

МВ ССР РСФСР

Куйбышевский Ордена Трудового Красного Знамени
Авиационный институт им. академика С.П.Королева

Кафедра "Технология металлов и авиаматериаловедение".

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА
МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ.

Методические указания к лабораторным
работам.

Выпуск 3.

г. Куйбышев
1986

Содержание

стр.

1. Лабораторная работа № 5.

" Наклеп и рекристаллизация металлов".

2. Лабораторная работа №10.

"Закалка углеродистой стали "

3. Лабораторная работа № II.

" Отпуск углеродистой стали"

4. Лабораторная работа № 13.

" Цементация стали."

№5. НАКЛЁП И РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ МЕТАЛЛОВ.

Цель работы: Овладение теоретическими и практическими знаниями о процессах изменения структуры и свойств при пластической деформации и разупрочнения наклепанного металла при рекристаллизации.

I. ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ.

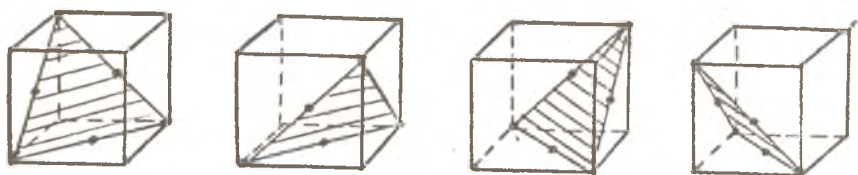
I.1. Основные положения теории.

Под воздействием внешних сил металлические тела меняют свою форму, т.е. деформируются. При этом общая деформация может подразделяться на упругую и пластическую.

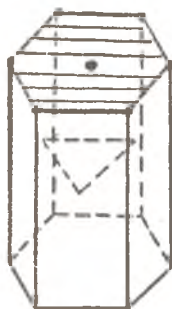
Деформация полностью устраняется после снятия вызвавших её сил, называется упругой.

Под пластической деформацией подразумевают изменение формы, остающееся после снятия нагрузки. Пластическая деформация объясняется необратимым смещением атомов в кристаллической решетке путём скольжения или двойникования. Атомы при этом смещаются из одних положений устойчивого равновесия в другие, что приводит к сдвигу одной части кристалла по отношению к другой. Поверхность, по которой идёт сдвиг под действием касательных напряжений, называется плоскостью скольжения. Такими плоскостями являются плоскости наиболее плотно упакованные атомами. При этом по этим плоскостям сдвиг идёт обычно в направлениях густо усеянных атомами. Совокупность плоскостей и направлений скольжения определяют количество возможных систем скольжения. Монокристаллы с различными типами решетки имеют разное число возможных систем скольжения. Принято считать, что в гранецентрированной кубической решетке — 12 систем (рис 1) в объёмноцентрированной кубической решетке — 4, в гексагональной — 3 системы. Количество систем скольжения при пластической деформации наиболее понятно объясняется теорией дислокаций. Пластическая деформация вызывает генерацию и накопление в металле новых дислокаций. Плотность дислокаций в недеформированном металле составляет 10^{-6} – 10^{-8} на см^2 , после деформации она достигает 10^{10} – 10^{12} дислокаций на 1 см^2 .

С возрастанием плотности дислокаций, они взаимодействуют друг с другом и с другими видами несовершенств решетки, в частности с точечными дефектами, начинают испытывать затруднения при своём перемещении по кристаллу. Это вызывает увеличение сопротивления деформации со стороны металла, т.е. упрочнение (предел текучести



в



б

Рис. 1. Системы скольжения в решетках ГЦК (а) и ГПУ (б).

и твёрдость – возрастают, удлинение при разрыве, ударное сопротивление – падают. Процесс упрочнения под действием пластической деформации принято называть НАКЛИТОМ или НАГАРТОВКОЙ. Основные отличия в условиях деформации монокристаллов от поликристаллов заключается в том, что в поликристалле очень много различно ориентированных зёрен, которые мешают деформироваться друг другу. Зёрна, у которых плоскости скольжения расположены под углом 45° к направлению усилия, наиболее склонны к деформированию, т.к. в этих плоскостях создаются максимальные касательные напряжения. Зёрна, у которых плоскости скольжения перпендикулярны или параллельны к направлению усилия – не способны деформироваться, т.к. на этих плоскостях касательные напряжения равны нулю. Остальные зёрна имеют промежуточную склонность к деформации. Ввиду этого в поликристаллическом теле под действием усилий зёрна деформируются неодинаково. Поликристаллическое тело не только деформируется неравномерно, но и находится в неоднородном напряжённом состоянии после снятия нагрузки.

При пластической деформации в структуре происходят следующие изменения:

- 1) изменяются форма и размеры зерна,
- 2) изменяется кристаллографическая пространственная ориентировка внутри зёрен,
- 3) изменяется степень совершенства решетки зёрен.

Изменение формы и размеров зёрен состоит в том, что они вытягиваются в направлении главной деформации растяжения и дробятся. С повышением степени деформации увеличивается и степень вытягивания зёрен, структура становится волокнистой.

Изменение кристаллографической ориентации внутри зёрен состоит в превалировании в процессе деформации одной или двух систем скольжения, закономерно ориентирующихся к осям деформации. В результате формируется определённая кристаллографическая ориентированность, получившая название текстуры деформации. Характер текстуры деформации зависит от вида и условий обработки давлением и от природы металла.

Изменение степени совершенства решетки заключается в резком увеличении плотности линейных и точечных дефектов. Плотность линейных дефектов – дислокаций – может возрасти на несколько порядков. Так, например, если плотность дислокаций для отожжённого металла составляет обычно $10^6 - 10^8 \text{ см}^{-2}$, то для сильно деформированного металла $10^{10} - 10^{12} \text{ см}^{-2}$.

В металлах и сплавах с высокой энергией дефектов упаковки (Al, Ni, Cu, Mo), где расщепление дислокаций затруднено, вследствие лёгкости осуществления поперечного скольжения в процессе деформации образуется ячеистая структура. Сплетения дислокаций образуют разнмтые стенки с высокой степенью плотности последних при низкой плотности дислокаций внутри ячеек. Хорошо оформленные ячейки называются "субзёрнами", а структура с субзёрнами- "субзёренной структурой".

Общий запас энергии металла в результате пластической деформации возрастает, его состояние становится неравновесным.

Изменение структуры в результате пластической деформации приводит к изменению не только механических, но и физических свойств. Электропроводность падает. У ферромагнитных металлов пластическое деформирование ведёт к понижению магнитной проницаемости и возрастанию коэрцитивной силы. Нарушение правильности кристаллического строения деформированного металла приводит к менее плотной упаковке атомов, т.е. уменьшению плотности. В результате неравновесного состояния деформированный металл более химически активен. Он быстрее корродирует, а также быстрее растворяется в агрессивных средах, чем недеформированный металл.

1.1.2. Возврат и рекристаллизация металлов и сплавов.

Структурное состояние деформированного металла термодинамически неустойчиво, хотя при комнатной температуре для большинства металлов может сохраняться весьма долго. Однако, с повышением температуры пластически деформированный металл постепенно переходит в устойчивое состояние. Этот переход можно разбить на несколько стадий:

- 1) Возврат, который в свою очередь подразделяется :
 - а) на отдых или возврат первого рода;
 - б) на полигонизацию или возврат второго рода.
- 2) Рекристаллизация подразделяется на :
 - а) первичную рекристаллизацию или рекристаллизацию обработки,
 - б) собирательную рекристаллизацию,
 - в) вторичную рекристаллизацию.

При отдыхе происходит уменьшение плотности точечных и линейных дефектов. При полигонизации происходит перераспределение дислокаций, приводящее к образованию дислокационных стенок, которые разбивают кристаллы на отдельные блоки, т.е. образуются "субзёрна".

Возврат ведёт к частичному возвращению свойств недеформированного металла. После возврата электропроводность становится почти такой же, что и у недеформированного металла, а упрочнение снижается на 20-30%.

Возврат происходит при нагреве $0,2-0,3$ от температуры плавления на абсолютной шкале. Нагрев при более высоких температурах приводит к рекристаллизации.

Минимальная температура рекристаллизации сильно деформированных металлов, по А.А. Бочвару, приблизительно равна $0,4$ от абсолютной температуры плавления. Эта температура называется порогом рекристаллизации. Порог рекристаллизации равен для железа 450°C , меди 200°C , алюминия 150°C .

Сущность первичной рекристаллизации заключается в образовании и росте в деформированной матрице новых зёрен с неискажённой решеткой. Этот процесс является типичным кристаллизационным процессом, характеризующимся возникновением центров кристаллизации и их ростом. При рекристаллизации металла полностью снимается наклёп и восстанавливаются первоначальные свойства.

При собирательной рекристаллизации, которая является продолжением первичной рекристаллизации, происходит рост одних рекристаллизационных зёрен за счёт других рекристаллизационных зёрен. Крупные зёрна растут, поглощая мелкие, что приводит к уменьшению свободной энергии и делает структуру термодинамически более устойчивой. Этот процесс идёт при более высоких температурах, чем процесс рекристаллизации обработки, либо при тех же температурах, но при большей выдержке.

В результате собирательной рекристаллизации структура имеет примерно равнозеренное строение, сопряжённое в сечении по гексогональной схеме зёрен.

В определённых условиях после прохождения собирательной рекристаллизации идёт процесс вторичной рекристаллизации, заключающийся в неоднородном, т.е. не по всей структуре, росте отдельных зёрен за счёт других. Структура после вторичной рекристаллизации состоит из отдельных "гигантских" зёрен, окруженных мелкими зёрнами.

При рекристаллизационном отжиге обычно идёт первичная и собирательная рекристаллизация. Основной структурной характеристикой рекристаллизованного металла является величина зерна, которая определяется, в основном, двумя факторами: температурой отжига и

степень деформации отжигаемого металла.

Величина зерна монотонно растёт с ростом температуры отжига.

Зависимость величины зерна от степени деформации имеет вид кривой с максимумом, деформация соответствующая этому максимуму называется критической степенью деформации. Критическая степень деформации для железа равна 6-10% , дл. алюминия 2-3%, для меди 5-7%.

1.1.3. Горячая пластическая деформация.

Наряду с деформацией, проводимой ниже температуры порога рекристаллизации, часто деформацию проводят при температурах выше температуры порога рекристаллизации. В этом случае деформация называется горячей. При горячей деформации эффект наклёпа частично снимается вследствие прохождения одновременно с деформацией процесса рекристаллизации. Степень прохождения рекристаллизации определяется режимом деформации. Снятие наклёпа позволяет значительно снизить усилие деформации и увеличить степень последней. Кроме того, горячая пластическая деформация может уплотнить металл, т.к. завариваются внутренние пустоты, если они были до деформации. Размер зерна после горячей пластической деформации в основном определяется степенью обжатия и температурой деформации. Чем ^{больше} степень обжатия ниже температуры горячей деформации, тем мельче зерно в горячедеформированном металле. При горячей обработке давлением ликвидирующие примеси и неметаллические включения вытягиваются в направлении деформирования и располагаются рядами между измельчёнными зёрнами сплава, образуя волокна, которые при травлении микроструктуры быстрее разъедаются и темнеют. Наилучшие механические свойства у горячедеформированных сплавов получаются вдоль направления волокнистой структуры. При горячей обработке давлением на образование структуры и свойства большое влияние оказывает температура деформации. Перегрев ведёт к получению нежелательной крупнозернистой структуры, а недогрев к повышению усилий деформирования, образованию наклёпа и даже трещин.

Для стали температуру начала горячей обработки принимают на $100-200^{\circ}\text{C}$ ниже линии солидуса, а температуру конца обработки на $30-50^{\circ}$ выше линии $A_{св}$ для доэвтектоидных и на $30-50^{\circ}$ выше линии A_{cm} для заэвтектоидных сталей.

1.2. Контролируемый минимум знаний, необходимый для выполнения работы.

1. Определение упругой и пластической деформаций.
2. Влияние холодной пластической деформации на структуру и свойства металлов.
3. Определение понятия "наклёп".
4. Сущность явления возврата. Изменения в структуре при отжиге и полигонизации.
5. Сущность явления рекристаллизации. Изменение структуры и свойств при первичной, собирательной и вторичной рекристаллизациях.
6. Определение понятия температуры порога рекристаллизации.
7. Влияние на структуру, формирующуюся при рекристаллизации, температуры рекристаллизации и степени пластической деформации отжигаемого металла.
8. Критическая степень деформации и её технологическое значение.
9. Определение горячей обработки металлов.
10. Сходство и различие между холодной и горячей обработками давлением.

2. ПРАКТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ РАБОТЫ.

2.1. Наклёп и рекристаллизация металлов.

1. Закрепление знаний по теории явлений наклёпа и рекристаллизации и о их значении в практике обработки металлов давлением и последующей термообработки.
2. Освоение методики исследования влияния деформации и рекристаллизационного отжига на структуру и свойства металлов.
3. Установление влияния наклёпа и последующего рекристаллизационного отжига на структуру и свойства металлов.

2.2. Материальное оснащение.

1. Методическая разработка (инструкция).
2. Приспособление для растяжения листового алюминия.
3. Игла для нанесения меток.
4. Пресс для обжатия стальных образцов.
5. Муфельная печь.
6. Твердомер "Роквелл".
7. Образцы из листового алюминия и прутковой стали.
8. Травитель для наклёпа.
9. Микроскоп МТМ-7.

2.3. Содержание отчёта.

1. Основные понятия о наклёпе и рекристаллизации металлов.
2. Описание метода пластического деформирования алюминия и стали с изображением схемы специального приспособления.
3. Результаты экспериментальной части работы:
 - а) таблицы с данными по размерам микрözёрен для алюминия и твёрдости для стали для каждого деформированного и отожжённого образца.
 - б) графики зависимости величины микрözерна после рекристаллизации от степени растяжения листового алюминия и твёрдости цилиндрических образцов стали с различной степенью обжатия и после рекристаллизационного отжига.
 - в) схемы микроструктур рекристаллизационных образцов алюминия и микроструктур образцов стали после деформации и рекристаллизации.
4. Анализ результатов, их объяснение.

2.4. Порядок выполнения работы :

Наклёп и рекристаллизация алюминия :

1. Ознакомиться с теорией, изложить основные положения в отчёте.
2. Ознакомиться с приспособлением для растяжения и подвергнуть образцы растяжению на 5,7,9,12% и заклеить их.
3. Произвести рекристаллизационный отжиг деформированных образцов в течение 30 мин. при 500°C (температура берётся заведомо завышенной в целях ускорения процесса).
4. Протравить отожжённые образцы в 20% водном растворе едкого натрия или едкого калия 1-2 мин. для выявления макроструктуры.
5. На каждом из травленных и промытых водой образцов разметить участок величиной в 1 см² и на нём подсчитать количество зёрен.
6. Вычислить среднюю площадь сечения зерна в мм².
7. Полученные данные свести в таблицу,
8. Построить кривую зависимости величины зерна после рекристаллизации от степени деформации.
9. Для всех взятых степеней деформации зарисовать макроструктуру.
10. Дать объяснение полученным результатам.

НАКЛЕП И РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ ЖЕЛЕЗА.

1. Измерить высоту, твёрдость 4-х образцов из армко-железа.
2. Обжать образцы на прессе на четыре разные высоты.
3. Замерить высоту *осаженных* образцов и рассчитать степень деформации каждого образца.
4. Замерить твёрдость деформированных образцов.
5. Отжечь деформированные образцы при 800°C 40 мин. с охлаждением до 600°C с печью и далее на воздухе.
6. Замерить твёрдость рекристаллизационных образцов.
7. Полученные данные свести в таблицу отчёта.
8. Построить кривые зависимости твёрдости деформированных образцов до и после рекристаллизации от степени пластической деформации.
9. Зарисовать микроструктуру образцов в исходном отожжённом состоянии, после пластической деформации при различных степенях осадки и после рекристаллизации различно деформированных образцов.
10. Описать влияние степени осадки на структуру и твёрдость стали до и после рекристаллизации.

Л и г е р а т у р а.

1. Учебник А.П.Гуляев. Металловедение, М., 1977 г., 1986 г.
2. Учебник И.И.Новиков. Теория термической обработки металлов.

№10. ЗАКАЛКА УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ.

Цель работы. Овладение теоретическими знаниями и практическое изучение разновидностей термической обработки, являющейся важнейшей задачей в технологическом цикле изготовления современных деталей машин и инструмента.

I. ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ.

I.I.I. Основные положения теории термической обработки.

Современная термическая обработка определяет качество и стойкость изделий в работе. Чем ответственнее конструкция, тем больше в ней термически обработанных деталей. Термическая обработка – это эффективный метод теплового воздействия по заданным режимам с целью изменения в желаемом направлении механических, физических свойств и структуры сплавов.

Например, подвергая сталь 40 различным режимам термообработки, можно изменять предел прочности (σ_B) в 2 раза (от 60 до 135 кгс/мм²), твёрдость (HB) в 5 раз (от 30 до 130 единиц) относительное удлинение (δ) – в 10 раз (от 30% до 3%).

Научные основы термической обработки заложены русским учёным Дмитрием Константиновичем Черновым, открывшим в 1868 году структурные превращения в сталях. Температуры, при которых эти превращения протекают, называются критическими точками и указываются на диаграмме "Железо-цементит". Нижние критические точки принято обозначать A_1 – соответствуют линии PS (727°C), верхние – A_3 (понижаются по линии GS с увеличением содержания углерода в стали) и A_{cm} (по линии SE).

На практике широко применяются следующие основные виды термической обработки углеродистых сталей:

1. Отжиг,
2. Нормализация,
3. Закалка с полиморфным превращением,
4. Отпуск.

Важнейшими параметрами режимов термической обработки являются температура и скорость нагрева, длительность выдержки при заданной температуре и скорость охлаждения стали.

Температура нагрева сталей выбирается согласно диаграмме "Железо -цементит" в зависимости от их химического состава, положения критических точек и вида термической обработки. Она должна быть выше критических точек, но во избежание перегрева не должна превышать A_1 или A_3 более, чем на 20-50°C. Скорость нагрева углеродистых сталей лимитируется возможностями нагревательных устройств. Чем выше температура нагрева стали под термообработку, тем меньше требуется времени выдержки при заданной температуре для её выравнивания по объёму детали и завершения фазовых превращений в сплаве, приводящих к образованию аустенита.

Скорость охлаждения зависит от структуры, которую необходимо получить при распаде аустенита, и обеспечивается подбором соответствующих охладителей: вода, минеральное масло, воздух, с печью. Кинетика процесса, свойства и строение продуктов распада аустенита тесно связано со степенью переохлаждения ниже A_1 или A_3 (то есть, с температурой, при которой протекает превращение аустенита); степенью устойчивости переохлаждённого аустенита и разностью его более высокой свободной энергии и энергии продуктов распада. Указанную зависимость представляют в виде диаграммы изотермического превращения аустенита данной стали (С-образных кривых), которая позволяет проследить превращение переохлаждённого (неустойчивого) аустенита в интервале температур от A_3 до M_n , а также его превращение при непрерывном охлаждении с большими скоростями в интервале температур $M_n \div M_k$ (рис. 1). Кривая 1 соответствует началу изотермического превращения аустенита, а кривая 2 - концу его превращения в физико-химическую смесь феррита и цементита. Пространство между кривыми 1 и 2 отвечает области частичного превращения аустенита. Чем правее от оси температур расположены С-образные кривые, тем устойчивее переохлаждённый аустенит. Вблизи температуры 727°C и линии M_n скорость превращения приближается к нулевому значению, а при температуре 550°C она максимальна. С увеличением скорости охлаждения превращение неустойчивого аустенита происходит при более низких температурах, за счёт чего феррито-цементинная смесь измельчается, становится более дисперснее, а её прочность и твёрдость повышается.

Рис 1 Диаграмма изотермического распада
переохлажденного листенитного стали
с 0,45% С.

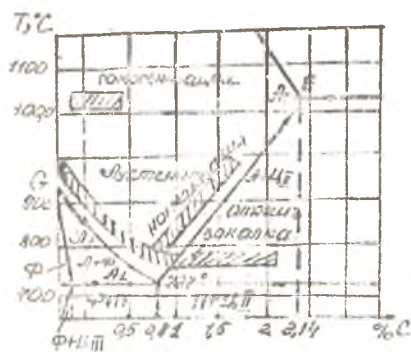
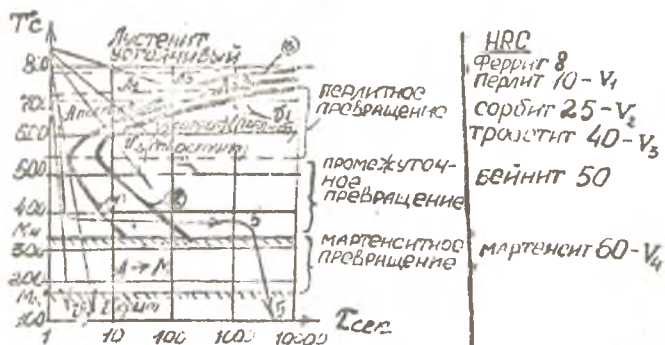


Рис 2 Диаграмма железо -
цементит

Области температур при
отжиге, закатке и
нормализации.

Из сказанного следует, что в верхнем интервале температур (при $727-550^{\circ}\text{C}$) продуктом изотермического превращения аустенита при температуре $720^{\circ}\text{C}-657^{\circ}\text{C}$ и скорости охлаждения в печи V_1 является грубая феррито-цементинная смесь, называемая перлитом ($\text{HB} = 100-180$) при $657-600^{\circ}\text{C}$ и скорости охлаждения на воздухе V_2 - более мелкодисперсная феррито-цементинная смесь - сорбит ($\text{HB} = 250$).

При температуре $600-550^{\circ}\text{C}$ и скорости охлаждения в минеральном масле V_3 смесь феррита и цементита становится ещё дисперснее, приобретает твёрдость $\text{HB} = 350-400$. Такая смесь в интервале носит название тростит.

Таким образом, перлит, сорбит, тростит имеют одну и ту же природу (феррито-цементитная смесь), но отличаются друг от друга дисперсностью, т.е. межпластинчатым расстоянием. Чем меньше расстояние между пластинками цементита и тоньше ферритные прослойки в этой смеси, тем дисперснее эта смесь, тем выше её твёрдость и прочность. Дисперсность нельзя путать с размером зерна перлита (сорбита, тростита), который зависит в основном от размера зерна аустенита.

В доэвтектидных сталях между кривыми 3 и I идёт выделение избыточного феррита; при охлаждении со скоростью V_1 в структуре стали будут феррит и перлит. В заэвтектидных сталях между кривыми 3 и I выделяется избыточный вторичный цементит. С увеличением скорости охлаждения доля выделившегося избыточного феррита или цементита уменьшается и при V_3 равна нулю.

В интервале температур $550 - M_n$ продуктом распада аустенита является бейнит (игльчатый тростит) - высоко дисперсная смесь слегка пересыщенного углеродом феррита и цементита пластинчатого строения ($\text{HB} = 450-500^{\circ}$). Дисперсность бейнита зависит от степени его пересыщения. Бейнитное превращение носит название промежуточного, частицы этой смеси различаются с помощью электронного микроскопа при увеличении в 10000 раз и более. В углеродистых сталях бейнит можно получить только по ступенчатому режиму охлаждения 5.

При очень больших скоростях охлаждения в воде (V_4) диффузионные процессы образования феррито-цементинной смеси полностью подавляются, а весь аустенит, переохладаясь ниже M_n (начало мартенситного превращения) претерпевает бездиффузионное превращение в структуру мартенсит путём мгновенного массового сдвига

атомов. Мартенсит является метастабильной фазой, представляющей собой пересыщенный твёрдый раствор внедрения углерода в $\alpha\text{-Fe}$. Для мартенсита типична игольчатая структура, высокая твёрдость ($HV = 600$), малая вязкость по сравнению с другими продуктами распада аустенита. Твёрдость мартенсита зависит от содержания в нём углерода, а оно такое же как в исходном аустените, из-за отсутствия диффузионных процессов. Скорость образования игл мартенсита велика — одна пластинка возникает за 0,02 сек.

Минимальная скорость охлаждения (касательная к первой C — образной кривой), при которой в структуре образуется один мартенсит, называется критической ($V_{кр}$) скоростью заковки. Чем больше устойчивость переохлаждённого аустенита, тем меньше $V_{кр}$.

Преобразование аустенита в мартенсит заканчивается при M_K (температура конца мартенситного превращения). При охлаждении до 20°C наряду с мартенситом возможно сохранение остаточного аустенита. Чем больше в стали содержание углерода, тем ниже температурный интервал $M_n - M_K$ и тем он шире, тем больше в ней остаточного аустенита после заковки, снижающего механические свойства стали. Так как мартенситное превращение высокоуглеродистых сталей заканчивается при отрицательных температурах, то от остаточного аустенита избавляются обработкой холодом при ($-60-80^\circ\text{C}$).

1.1.2. Испытания на твёрдость.

Испытания на твёрдость производятся различными способами на приборах типа Бринеля, Роквелла, Виккерса.

Твёрдость — это способность материала сопротивляться внедрению в него другого, более твёрдого тела в виде стального закалённого шарика или алмазного конуса, пирамиды. Значения твёрдости и её размерность для одного и того же конструкционного материала зависят от применяемого метода.

Твёрдость по Бринелю — определяется по величине поверхности отпечатка, оставляемого стальным закалённым шариком $\varnothing 2,5\text{ мм}$, 5 мм, 10 мм. и при нагрузке на него от 14,6 кгс до 3000 кгс. Чем больше диаметр лунки, тем мягче материал. Диаметр отпечатка (лунки) измеряют лупой и по таблицам находят HV. Метод точен

до значений HB = 450, так как при больших значениях HB шарик деформируется.

Твёрдость по Роквеллу — замеряется двумя разными инденторами. Твёрдость закалённой или низкоотпущенной стали определяется алмазным конусом с углом при его вершине 120° при нагрузке $P = 150$ кгс. Значения твёрдости характеризуются цифрой, указываемой стрелкой на чёрной шкале лимба с делениями, и обозначается HRC. Чем твёрже материал, тем больше HRC.

По шкале HBS замеряют среднюю твёрдость (больше HB-230) для мягкой (отожжённой) стали при нагрузке $P = 100$ кгс. стальным закалённым шариком. $\phi 1/16$.

Замер твёрдости по шкале HRA производится алмазным конусом при нагрузке $P = 60$ кгс для образцов малых толщин (пластин) или для очень твёрдых материалов (HB = 700) и тонких поверхностных слоёв (0,3–0,5 мм).

Твёрдость по Роквеллу определяется в условных единицах по разности глубин от основной и предварительной ($P = 10$ кгс) нагрузок. Замер твёрдости производится не менее 3-х раз на одном образце. Толщина образцов должна быть больше десятикратной глубины отпечатка. Преимущество метода Роквелла в скорости замера (30–60 сек) и меньших следах отпечатков на исследуемой поверхности. По специальным таблицам производится сравнение твёрдости, определённой разными способами.

I.1.3. Разновидности термообработки стали.

Отжиг стали — подразделяется на полный, неполный, диффузионный, рекристаллизационный. Цель отжига — устаревание пороков структуры, возникающих при литье, деформации и сварке.

Полному отжигу подвергаются преимущественно доэвтектоидные стали. При полном отжиге сталь нагревается выше точки A_3 на $20-50^\circ\text{C}$, выдерживается определённое время при заданной температуре, после чего медленно охлаждается с печью со скоростью $50-150^\circ\text{C}/\text{ч}$. В результате фазовой перекристаллизации структура отожжённой стали состоит из перлита и феррита, которые различимы в оптический микроскоп ММ-7 при увеличении в 200 раз. Образование перлита связано с небольшой степенью пересхлады аустенита (до $650^\circ\text{C} - 700^\circ\text{C}$). Полный отжиг устраняет внутренние напряжения. Сталь становится мягкой и вязкой.

Неполный отжиг применяют чаще всего для эвтектоидных

сталей. В них нагрев несколько выше точки A_{C1} (на $20-30^{\circ}\text{C}$) вызывает практически полную перекристаллизацию и, главное, позволяет получить зернистый перлит вместо пластинчатого. В зернистом перлите цементит имеет сферическую форму и четко просматривается под микроскопом на ферритном фоне. Поэтому такой отжиг часто называют сфероидизирующим. Он повышает вязкость стали, снижает твердость и улучшает обрабатываемость резанием. Если в заэвтектоидной стали избыточный вторичный цементит находится в виде грубой сетки, окружающей зёрна пластинчатого перлита, то перед сфероидизирующим отжигом проводят нормализацию с температуры выше A_{cm} . Охлаждение на воздухе или воздушной струе с этой температуры подавляет выделение цементитной сетки.

Диффузионный отжиг (гомогенизация) — выравнивает химическую ликвацию по объёму кристалла в крупных отливках. Устранение дендритной ликвации происходит при температурах намного превышающих критические точки A_3 ($1050-1150^{\circ}\text{C}$) и при более длительных выдержках (10-18 часов).

Рекристаллизационный отжиг — снимает наклёп и внутренние напряжения в стали после холодной обработки давлением (штамповка, вытяжка и т.д.), что приводит к снижению твердости и росту пластичности. Он проводится при температуре $650-690^{\circ}\text{C}$.

Нормализация стали — операция термической обработки, заключающаяся в нагреве выше точек A_{C3} или $A_{ст.}$ на $30-50^{\circ}\text{C}$, выдержке и последующем охлаждении на спокойном воздухе. Цель нормализации — измельчение зерна, повышение механических свойств стали, подготовка структуры для окончательной обработки, а для заэвтектоидных сталей — уничтожение карбидной сетки. Охлаждение на воздухе со скоростью $8-10^{\circ}/\text{сек}$ приводит к большему переохлаждению аустенита, чем при отжиге (температура переохлаждения при нормализации равна $600-650^{\circ}\text{C}$), и к образованию более дисперсной и мелкозернистой структуры. Перлит + феррит, или сорбит — для заэвтектоидных сталей; перлит — для заэвтектоидных сталей; сорбит образуется при ускоренном охлаждении в струе воздуха. При данной скорости охлаждения избыточный феррит не успевает полностью структурно освободиться. По механическим свойствам сорбит сочетает удовлетворительную вязкость (α_H) с достаточной твердостью: $\alpha_H \approx 3 \frac{\sigma_{\text{ср}} \cdot \sigma_{\text{ср}}}{\sigma_{\text{ср}}^2}$, $H\text{B} = 250 \div 300$.

В малоуглеродистых сталях (% C < 0,3), где аустенит малоустойчив, слабо переохлаждается, отжиг заменяют процессом нормализации, так как охлаждение на воздухе проводить технологически легче, чем в печи, а твёрдость нормализационной стали несколько выше, чем у отожжённой (табл. I)

Таблица I.

Марка	Твёрдость (HB) после отжига	Твёрдость (HB) после нормализации
20	120	130
45	160	190
У 8	180	240

Закалка с полиморфным превращением – основная упрочняющая операция термообработки стали, так как только в процессе закалки удаётся получить максимальную твёрдость, прочность и износостойчивость стали за счёт формирования в ней неравновесных структур (в отличие от отжига, в процессе которого формируются равновесная структура). Основная структурная составляющая закалённой стали – мартенсит. Для её получения необходимо деталь охладить со скоростью выше критической скорости закалки.

Наиболее распространенными закалочными средами являются вода и минеральное масло. Быстрое охлаждение в воде со скоростью 200–600°/сек (больше $v_{кр}$) повышает твёрдость и прочность стали, снижая показатели пластичности. Это связано с бездиффузионной перестройкой ГЦК – решетки аустенита, полученного при нагреве стали под закалку, в тетрагональную решетку мартенсита. Тетрагональность определяется отношением параметров решетки c/a . Мартенситное превращение связано с увеличением объема стали на несколько процентов. Мартенсит закалки – слабо травящаяся структурная составляющая. В средне- и высокоуглеродистых сталях мартенсит образуется в виде ориентированных пластин, дающих в плоскости шлифа иглы, расположенные под углами 60° и 120° друг к другу. Твёрдость и вязкость мартенсита равны HB = 600–850 , $\alpha_H = 1 - \frac{K_{FC} \cdot M}{C_{H^2}}$

В правильно закалённой на мартенсит стали при среднем увеличении светового микроскопа его игольчатое строение не всегда чётко просматривается. Такой мартенсит называется мелкоигольчатым или беструктурным. Но чем выше температура нагрева под закалку тем крупнее будут зёрна аустенита при нагреве, а при охлаждении в воде — соответственно и иглы мартенсита. Это ведёт к охрупчиванию стали. Поэтому интервал закалочных температур, указанных на диаграмме "Железо-цементит", должен строго выдерживаться (см. рис. 2).

Охлаждающая способность минерального масла в 3-4 раза ниже, чем у воды. Это приводит к переохлаждению неустойчивого аустенита до температуры $500-600^{\circ}\text{C}$ и образованию после полной закалки в масле (скорость охлаждения $50-70^{\circ}\text{C}/\text{с}$) мелкодисперсной структурной составляющей — троостита закалки, которая легко травится. Частицы этой смеси различимы только в электронном микроскопе при увеличении в 5000 раз больше. В оптическом микроскопе виден лишь общий вид структуры троостита как сплошное серое поле. Твёрдость и вязкость троостита равны : $HV = 350-400$, $a_n = 2-3 \frac{\text{кгм}}{\text{см}^2}$.

По температуре нагрева различают закалку полную, применяемую на практике для доэвтектоидных сталей, и неполную — только для заэвтектоидных сталей (см. рис. 2).

Полная закалка заключается в нагреве доэвтектоидной стали выше точки A_3 на $20-50^{\circ}\text{C}$, выдержке и последующем быстром охлаждении в воде или масле. Такой режим, основанный на полной перекристаллизации структурных составляющих, приводит к образованию структуры мартенсита, если охладить в воде и структуры троостита при охлаждении в масле.

Неполная закалка доэвтектоидных сталей заключается в нагреве выше точки A_1 , но ниже A_3 , выдержке и последующем быстром охлаждении. Так как такой нагрев сопровождается неполной перекристаллизацией структурных составляющих, то после охлаждения в воде, наряду с мартенситом в структуре присутствует избыточный мартенситный феррит в виде светлых включений, снижающих твёрдость и прочность стали. Это брак при термической обработке, его устраняют повторной закалкой при температуре $A_3 + (20-50^{\circ}\text{C})$. Поэтому полная закалка для доэвтектоидных сталей не применяется на практике.

Неполная же закалка заэвтектоидных сталей с нагревом выше точки $A_{\text{с}}$, но ниже A_1 , и охлаждении в воде, наряду с мартенситом закалки сохраняет избыточный цементит вторичный дополнительно упрочняющий инструментальные стали, увеличивая их износоустойчивость, особенно при его равномерном распределении в виде округлых включений.

1.1.4. Влияние легирующих элементов на превращение при термообработке.

Применение легированных сталей, вместо простых углеродистых, позволяет прокаливать насквозь гораздо большие сечения. Это объясняется тем, что все легирующие элементы, за исключением кобальта при растворении в аустените затрудняют его распад, уменьшая, тем самым $V_{\text{к}}$. Особенно эффективно влияет комплекс легирования, усиливая полезное влияние отдельных элементов.

Для изделий небольшого сечения замена углеродистой стали легированной позволяет перейти к менее резкому охлаждению: эмульсии, маслу, воздуху.

1.2. Контролируемый минимум знаний, необходимых для выполнения работы.

1. Образование аустенита при нагреве стали.
2. Размер аустенитного зерна.
3. Диффузионный распад пересохлажденного аустенита, структуры распада.
4. Диаграммы распада пересохлажденного аустенита.
5. Критическая скорость закалки.
6. Бездиффузионное мартенситное превращение аустенита, природа, структура и свойства мартенсита.
7. Отжиг стали, его разновидности.
8. Нормализация стали.
9. Закалка стали, её разновидности.
10. Выбор температуры нагрева под закалку для разных марок стали.
11. Выбор закалочных сред, их характеристика.

Контроль знаний по указанным вопросам проводится по билетам безмашинного программированного контроля.

II. ПРАКТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ РАБОТЫ.

2.1. Задачи работы.

1. Овладение теоретическими знаниями по термической обработке.
2. Освоение методики проведения различных видов термической обработки.
3. Освоение методики замера твёрдости термически обработанных образцов на приборе типа Роквелл (HRC, HRB) и сравнение её по таблицам с твёрдостью по Бринеллю .
4. Определение влияния температуры нагрева и скорости охлаждения на механические свойства и микроструктуру стали 45.
5. Практическое изучение микроструктуры стали 45 в разных состояниях.

2.2. Материальное оснащение.

1. Методическая разработка.
2. Муфельные печи.
3. Твердомер типа Роквелл.
4. Образцы стали 45.
5. Микроскопы МИМ-7.
6. Альбом микроструктур.
7. Таблица сравнения чисел твёрдости HRC , HRB, HB.
8. Наждачная бумага.

2.3. Содержание отчёта.

1. Основные понятия о разных видах термической обработки.
2. Описание термообработки, проводимой на образцах стали 45.
3. Результаты экспериментальной части.
4. Построение графиков твёрдости от температуры закалки и от скорости охлаждения.
5. Выводы по работе.

2.4. Порядок выполнения работы.

1. Ознакомление с теорией и краткое изложение основных её положений в отчёте.
2. Ознакомление с оборудованием и приёмами работы на нём (печи, твердомер, микроскопы).
3. Выбор режимов термообработки с учётом марок сталей.
4. Практическое проведение различных режимов термообработки

- (время выдержки образцов стали 45 в печи 20-30 мин.);
- а) полная закалка стали 45 с температуры 850°C с охлаждением одного образца в воде, другого в масле.
 - б) неполная закалка стали 45 с температуры 750°C при охлаждении в воде.
 - в) нормализация стали 45 с температуры 850°C.
 - г) нагрев одного образца стали 45 до 700°C с последующим охлаждением в воде.
 5. Зачистка термически обработанных образцов на наждачной бумаге.
 6. Замер твёрдости (HRC и HRB) термически обработанных образцов, сравнение с числами твердости по Бринеллю (HB) по таблицам.
 7. Заполнение своей таблицы по результатам термообработки
 8. Зарисовка микроструктур стали 45 после различных видов термообработки с указанием режима и структурных составляющих: отжиг, закалка полная, закалка неполная.
 9. Построение графика зависимости твёрдости HB от температуры нагрева с указанием на нём критических точек и графика зависимости твёрдости от скорости охлаждения с указанием на нём критической скорости закали (100-150°/сек.).

Л и т е р а т у р а.

1. А.П.Гуляев "Металловедение", "Оборонгиз", М., 1963 г., стр.199-222.
2. А.П.Гуляев "Металловедение", "Металлургия", 1977 г. стр. 224-227, 275-279, 285-292, 302-305., 1986, с
3. Ю.М.Ляхтин."Металловедение и термическая обработка", "Металлургия", 1983 г., стр. 161-183, 191-206.
4. Ю.М.Ляхтин, В.П.Леонтьева "Материаловедение", 1972 г., стр. 204-231.
"Машиностроение", 1980 г., стр. 191-197.

№11. ОТПУСК ЗАКАЛЕННОЙ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ.

Цель работы: Овладение теоретическими знаниями и практическими знаниями по одной из важнейших заключительных операций термической обработки – отпуску стали.

I. ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ РАБОТЫ.

I.1. Основные положения теории отпуска.

Отпуск заключается в нагреве закалённой стали до температуры ниже A_1 , выдержке при заданной температуре и последующем охлаждении с целью получения заданной структуры и свойств стали.

Сталь, закалённая на мартенсит, обладает повышенной свободной энергией, значительной твёрдостью и большой склонностью к хрупкому разрушению. Отпуск является значительной операцией термической обработки. Он приводит метастабильную структуру закалённой стали в более устойчивое состояние, снижает твёрдость, прочность, внутренние напряжения, увеличивает вязкость и пластичность.

Характер структурных изменений при отпуске углеродистой стали зависит от температуры нагрева и продолжительности выдержки при данной температуре. Скорость охлаждения существенного значения не имеет.

Традиционно принято выделять четыре температурных интервала и соответствующие им четыре превращения при отпуске углеродистых сталей.

I-ое превращение – соответствует интервалу температур $100-300^{\circ}\text{C}$. и состоит в распаде мартенсита закалки, сопровождающемся выделением из него углерода в виде метастабильного ϵ карбида ($Fe_3C = Fe_{2.5}C$) с гексогональной кристаллической решеткой.

Предпочтительное образование промежуточного ϵ карбида в виде мельчайших частиц вместо более стабильного цементита с ромбической кристаллической решеткой объясняется меньшим уровнем поверхностной энергии (на границе мартенсита с ϵ карбидом сопряжения решеток лучше, следовательно, поверхностная энергия ниже, чем на границе с цементитом). На первом этапе такого распада примерно до 150°C мартенсит становится неоднородным по углероду, в тех участках, где выделяется карбид, концентрация углерода, и следовательно, степень тетра-

гональности решетки мартенсита меньше, чем в участках, не затронутых распадом. При более высокой температуре диффузия углерода идёт ^{на} большие расстояния и его концентрация в кристаллах мартенсита становится близкой к однородной.

Смесь слабо пересыщенного твёрдого раствора углерода в α -Fe с ϵ -карбидом называют мартенситом отпуска. Чем выше температура отпуска, тем меньше углерода растворено в α -Fe. К 300-350°C практически весь углерод выходит из α -раствора и он становится ферритом.

Отпуск при 100-200°C приводит к значительному снижению внутренних напряжений и повышению ударной вязкости (σ_H), но твёрдость снижается незначительно (на 2-3 единицы HRC).

2-е превращение - при отпуске относят к интервалу температур 200-300°C. Оно состоит в превращении остаточного аустенита в мартенсит отпуска. Чем выше содержание углерода в стали, тем больше в ней после закалки сохраняется остаточного аустенита ($A_{ост}$). Распад $A_{ост}$ при выдержке в данном интервале температур приводит к заметному понижению ударной вязкости (отпускная хрупкость 1 рода) и увеличению удельного объёма средне- и высокоуглеродистых сталей. В процессе второго превращения продолжается распад мартенсита.

Таким образом, структуру, полученную при отпуске углеродистой стали ниже температуры 300°C называют отпущенным мартенситом. При рассмотрении под микроскопом он отличается от мартенсита закалки большей травимостью из-за наличия дисперстных выделений карбидов.

3-е превращение - состоит в нарушении когерентности и обособлении решеток феррита и ϵ -карбида, связанное с одновременным протеканием превращения ϵ -карбида в обычный цементит. Одновременно с этим происходит снятие фазового наклёпа, возникшего при закалке в процессе превращения аустенита в мартенсит, путём возврата (полигонизации) α -фазы и релаксации микронапряжений в ней. Эти процессы сопровождаются значительным снижением твёрдости и прочности и увеличением вязкости и пластичности стали. Наиболее активно указанные процессы в углеродистой стали идут в интервале температур от 300 до 400°C. В результате их образуется сильно травящаяся высокодисперсная ферритоцементитная смесь, называемая троститом отпуска. Цементит в тростите отпуска имеет форму коротких пластин со округлёнными кон-

цами и постепенно (с ростом температуры) приближается в сферической форме.

4-е превращение - при отпуске идёт выше 450°C и состоит в коагуляции и сфероидизации цементита. Коагуляция карбидов происходит путём переноса атомов через α -твёрдый раствор (феррит) при растворении более мелких и росте более крупных частиц цементита. Укрупнение частиц цементита сопровождается их сфероидизацией (округлением). Получающуюся при отпуске $500-650^{\circ}\text{C}$ смесь феррита и зернистого (сфероидизированного) цементита называют сорбитом отпуска.

Коагуляция и сфероидизация частиц цементита -завершающаяся стадия процессов.Карбидообразования при отпуске углеродистой стали, приводящих к значительному снижению твёрдости сорбита отпуска по сравнению с троститом отпуска.

Травимость структуры сорбита отпуска также уменьшается. В отличие от пластинчатой формы цементита в сорбите закалки, цементит в сорбите отпуска имеет округлую форму. Поэтому при равной их твёрдости и пределе прочности сорбит отпуска имеет повышенный предел текучести (на 20%) и высокую ударную вязкость (в 2-2,5 раза).

Таким образом, для углеродистых сталей в зависимости от режима и назначения , различают три вида отпуска.

1. Низкий отпуск - происходит в интервале температур $100-200^{\circ}\text{C}$ с целью снятия внутренних напряжений, повышая вязкости и пластичности, но без существенного понижения твёрдости. В процессе такого низкого отпуска мартенсит закалки переходит в мартенсит отпуска. Низкий отпуск широко применяют после закалки инструментов, цементованных и цианированных изделий (т.е., для заэвтектоидных сталей, а также цементуемых сталей). Выдержка при температуре низкого отпуска составляет 2-3 часа.
2. Средний отпуск - происходит в интервале температур $350-400^{\circ}\text{C}$ с целью повышения пластичности , ударной вязкости и упругости сталей, содержащих 0,5-0,65% углерода, за счёт небольшого снижения твёрдости и прочности. Для получения требуемых свойств выдержка при среднем отпуске составляет 1-2 часа, в течение которых мартенсит закалки переходит в тростит отпуска. Среднему отпуску подвергают крупные пружины, рессоры, штампы.

3. Высокий отпуск происходит в интервале температур 500–600°C. с выдержкой 0,5–1 час, когда мартенсит закалки переходит в сорбит отпуска. Его применяют для термообработки большинства ответственных деталей машин, изготовленных из среднеуглеродистых сталей, содержащих 0,35–0,6% углерода. Такие стали после высокого отпуска обладают максимально возможной вязкостью и пластичностью при относительно высокой прочности и хорошей сопротивляемости ударным нагрузкам. Термическая обработка состоящая из закалки на мартенсит с последующим высоким отпуском на сорбит, называется улучшением.

Зависимость свойств стали 45 от вида и режима термообработки приведена в таблице.

Механические свойства стали 45 в разных состояниях термообработки.

№	Термическая обработка	σ_b кгс/мм ²	$\sigma_{0,2}$ кгс/мм ²	ψ , %	α_H кгс/см ²	НВ
1.	Отжиг при 840°C	57–38	40–48	60–68	5–8	147–187
2.	Нормализация при 840°C + отпуск при 630°C	72–76	42–48	58–64	6–8	187–207
3.	Закалка с 840°C и отпуск при					
	200°C	155–180	135–160	10–12	2–3	480–532
	400°C	105–130	90–110	40–50	7–7	320–375
	550°C	90–100	75–85	55–65	11–12	255–269
	650°C	75–83	60–70	63–67	14–16	207–223

При более высоких температурах нагрева идёт дальнейшее укрупнение частиц цементита, приводящее к образованию двухфазной смеси зернистого перлита, которое сопровождается одновременным понижением прочности и ударной вязкости. Этот процесс нежелателен в практике отпуска. Поэтому отпуск при температурах выше 650°C обычно не производится.

1.1.2. Влияние легирующих элементов на превращение при отпуске .

Легирующие элементы, растворяясь в мартенсите, замедляют диффузионные процессы, увеличивают силу связи между атомами и, тем самым затрудняют распад отпущенного мартенсита до $450-550^{\circ}\text{C}$., одновременно смещая и все другие превращения при отпуске к более высоким температурам. Поэтому в легированных сталях с повышением температуры отпуска твёрдость снижается менее интенсивно, чем в сталях углеродистых.

1.1.3. "Цвета побежалости" .

В процессе нагрева стали или отпуска в интервале температур $200-300^{\circ}\text{C}$ на зачищенной поверхности образца появляются характерные "цвета побежалости" за счёт образования тончайших плёнок окислов, толщина которых зависит от температуры нагрева и продолжительности выдержки при этих температурах.

Низкие температуры нагрева дают наиболее тонкую плёнку, вызывая интерференцию коротких синих лучей, поэтому плёнка имеет жёлтый цвет. С повышением температуры нагрева плёнка утолщается, вызывая интерференцию более длинных жёлтых лучей. Поэтому такая плёнка окрашена в синий цвет. Цвета в процессе нагрева изменяются очень быстро, как бы пробегая перед глазами, а отсюда и название – "цвета побежалости". Они позволяют приблизительно судить о температуре отпуска, если время выдержки не превышает 1-2 часов. Однако "цвета побежалости" указывают только на температуру поверхности нагреваемого образца (в середине она может быть ниже).

Для легированных сталей, в зависимости от степени легированности, цвета побежалости появляются при более высоких температурах (так, для нержавеющих сталей светло-жёлтый цвет появляется при $300-400^{\circ}\text{C}$).

"Цвета побежалости" углеродистых сталей в зависимости от температуры нагрева.

Цвета побежалости	Температура	Приблизительная толщина окисленного слоя, мм
Светло-жёлтый	220°	0,45
соломенно-жёлтый	240°	0,45
жёлто-коричневый	255°	0,50
красно-коричневый	265°	0,50
фиолетовый	280°	0,65
синий	300°	0,65
голубой	325°	0,72
серый	300-350°	0,72

1.2. Контролируемый минимум знаний, необходимый для выполнения работы.

1. Цель отпуска.
2. Виды отпуска.
3. Фазовые превращения при отпуске.
4. Микроструктура и свойства отпущенной стали.

П. ПРАКТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ РАБОТЫ:

2.1. Задачи курса.

1. Овладение теоретическими знаниями об отпуске.
2. Определение влияния температуры отпуска на механические свойства и микроструктуру стали. Назначение режимов отпуска в зависимости от требуемых свойств деталей.
3. Освоение методики проведения отпуска.
4. Замер твёрдости отпущенных образцов на приборе типа Роквелл (HRC) и сравнение с твёрдостью по Бринеллю (HB)
5. Изучение микроструктуры стали после высокого отпуска на готовых шлифах.
6. Знакомство с "цветами побежалости".

2.2. Материальное оснащение

1. Методическая разработка.
2. Муфельные печи.
3. Твердомер типа Роквелл.
4. Образцы стали 45.
5. Микроскоп МИМ-7
6. Альбом микроструктур
7. Таблицы сравнения чисел твердости HRC и HB

2.3. Содержание отчёта.

1. Основные понятия об "отпуске".
2. Описание режимов отпуска, проводимого на образцах стали 45.
3. Результаты экспериментальной части.
4. Выводы по работе.
5. Описание "цветов побежалости".

2.4. Порядок выполнения работы.

1. Оснащение с теорией и краткое изложение основных положений в отчёте.
2. Знакомство с оборудованием и приемами работы на нём (печи, твердомер).
3. Выбор режимов отпуска.

Работа выполняется на образцах среднеуглеродистой стали 45, подвергнутых закалке на мартенсит ($t = 850^{\circ}\text{C}$, охлаждение в воде).

4. Практическое проведение отпуска:

- а) низкий отпуск при $- 200^{\circ}\text{C}$
- б) средний отпуск при $- 400^{\circ}\text{C}$
- в) высокий отпуск при $- 600^{\circ}\text{C}$

Время выдержки образцов в печи при указанных температурах $-30-40^{\circ}\text{мин}$, охлаждение на воздухе.

5. Замер твердости HRC на шлифованной поверхности отпущенных образцов.
6. Сравнение чисел твердости прибора типа Роквелл (HRC) с числами твердости прибора Бринель (HB) по таблицам.

7. Сведение полученных данных в специальную таблицу с описанием микроструктур после отпуска стали 45.
8. Запись микроструктуры стали 45 после "улучшения" с указанием режима термообработки и структурных составляющих.
9. Построение графика зависимости твердости HB от температуры отпуска.
10. Объяснение полученных результатов.
11. Описание "цветов" побежалости" в зависимости от температуры нагрева.
12. Разбор назначения режимов закалки и отпуска для 2-х3-х типовых деталей.

Л и т е р а т у р а

1. А.П.Гуляев "Металловедение", "Оборонгиз", 1963 г. стр. 191-194.
2. В.М.Ляхтин и В.П.Леонтьева . "Материаловедение", "Машиностроение" 1972 г. стр. 231-233
"Машиностроение", 1980 г. стр. 305-320.

№13. ЦЕМЕНТАЦИЯ СТАЛИ.

Цель работы. Ознакомление с процессом цементации стали, изучение микроструктуры и твёрдости стали в исходном состоянии, после цементации и после цементации и последующей закали.

1. ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ .

1.1. Основные положения теории.

Цементацией называется процесс насыщения поверхностного слоя стальных деталей углеродом с целью увеличения твёрдости и износостойкости при работе в условиях трения. Сердцевина детали должна обладать достаточной прочностью и высокой вязкостью, чтобы противостоять действию динамических и знакопеременных нагрузжений. В таких условиях работает много деталей авиационных конструкций, особенно двигателей, например валы, распределительные валики, оси, ролики, шестерни и т.п.

Цементацию применяют для малоуглеродистых сталей, содержащих не более 0,25 % C, так как в сталях с большим содержанием углерода нельзя получить сердцевину с нужной вязкостью. Цементации подвергают углеродистые стали марок 10, 15, 20. В авиационном строительстве обычно цементируют легированные стали марок 12ХНЗА, 12Х2Н4А, 18ХГТА, 18Х2Н4ВА и др.

Цементация - диффузионный процесс, представляющий собой проникновение атомов углерода в кристаллическую решетку γ -железа. Цементация производится при температуре выше точки A_3 (обычно 920 - 950°C), т.е. когда сталь находится в аустенитном состоянии и способна растворять в себе значительное количество углерода. Так, например, в соответствии с диаграммой железо-углерод при температуре 930°C в γ -железе может раствориться до 1,3% углерода (это видно по линии SE диаграммы).

Различают два вида цементации: твёрдую и газовую.

При твёрдой цементации детали запаковывают в ящик, наполненный карбуризатором - науглероживающим веществом. Схема расположения деталей в цементационном ящике приведена на рис.1. Цементационный ящик с деталями нагревают до температуры 920- 950°C. Выдержка при этой температуре длится от 4 до 10 часов в зависимости от требуемой глубины цементированного слоя.

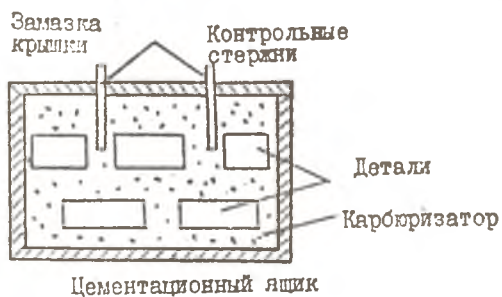


Рис. I. Схема расположения деталей в цементационном ящике

Карбюризатор обычно состоит из 75–80% древесного угля и 25–20% углекислых солей $BaCO_3$ и Na_2CO_3 , играющих роль ускорителей (катализаторов). При высокой температуре углерод, содержащийся в карбюризаторе, соединяясь с кислородом, который присутствует в ящике в очень небольшом количестве, образует окись углерода.



На поверхности детали окись углерода разлагается с образованием активного атомарного углерода, который растворяется в γ -железе и образует аустенит



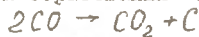
Углекислый газ CO_2 , соприкасаясь с углем карбюризатора, снова образует CO



Действие ускорителей основано на их диссоциации при высокой температуре и взаимодействии газообразного продукта диссоциации с углеродом в связи с чем увеличивается концентрация активной газовой среды.



При газовой цементации герметически закрывается камера печи, наполненная цементирующим газом. Цементирующими газами являются окись углерода и газообразные углеводороды – метан, этан, пропан, бутан. Наиболее широкое применение для газовой цементации получил естественный газ (92–96% CH_4), а также пиробензол, который в виде капель подается в цементационную реторту, где образуется газ, состоящий в основном из метана, окиси углерода и свободного водорода. Разложение этих соединений приводит к образованию активного атомарного углерода



Атомарный углерод адсорбируется на поверхности деталей, затем диффундирует в кристаллическую решетку γ -железа, науглероживая сталь с поверхности. Расход цементирующего газа должен регламентироваться так, чтобы количество образующегося свободного углерода равнялось адсорбирующей способности поверхности изделий. Если поверхность стали не поглощает весь выделяющийся углерод (адсорбция отстаёт от диссоциации),

то свободный углерод, кристаллизуясь из газовой фазы откладывается в виде плотной плёнки сажи на детали, затрудняя процесс цементации.

Практически цементацию проводят при 910–930°C, но имеется тенденция повысить температуру цементации до 950 – 970°C и выше, т.к. при этом активнее происходит диффузия углерода и резко увеличивается глубина слоя.

Газовая цементация имеет ряд преимуществ перед твёрдой.

1. Продолжительность процесса сокращается в 2–3 раза за счёт исключения времени прогрева ящика и малотеплопроводного твёрдого карбуризатора;
2. Возможно регулировать процесс цементации;
3. Гигиеничность производства – отсутствие грязных операций как упаковка и распаковка ящика.

Благодаря этим преимуществам газовая цементация полностью вытеснила цементацию в твёрдом карбуризаторе в массовом и серийном производствах. Особенно эффективна цементация при нагреве токами высокой чистоты (т.в.ч.). Высокая температура процесса (до 1100°C) позволяет резко сократить продолжительность процесса. Например, продолжительность цементации деталей из стали 15ХНТРА для образования слоя толщиной в 1 мм оказалась при цементации в твёрдом карбуризаторе (920°) – 8 часов; при газовой цементации (920°) – 4 часа; при газовой цементации с нагревом т.в.ч. (1050°) менее 1 часа.

Результаты процесса цементации оцениваются по степени цементации и по глубине цементированного слоя.

Степенью цементации называется среднее содержание углерода в поверхностном слое. Авиационные детали обычно цементуются до степени 1,0–1,2%.

Глубиной цементации условно называют расстояние от поверхности вглубь до появления в структуре первых зёрен феррита. Для авиационных деталей глубина цементации составляет от 0,5 мм до нескольких миллиметров и зависит от величины удельных нагрузок в эксплуатации.

В микроструктуре стали после цементации обнаруживаются четыре характерные зоны, располагающиеся последовательно

от поверхности образца к центру:

- 1 - заэвтектоидная зона, в которой наблюдается пластинчатый перлит с крупной сеткой вторичного цементита,
- 2 - эвтектоидная, занятая исключительно зёрнами перлита,
- 3 - переходная зона, в которой всё в большом количестве наблюдаются ферритные зёрна,
- 4 - внутренняя зона, соответствующая структуре исходного материала.

Характерной особенностью микроструктуры стали, прошедшей цементацию является крупнозернистость как следствие высокой температуры нагрева и длительной выдержки при этой температуре.

После цементации сталь обязательно подвергается упорочняющей термической обработке (закалке и низкому отпуску), которая повышает твёрдость поверхности, а также устраняет последствия перегрева (крупнозернистость) и грубую цементитную сетку. При назначении режима термической обработки цементированных деталей надо учитывать, что они являются как бы двухслойными, состоящими из высокоуглеродистой (1,0 - 1,2% C) поверхности и низкоуглеродистой (0,1 - 0,2 % C) сердцевины.

В зависимости от назначения детали применяют один из следующих вариантов термической обработки.

1. Для деталей, от которых требуется только поверхностная твёрдость, а другие механические свойства не имеют большого значения, применяют непосредственную закалку с цементационного нагрева (от 920-950°C). В результате на поверхности получается крупноитолчатый мартенсит, а в сердцевине - крупнозернистая структура исходной стали. Преимуществом этого варианта является более высокая экономичность. В последнее время закалку с цементационного нагрева с подотжигиванием стали применяют и для достаточно ответственных деталей из наследственно мелкозернистых сталей после газовой цементации и скоростной цементации с нагрева т.в.ч., приводящей к меньшему росту зерна выводу небольшой продолжительности. После закалки приме-

няют обработку холодом для устранения остаточного аустенита в поверхностном слое, в результате чего твердость поверхности повышается до HRC 58-64.

2. При повышенных требованиях к структуре и свойствам изделия последние после цементации охлаждаются на воздухе или в ящике до 20° и затем подвергаются закалке от $850-900^{\circ}\text{C}$ (в зависимости от марки стали). Такая температура закалки лежит выше критической для сердцевины и поверхности и позволяет за счёт перекристаллизации устранить крупнозернистость. Однако, для высокоуглеродистой поверхности такой нагрев приводит к некоторому перегреву и получению крупноиглового мартенсита.
3. Для удовлетворения особо высоких требований к структуре и свойствам цементированных изделий применяют двойную закалку. Первая закалка (или нормализация) проводится с температуры $850-900^{\circ}\text{C}$. Целью первой закалки являются уничтожение сетки цементита в поверхностном слое и изменение структуры сердцевины. В результате такой закалки в поверхностном слое получается структура крупноиглового мартенсита, а в сердцевине мелкозернистого феррита, несколько пересыщенного углеродом. Вторая закалка необходима для окончательного исправления строения поверхностного слоя и проводится при более низких температурах ($760-800^{\circ}\text{C}$). После второй закалки в сердцевине образуется мелкозернистый феррит с небольшими участками переходных структур, а в поверхностном слое - нормальная структура мелкоиглового мартенсита и зернистого цементита.

Заключительной операцией термической обработки цементированных и закалённых изделий является низкий отпуск при $160-180^{\circ}\text{C}$, необходимый для уменьшения внутренних напряжений, возникающих при закалке.

1.2. Контролируемый минимум знаний, необходимых для выполнения работы.

1. Виды химико-термической обработки, их назначение.
2. Цементация стали. Виды цементации. Стали, подвергаемые цементации.

3. Химические реакции процесса цементации в газовой среде и в твёрдом карбюризаторе.
4. Преимущество газовой цементации и цементации при нагреве токами высокой частоты.
5. Режимы газовой и твёрдой цементации для наследственно крупнозернистых и наследственно мелкозернистых сталей.
6. Анализ микроструктуры цементированного образца в направлении от поверхности к сердцевине.
7. Варианты термической обработки изделий после цементации.
8. Анализ микроструктуры цементированного закалённого образца в зависимости от принятого варианта закалки.
9. Привести примеры цементированных деталей авиационных изделий.

II. ПРАКТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ РАБОТЫ.

2.1. ЗАДАЧИ РАБОТЫ.

1. Овладение теоретическими знаниями о химико-термической обработке вообще и о цементации в частности и её значение в практике термообработки.
2. Освоение методов цементации.
3. Изучение изменения структуры и свойств стали в процессе цементации и термической обработки.
4. Развитие навыков при выборе материала и режима цементации для изготовления деталей авиационного назначения.

2.2. Материальное оснащение.

1. Методическая разработка.
2. Образцы из цементуемой стали в исходном и цементированном состояниях.
3. Микршлифы цементуемой стали в исходном, цементированном и закалённом состоянии.
4. Твердомер типа "Роквелл".
5. Муфельные электрические печи.
6. Металлографические микроскопы МИМ-7.

2.3. Содержание отчёта.

1. Основные понятия о цементации стали.
2. Описание методов твёрдой цементации с изображением схемы цементационного ящика.
3. Основные химические реакции при цементации в твёрдом карбюризаторе.
4. Результаты экспериментальной части:
 - а) значение твёрдости стали до и после цементации, после закалки на поверхности и в сердцевине образца.
5. Микроструктура стали до и после цементации и после закалки.
6. Сводные данные .Анализ результатов и их объяснение.

2.4. Порядок выполнения работы.

1. Ознакомиться с теорией, изложить основные положения в отчёте.
2. Выбрать температуру нагрева под закалку цементированных образцов с учётом марки стали и требований , предъявляемых к детали.
3. Провести закалку образцов.
4. Произвести измерение твёрдости образцов до и после цементации и после закалки. У цементированных и закалённых образцов измерить твёрдость на поверхности и в сердцевине.
5. Исследовать микроструктуру стали до цементации, после цементации и после закалки. Микроструктуры зарисовать в отчёте.
6. Данные по измерению твёрдости, по определению степени и глубины цементации занести в отчёт.
7. Дать объяснения полученным результатам.

Л и т е р а т у р а.

1. А.П.Гуляев. Металловедение. М., 1977 г., стр. 317-331., 1986
2. И.И.Новиков . Теория термической обработки металлов, М., 1974 г., стр. 370-372.

Методические указания к лабораторным работам разработали:

доцент, к.т.н Дроздов И.А,

доцент, к.т.н. Морозов Н.П,

ст. преподаватель Уварова В.С,

доцент, к.т.н. Минаев Е.М.

Под редакцией Морозова Н.П.

Технический редактор Панова Л.А

Подписано в печать 7.07.86. Формат 60х84 1/16.

Заказ № 441 Тираж 60. Бесплатно.

г. Куйбышев. КуАИ, ул. Ульяновская 18. Отдел оперативной печати.