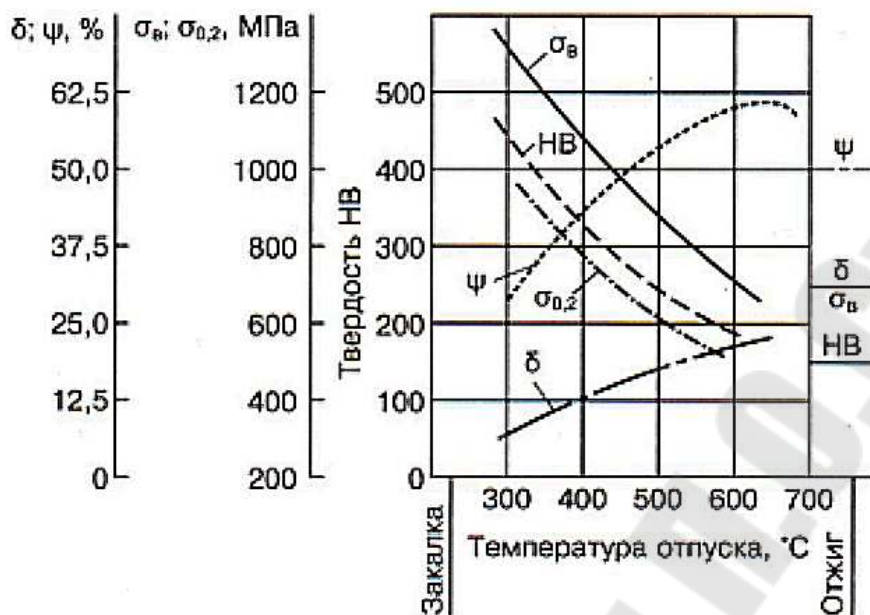


Рисунок 1 – Механические свойства углеродистой стали в зависимости от температуры отпуска

Среднетемпературный (средний) отпуск выполняется при 350...500 °C в течение 1...2 часов. Структура троостита отпуска обеспечивает высокий предел упругости, твердость 40...50HRC. Поэтому среднему отпуску подвергают закаленные изделия, которые должны иметь максимальные упругие свойства при относительно высокой твердости: пружины, рессоры, ударный инструмент, зубила, штампы листовой штамповки и холодного деформирования.

Охлаждение после отпуска при 400...450 градусах рекомендуется проводить в воде, что приводит к образованию в поверхностном слое остаточных напряжений сжатия, которые увеличивают предел выносливости деталей.

Высокотемпературный (высокий) отпуск проводится при 500...650 °C в течение 0,5...1,5 часов. Структура стали после высоко-го отпуска – сорбит отпуска. Высокий отпуск создает наилучшее соотношение прочности и вязкости стали, поэтому закалку с последующим высоким отпуском называют **улучшением стали**. Высокий отпуск применяется для нагруженных конструкционных деталей, испытывающих ударные и знакопеременные нагрузки: шатуны двигателей, полуоси, оси автомобилей и тракторов, тяжелонагруженные болты, валы и многие другие детали.

Следует особо подчеркнуть, что хотя структуры, получаемые в результате отпуска, имеют те же названия, что и структуры, полу-

чаемые при распаде аустенита (троостит, сорбит), и также являются феррито-цементитными смесями, они имеют существенное отличие. Структуры, получаемые при отпуске мартенсита, являются зернистыми, в то время как одноименные структуры, получаемые при распаде аустенита, являются пластинчатыми. Этим вызвано различием в свойствах одноименных структур. Зернистые структуры, при равном пределе прочности с пластинчатыми, обладают более высокими пределом текучести и пластичностью.

Охлаждение углеродистых сталей после отпуска можно проводить с любой скоростью, структура не изменяется, однако очень быстрое охлаждение может вызвать термические напряжения. Поэтому охлаждение обычно проводят на воздухе.

Все вышесказанное относится к углеродистым сталям.

Отпуск легированных сталей имеет существенные отличия. До температуры 150 °С легирующие элементы не оказывают существенного влияния на процесс отпуска. Но при более высоких температурах такие элементы, как хром, молибден, вольфрам, ванадий, титан и кремний замедляют распад мартенсита, а также образование и рост (коагуляцию) карбидных частиц. Объясняется это тем, что как для распада мартенсита, так и для роста карбидных частиц необходима диффузия (перемещение) атомов углерода, а легирующие элементы препятствуют этому. Поэтому в углеродистых сталях мартенсит сохраняется только до 300...350 °С, в легированных сталях – до 450...500 °С, а в высоколегированных он может сохраняться до еще более высоких температур. Это имеет важное практическое значение для деталей и инструментов, от которых требуется сохранение высокой твердости и износостойкости в условиях повышенной температуры. Охлаждение легированных сталей после отпуска часто ведут ускоренно.

Дополнительно следует отметить, что если при охлаждении стали из аустенитной области со скоростью меньше $V_{кр}$ получились структуры сорбита, троостита или бейнита, то при нагреве под отпуск в них будут происходить структурные изменения, т. е. они тоже «отпускаются».

При нагреве углеродистых сталей со структурой троостит или сорбит происходит коагуляция и сфероидизация карбидов.

В легированных сталях с карбидообразующими элементами происходят и карбидные превращения: например, при образовании троостита значительное переохлаждение аустенита затруднило образование

специальных карбидов и отпуск при температуре 600...700 °С вызовет превращение цементита в специальные карбиды.

При отпуске бейнитных структур, помимо указанных процессов происходит выделение карбидов из α -твердого раствора и изменение структуры феррита, как и при отпуске мартенсита.

Иногда закалку и отпуск стали совмещают в одной операции, которую называют закалкой с самоотпуском. Изделие частично погружают в воду на несколько секунд и извлекают. Поверхностный слой закаливается на мартенсит и затем отпускается за счет тепла внутренних слоев и не погруженной в воду части изделия. Таким способом проводят сорбитизацию поверхностного слоя головки рельса и закалку зубил.

В низкоуглеродистых сталях, в которых точка конца мартенситного превращения M_k находится выше 300 °С, структурные изменения, характерные для отпуска, успевают протекать во время закалочного охлаждения в мартенситном интервале M_n - M_k и ниже температуры M_k .

Явление такого самоотпуска было использовано К. Ф. Стародубцевым в предложенном им процессе термического упрочнения проката. Этот процесс состоит в том, что в условиях непрерывного потока продукции прокатного стана прокат интенсивно охлаждается водой непосредственно на выходе из стана. Изделия из низкоуглеродистых сталей (арматура железобетона, листы и др.) после достижения температуры M_k охлаждаются на воздухе. При таком прерванном охлаждении происходит закалка с самоотпуском.

Исключение из технологического процесса самостоятельной операции отпуска позволило на крупных металлургических заводах избежать строительства большого числа отпускных печей. Дополнительное, по сравнению с обычной закалкой, упрочнение проката происходит благодаря тому, что в условиях интенсивного теплоотвода сразу по выходе из прокатного стана затруднено развитие рекристаллизации деформированного аустенита.

Экспериментальная часть

1. Измерить твердость HRC образцов закаленной стали. Результат занести в таблицу.

2. Положить образцы в печь с температурой 200 °С и выдержать 30 мин., охладить на воздухе, зачистить обе поверхности и замерить твердость. Данные занести в табл. 1.

3. Положить образцы в печь с температурой 400 °С и выдержать 30 мин., охладить на воздухе, зачистить обе поверхности и измерить твердость. Данные занести в таблицу 1.

4. Положить образцы в печь с температурой 600 °С и выдержать 30 мин., охладить, зачистить обе поверхности и измерить твердость. Данные занести в таблицу 1.

5. По полученным результатам построить график зависимости твердости от температуры отпуска, сделать по нему вывод.

Таблица 1 – Изменение твердости в зависимости от температуры отпуска

Марка стали	Твердость после закалки	Низкий отпуск (200 °С)		Средний отпуск (400 °С)		Высокий отпуск (600 °С)	
		HRC	Микро-структура	HRC	Микро-структура	HRC	Микро-структура

Контрольные вопросы

1. Каково назначение отпуска и перечислите его виды?
2. Какие структурные превращения протекают при отпуске?
3. Укажите отличие одноименных структур: сорбита отпуска и сорбита закалки, троостита отпуска и троостита закалки, мартенсита отпуска и мартенсита закалки.
4. Какова продолжительность времени выдержки и скорости охлаждения при каждом виде отпуска?
5. Что такое улучшение?

Лабораторная работа № 9

Химико-термическая обработка стали

Цель работы: ознакомиться с видами химико-термической обработки и провести цементацию стали.

Приборы и материалы: микроскоп ММУ-3, твердомеры Бринелля и Роквелла, электропечь, шлифовальная и полировальная машины, контейнер, карбюризатор, образцы из низкоуглеродистой стали, ватные палочки, фильтровальная бумага, травитель, спирт.

Теоретическая часть

Химико-термической обработкой (ХТО) называется обработка, заключающаяся в сочетании термического и химического воздействия с целью изменения химического состава, структуры и свойств поверхностного слоя стали. Такая обработка позволяет повысить твердость, износостойкость, усталостную прочность и долговечность, а также в некоторых случаях стойкость изделия к окислению и электрохимической коррозии. При химико-термической обработке происходит поверхностное насыщение стали соответствующим элементом (С, N, В, Al, Cr, Si, и др) путем его диффузии в атомарном состоянии из внешней среды (твердой, газовой, паровой, жидкой) при высокой температуре.

ХТО включает *три* последовательные *стадии*:

– выделение диффундирующего элемента в атомарном виде из рабочей среды, вследствие химических реакций, обычно распада (диссоциации) молекул окружающей среды, например, $\text{NH}_3 \leftrightarrow 2\text{N}_{\text{ат}} + 3\text{H}_2$;

– поглощение атомов диффундирующего элемента поверхностью детали (адсорбция);

– проникновение атомов вглубь от поверхности (диффузия).

Насыщение поверхности стали при ХТО возможно лишь химическими элементами, образующими твердые растворы или химические соединения. Скорость диффузии зависит от состава и кристаллического строения образующихся фаз. При насыщении стали элементами, образующими твердые растворы внедрения (С, N, В), диффузионные процессы идут быстрее, чем при насыщении элементами, образующими твердые растворы замещения (Cr, W, V, Mo), требующими больших энергетических затрат. Поэтому диффузионная металлизация проводится при более высоких температурах.

Слой материала детали у поверхности насыщения, отличающийся от исходного по химическому составу, называется *диффузионным слоем*, а материал под диффузионным слоем, не затронутый воздействием окружающей активной среды, называют сердцевиной. Под общей толщиной диффузионного слоя понимают кратчайшее расстояние от поверхности насыщения до сердцевины.

Качественной и количественной характеристикой ХТО являются толщина диффузионного слоя, распределение концентрации диффундирующего элемента по толщине слоя, фазовый состав и свойства слоя (твердость, пластичность, коррозионная стойкость и т. д.).

Толщина слоя при прочих равных условиях тем больше, чем выше концентрация диффундирующего элемента на поверхности металла.

Наиболее распространенными в промышленности процессами ХТО являются процессы диффузионного насыщения стали углеродом, азотом и совместно этими элементами.

Углерод и азот легко усваиваются поверхностью стали, образуют с железом твердые растворы внедрения и сравнительно быстро диффундируют в стали, образуя слои значительной толщины.

Цементацией называется процесс диффузионного насыщения поверхностного слоя углеродом при нагреве в углеродсодержащей среде.

Цементации подвергаются низкоуглеродистые и низколегированные конструкционные стали с содержанием углерода от 0,12 до 0,25 %. Проводят ее с целью повышения твердости, износостойкости, предела выносливости поверхностных слоев детали при сохранении вязкой сердцевины. Для углеродистых сталей это достигается обогащением поверхности детали углеродом свыше 0,8 %, с обязательной последующей закалкой и низкотемпературным отпуском. В случае местной цементации (отдельных участков детали), остальную часть, не подвергающуюся цементации, защищают слоем меди толщиной 0,02...0,05 мм, наносимой электролитическим способом, или покрывают огнеупорными обмазками.

Различают два вида цементации: в твердом карбюризаторе и в газовой среде.

Цементация в твердом карбюризаторе (науглероживающей среде) осуществляется при температурах 920...950 °С в закрытых емкостях (металлических ящиках). В качестве твердых карбюризаторов используют древесные угли (дуб, береза), каменноугольный полукокс или торфяной кокс в смеси с углекислыми солями (BaCO_3 , Na_2CO_3 и др.). Соли берут 10...40 % по массе от общей загрузки.

Равномерно перемешанную смесь засыпают в ящик слоем толщиной не менее 2 см, далее укладывается слой деталей с промежутком между ними и стенками ящика не менее 2 см, засыпается слой карбюризатора аналогичной толщины, укладывается следующий слой деталей и т. д. Поверхность последнего слоя деталей также засыпается карбюризатором, ящик герметично закрывается и загружается в печь. Выделение активного атомарного углерода происходит вследствие следующих химических реакций. Кислород, имеющийся в ящике, взаимодействует с древесным углем и коксом, образуя угарный газ, который диссоциирует с выделением атомарного углерода:



Углекислые соли также взаимодействуя с углем образуют CO и после его диссоциации атомарный углерод:



Обычно цементацию проводят на глубину 0,5...1,6 мм в зависимости от конкретных деталей и условий их работы. Микроструктура цементованного слоя, не подвергнутого окончательной термической обработке, приведена на рисунке 1.

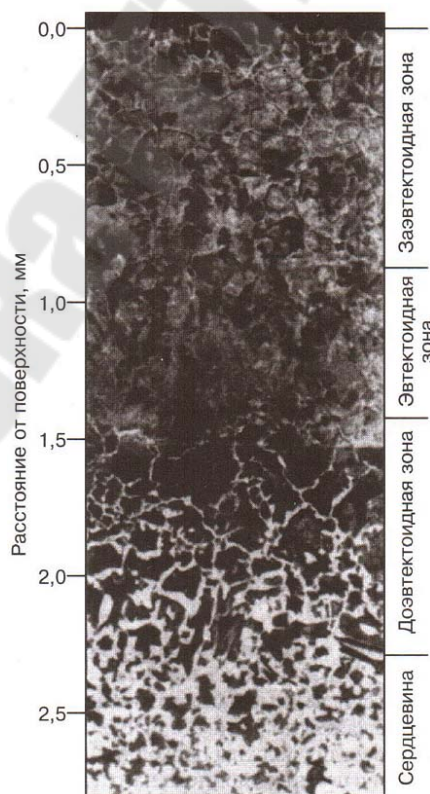


Рисунок 1 – Микроструктура цементованного слоя

Длительность процесса цементации составляет 6...14 часов. После насыщения углеродом ящик с деталями охлаждается вместе с печью до 400...500 °С, извлекается из печи и распаковывается.

Содержание углерода после насыщения переменено по глубине детали, убывая по мере удаления от поверхности к сердцевине до количества, соответствующего химическому составу стали до цементации. В структуре цементованного слоя можно выделить три зоны: заэвтектоидной стали, содержащая более 0,8 % углерода (П+Ц_{II}), эвтектоидной, содержащая около 0,8 % углерода (П), и доэвтектоидной – переходной, содержащая менее 0,8 % углерода и распространяющейся до исходной структуры стали (Ф + П).

За **эффективную толщину** цементованного слоя $\delta_{эф}$ принимается слой, включающий заэвтектоидную ($\delta_{зз}$), эвтектоидную ($\delta_э$) и половину переходной ($\delta_{пер}$) зоны:

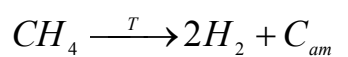
$$\delta_{эф} = \delta_{зз} + \delta_э + 1/2\delta_{пер}.$$

Для деталей, испытывающих контактную усталость (зубчатые колеса, шестерни, кулачки и др.), желательно проводить насыщение поверхности углеродом до 1,1÷1,2 %, так как при этом достигается максимальное сопротивление контактной усталости стали.

Легирующие элементы Cr, Mn, W, Mo, V позволяют насыщать поверхность до 1,8...2,0 % углерода.

Процесс **цементации в газовой среде** осуществляется в специальных герметичных печах, в которые непрерывно подается углеродсодержащий газ (метан, пропан-бутановые смеси и др.). Производится также впрыскивание жидких углеводородов – керосина, синтина, спиртов.

Насыщение углеродом осуществляют при температуре 900...920 °С в течение 6...12 часов. Атомарный углерод образуется при диссоциации углеродсодержащего газа:



Скорость газовой цементации составляет 0,12...0,15 мм/ч при эффективной толщине слоя 1,5...1,7 мм.

Окончательные свойства цементованных изделий достигаются в результате термической обработки – закалки и низкотемпературного отпуска (рисунок 2).

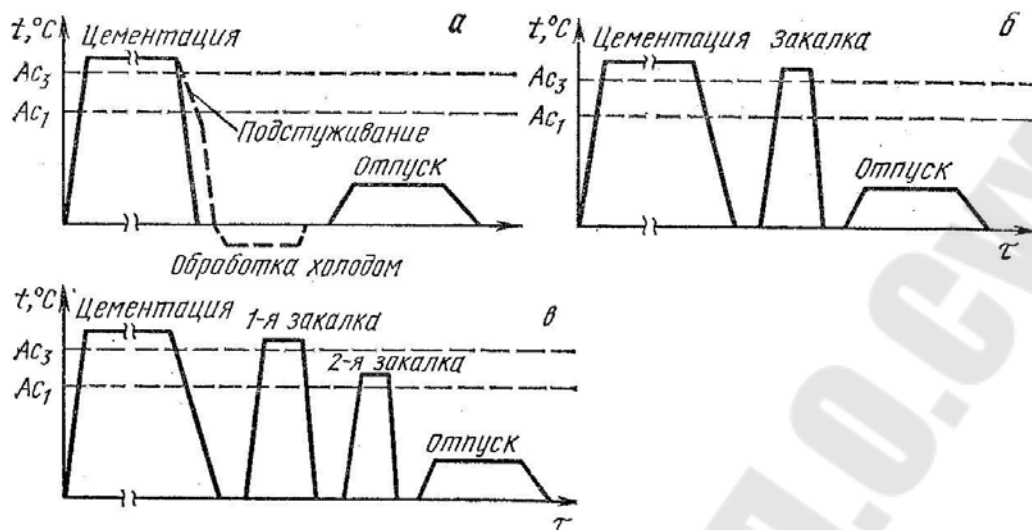


Рисунок 2 – Виды термической обработки после цементации стали

Путем термообработки можно не только увеличить твердость, но и измельчить зерно, неизбежно увеличивающееся вследствие длительной выдержки при высокой температуре, устранить карбидную сетку в цементованном слое.

В большинстве случаев применяют одинарную закалку при температурах 820...850 °С. При газовой цементации проводят закалку прямо из печи после подстуживания до 840...860 °С (рисунок 2, а). Для уменьшения деформации изделий выполняют ступенчатую закалку в горячем масле с температурой масляной ванны 160...180 °С. При цементации в твердом карбюризаторе необходим дополнительный нагрев деталей под закалку (рисунок 2, б).

Особо ответственные детали после цементации подвергают двойной закалке с низким отпуском (рисунок 2, в). При первой закалке с нагревом выше линии A_{c3} (880...900 °С) происходит перекристаллизация сердцевины детали с образованием мелкого аустенитного зерна, а, соответственно, и образование мелкозернистых продуктов распада. Кроме того, при этом нагреве растворяется в поверхностном слое цементитная сетка. При нагреве под вторую закалку на 30...50 °С выше температуры A_{c1} (760...780 °С) происходит отпуск образовавшегося ранее мартенсита с формированием глобулярных карбидов и мелкого аустенитного зерна. После второй закалки и низкотемпературного отпуска поверхностный слой детали имеет структуру отпущенного мартенсита с включениями глобулярных карбидов. Структура сердцевины детали зависит от химического состава и ее геометрических размеров и может быть от феррито-перлитной для

углеродистых сталей (10сп, 15пс, 20, 25, Ст1кп, Ст2пс, Ст3сп), до сорбитной (15Х, 20Х, 25Х, 15ХФ), трооститной (12ХН3А, 20Х2Н4А, 18Х2Н4ВА, 18ХГТ, 20ХГР), но с меньшей чем у углеродистых сталей толщиной слоя, обладающим высокой ударной вязкостью.

Заключительной операцией при любом техпроцессе является низкотемпературный отпуск, после которого твердость поверхности составляет 57...63 HRC.

При одинарной закалке высоколегированных сталей в структуре сохраняется большое количество остаточного аустенита (до 50...60 %). Для дальнейшего превращения остаточного аустенита в мартенсит и повышения твердости необходима дополнительная обработка холодом (охлаждение в течение 30 минут после закалки в жидком азоте).

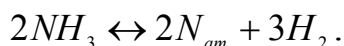
Цементации подвергают детали, работающие в условиях трения при высоких ударных и циклических нагрузках, от которых требуется высокая износостойкость и поверхностная твердость при вязкой сердцевине (шестерни, вал-шестерни, распределительные валы, кулачки, червяки, поршневые пальцы и др.). При назначении цементации необходимо для цементуемых поверхностей закладывать припуск 0,05...0,10 мм на последующее шлифование. Цементованные поверхности могут эксплуатироваться при температурах не выше 250 °С, так как при более высоких температурах протекает превращение мартенсита в феррито-цементитные смеси (троостит и сорбит).

Азотирование представляет собой процесс диффузионного насыщения поверхностного слоя детали азотом в среде азотсодержащего газа (аммиака, аммиака с азотом и др.). Азотирование проводится с целью увеличения твердости поверхностного слоя, износостойкости, теплостойкости и коррозионной стойкости.

Азотированию подвергают среднеуглеродистые стали, содержащие около 0,4...0,5 % углерода, легированные Al, Ti, Cr, Mo, V, W и другими элементами, образующими нитриды – Cr₂N, AlN, MoN. К ним относятся стали 38Х2МЮА, 38ХМЮА, 38Х2Ю, 36Х2Н2МФА, 38Х2НМФ, 38ХМА, 40ХМФА, 40ХФА и др. Весьма эффективно азотирование для сталей легированных алюминием. Эффективная длительность выдержки при насыщении азотом 24...60 часов. Азотирование производят на глубину 0,3...0,6 мм. Твердость и толщина азотированного слоя зависят от температуры, давления газа, длительности процесса насыщения, химического состава стали.

Азотирование проводится в герметичных печах при температуре 500...700 °С (в основном при 520...560 °С) чаще всего в среде аммиа-

ка, который при температуре выше 400 °С диссоциирует с образованием атомарного азота:



Аммиак пропускают со скоростью, обеспечивающей его диссоциацию до 25 %, с целью исключения обезуглероживания стали. Охлаждение детали после азотирования проводят вместе с печью в потоке аммиака до 200 °С во избежание окисления поверхности.

В сплавах железа с азотом образуются следующие фазы: α -фаза – твердый раствор азота в α -Fe (азотистый мартенсит); γ -фаза – твердый раствор азота в γ -Fe (азотистый аустенит); γ' -фаза – химическое соединение или нитрид железа Fe_4N , ε -фаза – химическое соединение или нитрид железа $Fe_{2-3}N$.

В случае азотирования при температуре ниже эвтектоидной (591 °С) диффузионный слой состоит из трех участков: $\varepsilon + \gamma + \alpha$.носителем твердости является нижний подслой α , в котором наблюдается выделение дисперсных нитридов легирующих элементов типа MeN , Me_2N . Слой γ' очень тонок и под микроскопом трудно различим. Слой ε -фазы непрочный и хрупкий.

Легирующие элементы W, Mo, Cr, Ti, V повышают растворимость азота в α -фазе и образуют специальные нитриды типа MeN и Me_2N (VN , Cr_2N и др.), выделяющиеся в мелкодисперсном состоянии.

Твердость азотированного слоя выше, чем цементованного (до 1100HV) и сохраняется до 550...600 °С, в то время как цементованного до 250 °С.

Азотирование является заключительной операцией. До азотирования выполняется вся механическая обработка детали, производится закалка и высокотемпературный отпуск (улучшение), окончательное шлифование. После азотирования детали могут подвергаться тонкому чистовому шлифованию или полированию.

Азотирование создает в поверхностном слое детали напряжения сжатия до 600...800 МПа, что приводит к увеличению предела выносливости гладких образцов на 30...40 %, а образцов с надрезом на 100 %.

В промышленности применяется также *ионно-плазменное азотирование* (азотирование в *тлеющем разряде*), которое проводится в разреженной азотсодержащей атмосфере аммиака или азота.

Одновременное диффузионное насыщение поверхности стали углеродом и азотом в расплавленных цианистых солях, называется

цианированием, а в газовой среде – *нитроцементацией*. Диффузионное насыщение одновременно углеродом и азотом осуществляется с целью повышения твердости, прочности, износостойкости и коррозионной стойкости поверхностей деталей из среднеуглеродистых сталей (34ХНЗМА, 35ХГФ, 35ХН1М2ФА, 38ХГНМ, 40Х, 45Х, 40ХС и др.). Больше применение получила нитроцементация.

Нитроцементация проводится в среде науглероживающего газа и аммиака в специальных герметичных печах при температуре 850...860 °С в течение 4...10 часов. В качестве рабочей среды используется эндогаз 80...90 % с добавлением 5...15 % природного газа и 5 % аммиака или эндогаз с жидким карбюризатором-триэтаноломином (C₂H₅O)₃N. Эндогаз представляет смесь газов в следующей пропорции: 40%N₂+40%H₂+20%СО.

Нитроцементация осуществляется на глубину 0,2...0,8 мм. После насыщения сразу же из печи проводится закалка и низкотемпературный отпуск при температуре 160...180 °С. Нитроцементация проводится при температуре на 100 °С ниже чем цементация при той же скорости процесса и обеспечивает такую же твердость поверхности 58...64HRC. Фазовый состав поверхностного слоя после закалки и низкого отпуска состоит из мелкоигольчатого мартенсита, карбонитридов Fe₃(N,C) и 25...40 % остаточного аустенита, а иногда достигающего 80% для среднелегированных сталей. Большое количество аустенита способствует лучшей прирабатываемости деталей при трении, обеспечивая их бесшумную работу. Нитроцементованные детали обычно используют в нешлифованном виде. Процесс нитроцементации безвреден, позволяет регулирование химического состава. Однако, стоимость выше, чем цементации и необходимы специальные меры по охране труда.

Существует три вида цианирования:

- высокотемпературное (930...960 °С);
- среднетемпературное (820...860 °С);
- низкотемпературное (500...600 °С).

Цианирование проводится в цианосодержащих ваннах, что требует повышенных мер безопасности.

Экспериментальная часть

1. Получить у преподавателя образец низкоуглеродистой стали. Приготовить микрошлиф и определить приблизительное содержание

в стали углерода. Сфотографировать наблюдаемую микроструктуру, измерить твердость поверхности на приборе Бринелля.

2. Провести цементацию образцов в твердом карбюризаторе. Продолжительность цементации 8 часов; температура цементации 920 °С. Перед цементацией образец очистить от грязи, ржавчины и масел.

3. После цементации удалить с торца цементованного образца слой, толщиной 2 мм. Приготовить микрошлиф, определить глубину цементованного слоя и каждой его зоны. Замерить твердость поверхности и сердцевины на приборе Бринелля; зарисовать наблюдаемую микроструктуру цементованного слоя и сердцевины образца.

4. Провести закалку цементованных образцов; измерить твердость на приборе Роквелла. Приготовить микрошлиф. Замерить твердость цементованной поверхности и сердцевины и зарисовать микроструктуру.

Термообработку провести по следующему режиму: температура закалки: 850 °С, охлаждающая среда – вода, температура отпуска 200 °С.

5. Оформить отчет по работе и сделать вывод о влиянии цементации и последующей термической обработки на структуру и свойства стали.

Содержание отчета

1. Указать название и цель работы.
2. Описать основные теоретические положения о химико-термической обработке.
3. Оформить таблицу 1 результатов и исследований.

Таблица 1 – Результаты исследований структуры и твердости образца

Этап исследований	Микроструктура	Твердость поверхности	Твердость сердцевины
До цементации			
После цементации			
После термической обработки			

4. Сделать выводы.

Контрольные вопросы

1. В чем заключаются сущность ХТО?
2. Перечислите основные стадии процесса ХТО.
3. Какие стали подвергаются цементации и с какой целью? Какие науглероживающие среды используются при газовой цементации? Приведите технологические режимы, опишите химизм процесса.
4. Опишите процесс цементации в твердом карбюризаторе. Что используется в качестве карбюризаторов? Химизм происходящих процессов.
5. В чем особенности термообработки, проводимой после цементации в твердом карбюризаторе и в газовой среде?
6. Какие стали подвергаются азотированию и с какой целью? Химизм и технологические режимы азотирования.
7. В чем особенности нитроцементации и цианирования?

Лабораторная работа № 10

Структура и свойства конструкционных легированных сталей

Цель работы: ознакомиться с маркировкой, свойствами и применением легированных конструкционных сталей общего и специального назначения, изучить микроструктуру легированных сталей.

Приборы и материалы: оптический металлографический микроскоп МЕТАМ-Р; полировальная машина, паста ГОИ, ватные палочки, фильтровальная бумага, травитель, спирт, коллекция микрошлифов легированных сталей.

Теоретическая часть

Конструкционными называются стали, предназначенные для изготовления деталей машин, конструкций и сооружений. К конструкционным сталям относятся стали со специальными свойствами – износостойкие, пружинные, коррозионностойкие, жаростойкие, жаропрочные, шарикоподшипниковые и др.

Легированные конструкционные стали широко применяют в тракторном и сельскохозяйственном машиностроении, в автомобильной промышленности, в тяжелом и транспортном машиностроении и в меньшей степени в станкостроении. Эти стали широко применяют для тяжело нагруженных металлоконструкций.

В качестве легирующих элементов чаще используют сравнительно недорогие и недифицитные элементы – хром, марганец и кремний. Стали, содержащие эти элементы, нередко добавочно легируют титаном, ванадием и бором. Для изготовления высоконагруженных деталей стали легируют значительно более дорогими и дефицитными элементами, такими как никель, молибден, вольфрам, ниобий и др.

Использование легированных сталей, по сравнению с углеродистыми, позволяет при одинаковой термической обработке получить более высокие механические свойства в изделиях крупных сечений. Особенно сильно повышается предел текучести, относительное сужение и ударная вязкость. Из этих сталей изготавливаются детали более сложной конфигурации, т. к. у них меньше деформация и опасность образования трещин. Это объясняется тем, что легированные стали обладают меньшей критической скоростью закалки, а следовательно, лучшей прокаливаемостью. Наибольшая прокаливаемость достигается при комплексном легировании стали. Однако следует иметь в виду

, что при достижении необходимой для данного сечения прокаливаемости дальнейшее увеличение в стали легирующих элементов может не улучшить, а, наоборот, ухудшить механические и технологические свойства стали.

Легирующие элементы, которые вводятся в сталь для получения требуемой структуры и свойств, могут образовывать следующие **фазы**:

1. Твердые растворы – твердый раствор одного или нескольких легирующих элементов в феррите или аустените. Легирование феррита сопровождается его упрочнением и снижением ударной вязкости (за исключением никеля (рисунок 1)).

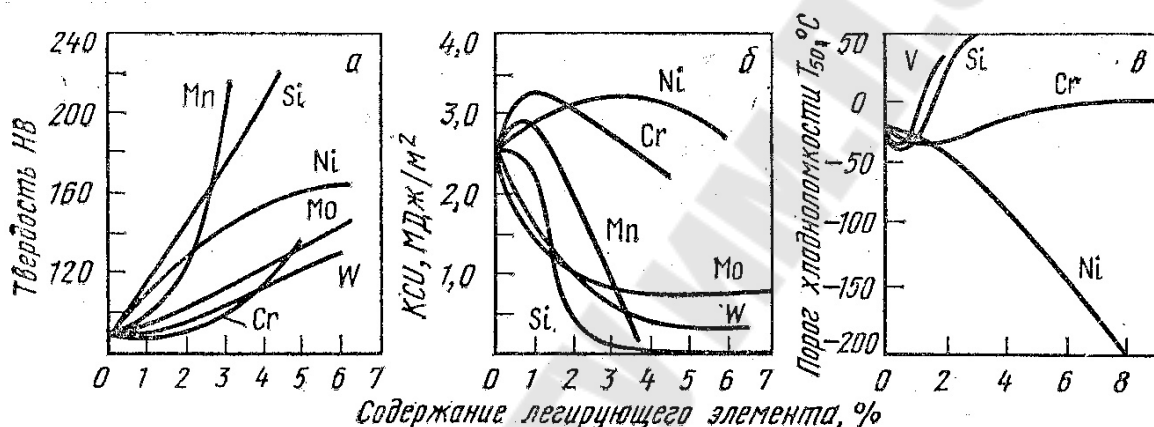


Рисунок 1 – Влияние легирующих элементов на изменение твердости (а), ударной вязкости (б) и порога хладноломкости (в)

2. Легированный цементит ((Fe,Cr)_xC) и самостоятельные специальные карбиды (Cr₂₃C₆, Cr₃C, WC, NbC, TiC, VC, Mo₂C и др.).

По отношению к углероду легирующие элементы подразделяются на две группы:

а) графитизирующие элементы: Si, Ni, Cu, Al (находятся в твердом растворе), т. е. не образующие карбидов;

б) карбидообразующие элементы: Mn, Cr, Mo, W, V, Ti, Zr, Nb (расположены по возрастающей степени сродства к углероду и устойчивости карбидных фаз).

Условием карбидообразования является заполненность d-электронной оболочки меньше, чем у железа.

Различают **карбиды двух групп**. К **первой** группе относятся карбиды типа M₃C, M₇C₃, M₂₃C₆, M₆C, имеющие сложные кристаллические решетки. Эти карбиды сравнительно легко растворяются в аустените при нагреве. Ко **второй** группе относятся карбиды типа MC,

M_2C . Эти карбиды относятся к фазам внедрения и практически нерастворимы в аустените.

При малом содержании в стали таких карбидообразующих элементов, как Cr, Mo, W, Mn происходит их растворение в цементите. Например, Cr до 2 %; Mo до 1 %; W до 0,2 % и т. д.

Атомы легирующих элементов замещают атомы железа. Состав цементита в этом случае может быть выражен формулой $(Fe, Mn)_3C$ или $(Fe, Cr)_3C$. Более сильные карбидообразующие элементы (Ti, V, Nb, Zr) практически не растворяются в цементите и образуют самостоятельные карбиды. При повышенном содержании легирующих элементов в зависимости от содержания углерода в стали могут образовываться специальные карбиды: $(Cr, Fe)_7C_6$; $(Cr, Fe)_{23}C_6$; Fe_3Mo_3C ; Fe_3W_3C ; VC; TiC; WC; W_2C и др.

Образование легированного цементита или специальных карбидов понижает порог хладноломкости, повышают работу распространения трещины КСТ, уменьшает чувствительность к концентраторам напряжений, увеличивают теплостойкость, прочность и изностойкость сталей.

3. Интерметаллические соединения – при высоком (более 20 %) содержании легирующие элементы образуют с железом или друг с другом соединения типа: Fe_7Mo_6 , Fe_3Nb_2 , Fe_3Ti и др. Эти фазы встречаются в специальных жаропрочных сталях и вызывают их упрочнение.

Структурные классы легированных сталей. Легированные стали по структуре в условиях равновесия можно разделить на следующие классы:

а) перлитные – содержащие в структуре эвтектоид или квазиэвтектоид (сорбит, троостит) и в зависимости от содержания углерода избыточный легированный феррит или легированный карбид (Me_3C);

б) ледебуритные – имеют в структуре в литом состоянии эвтектоид типа ледебурит. Под влиянием легирующих элементов точки S и E диаграммы состояния «железо-цементит» перемещаются влево (рисунок 2), т. е. снижается концентрация углерода в эвтектоиде и предельная растворимость его в аустените. Например, при содержании в стали 10 % хрома концентрация углерода в эвтектоиде снижается до 0,25 %, а предельная растворимость углерода в аустените до 1,0 %;

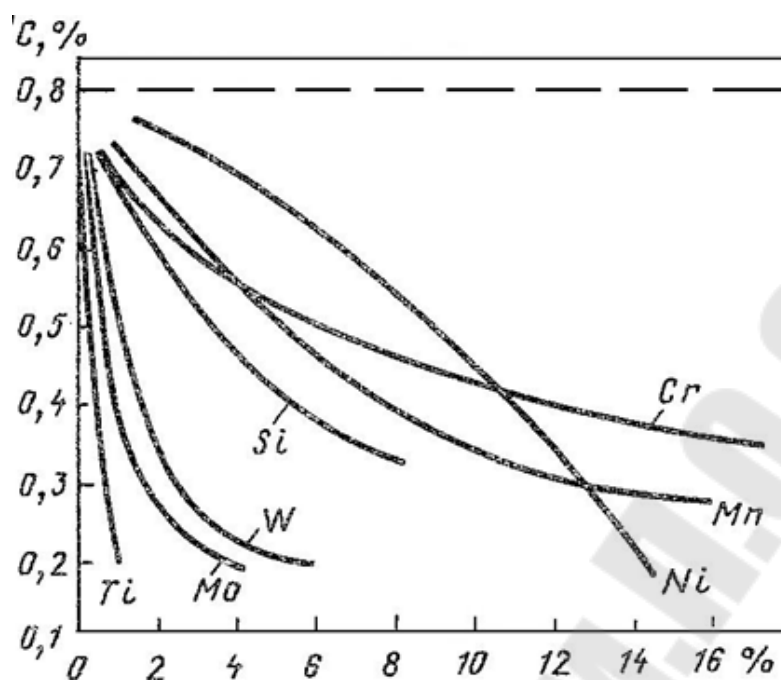


Рисунок 2 – Влияние легирующих элементов на концентрацию углерода в эвтектоиде (перлите)

в) ферритные – структура этих сталей при любой температуре состоит из легированного феррита. При низком содержании углерода и большом количестве легирующих элементов: хрома, молибдена, вольфрама, ванадия, кремния, алюминия происходит замыкание области γ -фазы (рисунок 3, а).

г) аустенитные – при высоком содержании марганца и никеля в легированных сталях расширяется область γ -фазы и выклинивается область α -фазы (рисунок 3, б) и структура сталей при любой температуре состоит из аустенита чаще с некоторым количеством карбидов.

При повышенном содержании легирующих элементов возникают так же полуферритные или полуаустенитные стали (рисунок 3, а, б).

По степени легирования стали бывают:

- низколегированные, в которых суммарное содержание элементов не превышает 2,5 %. Например, стали 15Х, 40ХН, 65Г и др.

- среднелегированные, в которых суммарное содержание элементов составляет 2,5...10 %. Например, стали 18ХГТ, 20Х2Н4ВА, 30ХГСА, 45ХН2МФА и др.

- высоколегированные, в которых суммарное содержание элементов составляет более 10 %. Например, стали 12Х18Н10Т, 40Х13, 13Х11Н2В2МФ и др.

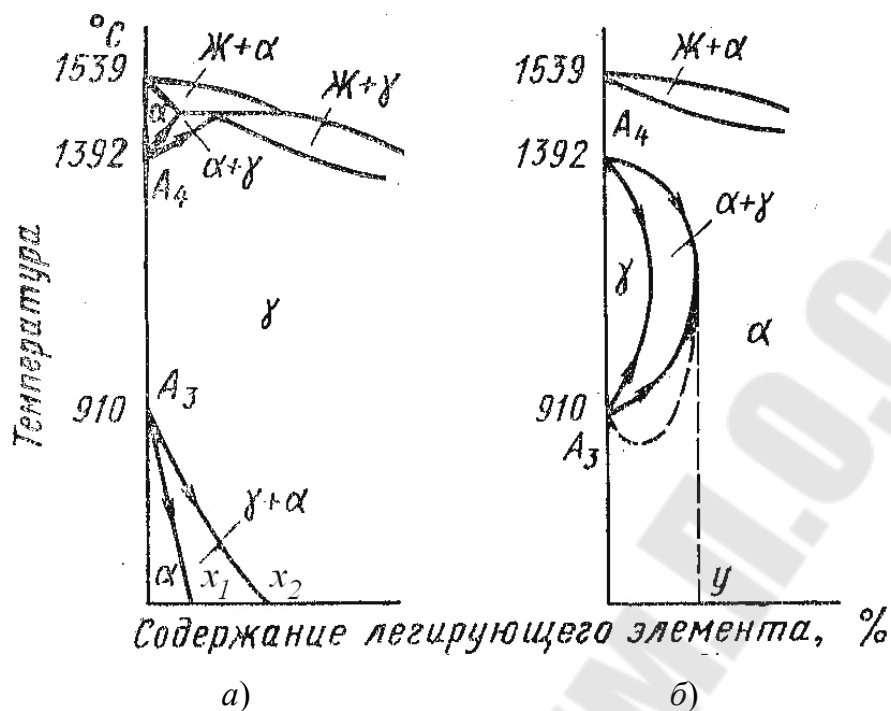


Рисунок 3 – Влияние легирующих элементов на полиморфизм железа

Классификация по качеству и степени раскисления сталей приведена в лабораторной работе № 5.

Маркировка легированных сталей. Легированные конструкционные стали маркируются цифрами и буквами **русского** алфавита.

Двузначные **цифры**, приводимые в начале марки, указывают среднее **содержание углерода в сотых долях процента**; буквы обозначают легирующий элемент: если **А в начале** – автоматная; если **А в середине** – легированная азотом; если **А в конце** – высококачественная; **Б** – ниобий; **В** – вольфрам; **Г** – марганец; **Д** – медь; **Е** – селен; **К** – кобальт; **М** – молибден; **Н** – никель; если **Р в начале** – быстрорежущая; если **Р в конце** – легированная бором; **С** – кремний; **Т** – титан; **Ф** – ванадий; **Х** – хром; если **Ш в начале** – шарикоподшипниковая; если **Ш в конце** – особовысококачественная; **Ю** – алюминий.

Цифры после букв указывают примерное **содержание легирующего элемента в целых процентах**, отсутствие цифры указывает на то, что среднее содержание легирующего элемента не превышает 1 %. Исключение составляют шарикоподшипниковые стали, в которых содержание хрома указывается в десятых долях процента.

К сталям **общего назначения** относятся: строительные, цементуемые и улучшаемые стали.

Стали для строительных конструкций должны обладать хорошей свариваемостью, так как детали конструкций в большинстве случаев соединяются сваркой. Для этих целей используют низкоуглеродистые и низколегированные стали, содержащие 0,10...0,25 % углерода, легированные кремнием, марганцем, хромом, никелем и медью в небольших количествах. Широко используются углеродистые стали обыкновенного качества марок Ст2сп, Ст3пс, а также низколегированные марок 14Г2, 17ГС, 17Г1С, 14ХГС. Для конструкций, работающих при низких температурах, используют стали, легированные дополнительно никелем и медью, например, 10ХСНД, 15ХСНД, допускающие работу конструкций при температурах до -60 °С. Эти стали имеют повышенную коррозионную стойкость в атмосферных условиях. Для конструкций мостов применяются комплекснолегированные стали 12ГН2МФАЮ, 14Г2АФ, 16Г2АФД, 18Г2АФпс и др.

Цементуемые стали широко применяют для изготовления среднеразмерных зубчатых колес, вал-шестерен, распределительных (кулачковых) валов, валов быстроходных станков, шпинделей пальцев поршней, зубчатых муфт, червяков и других деталей машин. Для изготовления этих деталей используют стали с содержанием 0,12...0,25 % углерода и низколегированные (суммарное содержание легирующих элементов не более 3 %, за исключением никеля). Количество легирующих элементов должно обеспечить требуемую прокаливаемость. После цементации, закалки в масле и низкого отпуска поверхностный слой имеет твердость 57...63 HRC, а сердцевина 25...45 HRC. Сердцевина должна обладать высокими механическими свойствами, особенно повышенным пределом текучести. Структура поверхностного слоя состоит из мартенсита отпуска, остаточного аустенита и цементита (карбидов). Структура сердцевины зависит от степени легирования:

- углеродистые стали марок Ст2, Ст3, 10, 15, 20, 25 и других не закаляются, поэтому имеют структуру перлита;
- хромистые, марганцовистые и хромованадиевые стали 15Х, 20Х, 25Х, 15ХФ, 15Г и др. имеют структуру сорбита;
- более легированные стали 12ХН3А, 18ХГТ, 20ХГР, 18Х2Н4МА и др. имеют структуру троостита.

Для изготовления изделий небольшой величины используются хромистые стали: 15Х, 20Х, но эти стали склонны к перегреву. Дополнительное их легирование ванадием (0,1...0,2 %) уменьшает склонность к перегреву и улучшает механические свойства. Например, 20ХФ.

Для изготовления крупных деталей ответственного назначения, испытывающих при работе значительные динамические нагрузки, применяют хромоникелевые или более сложнолегированные стали 12ХНЗА, 12Х2Н4А, 18Х2Н4МА и др. Эти стали малочувствительны к перегреву, имеют высокую прокаливаемость.

Вместо дорогих хромоникелевых сталей используют хромомарганцевые стали: 18ХГТ, 25ХГТ, 25ХГМ. Однако эти стали менее устойчивы к перегреву и имеют меньшую вязкость по сравнению с хромоникелевыми, поэтому применяется дополнительное легирование их никелем: 20ХГНМ, 19ХГН, 14ХГН.

Улучшаемые стали. Стали, содержащие 0,3...0,5 % углерода и подвергающиеся закалке и высокому отпуску (улучшению) применяют для изготовления таких деталей машин, как оси, коленчатые и другие валы, штоки, шатуны, фланцы, тяги, ступицы, шестерни, поршни и другие детали машин и станков. Закалку деталей проводят с температур 820...880 °С в масле (крупные детали и детали из углеродистых сталей охлаждают в воде) и высокий отпуск при температурах 550...680 °С. Структура стали после такой обработки – сорбит отпуска. При полной прокаливаемости сталь имеет лучшие механические свойства, особенно сопротивление хрупкому разрушению.

Для малонагруженных и мелких деталей применяют углеродистые стали 30, 35, 40, 45, 50.

Для средненагруженных деталей небольших размеров применяют хромистые стали 30Х, 35Х, 40Х, 45Х, 50Х. С увеличением содержания углерода возрастает прочность, но снижается пластичность и вязкость. Хромистые стали имеют небольшую прокаливаемость, склонны к отпускной хрупкости, поэтому после отпуска детали необходимо охладить быстро: мелкие детали – в масле, а крупные – в воде. Введение в хромистые стали 0,1...0,2 %V (40ХФА) повышает их механические свойства, главным образом вязкость, а бора в количестве 0,002...0,005 % – увеличивает прокаливаемость (30ХР, 40ХР).

Совместное легирование хромом и марганцем (40ХГ) и кремнием 30ХГС, 25ХГС, 35ХГСА позволяет получить стали с достаточно высокой прочностью и прокаливаемостью. Однако эти стали имеют пониженную вязкость и повышенный порог хладноломкости и склонны к отпускной хрупкости.

Для изготовления крупных изделий сложной конфигурации, работающих при динамических и вибрационных нагрузках, используют хромоникелевые стали 40ХНА, 45ХН, 50ХН (количество никеля не

должно превышать 3,0 %, так как при большем количестве в структуре после закалки остается много остаточного аустенита). Однако хромоникелевые стали склонны к отпускной хрупкости, поэтому они дополнительно легируются молибденом или вольфрамом (40ХН2МА, 38ХН2ВА). Недостатком этих сталей является трудность их обработки резанием и большая склонность к образованию флокенов.

К сталям *специального назначения* относятся:

Автоматные стали должны хорошо обрабатываться резанием при больших скоростях резания, иметь ломкую короткую стружку и обеспечить высокое качество обработанной поверхности. Эти стали содержат повышенное содержание серы (до 0,08...0,30 %), фосфора (до 0,05...0,15 %) и марганца (0,70...1,55 %). Сера присутствует в виде сульфидов марганца, ориентированных в направлении прокатки, снижает коэффициент трения, охрупчивает стружку и способствует повышению качества обработанной поверхности. Фосфор повышает хрупкость, способствует образованию ломкой стружки. Однако повышенное содержание этих элементов снижает качество стали, вязкость, пластичность, усталостную прочность, коррозионную стойкость, поэтому эти стали имеют ограниченное применение. В соответствии с ГОСТ 1414–75 стали маркируются буквой А в начале и далее указывается количество углерода в сотых долях процента. При наличии добавок свинца (0,15...0,30 %) после буквы А перед количеством углерода ставится буква С, например, АС12. Наличие кальция указывает буква Ц – АЦ20. Буква Е в конце марки указывает на повышенное содержание селена, например, А40Е.

Сернистые стали А11, А12, А20 используют для изготовления крепежных деталей и малонагруженных деталей сложной формы, к которым предъявляются требования высокой точности размеров и чистоты поверхности. Более нагруженные детали изготавливают из сталей А30, А40Г.

Свинцовосодержащие автоматные стали допускают обработку при повышенных на 30...40 % скоростях резания без снижения стойкости инструмента (АС14, АС40, АС45Г2). В автомобильной промышленности применяются также цементуемые и улучшаемые легированные стали АС12ХН, АС30ХМ, АС40ХГНМ и др. Стали АС38Г2, АС30ХМ, АС38ХГМ после закалки и высокого отпуска применяют для изготовления червяка рулевого управления, валика масляного насоса и др. Стали АС12ХН, АС12ХГН применяют для изготовления оси сателлитов дифференциала, фланца масляного насоса, тяг, гаек, муфт и др.

Повышает производительность обработки, стойкость обрабатывающего инструмента введение в автоматные стали 0,04...0,10 % селена, например, стали А40ХЕ, А35Е и др. *Сернистоселеновые* автоматные стали А35Е, А40ХЕ применяют после нормализации для деталей типа коленчатых валов, шатунов и др. Это позволяет увеличить скорость резания в 1,5...1,8 раза, а стойкость инструмента более чем в 2 раза.

Автоматные *кальцийсодержащие* (0,002...0,008%Са) стали АЦ20, АЦ30, АЦ40Х, АЦ30ХН и другие с добавками свинца и теллура предназначены для изготовления термически упрочненных деталей, обрабатываемых твердосплавными резцами при скоростях резания 100 м/мин и более.

Рессорно-пружинные стали предназначены для изготовления пружин, рессор различного назначения и упругих элементов. Стали должны обладать высоким сопротивлением малым пластическим деформациям, пределом выносливости и релаксационной стойкости при достаточной пластичности и вязкости. Для получения этих свойств стали должны содержать 0,5...0,8 % углерода и подвергаются закалке и среднему отпуску. Структура после такой обработки – троостит отпуска. Присутствие в структуре феррита, карбидов или остаточного аустенита ухудшает все пружинные свойства. Чем мельче зерно, тем выше сопротивление стали малым пластическим деформациям.

Углеродистые стали марок 60, 65, 70, 75, 80 применяют для изготовления витых и пластинчатых пружин малого размера.

Наиболее часто для изготовления пружин вагонов, многих автомобильных рессор и т.п. используются стали 55С2, 60С2А, 70С3А, 65Г. Однако эти стали склонны к обезуглероживанию при горячей обработке, что снижает их предел выносливости. Дополнительное легирование Cr, Mn, W, Ni увеличивает их прокаливаемость и уменьшает склонность к обезуглероживанию.

Стали 60С2ХФА и 60С2ВА применяют для изготовления крупных высоко-нагруженных пружин и рессор. Для изготовления автомобильных рессор широко применяют сталь 50ХГА. Для клапанных пружин 50ХФА. Оптимальная твердость рессор для получения максимального предела выносливости 42...48 НРС. При более высокой твердости предел выносливости, а, следовательно, долговечность рессор и пружин резко снижается.

Легирование никелем стали 60С2Н2А позволяет применять для изготовления ответственных и тяжело нагруженных пружин в условиях Крайнего Севера.

Для упругих элементов, работающих при температурах до 500 °С, используют стали 3Х2В8Ф, а до 600 °С – быстрорежущую сталь Р18.

Упругие элементы, работающие в агрессивных средах, изготавливают из высокохромистых сталей класса Х13 или Х18, например, 40Х13, 95Х18 и др.

Шарикоподшипниковые стали применяют для изготовления деталей подшипников качения: шариков, роликов, игл, подшипниковых колец, втулки плунжеров, плунжеры, нагнетательные клапаны, корпуса распылителей, ролики толкателей и другие детали, от которых требуется высокая твердость, износостойкость и контактная прочность. Стали после термической обработки (закалка и низкий отпуск) должны обладать высокой твердостью, износостойкостью и сопротивлением контактной усталости. В сталях недопустима карбидная неоднородность и неметаллические включения, так как они вызывают преждевременное усталостное разрушение. Для получения оптимального сочетания прочности и контактной выносливости кольцо и ролики подшипников должны иметь после закалки и отпуска твердость не менее 62HRC. Структура стали после термической обработки состоит из мартенсита, мелких вторичных карбидов и небольшого количества остаточного аустенита. Однако присутствие остаточного аустенита в структуре уменьшает стабильность размеров подшипников вследствие его превращения в мартенсит и карбиды при работе. Поэтому для подшипников, которые должны иметь высокую стабильность размеров после закалки перед отпуском применяют обработку холодом при –70...–80 °С. Для изготовления тел качения и подшипниковых колец используют высокоуглеродистые (0,95...1,05 % углерода) хромистые стали ШХ4, ШХ9, ШХ15, ШХ15СГ, ШХ20, ШХ20СГ. Буква Ш указывает, что это сталь шарикоподшипниковая, буквы Х, С и Г – легирующие элементы – хром, кремний и марганец соответственно. Цифра после буквы «Х» показывает *содержание хрома в десятых долях процента*.

Износостойкие стали применяются для изготовления деталей, работающих на износ в условиях абразивного трения и высоких давлений и ударов, кавитационного изнашивания, например, для траков гусеничных машин, щек дробилок, черпаков землечерпальных машин, лопастей смесеприготовительных машин, крестовин железнодорожных путей, зубья и передние стенки ковшоров экскаваторов и погрузчиков, винтов судов. Для их изготовления применяются стали с высоким содержанием магнана (более 10 %): 110Г13Л, 120Г10ФЛ,

110Г13ФТЛ, 110Г13Х2БРЛ, 130Г14ХМВАЛ и др. Структура стали после литья состоит из аустенита и избыточных карбидов $(Fe, Mn)_3C$, выделяющихся по границам зерен, что снижает прочность и вязкость стали. В связи с этим литые изделия закаливают с нагревом до температуры 1100...1150 °С и охлаждением в воде. При таком нагреве растворяются карбиды, и сталь после закалки приобретает более устойчивую аустенитную структуру. Сталь с аустенитной структурой характеризуется низким пределом текучести и сильно упрочняется под действием пластической деформации (наклепывается). Высокой износостойкостью сталь обладает только при ударных нагрузках, когда происходит деформационное упрочнение аустенита и образование ϵ -мартенсита с ГПУ решеткой.

При небольших ударных нагрузках в сочетании с абразивным изнашиванием либо при чистом абразивном изнашивании мартенситное превращение не протекает и износостойкость сталей невысокая. Твердость сталей в процессе работы возрастает с 20...25 HRC до 50...55HRCэ. Сталь трудно обрабатывается резанием и применяется после литья.

Коррозионностойкими (нержавеющими) называются стали устойчивые электрохимической коррозии, вызываемой воздействием атмосферных условий, речной и морской воды, растворами кислот, щелочей и солей.

Механизм электрохимической коррозии сводится к следующему: если в электролит (влажный воздух, водные растворы кислот, щелочей, солей) поместить два соприкасающихся металла, образуется гальванический элемент. При этом металл, который легче, отдает электроны, служит анодом, а другой – катодом. В процессе работы гальванического элемента анод разрушается. Микрогальванические элементы возникают также между различными фазами сплавов и даже в чистых металлах, где роль анодов играют границ зерен и другие дефектные участки, а роль катода – тело зерна. Чем больше отдельные фазы (участки) металла отличаются электрохимическими потенциалами, тем быстрее происходит разрушение. В неоднородном металле различают местную (точечную, пятнистую) и интеркристаллическую, распространяющуюся по границам зерен, коррозии. Наиболее опасна последняя, так как резко снижает механические свойства без заметных внешних признаков.

Из вышесказанного следует, что материалы с однофазной крупнозернистой структурой без дефектов поверхности и с высокой чис-

тотой обработки поверхности обладают высокой коррозионной стойкостью.

Сталь становится коррозионностойкой при введении в ее состав 13 % и более хрома. Хром, растворяясь в железе, скачкообразно изменяет электрохимический потенциал стали. Потенциал из отрицательного становится резко положительным, а сталь из активного состояния переходит в пассивное. В этом случае хром образует на поверхности плотную защитную оксидную пленку типа $(Cr,Fe)_2O_3$.

Увеличение содержания углерода в стали снижает ее коррозионную стойкость, так как углерод связывает хром в карбиды и удаляет его из твердого раствора. Кроме того, выделение карбидов превращает структуру из однофазной в двухфазную. Коррозионная стойкость стали повышается термической обработкой: закалка с высоким отпуском.

По уровню *коррозийной стойкости*, которая определяется содержанием хрома, эти стали можно разделить на три группы, содержащие: 13%Cr, 17%Cr и 28%Cr. С увеличением количества хрома возрастает коррозионная стойкость сталей.

Стали, содержащие 13 % хрома, стойки против общей коррозии в атмосферных условиях, в слабых растворах кислот, солей и в других слабоагрессивных средах при комнатной температуре. При нагреве и охлаждении они претерпевают фазовое превращение и могут упрочняться при термообработке не теряя коррозионной стойкости. Стали ферритного класса 08X13 и 12X13. Эти стали используют для изготовления деталей с повышенной пластичностью, подвергающиеся ударным нагрузкам (клапаны гидравлических прессов, предметы домашнего обихода), а также изделия, подвергающиеся действию слабоагрессивных сред (атмосферные осадки, водные растворы солей органических кислот при комнатной температуре и другие), лопатки паровых турбин, клапаны, болты и трубы.

Стали мартенситного класса 20X13, 30X13, 40X13 закаливают на мартенсит с охлаждением на воздухе. Отпуск применяют низкий при температуре ниже 450 °С и высокий при температурах 630...650 °С. В промежуточной зоне происходит распад мартенсита на ферритно-карбидную смесь, что снижает коррозионную стойкость сталей. Стали 20X13 и 30X13 после закалки и высокого отпуска используют для изготовления деталей, работающих при больших циклических нагрузках в агрессивной среде (шестерни, валы). Сталь 40X13 после закалки и низкого отпуска применяется для изготовления хирургического и бы-

тового режущего инструмента, а также шарикоподшипников, работающих в агрессивной среде.

Увеличение содержания хрома в стали до 17 % обеспечивает их стойкость в 65%-й азотной кислоте при температурах до 50 °С, например, стали 12X17, 08X17, 08X18T1. Эти стали применяют для изготовления деталей оборудования пищевой и легкой промышленности: крепежные детали, валики, втулки и другие детали аппаратов и сосудов, работающих в разбавленных растворах азотной, уксусной, лимонной кислоты, в растворах солей, обладающих окислительными свойствами

При содержании хрома до 28 % увеличивается стойкость стали в азотной кислоте, расширяется температурный интервал стойкости в области малых и средних концентраций растворов кислот.

Основную группу аустенитных сталей составляют стали класса 18...10, в которых содержится около 18 % хрома и около 10 % никеля, например, 12X18Н9, 12X18Н10Т, 08X18Н10Т и др. Стали обладают высокой пластичностью, имеют хорошую стойкость к окислительным средам, умеренную прочность, хорошо свариваются точечной сваркой, хорошо обрабатываются давлением, парамагнитны. Стали этого класса обладают высокой стойкостью в 65%-й азотной кислоте при температурах до 85 °С, 100%-й серной кислоте при температурах до 90 °С, смеси азотной и серной кислот до 60 °С, 40%-й фосфорной кислоте до 100 °С. Стойки стали к органическим кислотам, щелочам, морской атмосфере, тропикоустойчивы. Применяют эти стали для изготовления изделий, контактирующих с агрессивными пищевыми средами (емкости, трубопроводы и др.). Применяются они также в холодильной и криогенной технике. Однако эти стали дорогие.

Для оборудования, работающего в слабоагрессивных средах и криогенной технике, применяют более дешевые стали типа 10X14Г14Н4Т, 0Н6, 0Н9.

Стали с особыми свойствами для изготовления деталей в теплоэнергетике. В котельной отрасли для производства корпусов котлов и резервуаров, цистерн для перевозки сжиженных газов и нефтепродуктов, для изготовления фитингов, запорной арматуры и других вспомогательных элементов для оборудования, работающего под давлением, используют высококачественные сорта сталей, так как металл работает в очень тяжелых условиях. На него воздействуют давление и температуры воды и пара (пароводяной смеси) и неравномерного расширения деталей котельного агрегата.

В зависимости от величины нагрузки и требуемого запаса прочности, обеспечивающего длительную работоспособность деталей, определяют толщину стенки корпуса, коллекторов и труб, размеры деталей каркаса и т. п. Кроме прочности, металл должен обладать пластичностью, трещиностойкостью, противостоять коррозии и иметь хорошую свариваемость. Часто требуются поставки стали для сосудов под давлением с гарантией устойчивости в сероводородных средах. Для уменьшения количества сварных швов в производстве крупногабаритных емкостей используется широкий и длинный лист.

В зависимости от условий эксплуатации, как котельную используют:

– углеродистую сталь марок 15К, 16К, 18К, 20К, 22К. Цифра в начале марки стали указывает на среднее содержание углерода в сотых долях процента, буква «К» обозначает, что сталь *котельная*. Изделия из этих сталей длительно работают под давлением при температурах не выше 450 °С – фланцы, днища, цельнокованные и сварные барабаны паровых котлов, корпуса аппаратов и другие детали котлостроения и сосудов, работающие под давлением;

– низколегированные стали марок 09Г2С, 10Г2С1, 15ГС, 16ГС, 17ГС, 17Г1С, 14ХГС, 10ХСНД, которые работают при температурах до 475°С – детали и части паровых котлов и сосудов, работающих под давлением, корпуса аппаратов, днища, фланцы и другие детали;

– легированные стали повышенной жаростойкости и жаопрочности – 12ХМ, 15ХМ, 15Х5М, 12Х1МФ, 15Х1М1Ф, 40Х9С2, 10Х9МФБ, 10Х18Н10Т и др.

Под *жаростойкостью* (окалиностойкостью) понимается способность металла сопротивляться химическому воздействию газовой среды при высоких температурах. Повышению жаростойкости сталей способствует легирование их хромом, образующим плотные защитные оксидные пленки. Введение 9 % хрома повышает жаростойкость стали 40Х9С2 до 800°С, 17 % хрома (08Х17Т) – до 900 °С. Практически все коррозионностойкие стали являются также и жаростойкими.

Под *жаропрочностью* понимается способность материала сопротивляться пластической деформации и разрушению при высоких температурах. Стали перлитного класса, легированные хромом и молибденом (12ХМ, 12Х1МФ), применяют в нормализованном или улучшенном состоянии для изготовления узлов и деталей паропроводов, коллекторов энергетических установок, работающих при температурах до 550 °С.

Для деталей энергетических установок, работающих при температурах до 600 °С, используют мартенситные стали типа 15Х11ФМ, 15Х12ВНМФ, подвергаемые закалке с 1000...1050 °С и отпуску на троостит или сорбит. Клапаны двигателей внутреннего сгорания изготавливают из сталей 40Х9С2, 40Х10С2М.

Для работы при температурах 600...750 °С используются стали аустенитного класса 10Х18Н10Т, 09Х14Н16Б, 45Х14Н14В2М, подвергаемые закалке и старению.

Стали с высоким электросопротивлением для нагревательных элементов. Стали этой категории имеют структуру твердых растворов и легированы в основном хромом и алюминием. Количество углерода в них ограничено (0,06...0,12 %), так как с увеличением количества углерода снижается пластичность сталей и сокращается срок службы нагревательных элементов. Наиболее широкое применение для этих целей получили стали Х13Ю4, 0Х23Ю5, 0Х27Ю5А, удельное электрическое сопротивление которых составляет от 1,18 до 1,47 Ом·мм²/м. Выпускаются эти материалы в виде лент и проволоки. К их недостаткам можно отнести низкую пластичность.

Экспериментальная часть

1. Получить коллекцию легированных сталей.
2. Исследовать микроструктуру различных марок легированных сталей.
3. Сфотографировать микроструктуры сталей, обозначив структурные составляющие.
4. Связать микроструктуру со свойствами стали.
5. Объяснить, почему у сталей одинакового химического состава микроструктуры различны.
6. Расшифровать изучаемые марки сталей и указать их применение.
7. Оформить отчет.

Контрольные вопросы

1. Перечислите преимущества легированных сталей по сравнению с углеродистыми.
2. Распределение легирующих элементов в сталях и их влияние на свойства.
3. Классификация легированных сталей по назначению, структуре, качеству и степени легированности.

4. Охарактеризуйте автоматные стали с приведением марок.
5. Охарактеризуйте цементуемые стали с приведением марок.
6. Охарактеризуйте улучшаемые стали с приведением марок.
7. Охарактеризуйте строительные стали с приведением марок.
8. Охарактеризуйте рессорно-пружинные стали с приведением марок.
9. Охарактеризуйте шарикоподшипниковые стали с приведением марок.
10. Охарактеризуйте коррозионностойкие стали с приведением марок.
11. Какие стали предназначены для изготовления элементов котлов и топливной аппаратуры?

Лабораторная работа № 11

Структура и свойства легированных инструментальных сталей

Цель работы: ознакомиться с маркировкой, свойствами и применением легированных конструкционных сталей общего и специального назначения; изучить микроструктуру легированных сталей; получить навыки по классификации и свойствам инструментальных сталей; изучить важнейшие марки инструментальных сталей и влияние легирующих элементов после различных видов термообработки.

Необходимые приборы и материалы: оптический металлографический микроскоп ММУ-3, МЕТАМ-РВ; полировальная машина; паста ГОИ; ватные палочки, фильтровальная бумага; травитель; спирт; коллекция микрошлифов легированных сталей.

Теоретическая часть

Основными материалами для изготовления инструментов являются инструментальные стали. Создание новых инструментальных материалов с более высокими свойствами не влечет за собой сильного сокращения производства ранее созданных инструментальных сталей, успешно применяемых в промышленности. Доля многих из них в общем производстве инструментальных сталей остается преобладающей и обеспечивающей производительность при обработке материалов, более мягких или с умеренным сопротивлением пластической деформации.

Таким образом, еще более возрастает число инструментальных сталей, различающихся по составу, свойствам и особенностям обработки и применения.

Любой инструмент в процессе работы изнашивается, поэтому к инструменту помимо требований, предъявляемых к конструкционным деталям, предъявляются требования высокой износостойкости, а в ряде случаев – теплостойкости, обеспечивающей сохранение высокой твердости при нагреве инструмента.

Для обеспечения высокой твердости и износостойкости большинство инструментальных сталей имеет высокое содержание углерода от 0,7 до 1,3 %.

Для лучшей ориентации при выборе сталей для инструментов проводят классификацию инструментальных сталей по двум признакам: по свойствам и по назначению.

За основное свойство принята теплостойкость стали, т.к. она определяет природу упрочнения стали при термообработке и во многих случаях условия использования стали. Теплостойкость характеризует температура нагрева, при которой сталь после закалки начинает интенсивно терять свою твердость, а, значит, и износостойкость.

По **теплостойкости** различают три группы инструментальных сталей:

1. *Нетеплостойкие*;
2. *Полутеплостойкие*;
3. *Теплостойкие*.

К **нетеплостойким** относятся **углеродистые** (У7...У13, У7А...У13А) и **низколегированные** (6ХС, 9ХС, Х, 7ХЗ, ХГС и др.) стали, которые после закалки имеют высокую твердость и износостойкость в результате мартенситного превращения. При нагреве свыше 200 °С основное количество углерода выделяется из мартенсита и начинается коагуляция карбидов цементитного типа. В результате сталь теряет твердость, износостойкость.

К **полутеплостойким** относятся средне- и высоколегированные (в основном хромом) стали, а также имеющие небольшое количество вольфрама, ванадия, молибдена (6ХЗМФС, 6ХВ2С, 5ХВ2СФ, 8ХФ, В2Ф, ХВ4, Х6ВФ, ХВСГ, Х12, Х12М, Х12ВМФ и др.). Твердость этих сталей также достигается закалкой на мартенсит. Однако при отпуске образуется более легированный цементит и специальные карбиды, благодаря чему сталь сохраняет повышенную твердость до 300...450 °С.

Теплостойкими являются высоколегированные стали, которые приобретают твердость:

- а) в результате мартенситного превращения при закалке;
- б) дисперсионного твердения при высоком отпуске (500–625 °С) за счет выделения дисперсных фаз-упрочнителей. Этими фазами являются сложные карбиды вольфрама, молибдена, ванадия.

Теплостойкие стали (Р6М5, Р6М5К5, Р2АМ5, Р9, Р12, Р18, Р9М4К8, Р18Ф2 и др.) имеют преимущества перед нетеплостойкими не только потому, что инструмент из таких сталей допускает обработку при высоких скоростях резания, когда остальные стали теряют твердость и износостойкость. Теплостойкие стали имеют и другие положительные особенности. Как известно, большинство инструментов после термообработки подвергают шлифованию для получения необходимой чистоты рабочей поверхности. Это повышает вязкость

и прочность инструмента. В процессе шлифования имеет место достаточно высокий местный нагрев поверхностных слоев обрабатываемого изделия, что может привести к частичному распаду мартенсита. Естественно, что для теплостойких сталей местный нагрев менее опасен и менее влияет на понижение твердости и износостойкости.

При закалке инструментальных сталей, особенно легированных, наряду с мартенситом в структуре стали остается повышенное количество остаточного аустенита ($A_{ост}$). При малых количествах он почти не снижает твердость инструмента, но снижает прочностные свойства и шлифуемость стали (от разогрева поверхности может иметь место превращение аустенита в мартенсит, что вызывает дополнительные напряжения и возможность образования шлифовочных трещин). Поэтому необходимо стремиться к его снижению при термообработке. Устранение доли остаточного аустенита для нетеплостойких сталей отпуском без снижения твердости затруднительно. Применение обработки холодом значительно усложняет технологический процесс. В теплостойких сталях, подвергаемых отпуску при $500...600^{\circ}\text{C}$, остаточный аустенит переходит в мартенсит отпуска без потери твердости и износостойкости. Поэтому такие стали имеют более высокие показатели прочности, хорошо сопротивляются пластической деформации.

Исходя из перечисленных преимуществ теплостойких сталей следует сделать вывод о рациональности применения их не только в особых случаях, когда теплостойкость определяет эксплуатационные характеристики инструмента. Их применяют и для других инструментов, от которых требуется повышенная прочность. Естественно, что высоколегированные стали очень дорогие, но качество инструмента из таких сталей повышается в $10...15$ раз. Отсюда тенденция к вытеснению высоколегированными теплостойкими сталями более дешевых, но менее качественных инструментальных сталей.

Следующими признаками классификации инструментальных сталей являются их твердость и вязкость.

Стали высокой твердости не имеют достаточной вязкости и поэтому для инструмента, подвергаемого ударным нагрузкам, применять их не следует.

По **твердости** инструментальные стали подразделяются на две группы:

- а) стали *высокой твердости*;
- б) стали *повышенной вязкости*.

К сталям **высокой твердости** относятся стали с содержанием 0,7...1,5 % углерода, которые после закалки и отпуска имеют твердость 58...65HRC. Однако значение ударной вязкости этих сталей до 10 Дж/см².

К сталям **повышенной вязкости** относятся стали с содержанием 0,4...0,7 % углерода. Эти стали после закалки подвергают отпуску на твердость 45...50 HRC. Ударная вязкость, в зависимости от состава этих сталей, составляет 20–80 Дж/см².

Важной характеристикой инструментальных сталей является прокаливаемость – толщина поверхностного слоя, имеющая троостомартенситную структуру. Низкую прокаливаемость имеют углеродистые стали. С повышением содержания легирующего элемента, за исключением вольфрама, повышается прокаливаемость. Все полутеплостойкие стали имеют высокую прокаливаемость.

По **назначению** различают следующие инструментальные стали:

1. Стали для **режущего инструмента**;
2. **Штамповые** стали для **холодного деформирования**;
3. **Штамповые** стали для **горячего деформирования** и **пресс-форм** для литья под давлением.
4. Стали для **измерительного инструмента** и деталей высокой прочности.

Стали для режущего инструмента. В зависимости от интенсивности режимов резания режущие инструменты изготавливают из нетеплостойких (углеродистых, низколегированных) или теплостойких высоколегированных (быстрорежущих) сталей.

Из **нетеплостойких сталей** можно изготавливать инструмент, который в процессе работы не разогревается выше 150 °С. Такими инструментами являются деревообрабатывающие инструменты, ножовочные полотна, напильники, зубила, метчики, плашки и другой ручной и слесарный инструмент.

Легированная сталь для режущих инструментов содержит углерода от 0,7 до 1,5 % и суммарное количество легирующих элементов, таких как Cr, Si, W, V, Mn от 1 до 3% (X, 9XC, XBC, 7XФ, 6XC, XBГ, XBCГ). Легирование в основном влияет на технологические свойства и на прокаливаемость стали. Особенно высокую прокаливаемость имеют сложнолегированные стали XBГ, XBCГ. Назначение – снизить рост зерна аустенита при нагреве стали под закалку. Стали, содержащие кремний (6XC, 9XC), имеют мало остаточного аустенита, менее чувствительны к перегреву, имеют большую стойкость к отпуску.

Но они чувствительны к обезуглероживанию при термообработке (интенсивно образуется окалина), плохо обрабатываются резанием и деформированием из-за упрочнения феррита кремнием.

Для изготовления инструментов, работающих с ударными нагрузками, следует использовать стали повышенной вязкости с содержанием углерода 0,6...0,75 % (ХВС, ХВГ, 7ХФ и др.). По своим режущим свойствам легированные инструментальные стали мало отличаются от углеродистых сталей с таким же содержанием углерода. Но эти стали отличаются по своим технологическим свойствам: имеют большую прокаливаемость до 30 мм, а поэтому закаляются в масле.

Режимы термической обработки инструмента зависят от марки стали и устанавливаются по справочникам. Твердость после термообработки инструментов, работающих без ударных нагрузок, превышает 60...63 HRC, что достигается низким отпуском (160...180 °С) после закалки. Инструмент, от которого требуется повышенная вязкость, отпускается при более высокой температуре на твердость 52...57 HRC. Для деревообрабатывающего инструмента из сталей 6ХС, 9ХФ рекомендуется изотермическая закалка, значительно улучшающая вязкость.

Теплостойкие (быстрорежущие) стали. Имеют в своем составе сравнительно невысокое содержание углерода (0,7...0,95 %) и весьма высокое содержание легирующих элементов (до 25 %): Р9, Р6М5, Р6М3, Р18Ф2, Р18Ф5. В этих сталях буква Р указывает, что сталь быстрорежущая, цифра, стоящая за буквой, обозначает количество вольфрама в целых процентах, следующие буквы и цифры показывают наличие и количество легирующих элементов: Ф – ванадия, К – кобальта, М – молибдена. В их химическом составе постоянно присутствует хром в количестве около 4 %, поэтому он не отображается в маркировке стали.

В равновесном состоянии быстрорежущие стали относятся к ледебуритному классу. Структура такой стали после литья будет состоять из перлита, ледебурита и вторичных карбидов.

Для разрушения грубой литой ледебуритной эвтектики, размельчения и равномерного распределения карбидов, а также для подготовки структуры к последующей термической обработке эта сталь после литья подвергается перекову и отжигу. При этом происходит дробление карбидов эвтектики и достигается более однородное распределение карбидов по сечению заготовки. От однородности рас-

пределения карбидов и их величины во многом зависят свойства инструментов. Поэтому ГОСТ19265–73 предусмотрена оценка степени карбидной неоднородности по десятибалльной шкале. Наиболее качественной считается структура с баллом 1, наихудшей с баллом 10.

Структура стали послековки и отжига будет состоять из мелкозернистого (сорбитообразного) перлита и избыточных карбидов, количество которых составляет порядка 25 %. Сталь с такой структурой хорошо обрабатывается резанием. Подавляющее количество легирующих элементов находится в карбидной фазе. Для получения оптимальных свойств (в первую очередь теплостойкости) стали в готовом инструменте необходимо при термической обработке обеспечить по возможности максимальное насыщение мартенсита легирующими элементами. Такой высоколегированный мартенсит будет устойчив к отпуску и сохранится до 640 °С, а значит, инструмент будет срезать слой, разогреваясь в работе до указанных температур. Для этого необходимо прежде всего получить высокоуглеродистый и высоколегированный аустенит, что требует очень высоких температур нагрева под закалку (1220...1280 °С). Более высокий нагрев может привести к оплавлению кромок или к чрезмерному росту аустенитного зерна, появлению карбидной эвтектики.

Ввиду плохой теплопроводности стали во избежание получения трещин при нагреве, нагрев стали под закалку необходимо проводить медленно с двумя подогревами при 450 °С (в электрической печи) и 850 °С (в соляной ванне). Существует 2 основных режима термической обработки быстрорежущих сталей:

I режим – закалка с последующим трехкратным отпуском при 560 °С;

II режим – закалка с последующей обработкой холодом (в жидком азоте) и однократным отпуском при 560 °С.

Соотношение времени первого, второго и третьего предварительного нагрева должно быть соответственно 3:1, 2:1, 1:1. После окончательного нагрева инструмент подвергают высокоступенчатой закалке в расплавах солей с температурой 500...650 градусов и выдержкой, равной выдержке при окончательном нагреве с последующим охлаждением на воздухе.

Для закалки быстрорежущих сталей применяются и другие способы:

- охлаждение в масле до 150...200 °С и дальнейшее на спокойном воздухе; во избежание трещин можно перед погружением инст-

румента в масло подстуживать его на воздухе до 900...1000 °С; этому соответствует оранжевый цвет свечения;

- охлаждение в струе вентиляторного воздуха; применяется для мелкого инструмента;

- охлаждение в селитровой ванне с температурой 450...500 °С и последующее охлаждение на воздухе; применяется для инструмента сложной формы (фрез, протяжек, зенкеров), при этом уменьшается коробление.

Для удаления с поверхности инструмента соли и масла, остающихся после закалки, проводится промывка в водном растворе каустической соды, а для предотвращения ржавчины – пассивирование путем обработки в горячем растворе нитрита натрия с добавкой кальцинированной соды.

В итоге, эти стали после всего цикла термического упрочнения состоят из мартенсита отпуска, остаточного аустенита и цементита (карбидов).

Штамповые стали. Различают два вида этих сталей:

1. *Штамповые стали для холодного деформирования.* Основные требования, предъявляемые к этим инструментам, – высокая твердость (более 58HRC), износостойкость, прочность, сопротивление пластическим деформациям и, в случае больших ударных нагрузок, также повышенная вязкость. Как правило, они содержат $\geq 0,5$ % углерода (У7...У13, У7А...У13А, 6Х3МФС, 6ХВ2С, 5ХВ2СФ, 5ХНМ, 5ХГМ, 7Х3, 8ХФ, В2Ф, ХВ4, Х6ВФ, ХВСГ, Х12, Х12М, Х12ВМФ и др.).

Структура высокохромистых сталей в литом состоянии содержит первичные карбиды $(Fe,Cr)_7C_3$ с твердостью 1600...1800 НВ и легированный цементит $(Fe,Cr)_3C$. Для однородного распределения карбидов, слитки из этих сталей должны подвергаться интенсивной пластической деформации. Стали Х12, Х12Ф1, Х12М, Х12МФ имеют очень высокую прокаливаемость (до 300мм), высокую твердость и износостойкость в термически обработанном состоянии. В структуре закаленной стали имеется много остаточного аустенита. Поэтому объемные изменения инструмента при закалке могут быть сведены к минимальным. Наибольшее распространение имеют стали Х12М, Х12Ф1 с содержанием углерода 1,2...1,65 %. Эти стали имеют меньшую карбидную неоднородность, чем сталь Х12.

Новая сталь Х12Ф4М, взамен стали типа Х12, имеет в 1,5...2 раза более высокую износостойкость при штамповке листов высоко-

прочной динамной стали. Молибден и ванадий в составе этих сталей способствуют сохранению мелкого зерна. Нагрев под закалку хромистых сталей проводят при температурах 1000...1040 градусов, чтобы растворить в аустените карбиды хрома. Охлаждение инструмента малых сечений можно осуществлять на воздухе, крупных – в подогретом масле.

Следует иметь в виду, что полное отсутствие деформации инструмента из хромистых сталей обеспечить невозможно из-за неоднородного распределения карбидов в заготовке вдоль и поперек направления прокатки. Поэтому при устранении деформации в одном направлении она может сохраниться в другом направлении. Анизотропия деформации тем больше, чем больше хрома и углерода (карбидов) в стали и чем меньше предварительная деформация заготовок. Поэтому стали Х6ВФ, 9Х5Ф по сравнению со сталями типа Х12 меньше деформируются при термообработке, но прокаливаемость их ниже (70...80 мм).

Углеродистые стали рекомендуется использовать для изготовления относительно небольшого сечения (до 20 мм) пуансонов, работающих с динамическими нагрузками. После закалки и отпуска на твердость (57...59 HRC) инструмент из этих сталей имеет хорошую износостойкость и ударную вязкость.

В случае более крупного сечения инструмента, работающего в условиях диаметрической нагрузки, применяются стали повышенной прокаливаемости (Х, ХГС, ХВГ, 9ХВГ) или стали с пониженным содержанием углерода (6ХС, 7ХФ). Температура закалки этих сталей находится в пределах 870...900 °С, температура отпуска – 200...250 градусов. Для уменьшения брака при закалке необходимо медленное охлаждение в области температуры мартенситного превращения (например, закалка из воды в масло для углеродистых сталей, ступенчатая закалка для легированных сталей).

В итоге, эти стали после всего цикла термического упрочнения состоят из мартенсита отпуска, остаточного аустенита и цементита (карбидов).

Штамповые стали для горячего деформирования и пресс-форм для литья под давлением. Эти стали в основном содержат $\leq 0,5$ % углерода. Их подвергают закалке и среднетемпературному отпуску, что позволяет получить мартенсит отпуска и карбиды. Дополнительно к общим требованиям от сталей этой группы требуется:

- 1) высокая разгаростойкость (устойчивость против образования трещин при многократном нагреве и охлаждении);
- 2) высокая окалиностойкость;
- 3) хорошая теплопроводимость для лучшего отвода теплоты от рабочей поверхности штампа;
- 4) высокая прокаливаемость для обеспечения высокой прочности по всему сечению инструмента.

В таблице 1 приведены стали, применяемые для различных видов инструментов при деформации металла и литья цветных сплавов и пластмасс в горячем состоянии.

Таблица 1 – Марки сталей для определенного вида инструмента

Тип инструмента	Рекомендуемые марки стали
Молотовые штампы	5ХНВ, 5ХНМ, 5ХГМ, 4Х5В2ФС
Высадочные штампы	4Х5В2ФС, 4Х2СВ2М9
Штампы прессования, выдавливания, прошивки, протяжки	4Х5МС, 4Х5В4ФСМ, 3Х2В8Ф 2Х8В8М2К8
Ножи и пилы горячей резки	4Х5В2ФС, 4Х3ВМС, 4Х5В4ФСМ, 6ХС Для Мо-сплавов – 4Х5МС, 4Х3ВМФС
Пресс-формы для литья под давлением	Для Al-сплавов – 4Х5В2ФС, 4Х5МС Для Cu-сплавов – 3Х2В8Ф, 4Х5В4ФСМ 3Х12В12Ф
Пресс-формы для прессования пластмасс	4Х3ВМФС, 5ХВ2С

Стали для штампов горячего прессования имеют длительный контакт с горячим материалом. Поэтому они работают при значительно более тяжелых условиях, чем молотовые штампы. Для штампов горячего прессования необходимо применять стали повышенной теплостойкости. В некоторых случаях для таких штампов применяется сталь 3Х2В8Ф, теплостойкость которой сохраняется до 650°С. Но наличие значительного количества карбидов вольфрама в составе снижает вязкость стали.

Наличие различной степени карбидной неоднородности в заготовках стали 3Х2В8Ф разного сечения приводит к тому, что ударная вязкость для заготовок диаметром до 20 мм составляет 30 Дж/м², для заготовок диаметром 75 мм – всего 15 Дж/м². Сталь 3Х2В8Ф имеет также пониженную разгаростойкость и, кроме того, весьма дефицитна.

Взамен ее применяется легированная вольфрамом сталь 4Х5В2ФС, которая по сравнению со сталью 3Х2В8Ф имеет в 3...4 раза большую разгаростойкость и в два раза большую вязкость. Эта сталь менее чувствительна и к масштабному фактору. Наличие повышенного содержания хрома и кремния в составе стали 4Х5В2ФС увеличивает окалиностойкость стали.

Разработана сталь 2Х6В8М2К8 взамен стали 3Х2В8Ф, которая в штампах для прессования высокопрочных и нержавеющей сталей имеет стойкость в 5...15 раз выше, чем сталь 3Х2В8Ф.

Штампы отпускаются на твердость 45...50 HRC. Ножи и пилы отпускаются на твердость 48...53 HRC.

Твердость пресс-форм для литья под давлением составляет 40...45 HRC; твердость пресс-форм для пластмасс – от 30 до 56 HRC в зависимости от используемого материала. Однако следует иметь в виду, что методы оценки работоспособности штамповых сталей по значениям твердости не являются достаточно обоснованными, так как показатели механических свойств, которые выявляются при изменении твердости, тем более при нормальных температурах, не отражают условий напряженного состояния штампа в процессе работы.

Стали для измерительного инструмента и деталей высокой прочности. Основными требованиями, предъявляемыми к сталям для измерительных инструментов, являются высокая твердость, износостойкость и стабильность в размерах в течение длительного срока эксплуатации. Наиболее трудно обеспечить последнее требование, так как закаленная сталь со временем претерпевает старение. Сущность старения заключается в том, что в объеме металла происходит: а) перераспределение напряжений, что может вызвать деформацию; б) уменьшение тетрагональности мартенсита из-за выделения углерода, что приводит к уменьшению объема и размеров; в) превращение остаточного аустенита в мартенсит отпуска, что увеличивает размеры.

Для изготовления измерительных инструментов применяются стали X, ХВГ, 11ХФ, 12Х1, У8, У8А и др. Высокоуглеродистые стали подвергаются закалке и очень длительному низкому отпуску (до 30 часов). Желательно до отпуска провести обработку холодом.

Применяются также низкоуглеродистые стали, которые подвергаются цементации и закалке с низким отпуском. Возможно применение нитралоев (38ХМЮА) с азотированием на высокую твердость.

Длительный низкий отпуск (несколько десятков часов) уменьшает содержание углерода в мартенсите и снижает внутреннее на-

пряжение до уровня, при котором они не вызывают изменения формы и размеров инструмента. Вместе с тем низкий отпуск практически не изменяет количество аустенита остаточного, что при эксплуатации ведет к незначительному увеличению длины инструмента. Для уменьшения количества аустенита остаточного применяют обработку холодом (охлаждение ведут до минус 70 °С и ниже) с последующим низким отпуском при 120...125 °С в течение 2...3 час. Для значительного уменьшения аустенита остаточного рекомендуется 2...3-кратное повторение обработки холодом и низкого отпуска. В итоге, эти стали после всего цикла термического упрочнения состоят из мартенсита отпуска, небольшого количества остаточного аустенита и цементита (карбидов).

Экспериментальная часть

1. Получить коллекцию легированных сталей.
2. Исследовать микроструктуру различных марок легированных сталей.
3. Сфотографировать микроструктуры сталей, обозначив структурные составляющие.
4. Связать микроструктуру со свойствами стали.
5. Объяснить, почему у сталей с одинаковым количеством углерода микроструктуры различны.
6. Расшифровать изучаемые марки сталей и указать их применение.
7. Оформить отчет.

Контрольные вопросы

1. Перечислите преимущества легированных сталей по сравнению с углеродистыми.
2. Укажите влияние легирующих элементов на свойства.
3. Приведите классификацию легированных сталей по назначению и структуре.
4. Расшифруйте маркировки легированных сталей.
5. Укажите термообработку и микроструктуру изучаемых в работе сталей.

Лабораторная работа № 12

Структура и свойства чугунов

Цель работы: ознакомиться с маркировкой, свойствами и применением чугунов; изучить микроструктуры чугунов.

Приборы и материалы: микроскоп ММУ-3, травитель, спирт, фильтровальная бумага, ватные палочки, коллекция микрошлифов чугунов.

Теоретическая часть

Чугунами называются сплавы железа с углеродом, содержащие углерода от 2,14 % до 6,67 %. В состав чугунов входят также кремний (1,2...3,5 %), марганец (0,5...1,4 %), сера (0,05...0,2 %), фосфор (0,05...0,8 %).

Чугун – наиболее распространенный литейный материал, широко применяющийся в металлургии и машиностроении, а также в других отраслях промышленности и народного хозяйства. Около 70 % всех отливок изготавливается из чугуна. Чугуны находят применение в качестве конструкционного материала благодаря сочетанию хороших литейных свойств, достаточной прочности, износостойкости, а также невысокой стоимости. Чугуны отличаются низкой чувствительностью к качеству поверхности и надрезам; и благодаря этому, присутствующие в любой отливке отверстия, углы, резкие переходы, раковины, поры, неметаллические включения сравнительно мало влияют на ее реальную конструкционную прочность. Другими преимуществами чугуна являются: высокая прочность при сжатии, высокое значение предела выносливости при кручении (у высокопрочного чугуна даже на 20...30 % больше, чем у стали), хорошие антифрикционные свойства (графит выполняет роль смазки), а так же демпфирование (способность гасить вибрации).

Особенностью чугунов является возможность существования двух фаз, содержащих большое количество углерода: графита (стабильная фаза) и цементита (Fe_3C) (метастабильная фаза).

Цементит (Ц) – это химическое соединение железа с углеродом Fe_3C – карбид железа. В цементите содержится 6,67 % углерода. Характеризуется очень высокой твердостью (более 800НВ) и практически нулевой пластичностью ($\delta \approx 0$ %), т. е. очень хрупкий. Цементит имеет сложную ромбоэдрическую кристаллическую решетку.

Графит (Г) – одна из двух (алмаз, графит) кристаллических модификаций углерода, содержит 100 % углерода. Прочность и пластичность графита весьма низки. Кристаллическая структура гексагональная простая (рисунок 1). Из-за легкой подвижности слоев графит является наименее прочной и наименее пластичной фазой чугуна. Графит слабо электропроводен и химически стоек.

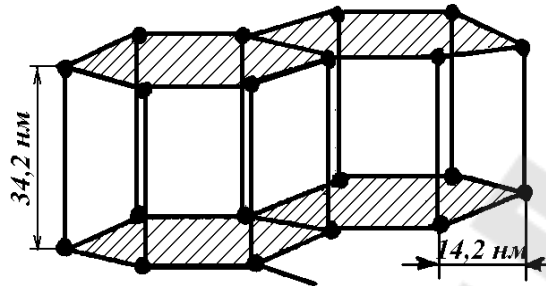
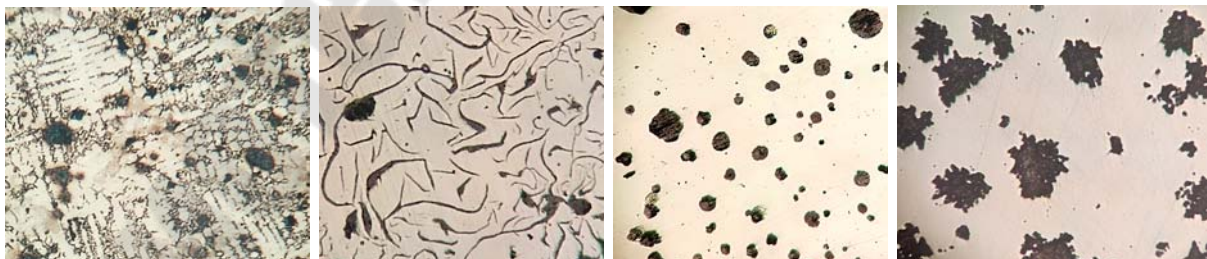


Рисунок 1 – Кристаллическая решетка графита

В зависимости от *состояния углерода* в чугуне различают:

- **белый чугун** – весь углерод находится в связанном состоянии в виде цементита (рисунок 2, а);
- **серый чугун** – углерод в значительной степени или полностью находится в свободном состоянии в форме *пластинчатого* графита (рисунок 2, б);
- **высокопрочный чугун** – углерод в значительной степени или полностью находится в свободном состоянии в форме *шаровидного* графита (рисунок 2, в);
- **ковкий чугун** – углерод в значительной степени или полностью находится в свободном состоянии в форме *хлопьевидного* графита (рисунок 2, г).



а)

б)

в)

г)

Рисунок 2 – Микроструктура белого (а), серого (б), высокопрочного (в) и ковкого (г) чугунов

В серых, ковких и высокопрочных чугунах та часть углерода, которая находится в связанном состоянии в виде цементита, входит в состав перлита – металлической основы чугуна.

Таким образом, чугун (кроме белого) отличается от стали наличием в структуре графитовых включений, а между собой чугуны различаются формой этих включений.

Белый чугун. Кристаллизация белых чугунов происходит в соответствии с метастабильной диаграммой Fe-Fe₃C (рисунок 3). Сплошные линии соответствуют диаграмме Fe-Fe₃C (формируется при высоких скоростях охлаждения), а пунктирные – Fe-C (формируется при низких скоростях охлаждения, т. е. контролируемое охлаждение в печи). При температуре 1147 °С из металлической жидкости, содержащей 4,3 % углерода, одновременно выделяется аустенит состава точки E (рисунок 3) и цементит. Образующаяся смесь этих фаз называется *ледебуритом*, а превращение эвтектическим и протекает по следующей реакции превращения: $L_C \rightarrow L_C (A_E + Ц)$.

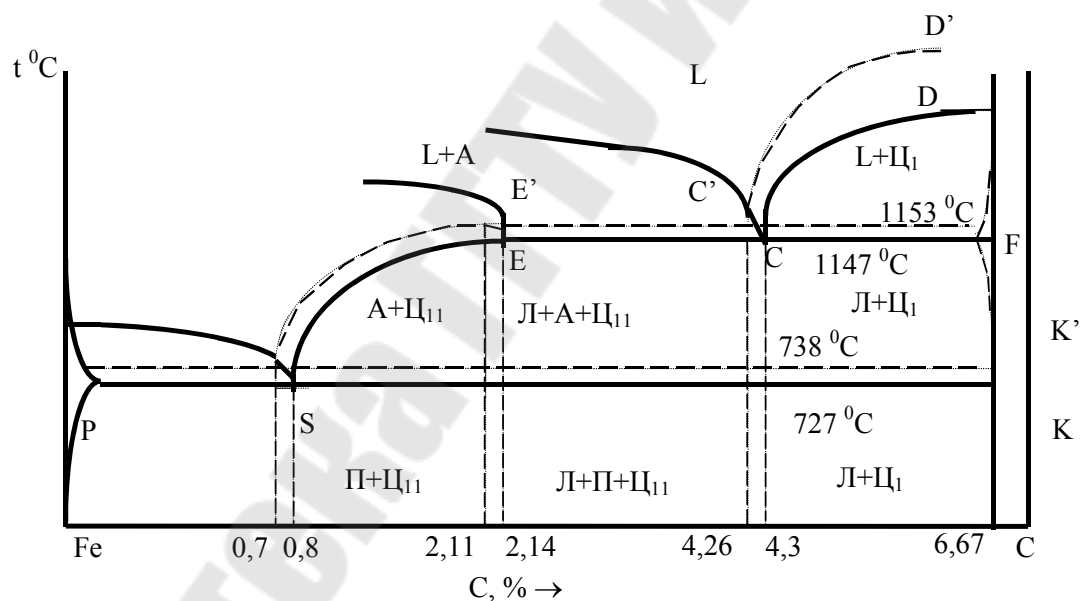


Рисунок 3 – Диаграмма состояния Fe-C

При дальнейшем охлаждении концентрация углерода в аустените изменяется по линии ES (рисунок 3) вследствие выделения вторичного цементита и к моменту достижения температуры эвтектоидного превращения (727 °С) принимает значение 0,8 %. При температуре 727 °С на линии PSK аустенит, находящийся как в структурно-свободном состоянии, так и входящий в состав ледебурита, претерпевает эвтектоидное превращение в перлит: $A_S \rightarrow П_S (Ф_P + Ц)$.

- По *структуре* белые чугуны разделяются:
- *дозэвтектические*, содержащие углерода от 2,14 % до 4,3 %, со структурой ледобурит, перлит и цементит вторичный;
 - *эвтектические*, содержащие углерода 4,3 %, со структурой ледобурит;
 - *заэвтектические*, содержащие углерода от 4,3 % до 6,67 %, со структурой ледобурит и цементит первичный.

Белые чугуны из-за присутствия в них большого количества цемента твердые (450...500 НВ), хрупкие и для изготовления деталей машин не используются. Ограниченное применение имеют отбеленные чугуны – отливки из серого чугуна со слоем белого чугуна в виде твердой корки на поверхности. Из них изготавливают: тормозные колодки, прокатные валики, лемехи плугов и др. детали, работающие в условиях износа.

Белые доэвтектические чугуны подвергаются специальной термической обработке, в результате которой происходит распад цемента с образованием графита хлопьевидной формы, и чугун наряду с высокой прочностью приобретает и удовлетворительную пластичность.

Чугун с хлопьевидной формой графита называется **ковким**.

Отжиг белого чугуна на ковкий обычно ведут по графику, показанному на рисунке 4.

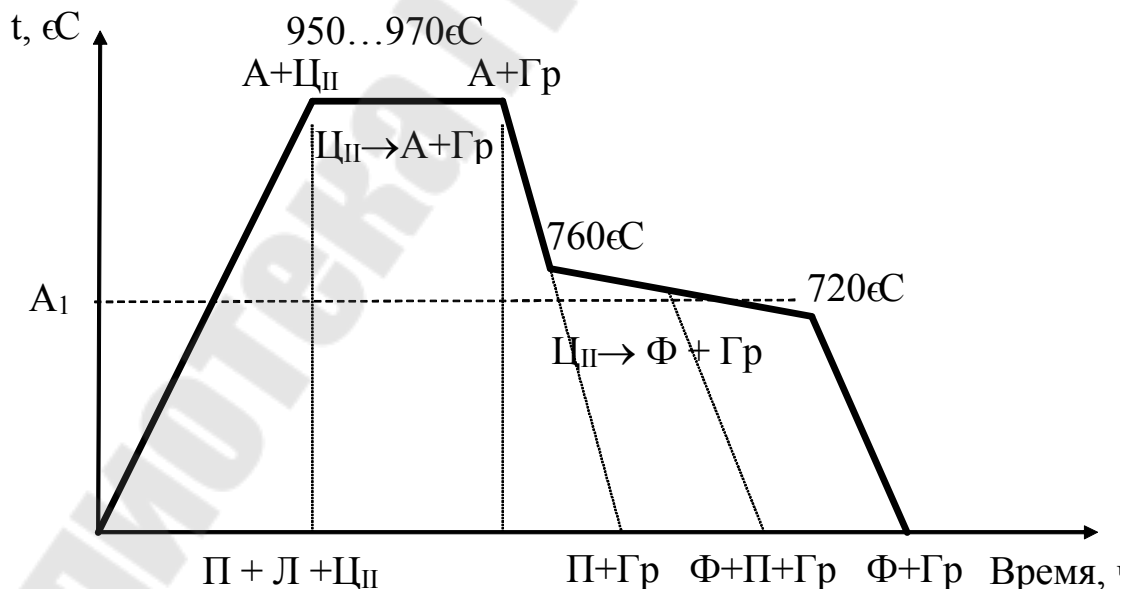


Рисунок 4 – График отжига белого доэвтектического чугуна на ковкий

Графит, образующийся в результате распада цементита, называют углеродом отжига.

Исходная структура доэвтектического белого чугуна состоит из перлита, ледебурита и цементита вторичного. При нагреве чугуна до температуры 950...1050 °С в сплаве протекает сначала превращение перлита в аустенит, т. е. цементит перлита растворяется в аустените, а затем происходит растворение свободного цементита в аустените. Во время длительной выдержки при указанных температурах цементит, являясь метастабильной фазой, распадается на аустенит и хлопьевидный графит. Этот процесс называется *первой стадией графитизации* или *первой стадией отжига*.

Структура металлической основы чугуна зависит от режима охлаждения. Если после завершения первой стадии графитизации провести охлаждение сразу до низких (комнатных) температур, то структура чугуна будет состоять из перлита и графита. Такой чугун называют перлитным ковким чугуном. В нем допускается присутствие феррита до 12,5 %.

Если в температурном интервале 760...700 °С отливки охлаждать очень медленно (3...5 °С в час), то происходит распад аустенита на феррит и графит, который наслаивается на уже имеющиеся хлопья. Медленное охлаждение можно заменить изотермической выдержкой при температурах 720...700 °С, в результате которой происходит распад цементита, входящего в состав перлита, на феррит и графит. Такой режим отжига применяют чаще и называют *второй стадией графитизации* или *второй стадией отжига*. Структура чугуна после двухстадийного отжига состоит из феррита и графита, а чугун называют ферритным ковким чугуном. Если вторую стадию отжига сократить, то часть цементита, входящего в состав перлита, не распадется и структура чугуна будет состоять из перлита, феррита и графита – такой чугун называют феррито-перлитным ковким чугуном; чем короче вторая стадия отжига, тем больше в структуре содержится перлита. Ферритный ковкий чугун характеризуется большей пластичностью, но меньшей прочностью, чем перлитный чугун. Для повышения пластичности перлитного чугуна с сохранением высокой прочности его подвергают сфероидизирующему (неполному) отжигу. Чугуны, подвергающиеся сфероидизирующему отжигу, содержат повышенное количество марганца (0,9...1,0 %) или небольшие добавки хрома и никеля для предотвращения распада аустенита на феррит и графит. Ковкий чугун со структурой зернистого перлита обладает большей

прочностью на разрыв ($\sigma_b = 400 \dots 600 \text{ МПа}$), сравнительно хорошей пластичностью ($\delta = 10,0 \dots 4,0 \%$), хорошей обрабатываемостью резанием, повышенными антифрикционными свойствами и более высокой, чем у серого и ковкого ферритного чугунов, коррозионной стойкостью.

Согласно ГОСТ1215–79 имеются следующие марки ковкого чугуна:

- ферритные и ферритно-перлитные: КЧ30-6, КЧ33-10, КЧ37-12;
- перлитные: КЧ45-7, КЧ50-5, КЧ55-4, КЧ60-3, КЧ65-3, КЧ70-2, КЧ80-1.

Буквы «КЧ» обозначают ковкий чугун. Цифры до дефиса обозначают, в кгс/мм² или МПа·10⁻¹:

- временное сопротивление разрыву;
- временное сопротивление при растяжении;
- предел прочности.

Цифры после дефиса обозначают относительное удлинение в %.

Например, КЧ55-4 имеет временное сопротивление разрыву 55 кгс/мм² или 550МПа, относительное удлинение – 4 %.

Ковкие чугуны нашли широкое применение в сельскохозяйственном, автомобильном и текстильном машиностроении, в судостроении, котло-, вагоно- и дизелестроении. Из них изготавливают: башмаки, коробки, муфты, фланцы, головки, хомутики, ступицы, картеры редукторов, тормозные колодки, звездочки и звенья приводных цепей и др. детали.

Все указанные детали изготавливают тонкостенными. Они не должны иметь сечение более 40...50 мм, иначе в сердцевине при кристаллизации выделяется пластинчатый графит и чугун отжигать не имеет смысла.

В настоящее время выпуск ковкого чугуна сокращается и происходит замена его высокопрочным чугуном, так как себестоимость 1 т годных отливок из высокопрочного чугуна ниже. Масса отливки из ВЧ на 20...30 % меньше (благодаря более высоким механическим свойствам).

Серым чугуном называется чугун с *пластинчатой* формой графита. Содержание углерода в серых чугунах колеблется в пределах 2,2...3,7 %. Чем выше концентрация углерода, тем больше выделений графита в чугуне и тем ниже его механические свойства. По этой причине его максимальное содержание ограничивается доэвтектической концентрацией. В то же время снижение содержания уг-

лерода отрицательно сказывается на жидкотекучести и, следовательно, на литейных свойствах. Нижний предел содержания углерода (2,2 %) принимают для толстостенных отливок, верхний (3,7 %) – для тонкостенных. Кристаллизация серого чугуна протекает в соответствии со стабильной диаграммой Fe-C рисунок 3 (пунктирные линии).

В системе железо-графит эвтектика образуется при температуре 1153 °С. Она содержит 4,26 % углерода и состоит из аустенита и графита. Ее называют графитной эвтектикой.

В интервале температур 1153...738 °С из аустенита выделяется вторичный графит. При этом аустенит изменяет свой состав по линии E'S' (рисунок 3). Эвтектоидное превращение у сплавов в этой системе протекает при температуре 738 °С, причем эвтектоидная точка (S') соответствует содержанию 0,7%С. Эвтектоид в этом случае является смесью феррита и графита и называется графитным.

Таким образом, диаграмма состояния железо-графит принципиально не отличается от диаграммы железо-цементит, за исключением того, что во всех случаях из сплавов выделяется не цементит, а графит. Так как графитизация происходит в соответствии с рисунком 3 в узком температурном интервале, то для образования графитного зерна необходима малая скорость охлаждения и наличие примесей, способствующих графитизации.

Наиболее сильное влияние на графитизацию оказывает кремний, содержащийся в количестве 0,8...3 %. Кристаллизации графита пластинчатой формы также способствуют микродобавки алюминия, кальция, меди, церия.

Степень графитизации определяет характер металлической основы серого чугуна. В зависимости от того, какая часть углерода содержится в цементите, различают ферритные, феррито-перлитные и перлитные чугуны.

Значительное влияние на структуру чугуна также оказывают технологические факторы, главным из которых является скорость охлаждения. С уменьшением скорости охлаждения увеличивается количество графита. При выборе скорости охлаждения принимают во внимание толщину стенки отливки. Чем больше толщина стенки отливки, тем меньше скорость охлаждения и полнее протекает процесс графитизации.

Наличие пластинчатого графита всегда создает как бы внутренние надрезы и, соответственно, снижающий удельную площадь ме-

таллической матрицы, поэтому серый чугун характеризуется низкой прочностью и очень низкой пластичностью. Серый чугун обнаруживает заметные пластические деформации только в условиях сжатия (осадка 20...40 %). При растяжении максимальные пластические деформации в момент разрушения не превышают 1...2 %, так как разрушение происходит путем отрыва по выделениям графита. Чем мельче графитные пластины и чем больше они изолированы друг от друга, тем выше прочностные и пластические свойства чугуна при одной и той же металлической основе. Но в то же время наличие пластинчатого графита обеспечивает чугуну бóльшую демпфирующую способность и тем бóльшую, чем больше графитных включений и чем они крупнее. Пластичность чугуна, в противоположность пластичности стали, может понижаться или, наоборот, возрастать с увеличением прочности: все зависит от того, за счет чего повышается прочность. Если увеличение прочности происходит за счет увеличения количества перлита и его измельчения, то пластичность уменьшается. Если увеличение прочности происходит за счет улучшения формы включений графита или уменьшения их количества, то увеличивается модуль упругости и пластичность повышается одновременно с прочностью. Сопротивление усталости у чугунов, как и у сталей, растет с увеличением статической прочности. Чем мельче графит и больше перлитной составляющей, тем больше предел выносливости. Наиболее высокое сопротивление усталости чугунов сжимающим напряжениям. При пульсирующем цикле сжатия оно в 5...6 раз выше, чем при пульсирующем цикле растяжения. Таким образом, чугуны целесообразнее использовать для деталей, работающих в условиях сжатия и вибраций.

Номенклатура отливок из серого чугуна и их масса разнообразна: от деталей в несколько граммов (например, поршневые кольца двигателей) до отливок в 100 т и более (станины металлообрабатывающих станков). Из серых чугунов изготавливают крышки, фланцы, маховики, корпуса редукторов, подшипников, насосов, блоки цилиндров, барабаны сцепления, станины станков, зубчатые колеса, шпиндели, поршни цилиндров, корпуса насосов и компрессоров и др. детали.

Согласно ГОСТ1412–85 предусматриваются следующие марки серого чугуна: СЧ10, СЧ15, СЧ20, СЧ25, СЧ30, СЧ35, СЧ40, СЧ45, где буквы «СЧ» обозначают серый чугун, а цифры, в кгс/мм² или МПа·10⁻¹:

- временное сопротивление разрыву;
- временное сопротивление при растяжении;
- предел прочности.

Например, СЧ30 имеет временное сопротивление разрыву 30 кгс/мм^2 или 300 МПа.

Иногда в одной отливке можно встретить все структурные виды чугуна: ускоренно охлажденная зона (поверхность) имеет структуру белого чугуна, медленно охлажденная (сердцевина) – структуру серого чугуна, а зона, кристаллизующаяся при средних скоростях охлаждения, – структуру половинчатого чугуна. Такие чугуны называют отбеленными.

Высокопрочным называют чугун, у которого графит имеет шаровидную, глобулярную форму. Чугуны с шаровидной формой графита получают модифицированием перед разливкой жидкого серого чугуна магнием в количестве до 1,0 % к весу металла или церием в количестве 0,03...0,08 %. Большую часть высокопрочного чугуна производят сейчас с помощью Fe-Si-Mg лигатур с 3...10 % Mg; такие лигатуры содержат до 11 % Ce и 0,2...4,0% Ca. Совершенствование технологии процесса модифицирования – это один из методов улучшения качества высокопрочного чугуна. Чугун после модифицирования имеет следующий химический состав: 3,0...3,6 % C; 1,1...2,9 % Si; 0,3...0,7 % Mn; до 0,02 % S и до 0,1 % P.

Высокопрочный чугун, получаемый в производственных условиях, как правило, не имеет 100 % глобулярности графита. Увеличение доли нешаровидного графита в структуре чугуна снижает предел текучести, предел прочности при растяжении, относительное удлинение и модуль упругости.

По структуре металлической основы высокопрочный чугун может быть ферритным (допускается до 12,5 % перлита) и перлитным (допускается до 12,5 % феррита).

Шаровидные включения графита являются меньшими концентраторами напряжений, чем пластинчатые, и поэтому меньше снижают механические свойства металлической основы. Металлическая основа является доминирующим фактором, определяющим величину ударной вязкости, в то время как изменение числа глобулярных включений графита не оказывает на нее влияние. Чем больше феррита и мельче перлит, тем выше ударная вязкость. Причем распределение феррита влияет на уровень ударной вязкости в большей степени, чем дисперсность перлита. Чугун с ферритной оторочкой вокруг шаровид-

ного графита имеет более высокие показатели, чем чугун, в котором феррит распределен по границам зерен. Благоприятное влияние на ударную вязкость оказывает измельчение зерна феррита и увеличение чистоты границ зерен. Предел статической прочности увеличивается перлитной составляющей, но ферритный чугун обладает меньшей чувствительностью к надрезам, более высокой сопротивляемостью перегрузкам и большей эффективностью поверхностного упрочнения.

Предел текучести и относительное удлинение чугуна с шаровидным графитом выше, если заданная структура металлической основы получена за счет термообработки, а не в литом состоянии.

Высокопрочный чугун эффективно заменяет сталь во многих изделиях. Из него изготавливают: прокатные валки, траверсы прессов, лопатки турбин, коленчатые валы, поршни, шестерни, звездочки, ступицы, кронштейны рессор, корпуса вентилялей и т.д.

Согласно ГОСТ7293-85 высокопрочный чугун маркируется: ВЧ35, ВЧ40, ВЧ45, ВЧ50, ВЧ60, ВЧ70, ВЧ80, ВЧ100, ВЧ120. Буквы «ВЧ» обозначают высокопрочный чугун, Цифры обозначают, в кгс/мм² или МПа·10⁻¹:

- временное сопротивление разрыву;
- временное сопротивление при растяжении;
- предел прочности.

Например, ВЧ70 имеет временное сопротивление разрыву 70 кгс/мм² или 700 МПа.

Экспериментальная часть

1. Получить у преподавателя коллекцию образцов из различных чугунов.
2. Заполировать и по форме графитной частицы определить вид чугуна. Сфотографировать.
3. Провести травление и определить металлическую основу чугунов. Сфотографировать.
4. Полученные фотографии занести в отчет и отметить фазовые и структурные составляющие чугунов.

Содержание отчета

1. Основные теоретические данные о применении, свойствах и маркировке чугунов.
2. Фотографии микроструктур чугунов из коллекции микрошлифов с указанием фазовых и структурных составляющих.

Контрольные вопросы

1. Приведите классификация чугунов по состоянию углерода, по форме графитного зерна и структуре металлической основы.
2. Как обозначаются и где применяются белые, ковкие, высокопрочные и серые чугуны?
3. Какие особенности получения белых, серых, ковких и высокопрочных чугунов?
4. Укажите связь структуры чугуна с его свойствами.

Лабораторная работа № 13

Микроструктура меди и медных сплавов

Цель работы: ознакомиться с маркировкой, свойствами и применением меди и медных сплавов; научиться по диаграмме состояния выбирать вид термической обработки и ее режим для получения у сплава определенных свойств.

Приборы и материалы: микроскоп ММУ-3, коллекция микрошлифов меди и медных сплавов, травитель, спирт, фильтровальная бумага, ватные палочки.

Теоретическая часть

Все промышленные металлы, за исключением железа и его сплавов, называются цветными. Среди цветных сплавов широкое применение получили сплавы на медной основе, которые по сравнению со сплавами железа имеют более низкие механические свойства, но характеризуются более высокой коррозионной стойкостью в атмосфере, очень высокой тепло-, электропроводностью и антифрикционностью. Эти сплавы немагнитны.

Медь, согласно ГОСТ859–2001, маркируется буквой М, за которой следует одна из цифр: 0, 1, 2, 3, 4. Чем выше цифра – тем больше примесей в меди, например, медь марки М00 содержит меди 99,99 %, марки М0 – 99,95 %, марки М1 – 99,90 %, М2р – 99,70 %, М3б – 99,50 %.

Буква «б» в названиях марок означает – бескислородная, а «р» – раскисленная.

Примеси в меди оказывают большое влияние на ее свойства. Примеси Ni, Zn, Sb, Sn, Al, As, Fe, P и другие образуют с медью твердые растворы, повышая ее прочность и снижая тепло- и электропроводность, а особенно резко As, Sb, поэтому для проводников применяется медь марок М0 и М1.

Примеси Pb и Bi образуют с медью легкоплавкие эвтектики, располагающиеся по границам зерен, которые делают медь хрупкой, причем Pb при горячей обработке давлением, а Bi – при холодной, а на электро- и теплопроводность влияют слабо.

Примеси O₂ и S образуют с медью хрупкие химические соединения Cu₂O и Cu₂S, которые выделяются по границам зерен рисунок 1б и ухудшают ее механические свойства, а на электропроводность влияют слабо.

Медь обладает наибольшей (после серебра) электро- и теплопроводностью. Эти свойства меди принято принимать за 100 %, а все другие технические металлы сравнивать с медью. Механические свойства меди низки:

- в литом состоянии $\sigma_B \approx 160$ МПа, $\sigma_{0,2} \approx 35$ МПа, $\delta = 25$ %;
- в горячедеформированном состоянии $\sigma_B \approx 240$ МПа, $\sigma_{0,2} \approx 95$ МПа, $\delta = 45$ %;
- в холоднодеформированном состоянии $\sigma_B \approx 450$ МПа, $\delta = 3$ %.

Чистая медь является одним из основных металлов электротехнической промышленности и приборостроения, на значительно дороже чем сплавы на основе железа, поэтому не находит широкого применения как конструкционный материал.

Медь хорошо деформируется в холодном и горячем состоянии, плохо обрабатывается резанием, имеет низкие литейные свойства, плохо сваривается.

В качестве конструкционных материалов используются медные сплавы, имеющие более высокие механические свойства, чем чистая медь. Различают две группы конструкционных медных сплавов: латуни и бронзы.

Латунями называют сплавы меди с цинком. Такие сплавы – простые латуни. С введением третьего, четвертого и более компонентов латуни именуют сложными или специальными, и они получили название алюминиевой, железомарганцевой и т.д. по вводимому компоненту. Технические латуни содержат до 45 % Zn. Зависимость механических свойств латуни от содержания Zn показана на рисунке 1.

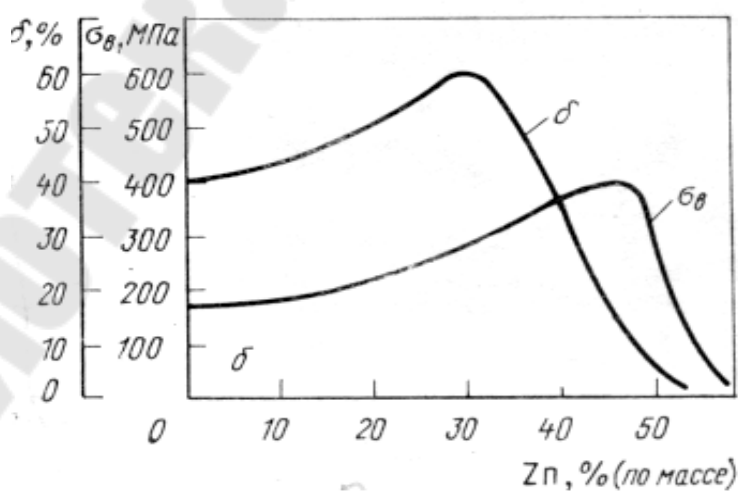


Рисунок 1 – Зависимость механических свойств латуни

По технологическому назначению латуни подразделяют на обрабатываемые давлением, согласно ГОСТ15527–70 маркируются буквой «Л», следующие буквы показывают присутствие в латуни легирующих элементов: А – алюминия, Ж – железа, Мц – марганца, К – кремния, С – свинца, О – олова и др.; первая цифра – среднее содержание меди в %, последующие цифры – содержание компонентов в % в той последовательности, в какой они приведены в буквенной части условного обозначения, а остальное до 100 % составляет содержание Zn. Литейные латуни, поставляемые в виде чушек по ГОСТ1020–97, а также фасонных отливок, ГОСТ177011–72 имеют иную маркировку. Например, марки: ЛЦ40Мц3, ЛЦ38Мц2Ж; буква Л – латунь, Ц – цинк, цифра за буквой Ц показывает содержание цинка, все другие буквы показывают присутствие легирующих элементов, а цифра после буквы показывает количество этого элемента, если цифры нет, как в примере после буквы Ж, то этого элемента около 1 %, а остальное до 100 % составляет содержание меди.

Механическая прочность простых латуней невысока: $\sigma_b \cong 200 \dots 400$ МПа, $\delta = 40 \dots 50$ %.

Двухкомпонентные латуни с высоким содержанием меди (более 90 %, – томпак, 80...85 % – полутомпак) имеют цвет золота и используются для изготовления ювелирных и декоративных изделий. Л70 хорошо деформируется в холодном состоянии, пригодна для пайки и нанесения на сталь. Латуни Л62, Л63, Л68 используются для изготовления полуфабрикатов: тонких листов, лент, прутков, проволоки и т. д., из которых штампуют различные детали: прокладки, кольца, шайбы, заклепки, трубки, пружины.

Содержащиеся в сложных латунях элементы придают им специальные свойства. Введение свинца (ЛС59-1) улучшает обрабатываемость латуней резанием – это автоматные латуни, из них изготавливают втулки, гайки, краны, штуцера, винты и другие детали для работы в коррозионных средах. Введение олова повышает коррозионную и эрозийную стойкость (ЛО70-1, ЛО62-1) – морские латуни. Из них изготавливают детали, работающие в морской воде и в химическом машиностроении, детали конденсационно-холодильного оборудования.

Алюминий, никель, марганец, железо повышают механические свойства латуней – предел прочности увеличивается до 550МПа.

Марганец и кремний делают латуни полноценными заменителями оловянистых бронз, в производстве разнообразной арматуры, работающей в морской воде. ЛАЖМц60-6-3-2 используется для изготовле-

ния винтов, работающих в морской воде, втулок; ЛМцОС58-2-2-2 – для изготовления шестерен, зубчатых колес; ЛН65-5 – обладает повышенной прочностью и вязкостью, высокими антикоррозионными и антифрикционными свойствами и используется для изготовления манометрических и конденсаторных трубок в морском судостроении.

Микроструктура латуни в зависимости от содержания Zn (рис. 3–5) может быть:

– однофазной α -латунью, с содержанием до 39 % Zn. α -фаза представляет собой твердый раствор атомов цинка в кристаллической решетке меди;

– двухфазной $\alpha+\beta$ -латунью, с содержанием 39...45 % Zn. β -фаза представляет твердый раствор на основе электронного соединения с высокой твердостью и, следовательно, значительно увеличивает хрупкость латуни. При температуре 454...468 °С происходит упорядочение расположения атомов меди и цинка в кубической объемноцентрированной кристаллической решетке. Явление упорядочения сопровождается падением пластичности и повышением хрупкости сплавов. Этот упорядоченный раствор обозначается β' . Введение легирующих элементов в латунь смещает линии фазовых превращений влево по оси концентраций на диаграмме Cu-Zn, т. е. присадка всех элементов (кроме Ni) равносильна увеличению содержания цинка. Для оценки влияния элементов используют коэффициенты Гийе, по которым 1% Si = 10 % Zn, 1 % Al = 5 % Zn, 1 % Sn и Mg = 2 % Zn, 1 % Cd, Pb и Fe = 1% Zn, 1 %Ni = -1,5 % Zn.

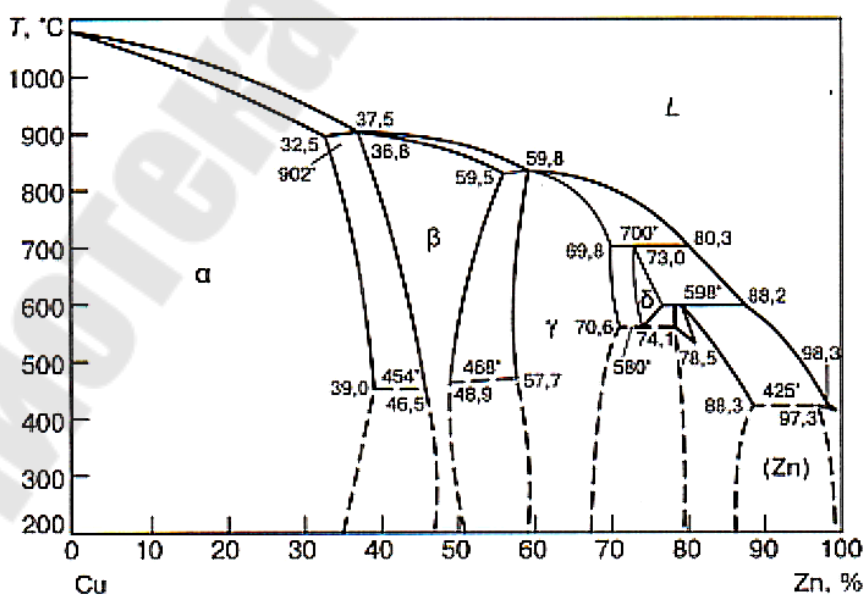
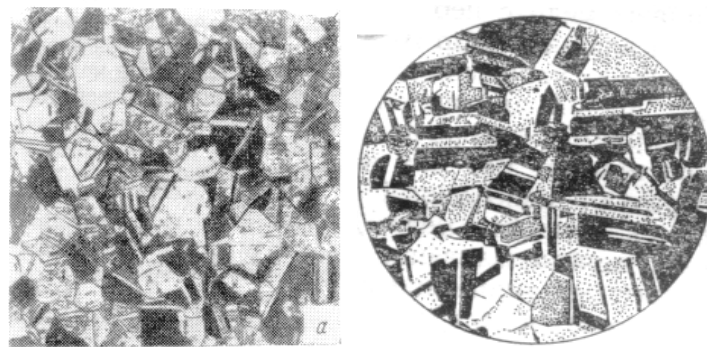


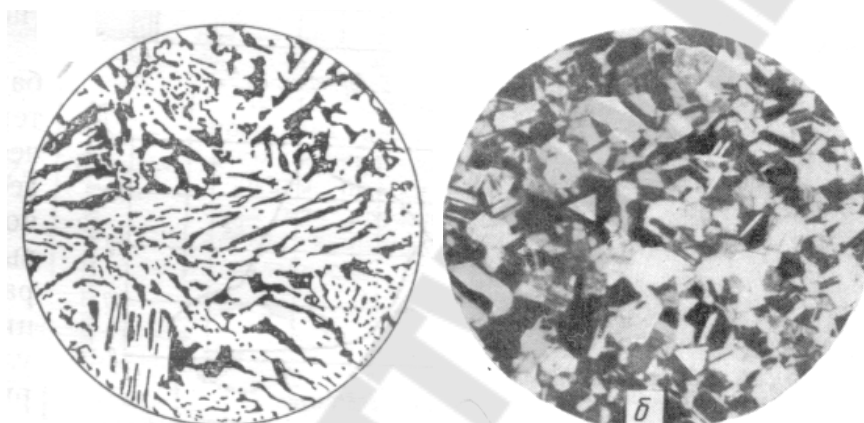
Рисунок 2 – Диаграмма состояния Cu-Zn



а)

б)

Рисунок 3 – Микроструктура: а – однофазной α -латуни; б – после холодной пластической деформации и отжига при 600 °С



а)

б)

светлая составляющая – α -фаза, темная – β -фаза;

Рисунок 4 – Микроструктуры двухфазной латуни: а – литой; б – деформированной и отожженной

Бронзами называются сплавы меди с такими элементами как олово, алюминий, свинец, кремний, бериллий и т. д., в том числе и цинк, который не является основным. В зависимости от элементов, присутствующих в сплаве, различают оловянистые и безоловянистые: алюминиевые, свинцовистые, бериллиевые, кремнистые и другие бронзы. Бронзы, так же как и латуни, подразделяются на деформируемые и литейные. Обозначение бронз начинается с букв «Бр». Далее в деформируемых бронзах (ГОСТ18175–78, ГОСТ5017–74) следуют буквы, указывающие на элементы, образующие бронзу, а потом содержание компонентов в %, в той последовательности, в какой они приведены в буквенной части условного обозначения, остальное

до 100 % медь. В бронзах чушковых по ГОСТ17328–78, ГОСТ614–73 после буквы «Бр» стоит буква, указывающая элемент, образующий бронзу и цифра – содержание этого элемента в %, а затем следующий элемент и его содержание в % и т. д., а остальное – медь.

Оловянистые бронзы. БрО10, БрОФ10-1, БрОЦС5-5-5, БрОЦСН-3-7-5-1 и другие обладают высокой коррозионной стойкостью, достаточной прочностью (500...800 МПа), обладают стойкостью против истирания, т.е. являются антифрикционным сплавом. Бронзы обладают высокими литейными свойствами: высокой жидкотекучестью и малой усадкой. Влияние олова на механические свойства меди аналогично влиянию цинка, но проявляется более резко (рисунок 5).

Уже при 5 % олова пластичность начинает падать, а прочность – после 20 %. Сопротивление коррозии улучшается при увеличении содержания олова.

Цинк вводится в количестве 5...10 % для удешевления бронз, свинец в количестве 3...5 % улучшает обрабатываемость, а фосфор вводится как раскислитель и увеличивает упругие свойства. Из оловянистых бронз изготавливают водяную и морскую арматуру, подшипники, шестерни, венцы, втулки, вкладыши, пружины и пружинящие детали в точной механике, химической и пищевой промышленности.

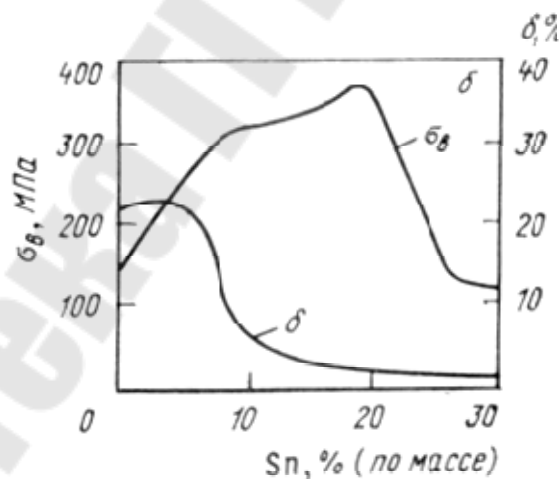


Рисунок 5 – Влияние олова на механические свойства бронз

Характер взаимодействия меди с оловом определяется диаграммой состояния (рисунок 6).

Сплошные линии соответствуют равновесному состоянию, которое достигается после значительной деформации и длительного отжига, а штриховые линии отвечают состоянию сплавов ускоренного ох-

лаждения. Присутствие твердых включений эвтектоида в пластичной матрице α -твердого раствора обеспечивает хорошие антифрикционные свойства сплавов, но делает невозможной их пластическую деформацию. Количество эвтектоида тем больше, чем выше концентрация олова и легирующих элементов Zn, Ni и P, которые самостоятельных фаз не образуют и присутствуют в α -твердом растворе. Свинец, добавленный в оловянистые бронзы, присутствует в структуре в виде отдельных темных включений более или менее округлой формы.

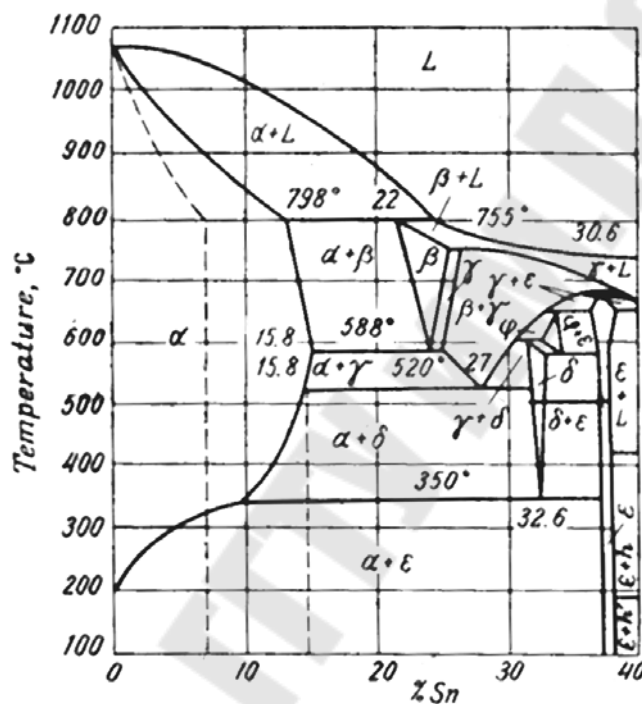


Рисунок 6 – Диаграмма состояния медь-олово (левая часть):
 α – твердый раствор Sn в Cu; ϵ – химическое соединение Cu_3Sn

Алюминиевые бронзы. Применяют в виде двойных (Cu-Al) и многокомпонентных сплавов с добавками Ni, Mn, Fe. Влияние алюминия на механические свойства бронз показано на рисунке 7.

Присадки Fe, Mn и никеля повышают прочность, твердость, антифрикционные и технологические свойства алюминиевых бронз; никель влияет на фазовые превращения и делает алюминиевые бронзы, упрочняемыми термической обработкой. Марганец повышает также и коррозионную стойкость бронз. Свинец повышает антифрикционные свойства литейных алюминиевых бронз и вводится в них при изготовлении деталей, работающих на трение таких как, подшипники и втулки.

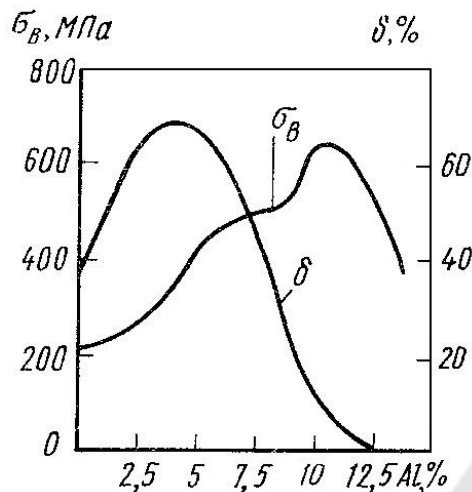


Рисунок 7 – Влияние алюминия на механические свойства бронз

Алюминиевые бронзы кристаллизуются в узком интервале температур, поэтому обладают высокой жидкотекучестью и дают концентрированную усадочную раковину. По величине усадки они уступают оловянистым бронзам, но превосходят их по химической стойкости и механическим свойствам. Из алюминиевых бронз: БрА5, БрА7, БрАЖ9-4, БрАЖ7-1, БрАЖМц10-3-1,5, БрАМц9-2Л, БрАЖН10-4-4, БрА9Ж4 изготавливают различные втулки, фланцы, шестерни, подшипники, фасонные отливки и др.

Микроструктура сплавов, содержащих до 9,4 % алюминия, согласно рисунку 8, после медленного охлаждения состоит из однородного α -твердого раствора (рисунок 9, а). При ускоренном охлаждении в сплавах, содержащих более 8 % алюминия, превращение $\beta \rightarrow \alpha$ не успевает полностью произойти, и оставшаяся β -фаза претерпевает эвтектоидное превращение. Микроструктура сплава в этом случае будет двухфазной, т. е. будет состоять из α -твердого раствора и эвтектоида $\alpha+\gamma$ (рисунок 9, б). Присутствие эвтектоида в структуре повышает прочность и понижает пластичность бронзы. Легирование сплава железом приводит к измельчению зерна, а, следовательно, к повышению прочности и твердости бронзы.

Кремнистые бронзы. Содержат кремний до 3 %, а также никель, цинк, свинец и марганец. Они отличаются высокими механическими свойствами (σ_v до 600 МПа) при комнатной и повышенных температурах, высокой коррозионной стойкостью и антифрикционными свойствами. Кремнистые бронзы удовлетворительно свариваются, паяются

и обрабатываются давлением, способны к упрочнению при термической обработке. Чаще из них изготавливают прутки, полосы, проволоку, а реже фасонные отливки, так как они уступают по литейным свойствам другим бронзам и латуням.

Бронза БрКМц3-1 применяется для изготовления для пружин и пружинящих деталей и приборов радиооборудования; деталей работающих в морской, пресной воде и паре при температурах до 250 °С: сеток, решеток, труб и втулок в судостроении.

Из бронзы БрКН1-3 изготавливают направляющие втулки и ответственные антифрикционные детали.

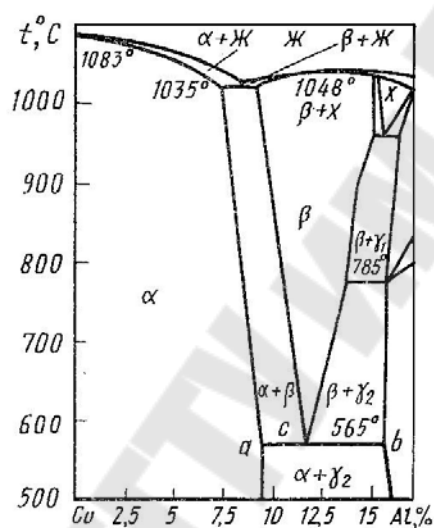
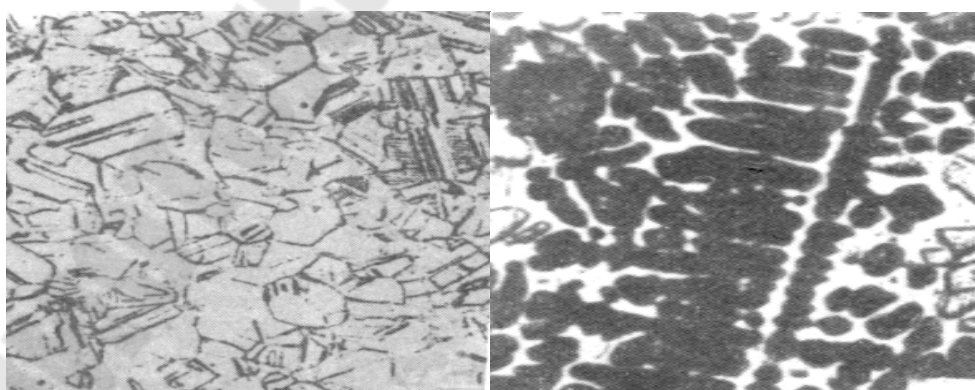


Рисунок 8 – Левая часть диаграммы состояния «Cu-Al»: α – твердый раствор алюминия в меди; γ – химическое соединение $\text{Cu}_{32}\text{Al}_{13}$



а)

б)

Рисунок 9 – Микроструктура алюминиевых бронз: а – литой однофазной; б – двухфазной алюминиевой бронзы (α -фаза – светлые зерна, $\alpha + \gamma$ – темные зерна)

Бериллиевые бронзы. Содержат 1,7...2,5 % бериллия и легированы небольшими добавками Ni, Co, Mn, Ti. Бронзы обладают высокой химической стойкостью, износоустойчивостью и упругостью в сочетании с прочностью и твердостью после термической обработки, равной свойствам легированных сталей, а также высоким сопротивлением ползучести и усталости. Для них характерна высокая электропроводность, теплопроводность и способность не давать искры при ударе. Бронза термически упрочняется, наиболее высокие механические свойства приобретает после закалки с температур 760...780 °С в воде и старении при 300...350 °С в течение 2 часов. Бронзы БрБ2 и БрБ2,5 применяются в виде полос, лент и других полуфабрикатов для изготовления особоответственных деталей авиационных приборов и специального оборудования (мембран, пружин, пружинящих контактов, кулачков полуавтоматов, в электронной технике, в часовой промышленности). Бериллиевая бронза наиболее дорогая и дефицитная из всех медных сплавов.

Экспериментальная часть

1. Получить у преподавателя коллекцию микрошлифов меди и медных сплавов, изучить и зарисовать микроструктуры.
2. Определить для одного из изучаемых сплавов (по заданию преподавателя) возможность изменения свойств термической обработкой.

Содержание отчета

1. В теоретической части отчета охарактеризовать свойства медных сплавов и области их применения.
2. Начертить соответствующие диаграммы состояния и нанести на них линии изучаемых сплавов.
3. Сфотографировать микроструктуры изучаемых сплавов и определить их структурные составляющие и фазы по диаграммам состояния.
4. Указать марки изучаемых сплавов, их свойства и области применения.

Контрольные вопросы

1. Как маркируется медь в зависимости от примесей и где применяется?

2. Как классифицируются медные сплавы по технологическому признаку с приведением марок сплавов?
3. Укажите маркировку, свойства и область применения латуней.
4. Как зависят предел прочности и пластичность латуней от содержания цинка?
5. Укажите классификацию, свойства и область применения бронз.
6. Какие бронзы бывают в зависимости от химического состава? Приведите маркировки.
7. Охарактеризуйте свойства и области применения оловянных бронз.
8. Охарактеризуйте свойства и области применения алюминиевых бронз.
9. Охарактеризуйте свойства и области применения кремнистых бронз.
10. Охарактеризуйте свойства и области применения бериллиевых бронз.

Лабораторная работа № 14

Структура и свойства полимеров и композитов на их основе

Цель работы: изучение структуры и механических свойств полимеров и композиционных материалов на их основе.

Приборы и материалы: разрывная машина, копёр, образцы для испытаний, штангенциркуль, коллекция шлифов композитов на основе полимеров.

Теоретическая часть

Полимерами называются вещества, макромолекулы которых состоят из многочисленных элементарных звеньев одинаковой структуры. Химический состав полимера выражают этим структурным звеном, а число звеньев n в макромолекулярной цепи называют **степенью полимеризации**. Например, молекула полиэтилена состоит из многократно повторяющегося звена C_2H_4 (рис. 1).

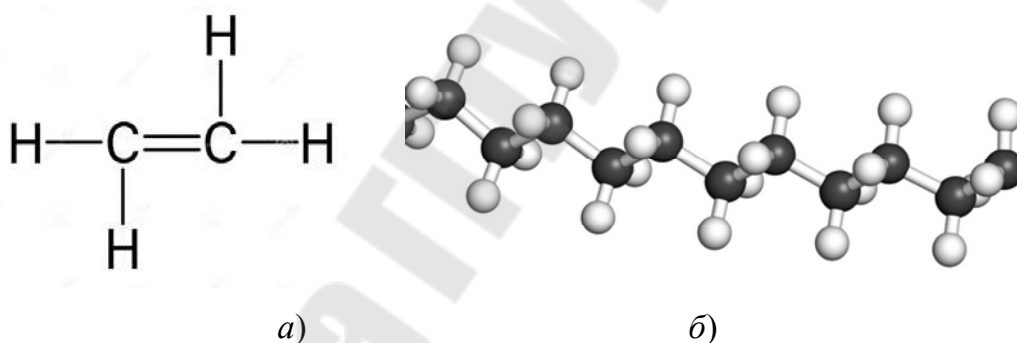


Рисунок 1 – Химическая формула этилена (а) и объемная макромолекула полиэтилена (б)

В зависимости от числа звеньев в молекуле и молекулярной массы изменяются агрегатное состояние и свойства вещества.

Полимерные макромолекулы представляют собой длинные цепочки, состоящие из большого количества отдельных звеньев. Поперечное сечение цепи составляет несколько нанометров, а длина – до нескольких тысяч нанометров, поэтому макромолекулам полимера свойственна большая гибкостью. Это первая отличительная особенность полимеров. Гибкость макромолекул ограничена размерами сегментов – жестких участков цепей состоящих из нескольких звеньев.

Атомы, входящие в основную цепь полимера, связаны между собой прочной химической (ковалентной) связью. Силы межмолекулярного взаимодействия, имеющие обычно физическую природу, в 10...50 раз слабее. Однако в реальных полимерах они имеют большую суммарную величину вследствие значительной протяженности макромолекул. Таким образом, полимеры характеризуются прочными химическими связями вдоль цепи в макромолекулах и относительно слабыми между ними, за исключением пространственно сшитых полимеров. Это – вторая отличительная особенность полимеров.

По **химическому составу** полимеры подразделяются на органические, элементоорганические и неорганические.

У **органических** полимеров в состав входят кроме атомов углерода, атомы водорода, кислорода, азота, серы, галогенов, в том числе, если кислород, азот или сера входят в состав главной цепи.

К **элементоорганическим** полимерам относятся соединения, цепи которых построены из атомов углерода и гетероатомов, кроме азота, серы и кислорода.

Неорганические полимеры не содержат атомов углерода (силикатные стекла, керамика, асбест, слюда и др.

По **форме** макромолекул полимеры делятся на: линейные, разветвленные, ленточные или лестничные, пространственные или сетчатые (рисунок 2).



Рисунок 2 – Формы макромолекул полимеров: *a* – линейная; *б* – разветвленная; *в* – лестничная; *г* – сетчатая

Линейные макромолекулы полимера представляют собой длинные зигзагообразные или закрученные в спираль цепочки. Гибкие макромолекулы с высокой прочностью вдоль цепи и слабыми межмолекулярными связями обеспечивают эластичность материала, способность его размягчаться при нагревании, а при охлаждении – вновь затвердевать. Большинство из них растворимо в растворителях. Линейные полимеры широко используются для получения пленок и волокон. Линейное строение имеют, например, молекулы полиэтилена.

Разветвленные макромолекулы полимера имеют боковые от- ветвления, которые препятствуют сближению макромолекул и их плотной упаковке. Такие материалы (например, полиизобутилен) имеют пониженное межмолекулярное взаимодействие, пониженную прочность, повышенную плавкость и растворимость.

Макромолекулы лестничного полимера состоят из двух цепей, соединенных между собой поперечными химическими связями или цепями. Они, как правило, имеют более жесткую основную цепь, обладающую повышенной теплостойкостью и практически нерастворимы в обычных растворителях. Лестничное строение имеют некоторые кремнийорганические полимеры.

Пространственные или сетчатые полимеры образуются при соединении (сшивке) макромолекул между собой в поперечном направлении прочными химическими связями. В результате такого соединения образуется сетчатая структура с разной плотностью сетки. *Редкосетчатые* полимеры теряют способность растворяться и плавиться, однако, обладают определенной упругостью (мягкие резины). *Густосетчатые* – отличаются повышенными твердостью и теплостойкостью, нерастворимостью, например, отвержденные фенолоформальдегидные смолы. Пространственные густосетчатые полимеры составляют основу конструкционных неметаллических материалов.

Структуры, возникшие в процессе различной укладки молекул, называются надмолекулярными. Упорядоченность в структурообразовании определяется гибкостью цепи, способностью молекул изменять форму, перемещаться по частям. ***По степени упорядоченности структуры*** полимеры подразделяются на *аморфные* и *кристаллические*.

Для *аморфных* полимеров характерен ближний порядок, который соблюдается на расстояниях, соизмеримых с длиной молекул. Аморфные полимеры однофазны и построены из молекул, собранных в пачки или свернутых в клубки, называемые глобулами. Аморфные состояния характерны для полимеров с нерегулярной структурой (сетчатые, разветвленные и т. д.).

Для полимеров *регулярного строения* с достаточно гибкими макро-молекулами характерно наличие кристаллических областей, обладающих трехмерным дальним порядком в расположении атомов или молекул, который соблюдается на расстояниях, превышающих в сотни раз размеры молекул. Переходные части между кристаллитами остаются аморфными. Кристаллизуется обычно порядка 50% полиме-

ра, реже 70...90 %. Таким образом, кристаллические полимеры являются двухфазными. Соотношение кристаллической и аморфной фаз называется **степенью кристалличности полимера**. Кристалличность придает полимеру повышенную теплостойкость, прочность и жесткость. К кристаллизующимся полимерам относятся полиэтилен, полипропилен, полиамид и др.

По отношению к нагреву полимеры подразделяются на *термопластичные* и *терморективные*.

К *термопластичным* относятся полимеры, которые при нагревании переходят из твердого агрегатного состояния в вязкотекучее, а при охлаждении вновь затвердевают. Это свойство термопласты сохраняют при многократных нагревах. К ним относятся полимеры с линейной и разветвленной структурой макромолекул.

Терморективные полимеры при нагреве до определенных температур или при взаимодействии со специальными отвердителями (сшивающими агентами) образуют пространственную сетчатую структуру и при повторном нагреве не переходят в вязкотекучее состояние.

Термопластичные полимеры удобны в переработке, имеют усадку в пределах 1...3 %, обладают большой упругостью и малой хрупкостью. Терморективные полимеры после отверждения хрупки, имеют зачастую усадку до 10...15 %. В ненаполненном виде они практически не применяются, а используются в качестве связующих в композиционных материалах.

В зависимости **от температуры** полимерные материалы могут находиться в трех физических состояниях: *стеклообразном*, *высокоэластическом* и *вязкотекучем* (рисунок 3).

При температурах ниже *температуры стеклования* T_c , полимеры находятся в стеклообразном состоянии (зона I) и деформируются так же, как и обычные упругие твердые тела. Упругие деформации могут достигать 5 %, модуль упругости при растяжении E до 5 ГПа. Ниже T_c атомы, входящие в состав макромолекул, совершают колебательное движение около положения равновесия, перемещение звеньев и макромолекул отсутствует. В зоне стеклообразного состояния для каждого полимера имеется точка $T_{хр}$, называемая *температурой хрупкости*, ниже которой материал разрушается при очень малой деформации в результате разрыва химических связей. Температуры стеклования и хрупкости в зависимости от структуры и химического состава полимера могут находиться в области как положительных, так

и минусовых температур. Например, для полистирола $T_c = 100\text{ }^\circ\text{C}$ и $T_{xp} = 90\text{ }^\circ\text{C}$; для поливинилхлорида $T_c = 81\text{ }^\circ\text{C}$, а $T_{xp} = -10\text{ }^\circ\text{C}$; для резины на основе натурального каучука $T_c = 62\text{ }^\circ\text{C}$ и $T_{xp} = -80\text{ }^\circ\text{C}$.

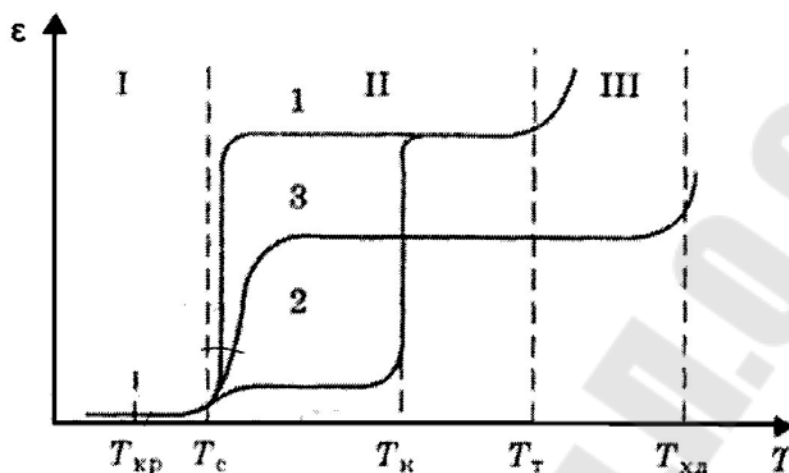


Рисунок 3 – Термомеханические кривые: 1 – для аморфного термопласта; 2 – кристаллического термопласта; 3 – реактопласта

Выше температуры стеклования и до температуры текучести T_t находится зона высокоэластического состояния (зона II). К упругой деформации добавляется обратимая высокоэластическая составляющая, которая может достигать 1000%. Модуль упругости при растяжении составляет 0,2...2 ГПа. Наблюдается колебательное движение звеньев, молекула приобретает возможность изгибаться. Для кристаллизующихся полимеров характерно наличие на термомеханической кривой температуры T_k , при которой начинается процесс кристаллизации при охлаждении расплава.

При температуре выше температуры текучести T_t начинается вязкое течение термопластичных полимеров с накоплением необратимой деформации (зона III). Для вязкотекучего состояния характерно перемещение всех макромолекул друг относительно друга.

Термореактивные материалы не переходят в вязкотекучее состояние вплоть до температуры их химической деструкции $T_{хд}$. Все характерные для полимеров температуры обычно определяют на основании термомеханических кривых, построенных в координатах «температура-деформация» при воздействии постоянной нагрузки.

По разному ведут себя термопластичные и термореактивные полимеры под нагрузкой. Типичные диаграммы «напряжение-деформация» при одноосном растяжении полимеров, находящихся в области высокоэластического состояния, приведены на рисунке 4.

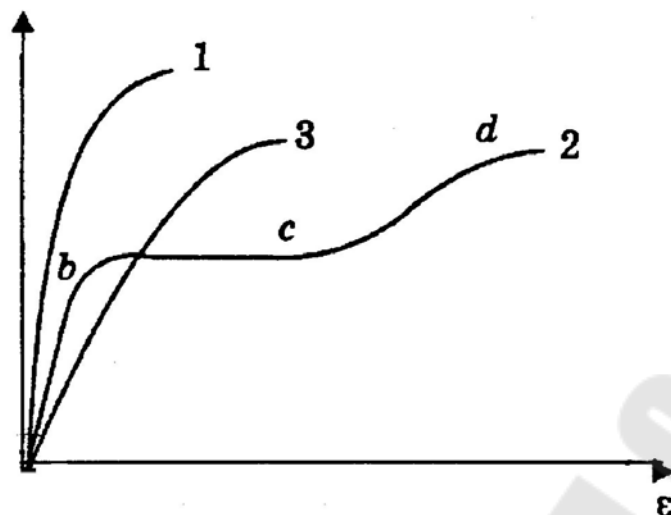


Рисунок 4 – Диаграмма напряжение-деформация при одноосном растяжении полимеров, находящихся в высокоэластическом состоянии: 1 – аморфного и 2 – кристаллического термопластов; 3 – редкосетчатого реактопласта

Для кристаллического термопласта на диаграмме характерно наличие трех участков с четко выраженными переходами. Первый участок (*ab*) характеризуется линейной зависимостью между напряжением и деформацией. На втором (*bc*) наблюдается рост деформации при незначительном изменении нагрузки. Это обусловлено образованием «шейки» в образце и распространением ее за счет уменьшения сечения прилегающих к шейке областей образца (происходит ориентация кристаллитов в направлении действия растягивающей силы). На третьем участке (*cd*) – деформация пропорциональна нагрузке до разрушения образца.

Для полимеров характерно самопроизвольное необратимое изменение важнейших технических характеристик, происходящее в результате сложных химических и физических процессов, развивающихся в материале при эксплуатации и хранении, называемое *старением*. Различают старение тепловое, световое, озонное и атмосферное. Стойкость материала к старению в тех или иных условиях определяют по коэффициенту сохранения механических свойств материала K_c после выдержки образцов в этих условиях:

$$K_c = A_1/A_0,$$

где A_0 , A_1 – свойство соответственно до и после испытаний.

Для повышения стойкости материалов к старению в полимеры вводят в небольших дозах (0,1...2,0 %) стабилизаторы – вещества, способные подавлять цепные процессы деструкции полимерных молекул под воздействием внешних факторов.

Для повышения пластичности при переработке в полимеры вводят пластификаторы. Материалы, полученные на основе полимерных связующих веществ, содержащие стабилизаторы, пластификаторы, различные наполнители и функциональные добавки, называются *пластмассами*. Характерным свойством пластмасс является способность при нагревании до определенных температур или под действием растворителей размягчаться и переходить в пластическое состояние. Под действием внешних сил им можно придать нужную форму, которая затем сохраняется после затвердевания.

Композиционные материалы на основе полимеров. *Композиционные материалы (композиты)* представляют собой гетерофазные системы, состоящие из двух и более разнородных компонентов, имеющих границы раздела между ними. Компонент, непрерывный по всему объему материала, обеспечивающий его монолитность, называется матрицей или связующим. Компоненты, распределенные в матрице, называются наполнителями.

По типу матрицы различают композиционные материалы на полимерной, металлической и керамической основе. Матричный материал более вязкий и обеспечивает перераспределение действующей нагрузки по объему, защиту наполнителя от воздействия внешней окружающей среды, определяет электрические и теплофизические свойства, стойкость к старению, технологические и другие свойства композита. Композиционные материалы на основе полимеров называют пластмассами, т. к. эти материалы при нагревании размягчаются, становятся пластичными.

Наполнители в композиционные материалы вводят с целью улучшения механических, теплофизических, электрических, магнитных и других свойств. В качестве наполнителей используют твердые, жидкие и газообразные вещества органического и неорганического происхождения.

Наиболее распространенные наполнители – твердые, представляющие собой высокодисперсные порошки, волокна, (стеклянные, углеродные, полимерные, металлические), слоистые наполнители (ткани, фольга, шпон и др.).

В качестве дисперсных наполнителей широкое применение получили: древесная мука, сульфатная целлюлоза, графит, тальк, слюда, каолин, диоксид кремния, силикаты алюминия, кальция, магния, порошки металлов и сплавов. Некоторые металлические наполнители придают композитам специфические свойства. Например, железо и его сплавы – ферромагнитные; чешуйки алюминия, никеля, серебра – низкую газо- и паропроницаемость; порошки алюминия и меди – декоративность; свинца, кадмия, вольфрама – защитную способность при воздействии излучений высоких энергий.

Дисперсно-упрочненные композиционные материалы с равномерно распределенным в объеме материала наполнителем обладают изотропностью свойств, т. е. одинаковыми свойствами во всех направлениях. Для создания материалов антифрикционного назначения широко используются слоистые твердые смазки MoS_2 , MoSe_2 , BN , CdO , CaF_2 , графит и другие, а также жидкие наполнители, в качестве которых применяют минеральные масла.

В качестве волокнистых наполнителей используют хлопковые и льняные очесы, стекловолокно, асбест, углеродное волокно. Все более широкое применение получают синтетические волокна, в частности, полиамидные и полиэфирные. Пластмассы, содержащие синтетические волокна, характеризуются высокой коррозионной и химической стойкостью, малым коэффициентом трения и высокой износостойкостью, однако обладают низкой теплостойкостью.

Современные композиционные материалы содержат в качестве наполнителей угольные и графитовые волокна, волокна бора и др.

Упрочненные волокнами материалы анизотропны, кроме случая хаотического расположения волокон. Упрочняющий эффект при наполнении волокнами диаметром 3...12 мкм сказывается уже при их длине, равной 2...4 мм, благодаря взаимному переплетению и снижению напряжений в связующем. С увеличением длины волокон увеличиваются прочность и ударная вязкость. В свою очередь, упрочняющие волокна в композитах могут быть дискретными и непрерывными, а непрерывные волокна могут быть однонаправленными или направленными в разные стороны.

Из слоистых наполнителей применяются: бумага (для получения гетинакса); хлопчатобумажная ткань, стеклоткань, асботкань, углеграфитная ткань (в различного рода текстолитах); древесный шпон (в древопластиках). Слоистые (двухмерно-армированные) композиты представляют собой набор слоев из одинаковых или разных армирующих материалов, пропитанных связующим.

Слоистые материалы отличаются анизотропией свойств – имеют высокую прочность при растяжении вдоль слоев армирующего наполнителя и низкую в перпендикулярном направлении. Этот недостаток отсутствует у объемно-тканых или трехмерно-армированных материалов.

При создании поро- и пенопластов используют газообразные наполнители (углекислый газ, азот, воздух и инертные газы).

Достоинства и недостатки материалов на основе полимеров.

К *преимуществам* полимеров и материалов на их основе перед металлами относятся:

- низкая плотность, которая у большинства пластмасс находится в диапазоне от 900 до 2000 кг/м³;

- высокие антифрикционные свойства в условиях трения без подвода смазки, что позволяет применять их в качестве самосмазывающихся материалов для изготовления подшипников скольжения;

- легкость введения в полимеры твердых, жидких и газообразных, компонентов (наполнителей и армирующих элементов), которые могут в широких пределах изменять их свойства;

- высокие электроизоляционные свойства, особенно у фторопласта, полиэтилена, полипропилена, полистирола, стеклопластиков;

- удовлетворительная стойкость к действию абразивной среды;

- стойкость к действию многих агрессивных сред (кислот, щелочей, растворов солей);

- хорошие технологические свойства – многие пластмассы легко перерабатываются в изделия методами литья под давлением, экструзией, вакуумным и пневматическим формованием, хорошо свариваются, склеиваются, обрабатываются резанием и т. д.

Однако наряду с названными выше ценными свойствами пластмасс можно привести и их *недостатки*, к которым относятся:

- невысокая теплостойкость, особенно это относится к термопластам на основе полистирола, полиэтилена, полиамида, теплостойкость которых не превышает 110 °С. Теплостойкость термореактивных пластмасс на основе, фенольных, эпоксидных, полиамидных и кремнийорганических смол несколько выше и составляет до 150...250 °С;

- низкий модуль упругости и ударная вязкость по сравнению с металлами;

- склонность пластмасс к старению под действием света, кислорода воздуха и тепла;

- высокий коэффициент линейного расширения, он в десятки раз больше чем у металлов, что необходимо учитывать при проектировании металлополимерных соединений;
- низкая теплопроводность, во много раз ниже, чем у металлов.

Экспериментальная часть

Определение предела прочности полимеров.

1. Получить у преподавателя образцы и изучить микроструктуру пластмасс с помощью оптического микроскопа в отраженном свете, сфотографировать микроструктуру, определить фазовый состав материала.

2. Провести испытания на растяжение в соответствии с ГОСТ 11262–80 на образцах в виде двухсторонних лопаток, форма которых приведена на рисунке 5.

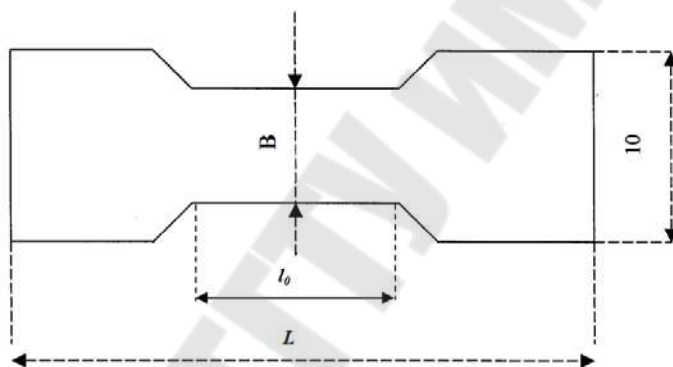


Рисунок 5 – Образец для испытаний на растяжение

Порядок проведения испытаний:

Замерить ширину (B), толщину (δ) и длину участка постоянного поперечного сечения (l_0) испытываемых образцов.

Закрепить образцы в зажимах разрывной машины РМИ-5. Установить нуль на шкале измерения нагрузки и скорость перемещения подвижного зажима 50 мм/мин.

Включить механизм нагружения.

Определить по шкале циферблата максимальную нагрузку P_{\max} при разрушении образца и соответствующее ей абсолютное удлинение рабочего участка образца Δl .

Определить временное сопротивление σ_B разрушающим напряжениям при растяжении вычислить по формуле:

$$\sigma_{\epsilon} = \frac{P_{\max}}{B \cdot \delta},$$

где P_{\max} – максимальная нагрузка при разрыве, Н; B и δ – ширина и толщина рабочего участка образца, мм.

Относительное удлинение при разрыве ϵ вычислить по формуле:

$$\epsilon = \frac{\Delta l}{l_0} \cdot 100 \%,$$

где Δl – абсолютное удлинение, мм; l_0 – базовая длина рабочего участка образца, мм.

Результаты испытаний занести в таблицу 1.

Таблица 1 – Результаты испытаний образцов на разрыв из полимерных материалов

Материал	Толщина образца, δ , мм	Ширина рабочего участка, B , мм	Базовая длина рабочего участка l_0 , мм	Удлинение Δl , мм	Нагрузка P_{\max} , Н	Предел прочности σ_b , МПа	Относительное удлинение ϵ , %

Определение ударной вязкости пластмассовых образцов.

Ударная вязкость определяется как отношение энергии удара, затраченной на разрушение образца, к площади поперечного сечения образца в месте разрушения. Испытания проводятся на маятниковых копрах путем разового разрушения свободно лежащего на опорах образца под действием падающего маятника со скоростью 2...4 м/с, вращающегося вокруг горизонтальной оси.

Ударная вязкость согласно ГОСТ 4647–80 определяется на образцах с надрезом и без надреза. Ударную вязкость образцов с надрезом a_k определяют по формуле:

$$a_k = \frac{A_k}{B \cdot S_k} \cdot 10^3,$$

где A_k – энергия, затраченная на разрушение образца с надрезом, Дж; B – ширина образца по его середине, мм; S_k – толщина образца под надрезом, мм.

При испытании образцов без надреза ударная вязкость обозначается a_n и определяется по формуле:

$$a_n = \frac{A_n}{B \cdot S} \cdot 10^3,$$

где A_n – энергия удара, затраченная на разрушение образца, Дж; B и S – ширина и толщина образца по его середине, мм.

Порядок проведения испытаний:

Установить указатель шкалы величины энергии так, чтобы он касался ведущего кулачка маятника, когда он находится в положении, при котором боек маятника касается образца.

Замерить геометрические размеры образца и установить образец на опоры копра так, чтобы ось бойка и середина образца имели отклонение не более 0,5 мм.

Отвести маятник на угол α , соответствующий необходимому запасу энергии, зафиксировать его. Записать величину запаса потенциальной энергии E_0 .

Плавно отпустить маятник, освободив его от фиксатора. Определить по шкале копра показание оставшейся после разрушения образца энергии E_1 . Энергия, затраченная на разрушение образца, определяется как разность между E_0 и E_1 . Потерями на трение пренебрегаем.

Ударную вязкость вычислить по приведенным выше формулам. Все данные занести в таблицу 2.

Таблица 2 – Результаты испытаний образцов на ударную вязкость из полимерных материалов

Материал	Ширина образца B , мм	Толщина образца S_k (S), мм	Энергия разрушения A_k (A_n), кДж	Ударная вязкость a_k (a_n), кДж/м ²

Содержание отчета

1. Название и цель работы.
2. Описать основные теоретические сведения об особенностях свойств пластмасс.

3. Описать методики определения временного сопротивления и ударной вязкости.

4. Внести результаты испытания и определить параметры по формулам.

Контрольные вопросы

1. Укажите особенности строения и свойств полимерных материалов.

2. Какие отличительные особенности стеклообразного состояния полимеров?

3. Опишите особенности поведения полимеров в высокоэластическом состоянии.

4. Охарактеризуйте вязкотекучее состояние полимеров.

5. Приведите термомеханические кривые для аморфных и кристаллических полимеров и укажите их особенности.

6. Какие особенности структуры и свойств термопластичных и терморезистивных полимеров.

7. Перечислите композиционные материалы на основе полимеров и их состав.

8. Какие наполнители добавляют в композиционные материалы и укажите их влияние на свойства?

9. Перечислите достоинства и недостатки материалов на основе полимеров.

Лабораторная работа № 15

Выбор материалов для изготовления деталей машин и аппаратов

Цель работы: ознакомление с наиболее широко применяемыми металлическими материалами, используемыми для различных деталей в машино-, станко-, авиа- и судостроении; освоение методики выбора материалов для конкретных деталей и выполнение практических задач.

Для выполнения работы необходимо:

1. Ознакомиться с методологией выбора материалов для изготовления деталей машин и аппаратуры, со справочной литературой и методическими рекомендациями по использованию различных металлов и рекомендуемым режимам термической или химико-термической обработкам.

2. Для решения конкретной задачи **необходимо** рассмотреть 4 металлических сплава из числа традиционно применяемых, из них подобрать оптимальный материал, назначить режимы термической или химико-термической обработки для получения необходимых свойств и микроструктуры детали с их указанием в готовом изделии; привести химический состав выбранного сплава; указать температуру критических точек для выбранного сплава на диаграмме «Железо-Цементит».

Теоретическая часть

Основными направлениями интенсификации в машиностроительной отрасли, с точки зрения материаловедения, являются: создание безотходных технологий, повышение в оптимальных пределах единичных мощностей оборудования при одновременном уменьшении их габаритов, материалоемкости, энергопотребления и снижения стоимости на единицу конечного полезного эффекта.

При выборе материалов конструктору необходимо проанализировать условия работы изделий, выяснить напряженное состояние, возникающее в процессе работы, возможные виды и причины выхода деталей из строя. Нужно ориентироваться на применение менее дорогих материалов, обладающих необходимым уровнем механических свойств, на применение термической и химико-термической обработки, снижение материалоемкости и повышения технологичности, в том числе за счет применения композиционных материалов и пластмасс.

Можно выявить четыре группы требований, предъявляемых к материалам: эксплуатационные, технологические, экономические и экологические.

Эксплуатационные требования определяются исходя из условий эксплуатации изделий – величины нагрузок, температурных режимов, окружающей среды, требуемого ресурса работы и т. д. Исходя из условий работы деталей устанавливается комплекс прочностных и других параметров, которые находятся в наибольшей корреляции с эксплуатационными свойствами и обеспечивают заданную конструкционную прочность (предел прочности, предел текучести, предел выносливости, ударная вязкость, твердость, прокаливаемость, усталостная прочность и др.).

Технологические требования выдвигаются исходя из обеспечения минимальной трудоемкости изготовления деталей, при обеспечении заданной конструкционной прочности. Определяются методы обработки деталей (литьем, давлением, резанием, сваркой) и последовательность операций термической или химико-термической обработки.

Экономические требования являются комплексными и учитывают стоимость материалов, механической и термической обработки при изготовлении деталей, а также эксплуатационные расходы и ремонтно-пригодность деталей.

В случае противоречивости выдвигаемых требований осуществляется поиск компромиссного оптимального решения. Возможно, увеличение материалоемкости с целью повышения технологичности процесса изготовления деталей, особенно в массовом производстве, или наоборот, снижение материалоемкости, используя материалы с максимальной удельной прочностью, не взирая на экономические требования как, например, в авиационной и космической технике.

Обоснованный выбор материала для конкретных деталей с учетом эксплуатационных, технологических, экологических и экономических предпосылок представляет собой сложную технико-экономическую задачу. В общем случае правильный выбор материалов возможен лишь при сопоставительном анализе нескольких вариантов.

В некоторых случаях выбор материалов проводится по комплексным показателям. Например, к деталям предъявляется требование минимальной стоимости или массы при заданной прочности, выносливости, жесткости и т. п. Одним из важных показателей уровня конструкции является ее материалоемкость. Поэтому при сравнении

материалов часто пользуются удельными механическими показателями, представляющими отношение показателя механического свойства к плотности материала. Например, удельная прочность (σ_v/ρ), удельный предел выносливости (σ_{-1}/ρ), удельная жесткость (E/ρ).

В зависимости от условий работы деталей к различным объемам или частям поверхности детали могут предъявляться специальные требования: износостойкость, коррозионная стойкость, теплостойкость, контактная или объемная усталость и т. д. Подобрать материал, удовлетворяющий всем требованиям, бывает порой невозможно или же из экономических соображений изготовление детали из одного материала нецелесообразно. В таких случаях необходим комплексный подход, заключающийся в применении различных технических решений (применение сборной конструкции, термической или химико-термической обработки, армирования конструкции или материала, нанесения покрытий и т. д.).

Существенным фактором при выборе материала для деталей конструкции является номенклатура используемых материалов. Необходимо по возможности сокращать ее. Ограничение количества марок используемых материалов значительно упрощает вопросы снабжения, хранения и учета материала, повышает производительность труда за счет применения наиболее рациональных режимов обработки, снижения брака при механической и термической обработке.

При выборе конструкционных сталей для деталей машин необходимо учитывать целый ряд механических и технологических свойств: прокаливаемость, выносливость, износостойкость, твердость и другие свойства.

Для закаленных сталей оптимальное сочетание прочности и вязкости обеспечивается при наличии в структуре после закалки не менее 90 % мартенсита. При наличии в структуре 50 % мартенсита и 50 % троостита закалки предел выносливости стали снижается на 20 % и значительно снижается ударная вязкость. Поэтому зачастую прокаливаемость определяют по глубине проникновения закаленного слоя со структурой 90 % мартенсита и 10 % троостита закалки. Обычно принимают глубину этого слоя равной 0,75 от глубины полумартенситной зоны. Зона полной прокаливаемости примерно равна половине полумартенситной зоны.

Для ответственных деталей, работающих в основном на изгиб и кручение, принимается, что закаленный слой, содержащий 90 % мартенсита и 10 % троостита закалки, должен находиться на глубине

не менее $1/2$ радиуса от поверхности детали. Полная прокаливаемость по всему сечению требуется в основном для деталей, подвергаемых в эксплуатации упругим деформациям с большой амплитудой (рессор, пружин, торсионных валов) или работающих в основном на растяжение (шатуны, ответственные болты).

Долговечность деталей и узлов машин в значительной мере определяется усталостью металла и его износом в процессе эксплуатации. Резко снижают предел выносливости (σ_R) металлов концентраторы напряжений. Величина σ_R зависит от качества обработки поверхности. Чем выше качество обработки поверхности, тем выше предел выносливости. Предел выносливости шлифованных образцов на 10...15 % ниже, чем полированных, а фрезерованных – на 45...60 %. Увеличению предела выносливости способствует создание в поверхностных слоях остаточных сжимающих напряжений, например, путем химико-термической обработки.

При фрикционном взаимодействии детали подвергаются износу, в результате чего изменяются геометрические размеры деталей, увеличиваются зазоры между контактирующими деталями, вызывающие биение. Уменьшить износ можно путем использования различных смазочных веществ, устраняющих непосредственный металлический контакт двух поверхностей. Износостойкость узлов трения повышается с увеличением твердости (при сохранении определенной пластичности). С этой целью широко применяются химико-термическая обработка, упрочнение поверхностей путем механического наклепа или наплавки поверхности и т. д.

Выбор той или иной стали для изделия зависит от его геометрических размеров и условий эксплуатации. Окончательный выбор проводится с учетом технологических свойств, экологических требований и экономических соображений.

Ниже приведены некоторые рекомендации по применению материалов для различных деталей машин.

Практические рекомендации по выбору материалов.

Зубчатые передачи. При работе зубчатых колес металл поверхностных слоев находится в объемном неравномерно-напряженном состоянии. Материалы должны обладать высокой усталостной прочностью, быть стойкими к заеданию, обладать высокой твердостью и износостойкостью, хорошей обрабатываемостью, иметь достаточную прочность при изгибе под действием переменных и ударных нагрузок. Зубчатые передачи подвергаются расчету на контактную вы-

носливость, контактную прочность при действии максимальной нагрузки, на выносливость при изгибе и т.д. На эти характеристики большое влияние оказывает структура стали и режимы термической и химико-термической обработки.

Для изготовления зубчатых колес используют стали, чугуны, реже цветные сплавы и пластмассы. Для зубчатых передач общего назначения, работающих при в условиях малоциклового усталости и низких нагрузок, широко используются углеродистые стали 35, 40, 50, 50Г и легированные – 40Х, 45ХН. Более высокую точность зацепления обеспечивают зубчатые колеса, изготовленные из термообработанных заготовок. Твердость поверхности должна быть при этом не выше 320-350НВ, что достигается обычно после улучшения или нормализации. При изготовлении колес большого сечения предпочтительно применение легированных сталей, например, 30ХГС и др.

Высокой износостойкостью обладают цементованные легированные стали 15Х, 20Х и 25Х. Для зубчатых передач, испытывающих значительные перегрузки и ударные нагрузки, используют хромоникелевые стали 12ХНЗА, 20ХНЗА и 20Х2Н4А, хромованадиевую 15ХФ, хромомарганцевотитановую 18ХГТ, 20ХГТ, 25ХГТ и другие легированные стали. После цементации зубья колес шлифуются для устранения коробления, получаемого при окончательной термообработке.

Для деталей, работающих на трение при ударных нагрузках (червяки, кулаки шарнира, зубчатые колеса автотранспорта), применяются стали с микродобавками бора 20ХР, 27ХГР, 20ХНР, 20ХГНР. Эти стали обладают повышенной прокаливаемостью по сравнению со сталями 20ХНЗА, 20ХН2М и 12ХНЗА, но они не рекомендуются для работы при отрицательных температурах.

Для изделий, работающих при отрицательных температурах с высокими скоростями приложения нагрузки и с наличием концентраторов напряжений, необходимо выбирать наследственно-мелкозернистые спокойные никель- и молибденсодержащие стали. Изделия, работающие при весьма низких температурах, изготавливаются из сталей, обладающих высоким сопротивлением хладноломкости, обычно высоконикелевых низкоуглеродистых сталей, содержащих углерода менее 0,15 %. Например, 12ХН2, 12ХНЗА, 12Х2Н4А, 14Х2НЗМА.

Для тяжело нагруженных зубчатых колес с высокой прочностью сердцевины зуба применяют титаносодержащие стали 18ХГТ, 25ХГТ, 30ХГТ, а также молибденсодержащую сталь 25ХГМ. В основном

применяются они для зубчатых колес коробок передач автомобилей, тракторов и другие сельскохозяйственной техники. Детали из стали 18ХГТ и 30ХГТ подвергаются цементации на глубину до 1 мм при концентрации углерода на поверхности до 0,75 %. Зубчатые колеса из стали 25ХГТ и 25ХГМ подвергаются нитроцементации на глубину 0,40...0,65мм с твердостью поверхности 56-63 HRC сердцевины 35–45 HRC.

Для изготовления тяжело нагруженных и крупногабаритных зубчатых колес автотранспорта, оборудования горнорудной промышленности, станкостроения и других отраслей машиностроения применяются стали 15ХГН2ТА, 20ХГНТР, 15Х2ГН2ТА, 15Х2Н2ТРА, 25Х2ГНТА. Стали 15ХГН2ТА, 15Х2ГН2ТА, 15Х2Н2ТРА применяются взамен сталей 12ХН3А и 12Х2Н4А, имеют большую прокаливаемость, более высокую прочность сердцевины зуба, однако, хуже обрабатываются резанием, склонны к охрупчиванию цементованного слоя. Сталь 25Х2ГНТА используется для деталей, работающих при больших скоростях скольжения и ударных нагрузках.

Для зубчатых передач с повышенной нагрузочной способностью применяют колеса с твердостью выше 350НВ. Для достижения данной твердости применяют объемную или поверхностную закалку (ТВЧ), цементацию, азотирование, цианирование и нитроцементацию.

Объемной закалке подвергается среднеуглеродистые и низколегированные стали с содержанием углерода 0,35...0,5 %. Твердость поверхности после ТО составляет 50...56 HRC. Легированные стали 40Х, 40ХН, 40ХНМА и стали 40Г, 45Г, 50Г применяют для передач, испытывающих небольшие ударные и вибрационные нагрузки.

Для передач, испытывающих большие изгибающие напряжения и ударные нагрузки, применяется поверхностная закалка, так как при объемной закалке снижается вязкость сердцевины зубьев. Поверхностная закалка наиболее целесообразна для колес большого сечения, при этом вместо легированных сталей можно использовать углеродистые. Обычно для этих целей используются среднеуглеродистые стали, а также стали пониженной и регламентированной прокаливаемости 55ПП, 47РП. Твердость поверхности достигает 51...57 HRC.

Цианирование и азотирование применяют для колес с внутренними и мелко модульными зубьями ($m \leq 2,5$ мм) зубьями, так как при этом исключается последующее шлифование. Обычно такие колеса изготавливают из стали 38Х2МЮА.

Для деталей, подвергающихся абразивному износу, целесообразно применение среднеуглеродистых легированных сталей со структурой мартенсита отпуска после закалки и низкого отпуска. Например, для низко- и средненагруженных зубчатых колес рекомендуются стали 40Х, 45Х, 50Х. Для тяжело нагруженных – используются хромоникелевые 45ХН, 50ХН и хромомарганцевокремнистые стали 30ХГСА и 35ХГСА. Применение этих сталей вместо низкоуглеродистых с цементируемой поверхностью исключает длительный процесс цементации.

Литейные стали 35Л и 55Л, а также 40ХЛ, 30ХГСЛ и другие используют для изготовления крупногабаритных зубчатых передач. Окончательной операцией для этих сталей является отжиг или нормализация.

В тихоходных (при скоростях до 2 м/с) и мало нагруженных передачах, в основном в открытых, применяют для изготовления зубчатых колес серые чугуны СЧ25, СЧ30, СЧ35, а также ковкие чугуны КЧ-30-6, КЧ37-12, КЧ40-5. Следует иметь в виду, что чугунные зубья более чувствительны, чем стальные, к действию изгибающих и ударных нагрузок.

В червячных и глобоидных передачах для зубчатого колеса и червяка используются разнородные материалы, образующие антифрикционную пару, обычно стальной червяк и зубчатое колесо из бронзы или чугуна.

Червяки изготавливают из цементируемых сталей 12ХН3, 15Х, 20Х, 20ХФ с твердостью поверхности после цементации и закалки 56...62 HRC, сталей 15Г, 20Г, 25Г после цианирования и нитроцементации, а также из среднеуглеродистых сталей с твердостью поверхностей после закалки 45...55 HRC. Для неответственных тихоходных передач возможно применение червяков из серого чугуна марки СЧ20.

Зубчатые колеса тихоходных передач, работающих при скоростях скольжения до 2 м/с, изготавливают из серого чугуна марок СЧ15, СЧ20 и др. Для средних скоростей скольжения до 2 м/с применяются бронзы БрА9Ж4, БрА10Ж4Н4 и др., а также антифрикционные высокопрочные чугуны АЧВ-1, АЧВ-2. Для зубчатых колес ответственных передач при скоростях скольжения выше 2...3 м/с и для всех высокоскоростных передач используется оловянистая бронза БрО10Ф, БрО10Ф0,5, БрО6Ц6С3 и др.

Червяки глобоидных передач изготавливают из улучшенных сталей с твердостью поверхности 30...38 HRC. Для ответственных передач применяют стали 35ХМА, 36ХГН или 40ХН, 40Х.

Детали цепных передач. К деталям цепных передач предъявляются высокие требования по износостойкости и прочности ее элементов. Для изготовления их применяются углеродистые и легированные стали. Пластины изготавливают из стали 50 и 40Х с твердостью после термообработки 35...45 HRC, валики и втулки – 20, 20Г, 20Х и другие с твердостью поверхностей трения 54...62 HRC, ролики из 65Г при твердости 47...55HRC Звездочки изготавливают из серого чугуна марок СЧ15, СЧ20, СЧ25, СЧ30, из сталей 15, 15Х, подвергаемых цементации с последующей закалкой и низким отпуском и сталей 40, 40Х.

Пружины и рессоры. Пружины и рессоры выполняют роль упругих элементов, преобразующих работу внешних сил в работу упругой деформации материала, из которого они изготовлены. Пружины применяются также в качестве силовых элементов, обеспечивающих действие определенных усилий на заданном участке пути или в течение заданного времени; источников движения механизмов; амортизаторов; чувствительных элементов измерительных приборов.

Для изготовления витых пружин наибольшее применение получили высокоуглеродистые стали 65, 70 и 75; марганцовистые 65Г, 75Г; кремнистые 55С2, 60С2А, 70С3А.

Для тяжело нагруженных клапанных пружин двигателей внутреннего сгорания применяют стали, легированные хромом и ванадием 50ХГА, 50ХФА, 50ХГФА, 55ХГР. Стали имеют прокаливаемость в масле до 35...45 мм.

Для других элементов, работающих их при повышенных температурах и в коррозионных средах, применяют стали марок: 30Х13, 36ХНТЮ, 17ХНГ, 43НКТЮ (до 250...300 °С); 40Х13, 40КХНМ, 14Х17Н2, 36НХТЮ8М (до 400 °С); 12Х18Н9Т (до 600 °С); 10Х11Н23Т3МР (до 700 °С).

Пружины, эксплуатирующиеся во влажной среде, в химически активной среде, изготавливают из кремнемарганцевистых и бериллиевых бронз, например, БрКМц3-1, БрКН1-3, БрБ2, БрБ2,5.

Валы и оси. Материалы для валов и осей должны обладать высокими прочностными характеристиками, малой чувствительностью к концентрации напряжений, хорошей обрабатываемостью и способностью подвергаться термической или химико-термической обработке.

Малонагруженные тихоходные валы изготавливаются из качественных углеродистых сталей 25, 30, 40 и 45, а также сталей обычного качества Ст3, Ст4, Ст5 без дополнительной термической обработки.

Стали 30 и 35 применяют для изготовления валов и осей после закалки ТВЧ и низкого отпуска. Стали 40 и 45 после улучшения применяют для коленчатых и распределительных валов, прокатных вальцов, пальцев траков гусениц и др. После закалки ТВЧ с низким отпуском их применяют для изготовления деталей с высокой поверхностной твердостью, малой деформацией и высокой износостойкостью – для ходовых винтов станков, длинных валов и т. д.

Повышенными упругими свойствами обладают стали 40Г, 45Г, 50Г, 30Г2, 35Г2, 40Г2, 50Г2 и применяют их для полуосей автомобилей, распределительных коленчатых валов, карданных и шлицевых валов и т. д.

Высокой прочностью на изгиб и кручение, а также усталостной прочностью обладают валы из сталей 40Х, 50Х, 40ХГР после закалки и низкого отпуска.

Средненагруженные валы диаметром до 100мм, к которым не предъявляются особые требования по износостойкости и контактной выносливости, изготавливают из сталей 45, 40Х, 50Х и подвергают их улучшению.

Для высоконагруженных и быстроходных валов применяют в машиностроении никельсодержащие стали 45ХН, 38ХГН, 30ХН3А, 30ХГСН2А. Сталь 30ХН3А работоспособна при температурах до $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ при толщине детали до 100 мм. После улучшения эти стали обычно имеют $\sigma_b > 1000\text{ МПа}$.

Для крупногабаритных (диаметром более 100мм) коленчатых валов, шатунов других деталей в автомобиле- и станкостроении применяют стали с большой прокаливаемостью 30ХН2МА, 38Х2Н2МА, 40ХН2МА, 40Х2Н2МА, 25Х2Н4А, 20Х4ФА. После закалки детали подвергаются высокому отпуску.

Валы, к которым предъявляются высокие требования по контактной выносливости и износостойкости, изготавливают из сталей 45 и 50, подвергаемые закалке ТВЧ с низким отпуском.

Для высоконагруженных распределительных валиков, осей и других деталей, к которым предъявляются высокие требования по прочности и поверхностной твердости в сочетании с пластичной и вязкой сердцевиной, используются стали 20ХН, 12ХН2, 12ХН3А,

20ХН3А, 12ХН4А, 20Х2Н4А, подвергаемые цементации. Для деталей, испытывающих ударные нагрузки, используют стали 12Х2Н4А, 20Х2Н4А, 18Х2Н4МА, 14Х2Н3МА, 15Х2М, 20Х2М.

Стали 12ХН3А, 20ХН3А после цементации, закалки и низкого отпуска работоспособны при температурах до -70°C при толщине детали до 40 мм. При температурах до -80°C работоспособны детали из сталей 12Х2Н4А, 20Х2Н4А, 18Х2Н4МА, 14Х2Н3МА.

Высоконагруженные коленчатые валы изготавливают из легированных сталей 40ХНМА, 40ХМФА, 40Х2Н2МА, 38Х2НМФ, 18Х2Н4МА, 18Х2Н4ВА с последующей закалкой, высоким отпуском и азотированием шеек валов.

Коленчатые валы сложной формы изготавливаются также из высокопрочных чугунов, малочувствительных к концентраторам напряжений и обладающих повышенной демпфирующей способностью – ВЧ60, ВЧ50. Валы подвергаются ТВЧ, а при необходимости, для повышения предела выносливости и износостойкости шейки валов азотируются.

Детали поршневой группы. К деталям этой группы (гильзы цилиндров, втулки, поршневые кольца, пальцы и др.) предъявляются повышенные требования по износостойкости, стабильности геометрической формы и размеров во времени.

Для деталей с большой твердостью и износостойкостью применяют азотируемые стали 30Х3ЮА, 38Х2Ю, 38Х2МЮА, 40ХФА. Сталь 38Х2Ю используется для изготовления плунжеров, валов водяных насосов, различных копиров и др. Для ответственных деталей турбо- и моторостроения, штоков, клапанов паровых турбин, гильз цилиндров двигателей внутреннего сгорания, втулок, толкателей, игл форсунок, распределительных валиков, шпинделей различных деталей сложной конфигурации, испытывающих минимальные деформации в процессе термообработки, особенно для деталей точного машиностроения и приборостроения, применяют сталь 38Х2МЮА. Данная сталь после закалки и высокого отпуска может использоваться при температурах до -80°C при толщине стенок деталей до 60мм.

Применяются также для гильз и втулок с толщиной стенки до 18 мм цементуемые стали 15Х, 20Х, 25Х; при толщине стенки до 45 мм – 18ХГТ, 20ХГР; при толщинах до 75 мм – 12ХН3А, 20Х2Н4А. Для поршневых колец и пальцев, толкателей клапанов применяют стали 20Х, 18ХГ, 15ХФ, 20ХФ.

В машиностроении для азотируемых гильз цилиндров применяют стали 30ХА, 40Х.

Для поршней, головок цилиндров, лопаток компрессоров применяются также жаропрочные алюминиевые сплавы АК4-1, Д2, АЛ21, АЛ1, АЛ4 и чугуны СЧ20, СЧ25, СЧ35, ВЧ45, ВЧ50.

Передача «винт-гайка». Винтовые передачи служат для преобразования вращательного движения в прямолинейное. Широко используются они в домкратах, винтовых прессах, станках, прокатных станах и т.д. Материалы винтовой пары должны обладать высокой прочностью, хорошей обрабатываемостью.

Для изготовлений винтов, не подвергающихся термообработке, применяются стали 45 и 50, а для винтов, подвергаемых окончательной термообработке, – стали У10, ХВГ, Х13Г, 65Г и 40Х.

Гайки винтовых передач также изготавливают из оловянистой бронзы БрО10Ф0,5, БрО6Ц6С3, а также из антифрикционных чугунов АЧС-1, АЧВ-1, АЧВ-2. С целью снижения расхода цветных металлов гайки толстостенные выполняются биметаллическими, состоящими из стального или чугунного корпуса с рабочим слоем из названных выше материалов.

Практическая часть

После анализа условий работы детали, технологических требований, требований по механическим свойствам анализируются материалы, рекомендуемые в справочной литературе для изготовления деталей данного типа.

Пример выбора материала. Выбрать сталь для изготовления вала диаметром более 100 мм, работающего при высоких динамических нагрузках, работающего в условиях Крайнего Севера. Сталь должна иметь предел текучести не ниже 1000 МПа, предел прочности не менее 1150 МПа, предел выносливости не ниже 400 МПа, ударную вязкость не ниже 800 кДж/м².

Для изготовления валов применяются конструкционные стали, подвергаемые улучшению – 40, 45, 50, 40Х, 45ХН, 12ХНЗА, 18ХГТ, 20ХНЗА, 40ХН2МА и др.

Так как вал работает в условиях высоких динамических нагрузок, имеет большое сечение, то рассматриваем стали с повышенным содержанием легирующих элементов. Работа в условиях Крайнего Севера означает, что вал должен обладать повышенным значением порога хладноломкости. Наиболее сильным влиянием оказывает та-

кой легирующий элемент как никель. Из справочной литературы [1] выбираем режим термообработки – улучшение, соответствующий закалке и высокому отпуску (от 500 °С). Результаты режимов термической обработки, сечения и свойств материала сводим в таблицу 1.

Таблица 1 – Режимы термической обработки и механические свойства сталей

Марка стали	Режим ТО или ХТО	Механические свойства						
		$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	Ψ , %	НВ, кгс/мм ²	КСУ, Дж/см ²	σ_{-1} , МПа
45ХН	Закалка с 815°С в масле, отпуск при 500°С	980	1140	15	52	310	69	594
12ХН3А	Закалка с 800°С в масле, отпуск при 500°С	930	1030	19	70	280	118	382
20ХН3А	Закалка с 810°С в масле, отпуск при 500°С	960	1000	19	66	32HRC (31HВ)	83	421
40ХН2МА	Закалка с 850°С в масле, отпуск при 500°С	1080	1180	15	59	350	88	447

Из табл. 1 видно, что по указанным в условии задачи механическим свойствам подходит только одна сталь – 40ХН2МА. После всего комплекса термической обработки структура стали состоит из сорбита отпуска.

Химический состав стали 40ХН2МА приведен в таблице 2, температура критических точек приведена в таблице 3 и на рисунке 1.

Таблица 2 – Химический состав стали 40ХН2МА по ГОСТ 4543-71, масс. %

Углерод, С	Марганец, Mn	Кремний, Si	Хром, Cr	Никель, Ni	Молибден, Mo	Не более		
						Фосфор, P	Сера, S	Медь, Cu
0,37-0,44	0,50-0,80	0,17-0,37	0,60-0,90	1,25-1,65	0,15-0,25	0,025	0,025	0,30

Таблица 3 – Температура критических точек стали 40ХН2МА, °С

Ac ₁	Ac ₃	Ar ₃	Ar ₁	M _n
730	820	550	380	320

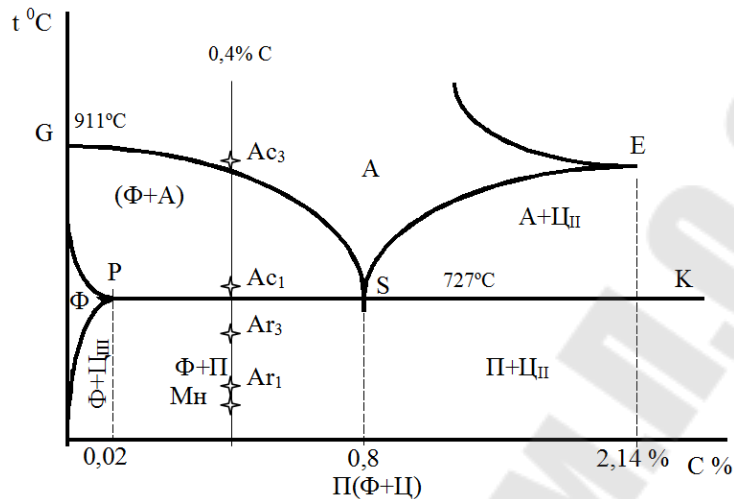


Рисунок 1 – Расположение критических температур на левой части диаграммы состояния «Железо-Цементит»

Индивидуальные задания

Задача № 1. Выбрать материал для зубчатого колеса открытой зубчатой передачи подъемного механизма. Диаметр зубчатого колеса 150 мм, модуль 5, длина зуба 40 мм. Материал колеса должен иметь предел прочности не ниже 800 МПа, ударную вязкость не ниже 500 кДж/м². Твердость поверхности зуба должна быть не ниже 56HRC. Описать режимы термической обработки и структуру материала в готовом изделии. Данная зубчатая передача должна обеспечить работу механизма в:

- нормальных физических условиях;
- условиях морского климата;
- районах Крайнего Севера.

Задача № 2. Выбрать материал для вала редуктора. Вал установлен в корпусе на подшипниках качения. На валу закреплено зубчатое колесо. Диаметр вала 30 мм, предел прочности материала должен быть не ниже 750 МПа, предел выносливости не ниже 340 МПа, ударная вязкость не ниже 600 кДж/м². Вал работает в:

- нормальных физических условиях;
- условиях морского климата;
- районах Крайнего Севера.

Задача № 3. Выбрать материал для изготовления гильзы компрессора сжатого воздуха. Толщина стенки гильзы 10 мм. Материал гильзы должен иметь предел текучести не ниже 500 МПа, ударную вязкость не ниже 450 кДж/м². Твердость рабочей поверхности должна быть 58...62 HRC. Компрессор работает:

- а) в нормальных физических условиях;
- б) условиях морского климата;
- в) районах Крайнего Севера.

Задача № 4. Выбрать материал для изготовления гильзы двигателя внутреннего сгорания. Толщина стенки гильзы 10 мм. Материал гильзы должен иметь предел текучести не ниже 600 МПа, ударную вязкость не ниже 500 кДж/м². Твердость рабочей поверхности должна быть не ниже 1000HV. Двигатель работает:

- а) в нормальных физических условиях;
- б) условиях морского климата;
- в) районах Крайнего Севера.

Задача № 5. Выбрать материал для изготовления витой пружины, диаметр прутка 15 мм. Материал пружины должен иметь предел прочности не ниже 800 МПа, ударную вязкость не ниже 400 кДж/м². Пружина работает:

- а) в нормальных физических условиях;
- б) в условиях морского климата;
- в) в районах Крайнего Севера.

Задача № 6. Выбрать материал для изготовления червяка червячного редуктора диаметром 30 мм. Материал должен иметь предел прочности в сердцевине червяка не ниже 600 МПа, ударную вязкость не ниже 500 кДж/м². Деталь работает:

- а) в нормальных физических условиях;
- б) условиях морского климата;
- в) районах Крайнего Севера.

Список рекомендуемой литературы для решения задачи по лабораторной работе № 15:

1. Выбор и применение материалов : учеб. пособие : в 5 т. / Н. А. Свидунович [и др.] : под ред. Н. А. Свидуновича. – Минск : Беларуская навука, 2019. – 625 с. : ил.
2. Материаловедение : учеб. пособие / И. М. Жарский [и др.]. – Минск : Выш. шк., 2015. – 557 с.

3. Стали и сплавы. Марочник : справ. изд. / В. Г. Сорокин [и др.]. ; науч. ред. В. Г. Сорокин, М. А. Геврасьев. – М. : Интермет Инжиниринг, 2001. – 608 с.

4. Материаловедение: справочные материалы / авт.-сост. В. А. Брагин, Э. А. Бубнов, В. С. Крохалев ; М-во образования и науки Российской Федерации и др. – Екатеринбург : , 2018. – 194 с. : ил. – Режим доступа: по подписке. – URL: <http://biblioclub.ru/index.php?page=book&id=498300> (дата обращения: 29.03.2024). – Библиогр.: С. 166–168. – Текст : электрон.

5. Конструкционные материалы : справочник / под ред. Б. Н. Арзамасова. – М. : Машиностроение, 1990. – 688 с.

6. Материаловедение : учебник для вузов / Б.Н. Арзамасов и [др.]. – 8-е изд., стереотип. – М. : Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2008. – 468 с. : ил.

7. Лахтин, Ю. М. Материаловедение / Ю. М. Лахтин, В. П. Леонтьева. – М. : Металлургия, 1990. – 528 с.

Содержание

Предисловие.....	3
<i>Лабораторная работа № 1. Макроструктурный анализ металлов и сплавов</i>	<i>4</i>
<i>Лабораторная работа № 2. Определение твердости и ударной вязкости материалов</i>	<i>16</i>
<i>Лабораторная работа № 3. Микроструктурный анализ металлов и сплавов и неметаллических материалов</i>	<i>27</i>
<i>Лабораторная работа № 4. Изучение диаграммы состояния сплавов «Железо-Цементит»</i>	<i>40</i>
<i>Лабораторная работа № 5. Изучение структуры и свойств углеродистых сталей в равновесном состоянии</i>	<i>48</i>
<i>Лабораторная работа № 6. Закалка стали.....</i>	<i>58</i>
<i>Лабораторная работа № 7. Структура сталей в неравновесном состоянии</i>	<i>66</i>
<i>Лабораторная работа № 8. Отпуск закаленных сталей.....</i>	<i>71</i>
<i>Лабораторная работа № 9. Химико-термическая обработка стали</i>	<i>78</i>
<i>Лабораторная работа № 10. Структура и свойства конструкционных легированных сталей</i>	<i>88</i>
<i>Лабораторная работа № 11. Структура и свойства легированных инструментальных сталей</i>	<i>104</i>
<i>Лабораторная работа № 12. Структура и свойства чугунов.....</i>	<i>115</i>
<i>Лабораторная работа № 13. Микроструктура меди и медных сплавов</i>	<i>126</i>
<i>Лабораторная работа № 14. Структура и свойства полимеров и композитов на их основе</i>	<i>137</i>
<i>Лабораторная работа № 15. Выбор материалов для изготовления деталей машин и аппаратов</i>	<i>150</i>

**Поздняков Евгений Петрович
Давыдова Ольга Владиславовна**

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

**Практикум
по выполнению лабораторных работ
для студентов технических специальностей
дневной и заочной форм обучения**

Подписано к размещению в электронную библиотеку
ГГТУ им. П. О. Сухого в качестве электронного
учебно-методического документа 24.12.24.

Рег. № 27Е.
<http://www.gstu.by>