

ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

*Методические указания к лабораторным работам
для студентов бакалавриата направления 22.03.01*

**САНКТ-ПЕТЕРБУРГ
2021**

Министерство науки и высшего образования Российской Федерации
Федеральное государственное бюджетное образовательное
учреждение высшего образования
Санкт-Петербургский горный университет

Кафедра материаловедения и технологии художественных изделий

ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

*Методические указания к лабораторным работам
для студентов бакалавриата направления 22.03.01*

САНКТ-ПЕТЕРБУРГ
2021

УДК 669:017 (073)

ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ: Методические указания к лабораторным работам / Санкт-Петербургский горный университет. Сост.: *К.Ю. Шахназаров, А.В. Сивенков*, СПб, 2021. 53 с.

Методические указания составлены в соответствии с программой курса «Инструментальные материалы» для высших учебных заведений и предназначены для студентов направления подготовки 22.03.01 Материаловедение и технологии новых материалов.

Научный редактор проф. *Е.И.Пряхин*

Рецензент к.т.н., доцент *С.Н. Филипов* (СПбГПУ Петра Великого)

© Санкт-Петербургский
горный университет, 2021

ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

*Методические указания к лабораторным работам
для студентов бакалавриата направления 22.03.01*

Сост. *К.Ю. Шахназаров, А.В. Сивенков*

Печатается с оригинал-макета, подготовленного кафедрой
материаловедения и технологии художественных изделий

Ответственный за выпуск *К.Ю. Шахназаров*

Лицензия ИД № 06517 от 09.01.2002

Подписано к печати 01.06.2021. Формат 60×84/16.
Усл. печ. л. 3,1. Усл.кр.-отт. 3,1. Уч.-изд.л. 2,8. Тираж 75 экз. Заказ 504.

Санкт-Петербургский горный университет
РИЦ Санкт-Петербургского горного университета
Адрес университета и РИЦ: 199106 Санкт-Петербург, 21-я линия, 2

ПРЕДИСЛОВИЕ

Инструментальные материалы – это большая группа материалов, которые в результате термической обработки получают высокую твердость, прочность и износостойкость, необходимые для обработки материалов резанием или давлением. Большинство инструментальных материалов, кроме того, должны обладать теплостойкостью, т.е. способностью сохранять эти свойства при нагреве, возникающем в рабочей кромке инструмента, при резании на больших скоростях, при деформировании в горячем состоянии и т.д.

Настоящие методические указания включают описание 7 лабораторных работ, посвященных главным образом строению, свойствам и упрочняющей термической обработке инструментальных материалов. Особое внимание уделено воздействию технологических факторов (термической обработки; обработки давлением) на структуру и свойства металлических материалов

Основные цели пособия следующие:

1. Помощь студентам в усвоении и закреплении теоретического материала курса.
2. Практическое освоение методов изучения структуры инструментальных сталей.
3. Выработка умения целенаправленного изменения структуры и свойств инструментальных материалов путем внешних воздействий - термической обработки, пластической деформации.
4. Развитие навыков обработки и анализа полученных экспериментальных данных с использованием вычислительной техники.

Описание каждой работы включает разделы, позволяющие усвоить цель данной работы, методику ее выполнения и требования по оформлению отчета. Приведенные теоретические сведения достаточны для осознанного самостоятельного решения поставленных задач, поэтому обращение к дополнительной литературе не требуется. В случае возникновения затруднений следует проработать соответствующий материал по одному из рекомендуемых ниже учебников.

ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА № 1 МИКРОСТРУКТУРА УГЛЕРОДИСТЫХ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

Цель работы: Изучение микроструктуры отожженных углеродистых инструментальных сталей.

1 Теоретические сведения

На диаграмме состояния железо–углерод (рис. 1) сплавы, относящиеся к сталям, расположены в интервале концентраций углерода до 2,14 %, т.е. левее точки *E*. При температурах ниже 727 °С все отожженные углеродистые стали состоят из двух фаз – феррита и цементита. **Феррит** – это твердый раствор углерода в железе с объемно-центрированной кубической решеткой (Fe_{α}). Максимальная растворимость углерода в Fe_{α} составляет около 0,02 % (точка *P*). **Цементит** – это карбид железа Fe_3C , содержащий 6,67 % С.

При температурах выше линии *GSE* равновесной фазой является **аустенит** – твердый раствор углерода в железе с гранцентрированной кубической решеткой (Fe_{γ}). Предельная растворимость углерода в Fe_{γ} – 2,14 % (точка *E*).

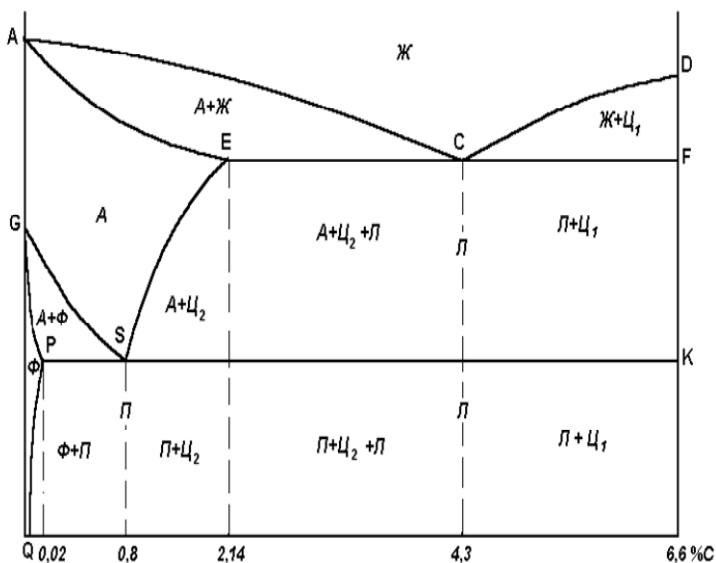


Рис. 1. Диаграмма Fe – Fe₃C

В результате фазовых превращений в твердом состоянии при малых скоростях охлаждения в стали образуются следующие структуры: перлит, избыточный феррит, вторичный цементит и третичный цементит.

На линии *GS* из аустенита начинает выделяться избыточный феррит, а на линии *SE* – вторичный цементит. На линии *PQ* из феррита выделяется третичный цементит. Во всех сплавах правее точки *P* при небольшом переохлаждении до температур ниже 727 °C аустенит эвтектоидного состава (0,8 % C) распадается на эвтектоидную смесь феррита и цементита, называемую **перлитом**, причем цементит может быть в виде пластинок или зерен (Приложение, рис. 4).

Сталь, содержащую 0,8 % C, называют **эвтектоидной**. Стали, содержащие менее 0,8 % C называют **доэвтектоидными**, а более 0,8 % C – **заэвтектоидными**.

Металлографический анализ металлов и сплавов включает-

ся в исследовании структуры материалов при больших увеличениях с помощью микроскопа, а наблюдаемая структура называется *микроструктурой*. Изучение под микроскопом структуры металлов возможно лишь при достаточно интенсивном отражении световых лучей от исследуемой поверхности. Поэтому поверхность образца должна быть специально подготовлена. Образец, поверхность которого подготовлена для металлографического анализа, называется *микрошлифом*. Для изготовления микрошлифа необходимо вырезать образец из исследуемого металла, получить на нем плоскую, блестящую поверхность, а затем шлиф травят. Существует несколько методов травления, из которых наиболее распространен метод избирательного растворения фаз. Метод основан на различии физико-химических свойств отдельных фаз и пограничных участков зерен. В результате различной интенсивности растворения создается рельеф поверхности шлифа. Для травления микрошлиф погружают полированной поверхностью в раствор избранного состава и через некоторое время вынимают. Если полированная поверхность станет слегка матовой, травление считается законченным, шлиф сразу же промывают водой, затем спиртом и высушивают фильтровальной бумагой.

Микрошлифы сталей травят 3-4% раствором HNO_3 в спирте, после чего структурно свободные феррит и цементит по сравнению с темным (коричневатым) перлитом выглядят белыми.

При охлаждении доэвтектоидной стали из аустенита вначале выделяется феррит. Размер ферритных зерен в значительной степени зависит от скорости охлаждения аустенита. При рассмотрении в микроскоп феррит наблюдается в виде светлых зерен неодинаковой яркости (Приложение, рис. 1). По мере увеличения концентрации углерода в доэвтектоидной стали количество зерен феррита убывает (Приложение, рис. 2), а количество перлита увеличивается.

В сплавах, содержащих 0,5-0,75 % С зерна феррита располагаются по границам зерен другой структурной составляющей – перлита – в виде разорванной сетки (Приложение, рис. 3).

В доэвтектоидной стали перлит в большинстве случаев имеет пластинчатое строение. Темные пластинки, видимые в перлите, представляют собой тени, отбрасываемые на участки феррита вы-

ступающими после травления участками цементита. Форма выделения перлита в доэвтектоидных и эвтектоидных сталях определяется условиями выполнения отжига. Форма и размер частиц цементита в перлите существенно влияют на свойства стали. Так, например, зернистый перлит более пластичен и имеет меньшую твердость, чем пластинчатый. Твердость зернистого перлита 160-220 *HВ*, а пластинчатого – 200-250 *HВ*. С уменьшением размера цементитных частиц твердость и прочность перлита возрастает. Форма цементитных частиц влияет на обрабатываемость стали резанием. Доэвтектоидные стали хорошо обрабатываются резанием, если имеют структуру пластинчатого перлита, а эвтектоидные и заэвтектоидные – зернистого.

В заэвтектоидных сталях возможно выделение вторичного цементита в виде сетки по границам зерен перлита. Это происходит в результате окончания горячей обработки при излишне высокой температуре и является значительным дефектом заэвтектоидной стали, ухудшает ее прочность и вязкость. Еще одной, но более редко встречающейся формой выделения цементита, также сильно ухудшающей механические свойства, является образование его в виде игл (вследствие значительного перегрева).

Итак, можно выделить четыре типа структур сталей.

Первый тип структуры – феррит и третичный цементит – наблюдается в низкоуглеродистых сталях, содержащих до 0,02 % С (т. *P*). Такие стали называются *техническим железом*.

Второй тип структуры – феррит и перлит – наблюдается в доэвтектоидных сталях, содержащих от 0,02 до 0,8 % С (т. *S*). Чем больше в доэвтектоидной стали углерода, тем больше в ней перлита.

Третий тип структуры – перлит – наблюдается в эвтектоидной стали, содержащей 0,8 % С.

Четвертый тип структуры – вторичный цементит и перлит – наблюдается в заэвтектоидной стали с содержанием углерода от 0,8 до 2,14 % (т. *E*).

Отличие доэвтектоидных сталей от заэвтектоидных по микроструктуре

В доэвтектоидных и заэвтектоидных сталях имеется одна общая для обоих типов структур составляющая – перлит. Отличить при микроанализе до- и заэвтектоидные стали друг от друга можно только по избыточным выделениям: если в структуре находится избыточный феррит, то сталь доэвтектоидная, а если вторичный цементит, то сталь заэвтектоидная.

Имеются три металлографических способа отличить доэвтектоидные стали от заэвтектоидных.

а) При травлении раствором азотной кислоты избыточные феррит и цементит имеют светлый оттенок. Относительное весовое количество избыточного феррита в доэвтектоидных сталях может изменяться от 100 % (сталь состава точки *P*) до 0 % (сталь состава точки *S*). В то же время количество вторичного цементита в заэвтектоидных сталях может изменяться в узких пределах – от 0 % (сталь состава точки *S*) до 20 % (сталь состава точки *E*).

Таким образом, если в отожженной стали, наряду с темным перлитом, обнаруживается светлая составляющая, занимающая более 20 % всей площади поля шлифа, видимого в микроскоп, то эта составляющая является избыточным ферритом, и сталь, следовательно, доэвтектоидная.

б) Если относительное количество светлой составляющей меньше 20 %, или если при микроанализе трудно произвести количественную оценку, то эта светлая составляющая может оказаться как избыточным ферритом, так и вторичным цементитом. В этом случае следует использовать индикаторный травитель – горячий щелочной раствор пикрата натрия, который окрашивает цементит в темно-коричневый цвет, оставляя феррит светлым.

в) Если избыточная фаза занимает менее 20 % площади шлифа, протравленного азотной кислотой, то при наличии некоторого опыта можно отличить вторичный цементит от избыточного феррита по форме и оттенку выделений.

Сетка избыточного феррита после отжига составлена из отдельных зерен, в то время как вторичный цементит на шлифе выяв-

ляется в виде почти непрерывной сетки. Сетка вторичного цемента выступает над перлитом в виде рельефа, так как твердый цементит после полировки слегка возвышается над более мягким и сильнее споллировываемым перлитом. Вторичный цементит может выделяться из аустенита также в виде изолированных игл, как по границам, так и внутри колоний перлита. Наконец, цементит выглядит под микроскопом более светлым по сравнению с ферритом.

Металлографическое определение углерода в отожженных сталях

Если углеродистая сталь хорошо отожжена, т.е. приведена в равновесное состояние, то микроструктурным анализом можно определить содержание в ней углерода.

Такие определения фактически выполняют только для доэвтектоидных сталей, так как в заэвтектоидных сталях значительное изменение в содержании углерода мало и почти незаметно изменяет микроструктуру.

Углерод в доэвтектоидной стали распределен между избыточным ферритом и перлитом. В феррите содержатся тысячные доли процента углерода, которыми можно пренебречь и считать, что практически весь углерод в доэвтектоидной стали находится в перлите. В перлите содержится 0,8 % С. В доэвтектоидной стали на перлит приходится только часть сплава, и содержание углерода в весовых процентах пропорционально площади шлифа, занимаемой перлитом. Эта пропорция вытекает из примерного равенства удельных весов феррита и перлита; в противном случае по микроструктуре можно было бы судить только об объемном соотношении.

Содержание углерода в доэвтектоидной стали:

$$\% \text{ C} = 0,8 \cdot F_{\Pi} / 100,$$

где F_{Π} – площадь, занятая перлитом (в %) в поле зрения микроскопа.

F_{Π} чаще всего оценивают на глаз. Такой метод может показаться слишком грубым; в действительности же он дает хорошие результаты. Если абсолютная ошибка в оценке площади, занимае-

мой перлитом, составляет 10 %, то абсолютная ошибка в определении содержания углерода составляет всего 0,08 %.

2 Материалы и оборудование для выполнения работы

1. Металлографические микроскопы.
2. Коллекция шлифов сталей.
3. Альбом фотографий микроструктур углеродистых сталей.

3 Порядок выполнения работы

1. Изучить содержание основных положений работы.
2. Получить навыки определения под микроскопом элементов структуры стали: феррита, цементита, перлита, для чего:
 - а) рассмотреть фотографии микроструктур в альбоме;
 - б) рассмотреть под микроскопом подобранные шлифы для изучения структурных составляющих и зарисовать схемы рассмотренных структур.
3. Изучить микроструктуру трех-четырех образцов, относящихся к различным классам инструментальных сталей (доэвтектоидные, эвтектоидные, заэвтектоидные), определить к какому из названных классов относится каждый образец. Зарисовать схему микроструктуры рассмотренных образцов и обозначить на рисунках структурные составляющие.
4. В образце заэвтектоидной стали определить содержание углерода в %.

4 Содержание отчета

Отчет должен включать следующие разделы:

1. Цель работы.
2. Основные положения по теме работы (кратко).
3. Описание отдельных стадий выполнения работы с указанием используемого оборудования, с необходимыми пояснениями, цифровыми данными, зарисовками микроструктур и их описаниями.
4. Анализ полученных результатов, выводы.

Литература: [1, с. 222...224, 259-262, 267-281, или или 3, с. 210-213, 269-270, или 4, с. 262-268, 318-321, 331-337]

ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА № 2 ИЗУЧЕНИЕ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Цель работы: изучить свойства, химический состав, обозначение и область применения материалов, используемых для режущих инструментов, освоить методику выбора рациональных марок материалов для режущих инструментов.

1 Теоретические сведения.

Требования, предъявляемые к инструментальным материалам. Режущая часть инструмента работает в условиях длительного контакта и трения с обрабатываемым металлом, подвергается истиранию, тепловым воздействиям и силовым нагрузкам. Эти тяжелые условия работы и определяют требования к инструментальным материалам. Материал для изготовления режущего инструмента должен обладать высокой твердостью (в 1,5 - 2 раза тверже обрабатываемого материала) и износостойкостью - способностью длительное время сохранять режущие свойства кромки в условиях трения. Вместе с тем, режущий инструмент должен обладать высокой прочностью и достаточной вязкостью, чтобы сохранять форму режущей кромки и сопротивляться разрушению при динамических нагрузках. Твердость и прочность инструментальных материалов — это свойства антагонисты, т.е. чем выше твердость материала, тем ниже его прочность. В процессе резания происходит нагрев режущей кромки инструмента. Поэтому основным требованием, предъявляемым к инструментальным материалам, является высокая теплостойкость (красностойкость) - способность сохранять твердость и режущие свойства при длительном нагреве в процессе работы. Инструментальный материал должен обладать технологическими свойствами, обеспечивающими оптимальные условия изготовления из него инструментов. Для инструментальных сталей ими являются хорошая обрабатываемость резанием и давлением; благоприятные особенности термической обработки (малая чувствительность к перегреву и

обезуглероживанию, хорошие закаливаемость и прокаливаемость, минимальные деформирование и образование трещин при закалке и т.д.); хорошая шлифуемость после термической обработки. Исходя из выше перечисленных требований, набор основных свойств инструментального материала и определяет область рационального использования его в режущем инструменте.

Материалы, применяемые для режущих инструментов. Инструментальными являются материалы, предназначенные для оснащения рабочей части режущих инструментов. Эти материалы подразделяются на пять основных групп: инструментальные стали (углеродистые, легированные и быстрорежущие); металлочерепичные твердые сплавы (группы ВК, ТК и ТТК), минералочерепичная (оксидная, оксикарбидная и нитридная); сверхтвердые материалы СТМ (на основе алмаза и кубического нитрида бора) и абразивные материалы. Инструментальные стали в зависимости от химического состава разделяют на углеродистые, легированные и быстрорежущие. В холодном состоянии эти стали по твердости различаются не значительно, основное их различие - разная теплостойкость. Углеродистые инструментальные стали (ГОСТ 1435-99) применяют для изготовления инструмента, работающего при малых скоростях резания. Из углеродистой стали марок У7 и У8 изготавливают зубила, кернеры, молотки и другие ударные инструменты, из сталей У9 и У10А ножи, ножницы, ножовочные полотна, пилы, из У11, У11А, У12 - слесарные метчики, плашки, шаберы, напильники, сверла и др. Буква У в марке стали обозначает, что сталь углеродистая, цифра после буквы указывает на содержание в стали углерода в десятых долях процента, буква Г - повышенное содержание марганца, а буква А - на то, что сталь углеродистая высококачественная, так как у нее пониженное содержание серы и фосфора. Основными свойствами этих сталей является высокая твердость (HRC 62 - 65) и низкая теплостойкость (200 - 220°C), поэтому рекомендуемая скорость резания инструментом из этих сталей должна быть не более 8 - 10 м/мин. Для повышения тех или иных свойств углеродистых инструментальных сталей в их состав вводят так называемые легирующие элементы, обозначаемые соответствующими буквами в марках стали. Так, никель (Н) после соответствующей термообработки стали, сообщает ей

тонкую структуру, определяющую высокую пластичность и вязкость, увеличивает прокаливаемость. Марганец (Г) увеличивает прокаливаемость и прочность стали, ускоряет процесс цементации и повышает износостойкость. Хром (Х) упрочняет сталь в результате его растворения в железной основе и образования карбидов. Вольфрам (В) повышает твердость путем образования сложных карбидов и сохраняет твердость сплава при отпуске, уменьшает его склонность к росту зерна при нагреве, повышает износостойкость и теплостойкость. Ванадий (Ф) резко уменьшает рост зерна при нагреве, увеличивает устойчивость против снижения твердости при отпуске, улучшает свариваемость, но ухудшает шлифуемость материала. Молибден (М) уменьшает склонность стали к отпускной хрупкости, повышает прокаливаемость, придает повышенную прочность, пластичность и вязкость. Кремний (С) улучшает прокаливаемость стали, снижает ее чувствительность к перегреву, равномернее распределяет карбиды.

Легированные инструментальные стали (ГОСТ 5950-2000) бывают хромистыми (Х), хромистокремнистыми (ХС), хромовольфрамомарганцовистыми (ХВГ) и др. Цифры в марке стали обозначают состав (в процентах) входящих компонентов. Цифра слева перед буквенным обозначением определяет содержание углерода в десятых долях процента. Цифры справа от буквы указывают среднее содержание легирующего элемента в процентах. Если содержание легирующего элемента или углерода близко к 1 %, цифра не ставится. Из стали марки Х изготавливают метчики, плашки, резцы; из стали 9ХС, ХГС - сверла, развертки, фрезы, метчики и плашки; из стали ХВ4, ХВ5 - сверла, метчики, развертки, из стали ХВГ - длинные метчики и развертки, плашки, фасонные резцы. Теплостойкость легированных инструментальных сталей достигает 250 - 260°С и поэтому скорости резания для них в 1,2 - 1,5 раза выше, чем для углеродистых сталей. Допустимые скорости резания составляют 15 – 25 м/мин. Быстрорежущие(высоколегированные) стали (ГОСТ 19265-73) применяют для изготовления различных инструментов, но чаще сверл, зенкеров, метчиков. Быстрорежущие стали обозначают буквами и цифрами, например, Р9, Р6М3 и др. Буква Р (рапид) означает, что сталь быстрорежущая. Цифры после нее указывают среднее со-

держание вольфрама в процентах. Остальные буквы и цифры обозначают то же, что и в марках легированных сталей. Быстрорежущие стали отличаются по своим свойствам и областям применения. Стали нормальной производительности, имеющие твердость до HRC65, теплостойкость до 620°C и прочность на изгиб 3000 - 4000 МПа, предназначены для обработки углеродистых и низколегированных сталей с пределом прочности до 1000 МПа, серого чугуна и цветных металлов. К сталям нормальной производительности относят вольфрамовые марок P18, P12, P9, P9Ф5 и вольфрамомолибденовые марок P6M3, P6M5, сохраняющие твердость не ниже HRC 62 до температуры 620°C. Быстрорежущие стали повышенной производительности, легированные кобальтом или ванадием, с твердостью до HRC 70 - 73 при теплостойкости 650 - 730°C и с прочностью на изгиб 2500 - 2800 МПа предназначены для обработки труднообрабатываемых сталей и сплавов с пределом прочности свыше 1000 МПа, титановых сплавов и др. Улучшение режущих свойств этой стали достигается повышением содержания в ней углерода с 0,8 до 1 %, а также дополнительным легированием цирконием, азотом, ванадием, кремнием и другими элементами. К быстрорежущим сталям повышенной производительности относят P18K5Ф2, P10K5Ф5, P9K5, P6M5K5, P2M6Ф2K8AT и др. Порошковая быстрорежущая сталь (ГОСТ 29393 – 89) характеризуется однородной мелкозернистой структурой, равномерным распределением карбидной фазы, пониженной деформируемостью в процессе термической обработки, хорошей шлифуемостью, более высокими технологическими и механическими свойствами, чем сталь аналогичных марок, полученных по традиционной технологии. Выпускают ряд марок порошковой стали: P7M2Ф6-МП, P6M5Ф3-МП, P9M2Ф6K5-МП, P12MФ5-МП и др. Буквы МП обозначают, что материал порошковый. Металлокерамические твердые сплавы (ГОСТ 3882-74) разделяют на вольфрамовые, титановольфрамовые, титанотантало-вольфрамовые и безвольфрамовые. Их выпускают в виде мелкогабаритного инструмента, режущих коронок к инструментам напайных перетачиваемых и сменных непетачиваемых пластин разной формы. Инструменты, оснащенные пластинками из твердых сплавов, позволяют применять более высокие скорости резания, чем инструменты из быстрорежущей

щей стали. Вольфрамовые сплавы группы ВК состоят из карбида вольфрама и металлического кобальта. Применяют сплавы марок ВК3, ВК3М, ВК4, ВК6, ВК6В, ВК8, ВК8В, ВК10М, ВК20, ВК25. Буква В означает карбид вольфрама, К –металлический кобальт, цифра - процентное содержание кобальта (остальное - карбид вольфрама). Буква М, приведенная в конце некоторых марок, означает, что сплав мелкозернистый. Такая структура сплава повышает износостойкость инструмента, но снижает сопротивляемость ударам. Буква В в конце марки указывает на более высокую эксплуатационную прочность и сопротивление ударным вибрациям и выкрашиванию. Применяются вольфрамовые сплавы для обработки чугуна, цветных металлов и их сплавов и неметаллических материалов (резины, пластмассы, фибры, стекла и др.). Титановольфрамовые сплавы группы ТК состоят из карбидов вольфрама, титана и металлического кобальта. К этой группе относят сплавы марок Т5К10, Т5К12, Т14К8, Т15К6, Т30К4. Буква Т и цифра за ней указывают на процентное содержание карбида титана, буква К и цифра за ней процентное содержание кобальта, остальное в данном сплаве - карбид вольфрама. Применяются эти сплавы для обработки всех видов сталей. Титанотанталовольфрамовые сплавы группы ТТК состоят из карбидов вольфрама, титана, тантала и металлического кобальта. К этой группе относят сплавы марок ТТ7К12 и ТТ10К8Б, содержащие соответственно 7 и 10 % карбидов титана и тантала, 12 и 8 % кобальта, остальное - карбид вольфрама. Эти сплавы работают в особо тяжелых условиях обработки, при наличии песка и неметаллических включений, когда применение других инструментальных материалов не эффективно. Сплавы, имеющие меньшее процентное содержание кобальта (ВК3, ВК4) обладают меньшей вязкостью, применяют для обработки со снятием тонкой стружки на чистовых операциях. Сплавы, имеющие большее содержание кобальта (ВК8, Т14К8, Т5К10) обладают большей вязкостью, их применяют для обработки со снятием толстой стружки на черновых операциях.

Мелкозернистые твердые сплавы марок ВК3М, ВК6М, ВК10М и крупнозернистые сплавы марок ВК4 и Т5К12 применяют в условиях пульсирующих нагрузок и при обработке труднообрабатываемых нержавеющей, жаропрочных и титановых сплавов. Твердые

сплавы обладают высокой теплостойкостью. Вольфрамовые и титановольфрамовые твердые сплавы сохраняют твердость при температуре в зоне обработки 800 - 850°С, что позволяет работать при высоких скоростях резания (до 500 м/мин при обработке сталей и 2700 м/мин при обработке алюминия). Для обработки деталей из нержавеющей, жаропрочных и других труднообрабатываемых сталей и сплавов предназначены особо мелкозернистые вольфрамкобальтовые сплавы группы ОМ: ВК6-ОМ - для чистовой обработки, а сплавы ВК10-ОМ и ВК15-ОМ - для получистовой и черновой обработки. Дальнейшее развитие и совершенствование сплавов для обработки труднообрабатываемых материалов вызвало появление сплавов марок ВК10-ХОМ и ВК15-ХОМ, в которых содержится карбид хрома. Легирование сплавов карбидом хрома увеличивает их твердость и прочность при повышенных температурах. Промышленностью освоены экономичные безвольфрамовые твердые сплавы на основе карбида титана и ниобия, карбонитридов титана на никелемолибденовой связке. Применяют безвольфрамовые твердые сплавы марок ТМ1, ТМ3, ТН-20, ТН-30, КНТ-16. Эти сплавы обладают более высокой окалинотойкостью, превышающей стойкость сплавов на основе карбида титана (Т15К6, Т15К10) более чем в 5 - 10 раз. При обработке на высоких скоростях резания на поверхности этих сплавов образуется тонкая оксидная пленка, выполняющая роль твердой смазки, что обеспечивает повышение износостойкости и снижение шероховатости обработанной поверхности. Вместе с тем безвольфрамовые твердые сплавы имеют более низкие ударную вязкость и теплопроводность, а также стойкость к ударным нагрузкам, чем сплавы группы ТК. Это позволяет применять их при чистовой и получистовой обработке конструкционных и низколегированных сталей и цветных металлов. Специальные твердые сплавы (ТУ 48-19-308-80) используются для изготовления сменных многогранных пластин, обладающих повышенными режущими свойствами. Обозначение сплава состоит из букв МС и трехзначного (для пластин без покрытий) и четырехзначного числа (для пластин с покрытием карбидом титана). Первая цифра обозначает область применения сплава по классификации ИСО (1- обработка материалов, дающих сливную стружку (группа Р); 3 - обработка материалов, дающих

стружку надлома (группа К); 2 - обработка материалов промежуточных между 1 и 3, т. е. соответствующих группе М (по ИСО); вторая и третья цифры характеризуют подгруппу применяемости, т. е. вид обработки; четвертая цифра - наличие покрытия. Марки твердых сплавов МС соответствуют маркам твердых сплавов по ГОСТ 3882-74.

Для повышения прочности пластинок из твердого сплава применяют плакирование - покрытие их защитными пленками. Широко применяют износостойкие покрытия из карбидов, нитридов и карбонитридов титана, нанесенные на поверхность твердосплавных пластин в виде тонкого слоя толщиной 5 – 10 мкм. При этом на поверхности твердосплавных пластин образуется мелкозернистый слой обладающий высокой твердостью, износостойкостью и химической устойчивостью при высоких температурах. Покрытия имеют различный цвет: нитрид титана(TiN) - золотистый, карбид титана (TiC) - серо-дымчатый. Стойкость твердосплавных пластин с покрытием в среднем в 1,5 - 3 раза выше стойкости обычных пластин, скорость резания ими может быть увеличена на 25 - 80 %. В тяжелых условиях резания, когда наблюдаются выкрашивание и сколы у обычных пластин, эффективность пластин с покрытием снижается. Из минералокерамических материалов, основной частью которых является оксид алюминия (Al_2O_3) с добавкой относительно редких элементов: вольфрама, титана, тантала и кобальта, распространена оксидная (белая) керамика марок ЦМ-332 (микролит), ЦВ-18 (термокорунд), ВО-13 и ВШ-75. Она отличается высокой твердостью (HRA 89 - 95), теплостойкостью (до 1200 °С) и износостойкостью, что позволяет обрабатывать металл на высоких скоростях резания (при чистовом обтачивании чугуна - до 3700 м/мин), которые в 2 раза выше, чем для твердых сплавов. В настоящее время для изготовления режущих инструментов применяют режущую (черную) керамику марок ВОК-60, ВОК-63, ВОК-71. Режущая керамика (кермет) представляет собой оксидно-карбидное соединение из оксида алюминия и 30 - 40 % карбидов вольфрама и молибдена или молибдена и хрома и тугоплавких связей. Введение в состав минералокерамики металлов или карбидов металлов улучшает ее физико-механические свойства, а также снижает хрупкость. Это позволяет

увеличить производительность обработки за счет повышения скорости резания. Получистовая и чистовая обработка деталей из серых, ковких чугунов, труднообрабатываемых сталей, некоторых цветных металлов и сплавов производится со скоростью резания 435 - 1000 м/мин без смазочно-охлаждающей жидкости. Режущая керамика отличается высокой теплостойкостью. Оксидно-нитридная керамика состоит из нитридов кремния и тугоплавких материалов с включением оксида алюминия и других компонентов (силинит-Р и кортинит ОНТ-20). Силинит-Р по прочности не уступает оксидно-карбидной минералокерамике, но обладает большей твердостью (HRA94 - 96) и стабильностью свойств при высокой температуре. Он не взаимодействует в процессе резания с большинством сталей и сплавов на основе алюминия и меди. Применяют его на операциях получистового и чистового точения различных материалов, а также при обработке закаленных сталей.

Сверхтвердые материалы применяют для обработки закаленных и цементированных сталей (HRC40 - 67), высокопрочных чугунов, твердых сплавов типа ВК25 и ВК15, стеклопластика и других материалов. Их обрабатывают инструментом, режущая часть которого изготовлена из крупных поликристаллов диаметром 3 - 6 мм и длиной 4 - 5 мм на основе кубического нитрида бора (эльбор-Р, кубонит-Р, гексанит-Р). По твердости эльбор-Р приближается к алмазу, а его теплостойкость в 2 раза выше теплостойкости. Эльбор-Р химически инертен к материалам на основе железа. Из других сверхтвердых материалов распространены синтетические алмазы типа баллас (марка АСБ), карбонадо (марка АСПК). Карбонадо химически более активен к углеродсодержащим материалам, поэтому применяется для точения цветных металлов, высококремнистых сплавов, твердых сплавов типа ВК10, ВК30, неметаллических материалов. Стойкость резцов из карбонадов 20 - 50 раз выше стойкости резцов из твердых сплавов. К абразивным материалам относят электрокорунд нормальный марок 14А, 15А и 16А, электрокорунд белый марок 23А, 24А и 25А, монокорунд марок 43А, 44А и 45А. Карбид кремния зеленый марок 63С и 64С и черный марок 53С и 54С, карбид бора, эльбор, синтетический алмаз и др. Абразивные материалы характеризуются зернистостью - линейными размерами зерен и под-

разделяются на шлифзерно от №200 до №16 (соответственно от 2500 до 160 мкм); шлифпорошки от № 12 до №4 (соответственно от 160 до 40 мкм); микропорошки от М63 до М14 (соответственно от 63 до 10 мкм). Из абразивных материалов изготавливают порошки, которые предназначены для обработки резанием в свободном и в связанном состоянии в виде абразивного инструмента (шлифовальных кругов, брусков, шкурок, лент и др.) и паст.

Рекомендации по выбору рациональных марок инструментальных материалов. При определении условий эффективного использования инструментальных материалов, обычно используют рекомендации международной организации стандартов ИСО (ISO), которые предусматривают их использование с учетом обрабатываемых материалов и типа стружки, типа обработки (чистовая, получистовая, легкая черновая и черновая), условий обработки (хорошие, нормальные и тяжелые), а также видов обработки (точение, растачивание, фрезерование и др.). По стандарту ИСО предусматривается деление всех обрабатываемых материалов на три группы: **Р** (обозначаются синим цветом), **М** (желтым) и **К** (красным). В группу **Р** входят стали и стальное литье, при обработке которых получают сливную стружку. В группу **М** входят нержавеющие стали, титановые и жаропрочные сплавы, при обработке которых получают стружку надлома и сливную. В группу **К** входят чугуны, цветные металлы и их сплавы, материалы с высокой поверхностной твердостью, при обработке которых получают стружку надлома и скалывания.

Каждая группа применения делится на подгруппы, причем с увеличением индекса подгруппы от 01 до 40 (50), условия обработки становятся более жесткими, начиная от чистового резания и заканчивая черновым с ударами. Такое рассмотрение удобно для подбора рекомендуемых марок твердых сплавов по свойствам. Чем больше индекс подгруппы применения, тем ниже требуется износостойкость твердого сплава и допустимая скорость резания, но выше прочность (ударная вязкость) и допустимая подача и глубина резания. Таким образом, малые индексы соответствуют чистовым операциям, когда от твердых сплавов требуется высокая износостойкость и теплоустойчивость, а большие индексы соответствуют черновым операциям,

т.е. когда твердый сплав должен обладать высокой прочностью. В связи с этим каждая марка имеет свою предпочтительную область применения, в которой она обеспечивает максимальные работоспособность сплава и производительность обработки. Скорость резания, непрерывность обработки, жесткость системы СПИД, способ получения заготовки (состояние обрабатываемой поверхности) позволяет определить условие обработки и сформулировать требования к основным свойствам твердого сплава. Условия обработки могут быть хорошие, нормальные и тяжелые.

Определение марки стали по искре. Различные стали имеют характерные им искры, поэтому при отсутствии маркировки приблизительно марку стали можно определить пробой на искру. Если испытуемый образец привести в соприкосновение с вращающимся наждачным кругом, то образуется пучок искр, отбрасываемых образцом. Форма искр меняется в зависимости от количества углерода в стали и присутствия различных легирующих добавок. Длина искры зависит от силы надавливания на вращающийся диск и, следовательно, добиться одинаковой длины искры можно, определив степень и равномерность надавливания и сохранять ее во время испытаний. Неравномерное давление образца на круг может дать искаженный результат. При образовании искр следует внимательно наблюдать за их длиной, количеством, окраской и характером звездочек. Расположить образец относительно вращающегося диска при испытании надо так, чтобы пучок искр был длиной примерно 30 см перпендикулярно линии зрения. Наблюдение следует вести на черном фоне, глаза необходимо защитить очками. Марганцовистая твердая аль дает лучи темно-красного цвета со звездочками в виде листочков, форма и цвет которых зависят от содержания углерода.

Быстрорежущая сталь с высоким содержанием вольфрама P18 имеет небольшой пучок искр темно-красного цвета (штрихи) почти без звездочек. Быстрорежущие стали с малым содержанием вольфрама образуют искры красновато-оранжевого цвета. Хромистая сталь образует длинный пучок красноватых искр с характерно, утолщающимися звездочками. Кремнистая сталь имеет особо яркое (белое) утолщение луча, объясняющееся выделением боль-

шого количества теплоты в результате горения кремния при высокой температуре, развиваемой окислением углерода.

2 Материалы и оборудование: инструменты с режущей частью из различных материалов, напайные и сменные пластины для режущих инструментов.

3 Порядок выполнения работы

1. Изучить теоретические сведения.
2. Расшифровать марку и дать характеристику инструментальных материалов используя таблицу 1, приложение 1, в соответствии с вариантом задания.

Таблица 1

№ Варианта									
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
У8 А	9Х5В Ф	8ХФ	У12	9Г2Ф	9ХС	У10А	ХВС ГФ	В2Ф	ХВГ
Р6 М5	Р18	Р9	Р18Ф 2	Р9М4 К8	Р6М 5К5	Р18К 5Ф2	Р14Ф 4	Р6М 5	Р10К5 Ф5
ВК3	Т5К1 0	ВК6	Т30К 4	Т14К 8	ВК6- ОМ	ТТ20 К9	ТТ8К 6	ВК3 М	ВК4

Литература: [1, с. 141...143, 206-10, 259-262, 267-281, или 2, с. 184, 185, 238, 239, или 3, с. 210-213, 269-270, или 4, с. 262-268, 318-321, 331-337]

ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №3 ЗАКАЛКА УГЛЕРОДИСТЫХ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

Цель работы:

1. Изучить теоретические основы выбора температуры закалики углеродистых инструментальных сталей.
2. Изучить влияние среды охлаждения (скорости охлаждения) на твердость при закалке инструментальных сталей.
3. Установить влияние содержания углерода в стали на результаты закалики.

1 Теоретические сведения

Цель любого процесса *термической обработки* заключается в том, чтобы нагревом до определенной температуры, выдержкой и последующим охлаждением с определенной скоростью вызвать желаемое изменение структуры металла или сплава и, соответственно, изменение свойств. Следовательно, основными факторами воздействия при термической обработке являются температура, время выдержки и скорость последующего охлаждения.

В практике машиностроения различают первичную и вторичную термическую обработки. Назначение *первичной термической обработки* заключается в подготовке структуры к последующим операциям механической и окончательной термической обработки. К этому виду обработки относятся различные виды отжига и нормализации. Назначение *вторичной (окончательной) обработки* – получение необходимых эксплуатационных свойств деталей и изделий. К окончательной термической обработке относятся закалка и отпуск.

Цель закалки конструкционных и инструментальных сталей – достижение высокой прочности и высокой твердости. Сущность *закалки* заключается в получении пересыщенного твердого раствора. Пересыщение твердого раствора вызывает искажения кристаллической решетки, которые приводят к большим напряжениям и появлению дислокаций, компенсирующих эти искажения. Большие напряжения и высокая плотность дислокаций затрудняют пластическую деформацию и повышают прочность и твердость стали.

Закалка применима к сплавам, в которых могут образовываться ограниченные твердые растворы. При нагреве таких сплавов увеличивается растворимость компонентов. Если охлаждать сплав с большой скоростью, не оставляя времени на диффузию, то в процессе охлаждения выделение избыточных атомов растворенного компонента не произойдет. Тогда при комнатных температурах зафиксируется пересыщенный твердый раствор. Еще большее пересыщение может быть получено в сплавах, которые испытывают полиморфные превращения при нагреве и охлаждении. Наибольший эффект при закалке наблюдается в железо-углеродистых сплавах – сталях. Аустенит (твердый раствор углерода в γ -железе) может растворить углерода в сотни раз больше, чем феррит (твердый раствор

углерода в α -железе). Поэтому, если нагревать сталь до температур перестройки решетки и охлаждать, не давая углероду возможности выделяться из аустенита, то при обратной перестройке решетки возникает очень большое пересыщение железа углеродом. Такое пересыщение вызывает значительное изменение свойств.

Скорость охлаждения, при которой углерод не успевает выделяться из твердого раствора, называется *критической скоростью охлаждения*. Она может быть определена по диаграмме изотермического превращения переохлажденного аустенита для каждой стали. Геометрически это касательная к кривой начала превращения аустенита в феррито-карбидную смесь.

На рис. 2 представлена диаграмма изотермического превращения (или С-образная диаграмма) для стали с 0,8 % углерода.

Для углеродистых сталей время до начала распада аустенита очень мало ($\tau_{\text{инк}} = 0,5 \div 1,0$ с), и критическая скорость достигается только при охлаждении в воде или в водных растворах солей

При очень малой скорости охлаждения (V_1) аустенит будет превращаться в *перлит* (грубая смесь кристаллов феррита и цементита). С увеличением скорости охлаждения (V_2 и V_3) число центров зарождения феррита и цементита увеличивается и размеры кристаллов этих фаз уменьшаются. Более *дисперсные* (мелкозернистые) структуры – *сорбит*, *троостит* – имеют более высокую твердость, чем перлит. При скорости охлаждения больше $V_{\text{кр}}$ превращение аустенита в смесь феррита и цементита произойти не может, так как скорость диффузии углерода при температурах ниже 200 °С очень мала. Однако γ -решетка должна перестроиться в α -решетку, обладающую меньшим запасом энергии при низких температурах. Образуется пересыщенный твердый раствор углерода в α -железе. Решетка железа сильно искажается, становится тетрагональной, а не кубической. Возникает большое количество дислокаций и других дефектов. Поэтому сплав имеет высокую твердость и прочность, но очень низкую пластичность. Такая структура носит название *мартенсит*.

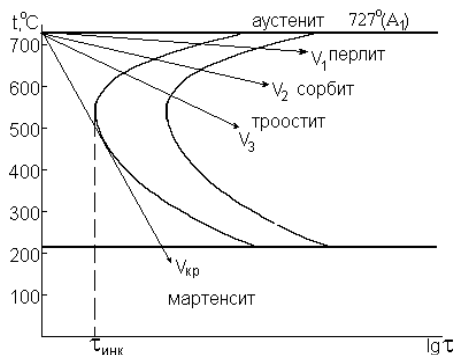


Рис. 2. Диаграмма изотермического распада переохлажденного аустенита эвтектоидной стали

Можно сказать, что закалка стали – это термическая операция получения структуры мартенсита, пересыщенного твердого раствора углерода в α -железе.

Основным фактором, определяющим твердость и прочность мартенсита, являются искажения кристаллической решетки α -железа, вызванные внедренными атомами углерода. Чем больше содержание углерода в мартенсите, тем больше *тетрагональность* решетки и выше твердость мартенсита (рис. 3).

Исходными условиями выбора температуры закалки являются требуемые свойства, которые должна обеспечить закаленная сталь.

Конструкционная сталь (<0,8 % C) применяется для изготовления деталей машин, механизмов и различного рода конструкций. Стали должны после закалки обладать высокими прочностными свойствами, особенно высокой усталостной прочностью, т.к. детали машин и механизмов испытывают сложные знакопеременные нагрузки.

На рис. 4 представлена левая (так называемая «стальная» часть диаграммы железо-цементит). С помощью диаграммы проследим за превращениями, происходящими при нагреве сталей.

При нагреве выше линии *PSK* (или критической температуры A_{c1}), но ниже *GS* (критическая температура A_{c3}) структура стали будет состоять из зерен аустенита и феррита.

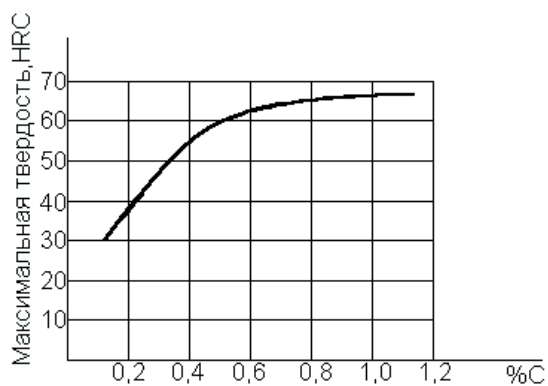


Рис. 3. Твердость мартенсита в зависимости от содержания углерода

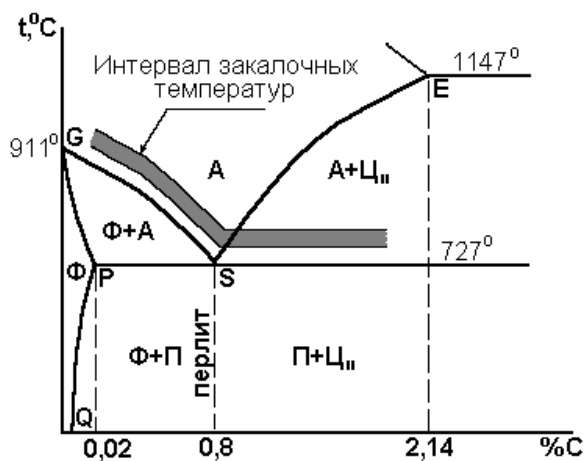


Рис. 4. «Стальная» часть диаграммы Fe-Fe₃C

При последующем охлаждении со скоростью, равной или больше критической, аустенит превратится в мартенсит, а феррит превращений не испытывает. После такой закалки структура будет состоять из очень твердых кристаллов мартенсита и мягких, пла-

стичных кристаллов феррита. Отсюда низкая твердость и прочность, а главное – низкая усталостная (циклическая) прочность стали. Следовательно, такая закалка не обеспечит высокие эксплуатационные свойства конструкционных сталей.

Если при закалке нагреть доэвтектоидную сталь выше линии GS (Ac_3), то произойдет превращение феррита и перлита в аустенит. Последующее охлаждение с критической скоростью позволит получить однородный мартенсит, характеризующийся высокой прочностью и значительной усталостной прочностью.

Большое влияние на свойства стали после закалки оказывает температура нагрева и время выдержки при этой температуре. Чем выше температура нагрева и длительнее выдержка при этой температуре, тем интенсивнее происходит рост аустенитных зерен. Рост зерна при нагреве вызывается стремлением сплава к уменьшению поверхностной энергии зерен. Из крупнозернистого аустенита после охлаждения получатся крупные кристаллы мартенсита (крупноигольчатый мартенсит). Это приведет к высокой хрупкости стали.

Следовательно, для доэвтектоидных (конструкционных) сталей температура закалки должна быть выше точки Ac_3 (линии GS), однако это превышение не должно быть большим.

Для получения оптимальных свойств после закалки необходимо производить нагрев до температуры, определяемой эмпирической формулой:

$$t_{\text{зак. доэвт.}} = Ac_3 + (30 \div 50) \text{ } ^\circ\text{C}.$$

Все заэвтектоидные стали – инструментальные. Материалы, идущие на изготовление инструментов (особенно режущих), должны обеспечивать высокие твердость и износостойкость, высокую прочность. Эти свойства получают часто в ущерб пластичности стали, в противном случае инструмент не будет обладать высокими режущими свойствами.

При нагреве выше линии SK (Ac_1) превращение претерпевает лишь перлит (рис. 3), а цементит не успевает раствориться в аустените. После нагрева до этих температур структура стали – аустенит и цементит. При охлаждении со скоростью больше критической получается структура, состоящая из твердых и износостойких кристаллов мартенсита и кристаллов цементита, имеющих еще большую

твердость и износостойкость. Нагрев до более высоких температур не приведет к повышению твердости; но резко увеличится размер зерен аустенита (т.к. растворение кристаллов цементита уже не будет сдерживать их рост), что отрицательно скажется на механических свойствах.

Следовательно, для заэвтектоидных (инструментальных) сталей температура закалки должна быть выше точки A_{c1} (линии SK).

Нагрев под закалку инструментальных сталей осуществляется до температур:

$$t_{\text{зак. заэвт.}} = A_{c1} + (30 \div 50) \text{ } ^\circ\text{C}.$$

2 Оборудование и материалы для выполнения работы

1. Нагревательные печи с автоматическими приборами для регулирования температуры.
2. Баки с различными охлаждающими средами (вода, масло).
3. Твердомеры Роквелла с алмазными наконечниками.
4. Образцы углеродистых сталей с различным содержанием углерода.

3 Порядок выполнения работы

1. Перед выполнением лабораторной работы необходимо ознакомиться с основными теоретическими положениями.
2. Выполнить в соответствии с заданием экспериментальную часть.
3. Провести анализ полученных результатов и сделать необходимые выводы по результатам работы всей подгруппы.

4 Методические указания по выполнению работы

Студенты получают образцы различных марок углеродистых сталей. Для группы студентов в 2-3 человека преподаватель указывает конкретные марки стали для проведения экспериментов (ВСт3; 10; 45; У8; У12).

Студенты определяют содержание углерода в стали по обозначению марки. Зная содержание углерода, выбирают по диаграм-

ме состояния системы «железо-цементит» оптимальную температуру заковки для данной стали.

Исходя из температуры нагрева и размеров образцов, студентам необходимо выбрать время нагрева образцов в печи.

Время нагрева стали под заковку складывается из времени прогрева образца до заданной температуры и времени выдержки при температуре заковки. Длительность выдержки при температуре заковки определяется временем, необходимым для превращения исходной структуры в аустенит. Общее время нагрева под заковку можно определить по данным табл. 2, в которой приведены нормы нагрева стали при термической обработке в лабораторных электрических печах.

Таблица 2

Температура нагрева, °С	Форма детали		
	Круг	Квадрат	Пластина
	Продолжительность нагрева в минутах		
	На 1 мм диаметра	На 1 мм толщины	
600	2,0	3,0	4,0
700	1,5	2,2	3,0
800	1,0	1,5	2,0
900	0,8	1,2	1,6
1000	0,4	0,6	0,8

Скорость охлаждения, обеспечивающая получение структуры мартенсита, определяется экспериментально. Наиболее распространенными охлаждающими средами в термических цехах являются вода и водные растворы солей и щелочей, минеральные масла, возможно применение в качестве охлаждающей среды воздуха (спокойного или циркулирующего). Охлаждая образцы, нагретые до температур заковки в различных средах, определяют оптимальную среду охлаждения. Образцы, получившие в результате нагрева и охлаждения структуру мартенсита (твердость для стали с данным содержанием углерода соответствует значению на рис. 2), являются

закаленными. Образцы же, не получившие максимально возможной твердости для данной стали, закаленными считать нельзя.

Кроме того, в ходе данной лабораторной работы готовятся закаленные образцы для проведения следующей лабораторной работы – «Отпуск закаленной углеродистой стали». Производится закалка 3-4 образцов одной марки стали, которые будут подвергнуты на следующем занятии отпуску при различных температурах.

Все сведения о результатах проведенного эксперимента сводятся в таблицу 3.

Таблица 3

№ п/п	Марка стали	Режим закалки			Твердость, HRC	Структура
		Температура нагрева, °C	Время нагрева, мин.	Среда охлаждения, °C/c		

По результатам работы студенты подгруппы строят следующие графики:

а) зависимость твердости стали от скорости охлаждения (принимая скорость охлаждения: в воде – 600 °C/c, в масле – 150 °C/c, на воздухе – 30 °C/c);

б) зависимость твердости закаленной стали от содержания углерода.

5 Содержание отчета

1. Название и цель работы.
2. Краткие сведения о выборе оптимальных температур закалки и скорости охлаждения углеродистых сталей.
3. Таблица с данными по твердости сталей до и после термобработки, графики по результатам работы.
4. Выводы по проделанной работе.

Литература: [1, с. 141...143, 206-10, 259-262, 267-281, или 2, с. 184, 185, 238, 239, или 3, с. 210-213, 269-270, или 4, с. 262-268, 318-321, 331-337]

ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №4 ОТПУСК ЗАКАЛЕННОЙ УГЛЕРОДИСТОЙ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ

Цель работы:

1. Ознакомиться с процессами, происходящими при отпуске закаленной углеродистой стали.
2. Изучить влияние температуры нагрева закаленной углеродистой стали на твердость.

1 Теоретические сведения

Как было установлено в лабораторной работе «Закалка углеродистых сталей», закаленные стали имеют высокие твердость и прочность, но очень низкие пластические свойства. То есть, сталь в закаленном состоянии очень хрупка и ненадежна в эксплуатации. Причиной высокой твердости и хрупкости является пересыщение твердого раствора на основе α -Fe углеродом и возникающие из-за этого огромные внутренние напряжения. Для устранения этого недостатка применяют следующую операцию термообработки – отпуск. *Отпуск* – это нагрев закаленной стали ниже критических температур с целью уменьшения внутренних напряжений и придания стали необходимых эксплуатационных свойств.

Пересыщенный твердый раствор углерода в α -Fe (*мартенсит*) обладает большим запасом свободной энергии, и поэтому не является стабильным. Следовательно, в закаленной стали должны протекать процессы, приводящие систему к более устойчивому состоянию, т. е. углерод должен выделяться из решетки мартенсита. Эти процессы идут и при комнатной температуре, но с бесконечно малой скоростью. При нагреве закаленной стали скорость диффузии увеличивается, и чем выше температура, тем выше подвижность атомов углерода. Таким образом, происходит распад пересыщенного твердого раствора с образованием равновесных фаз: карбидов и феррита. Рассмотрим последовательно этапы распада мартенсита при нагреве.

При нагреве до 80 °С скорость распада мартенсита ввиду малой подвижности атомов настолько мала, что заметных изменений в

строении закаленной стали не наблюдается даже с применением весьма точных методов исследования.

При более высоких температурах нагрева (до 160-180 °С) происходит выделение углерода из решетки мартенсита и образование очень мелких карбидов, связанных с мартенситом. Уменьшение концентрации углерода в твердом растворе снижает напряжения, поэтому твердость и хрупкость несколько уменьшаются. Однако образующиеся очень мелкие карбиды оказывают сопротивление движению дислокаций под действием приложенных нагрузок, поэтому прочность почти не снижается.

Процесс распада мартенсита завершается при нагреве до температур 300-350 °С. Чем выше температура, тем более интенсивно происходит распад, так как скорость диффузии углерода возрастает. Мартенсит превращается в мягкий феррит, карбиды немного укрупняются, однако все еще остаются мелкими и являются препятствием для движения дислокаций. Сталь с такой структурой имеет высокие прочностные и пластические характеристики, особенно высокий предел упругости.

При температурах выше 450-500 °С идет процесс укрупнения частиц карбидов, они приобретают округлую форму. Первый процесс называется *коагуляцией*, второй – *сфероидизацией*. Структура будет состоять из зерен феррита и крупных, сферической формы, карбидов. Сталь обладает высокой вязкостью и высокими пластическими свойствами при достаточной прочности.

В зависимости от процессов, происходящих при отпуске, и от изменений структуры и свойств (рис. 1) различают три вида отпуска:

- 1) низкотемпературный отпуск – от 160 до 200 °С;
- 2) среднетемпературный отпуск – от 350 до 450 °С;
- 3) высокотемпературный отпуск – от 500 до 600 °С.

Низкий (низкотемпературный) отпуск применяется для деталей, от которых требуются высокие твердость и износостойкость. Низкий отпуск назначается для уменьшения внутренних напряжений, повышения вязкости и пластичности стали без заметного снижения твердости. Этот отпуск применяется, в основном, для режущих и мерительных инструментов. При таком отпуске получается

структура, состоящая из менее напряженного, чем после закалки, мартенсита и очень мелких карбидов. Такая структура называется *мартенсит отпуска*.

Средний (среднетемпературный) отпуск применяется для изделий, от которых требуется высокие упругие свойства. Мелкие кристаллы цементита игольчатой формы, образующиеся при таком отпуске, являются большим препятствием для дислокаций, что обеспечивает высокую прочность и упругость стали. В результате резко уменьшается хрупкость, снижается предел прочности, но сильно повышается предел упругости. Структура, получаемая при среднем отпуске, называется *троостит отпуска*. Такому отпуску подвергают пружины, рессоры, торсионы и другие детали, которые работают при знакопеременных нагрузках и должны быстро восстанавливать свою форму после деформации. Обычно для изготовления упругих элементов используют стали с содержанием углерода от 0,5 до 0,7 %, как углеродистые, так и легированные. Эти конструкционные стали выделены в особую группу *рессорно-пружинных сталей*.

Высокий (высокотемпературный) отпуск применяют для ответственных деталей машин, испытывающих при эксплуатации сложные виды нагружения: статические, ударные и знакопеременные нагрузки. Структура после высокого отпуска состоит из феррита и довольно крупных кристаллов цементита округлой формы и называется *сорбит отпуска*. Высокий отпуск обеспечивает полное снятие напряжений и дает наилучшее сочетание прочности, пластичности и ударной вязкости.

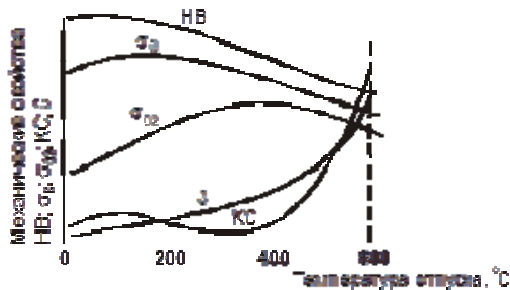


Рис. 5. Влияние температуры отпуска на механические свойства закаленной углеродистой стали

Закалка в сочетании с высоким отпуском носит название *улучшение*. Такому виду обработки подвергается особая группа конструкционных сталей, носящая название *улучшаемые стали*. Они могут быть углеродистыми и легированными, содержание углерода от 0,3 до 0,5 %. Улучшение конструкционных сталей позволяет повысить конструктивную прочность, т. е. понизить чувствительность к надрезам и перекосам, к переходам от одного сечения детали к другому, к изменению размеров детали и т.д.

Влияние температуры отпуска на механические свойства закаленной углеродистой стали представлено на рис. 5.

В табл. 4 приведены данные о влиянии термической обработки на механические свойства конструкционной углеродистой стали с 0,45 % углерода в отожженном состоянии, а также после закалки и отпуска при 300 °C (средний отпуск) и при 600° C (высокий отпуск).

Таблица 4

Термическая обработка	Механические свойства				
	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	KCU , Дж/см ²
Отжиг при 850 °C	650	450	20	6	60
Закалка с 850 °C в воде и отпуск при 300 °C	1080	890	10	52	75
Закалка с 850 °C в воде и отпуск при 600 °C	750	520	17	68	160

Данные табл. 4 говорят о том, что сталь в улучшенном состоянии имеет более высокие характеристики прочности (σ_B и $\sigma_{0,2}$), пластичности (δ , Ψ) и вязкости (KCU) по сравнению со сталью в отожженном состоянии. Отсюда и возникло название «улучшение» – механические характеристики стали улучшаются.

Кроме того, из табл. 4 видно, что после среднетемпературного отпуска закаленная конструкционная сталь приобретает весьма высокие предел прочности (σ_B) и условный предел текучести ($\sigma_{0,2}$) при хороших характеристиках пластичности (δ , Ψ) и ударной вязкости (KCU).

2 Оборудование и материалы для выполнения работы

1. Нагревательные печи с автоматическими приборами регулирования температуры;
2. Твердомеры Роквелла с алмазными наконечниками;
3. Закаленные образцы углеродистых конструкционных и инструментальных сталей.

3 Порядок выполнения лабораторной работы

1. Перед выполнением лабораторной работы необходимо ознакомиться с основными теоретическими положениями.
2. Выполнить в соответствии с заданием экспериментальную часть.
3. Провести анализ полученных результатов и сделать выводы по результатам работы всей подгруппы.

4 Методические указания по выполнению работы

1. Закаленные в ходе предыдущей лабораторной работы («Закалка углеродистой стали») образцы различных марок углеродистых сталей подвергнуть отпуску при температурах 200, 400 и 600 °С.
2. Исходной структурой стали перед отпуском должен быть мартенсит, поэтому отпускать необходимо только закаленные в воде образцы.

3. Время отпуска принять равным 0,5 часа. Охлаждение после отпуска производить на воздухе.

4. Замерить твердость образцов после отпуска на приборе Роквелла, результаты внести в таблицу 5.

5. По результатам замеров построить графики зависимости твердости HRC от температуры отпуска для всех исследованных сталей.

6. Сделать выводы.

Таблица 5

№ п/п	Марка стали	Твердость после закалки, HRC	t отпуска, °C	Время нагрева и выдержки, мин.	Твердость после отпуска, HRC	Структура
-------	-------------	------------------------------	-----------------	--------------------------------	------------------------------	-----------

5 Содержание отчета

1. Название и цель работы.

2. Краткие сведения о превращениях при нагреве в закаленной углеродистой стали.

3. Таблица с данными по режимам отпуска, твердости и структуре исследуемых сталей до и после отпуска.

4. Графики изменения твердости закаленной стали в зависимости от температуры отпуска.

5. Выводы по работе.

Литература: [2, с. 223...228 или 3, с. 345 - 349 или 4, с. 267-269, 331-337]

ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №5 ЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ, ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ НА ПРОКАЛИВАЕМОСТЬ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

Цель работы: изучение влияния легирования на прокаливаемость инструментальных сталей.

1 Теоретические сведения.

Классификация и маркировка легированных сталей

В предыдущих работах изучались структура и свойства углеродистых инструментальных сталей. Кроме них существует

большое количество легированных сталей, в которые для получения требуемых свойств вводятся специальные **легирующие элементы**. Наиболее распространенными легирующими элементами в сталях являются Cr (в маркировке обозначается буквой X), Ni (Н), Mn (Г), Si (С), W (В), V (Ф), Ti (Т), Al (Ю). Цифры после букв в марках легированных сталей указывают процентное содержание данного элемента (если цифра отсутствует, то содержание этого элемента не превышает 1,0...1,5 %). Цифры в начале марки - среднее содержание углерода в сотых долях процента (в высокоуглеродистых инструментальных сталях - в десятых долях процента).

Структура и свойства легированных сталей зависят от индивидуальных особенностей легирующих элементов (и, конечно, углерода) и их количества. Остановимся на двух важных для практики закономерностях, проявляющихся при легировании сталей.

Все легирующие элементы (кроме Со), растворяясь в аустените, замедляют скорость его распада в области перлитного превращения, т.е. смещают вправо линии С – диаграммы, соответственно снижается критическая скорость закалки $V_{кр}$.

Все легирующие элементы (кроме Со и Al) снижают температуру начала (M_n) и конца (M_k) мартенситного превращения (особенно эффективно –Mn, Cr, Ni). Эти две тенденции (смещение линий распада переохлажденного аустенита и температуры M_n с увеличением степени легирования) отражены на рис.6.

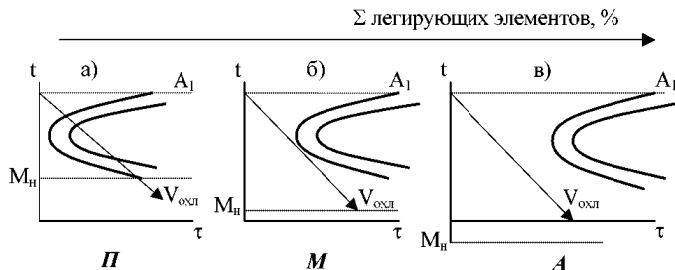


Рис.6. Смещение линий диаграммы изотермического превращения аустенита при увеличении содержания легирующих элементов стали (классификация легированных сталей по структуре в нормализованном состоянии): наклон линии V_{oxl} характеризует скорость охлаждения образцов на воздухе; варианты а), б), в) - соответствуют сталям перлитного (**П**), мартенситного (**М**), аустенитного (**А**) классов

На этом же рисунке (а, б, в) проведена линия, наклон которой характеризует скорость охлаждения ($V_{охл}$) образцов стали на спокойном воздухе (нормализация). Этот рисунок поясняет принятую **классификацию легированных сталей по структуре после нормализации**. При относительно небольшом содержании легирующих элементов (5...6 %) охлаждение на воздухе приводит к распаду аустенита на феррито-цементитные смеси (перлит, сорбит, троостит) - рис. 6,а; такие стали относятся к **перлитному классу**. При повышенном содержании легирующих элементов $V \geq V_{кр}$, а $M_n > 20$ °С, следовательно, при комнатной температуре нормализованная сталь имеет мартенситную структуру (**мартенситный класс**). При большом содержании легирующих элементов (особенно Mn, Ni) M_n сдвигается в область отрицательных температур, поэтому при нормальных температурах стали имеют аустенитную структуру (**аустенитный класс**).

Очевидно различие механических свойств сталей, принадлежащих к этим структурным классам¹.

Следует, однако, отметить, что подавляющее большинство сталей, применяемых в машиностроении, относится к перлитному классу, поскольку они имеют наименьшую стоимость из-за невысокой степени легирования. Механические свойства этих сталей, как и углеродистых, определяются в основном содержанием углерода. Поэтому сходна и **классификация этих сталей по нию**² (см. работу 4): низко- и среднеуглеродистые легированные стали относятся к группе **конструкционных** (ГОСТ 4543-71), высокоуглеродистые - **инструментальные** (X, 9XC, XГ, ХВГ и др. ГОСТ 5950-2000). Кроме этих двух классов (по назначению) различают еще стали и сплавы с **особыми свойствами** (коррозионно- и износостойкие, жаропрочные, с особыми физическими свойствами и др.),

¹ Специальным легированием получают также стали ферритного и ледебуритного классов.

² Данный принцип классификации сталей по назначению (подробнее см. стр. 20) отражает лишь основную тенденцию. Реально к конструкционным относятся также рессорно-пружинные (0,5...0,7 %С) и шарикоподшипниковые (~ 1 %С) стали, а, например, инструментальные штамповые стали для ударного деформирования металла содержат 0,3...0,6 % С.

но это, как правило, высоколегированные (>12%) сплавы аустенитного, мартенситного и ферритного классов.

Конструкционные машиностроительные стали в зависимости от содержания углерода (и соответственно механических свойств, получаемых после термической обработки) подразделяют на цементуемые и улучшаемые. **Цементуемые** - это стали с низким (0,1...0,25 %) содержанием углерода (12ХНЗ, 18ХГТ, 18Х2Н4МА, ...), которые после цементации, закалки и низкого отпуска приобретают высокую твердость (и износостойкость) поверхностного слоя и сохраняют вязкую (и достаточно прочную) сердцевину. Эти стали в основном применяются для изготовления шестерен. **Улучшаемые** - это среднеуглеродистые (0,3...0,5 % С) стали (30Х, 30ХГС, 38ХМЮА, 40ХН, ...), изделия из которых подвергаются улучшению - закалке и последующему высокому отпуску (см. работу 6). Такая термообработка обеспечивает изделиям из этих сталей (валы, оси, штоки, шатуны и другие ответственные детали) высокий предел текучести, высокую ударную вязкость и малую чувствительность к концентраторам напряжений.

Прокаливаемость стали. Выше отмечалось, что механические свойства легированных сталей перлитного класса определяются в основном содержанием углерода.

Однако даже относительно низкое легирование позволяет значительно повысить такую важную характеристику стали, как ее прокаливаемость.

Прокаливаемость - это способность стали закаливаться (т.е. приобретать мартенситную структуру) на определенную глубину (сравните с закаливаемостью - работа 6). Поскольку основное требование закалки $V_{охл} \geq V_{кр}$, то прокаливаемость зависит от соотношения скорости охлаждения $V_{охл}$ и критической скорости закалки $V_{кр}$. Если в сердцевине образца $V_{охл} < V_{кр}$, это приводит к несквозной закалке (прокаливаемости).

При несквозной прокаливаемости на поверхности образца образуется мартенсит, а в сердцевине (где $V_{охл} < V_{кр}$) - пластинчатые структуры перлитного типа. В результате возникает неоднородность механических свойств по сечению детали, которая сохраняется и после отпуска. В частности, сердцевина будет иметь более низкую

ударную вязкость (см. работу 6). Поэтому для ответственных изделий должны применяться стали со сквозной прокаливаемостью. Очевидно, что **основной путь повышения прокаливаемости** - это уменьшение величины $V_{кр}$. Выше отмечалось, что легирование приводит к повышению устойчивости переохлажденного аустенита, соответственно - к сдвигу линий С-диаграммы вправо, а значит к снижению $V_{кр}$ и повышению прокаливаемости¹. Поэтому, чем больше диаметр изделия, тем более легированную сталь нужно применять для получения сквозной прокаливаемости.

За глубину прокаливаемости обычно принимают расстояние от поверхности образца до зоны с полумартенситной структурой (50% мартенсита + 50% троостита) с высокой твердостью. Твердость сталей с полумартенситной структурой зависит в основном от содержания углерода и в гораздо меньшей степени - легирующих элементов - рис. 7.

Для определения прокаливаемости наиболее распространен **метод торцевой закалки** (ГОСТ 5657-69). Цилиндрический образец определенной формы и размеров нагревают до температуры закалки, а затем охлаждают с торца струей воды в специальной установке. Затем измеряют твердость по высоте образца, начиная с торца. Очевидно, что она убывает в этом направлении в связи с уменьшением скорости охлаждения и постепенным переходом от мартенситной к перлитным структурам. Далее строится график изменения твердости по длине образца L , и с помощью рис. 8 определяется **критическое расстояние** $L_{кр}$ до полумартенситной зоны.

Величина $L_{кр}$ характеризует прокаливаемость стали данной марки. Однако для практики важнее знать величину **критического диаметра** $D_{кр}$ - диаметра образца, прокаливаемого насквозь (в сердцевине полумартенситная структура) в данном охладителе. Значение $D_{кр}$ определяется по величине $L_{кр}$, полученной методом торцевой закалки, с помощью номограммы, приведенной на рис. 8 (штриховая

¹ Важным следствием уменьшения величины $V_{кр}$ при легировании является то, что закалку на мартенсит можно производить не в воде, а в масле и даже на воздухе, т.е. с меньшими скоростями. Такое охлаждение существенно снижает внутренние напряжения в закаленных изделиях и соответственно - опасность возникновения трещин и коробления.

линия со стрелками показывает методику определения $D_{кр}$ по величине $L_{кр}$ при закалке в различных средах).

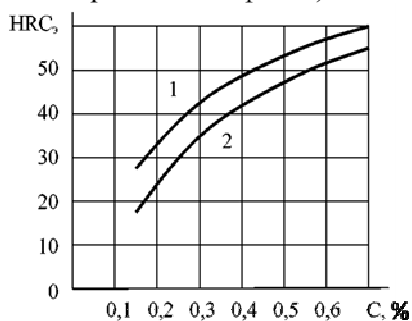


Рис 7. Влияние содержания углерода в стали на твердость полумартенситной зоны легированной (1) и углеродистой (2) сталей

2 Порядок выполнения работы

1. Изучить методику проведения торцевой закалки для определения прокаливаемости стали.

2. Образец конструкционной стали¹ для торцевой закалки в специальном кожухе, предохраняющем от окисления и обезуглероживания, поместить в закалочную печь.

3. Отрегулировать установку для торцевой закалки. Высота свободной струи должна быть 65 мм, расстояние от сопла до торца образца 12,5 мм. Струя воды должна касаться только торца образца и не омывать его цилиндрическую поверхность.

4. Провести торцевую закалку нагретого образца. Образец выдерживается под струей воды до полного охлаждения (не менее 10 минут).

5. Сошлифовать закаленный образец с двух противоположных сторон вдоль образующей цилиндра на глубину 0,2...0,5 мм. Измерить твердость (HRC) в осевом направлении от торца через каждые 1,5...2 мм. Измерения закончить после того, как твердость перестанет изменяться. Повторить процедуру на противоположной

¹Практическую часть работы по определению прокаливаемости стали одна группа студентов выполняет на образце углеродистой стали (например, 40), вторая - на образце легированной стали с тем же содержанием углерода (например, 40X).

стороне образца. Определить среднеарифметические значения твердости по длине образца. Результаты занести в таблицу.

6. Построить график изменения твердости по длине образца. С помощью рис. 8 определить расстояние $L_{кр}$ до полумартенситной зоны.

7. С помощью номограммы (рис. 9) оценить критический диаметр ($D_{кр}$) при закалке данной стали в воде и в масле.

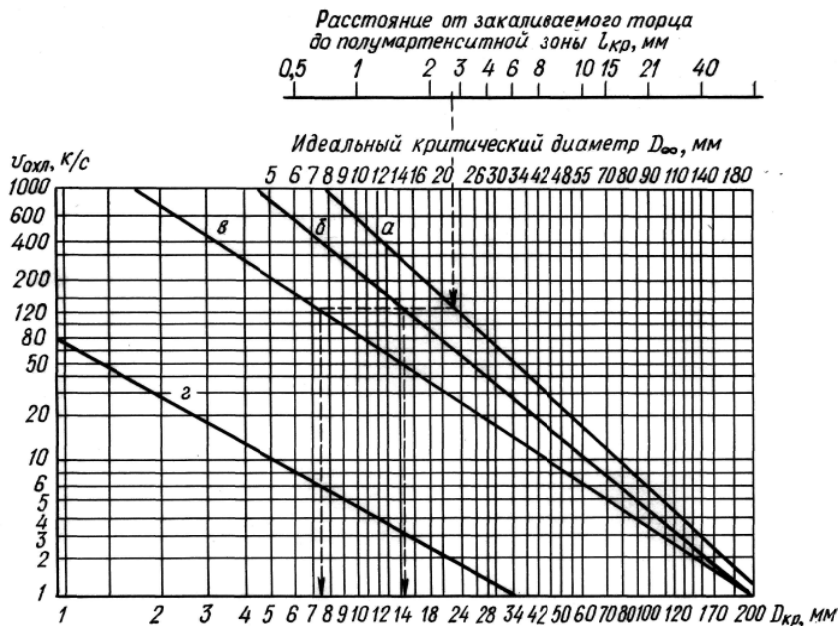


Рис.9. Номограмма для определения прокаливаемости (критического диаметра $D_{кр}$)

3 Содержание отчета

1. Краткие сведения о классификации и маркировке легированных сталей.
2. Прокаливаемость; влияние легирования на ее величину.
3. Сущность методики определения прокаливаемости методом торцевой закалки. Схема установки.
4. Результаты измерений твердости по длине образца после торцевой закалки (таблица и график).

5. Зависимость твердости полумартенситной зоны углеродистых и легированных сталей от содержания углерода (рис. 8). Определение твердости полумартенситной зоны исследуемой стали.

6. Методика и результаты определения расстояния $L_{кр}$ до полумартенситной зоны образца после торцевой закалки.

7. Методика и результаты оценки критического диаметра $D_{кр}$ при закалке исследуемой стали в воде и в масле. Сравнение значений $D_{кр}$, определенных на образцах углеродистой и легированной сталей; краткое объяснение полученных данных.

Литература: [1, с. 222...228, 259-262, 267-281, или 2, с. 194, 195, 239, или 3, с. 310-313 или 4, с. 162-168, 331-337]

ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №6 ИЗУЧЕНИЕ ТЕПЛОСТОЙКОСТИ СПЛАВОВ ДЛЯ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА

Цель работы: изучение теплостойкости сплавов различного химического состава, применяемых для изготовления режущего инструмента.

1 Теоретические сведения

Основные требования, предъявляемые к материалам для режущего инструмента - это высокая твердость и износостойкость. От этих характеристик зависит прежде всего качество обрабатываемой поверхности. Кроме того, при тяжелых условиях резания (высокие значения скорости резания, а также - прочности, твердости или вязкости обрабатываемых изделий), когда режущая кромка может разогреваться до температур красного каления и выше, материал инструмента должен обладать **теплостойкостью** - способностью сохранять высокую твердость (износостойкость) при длительном нагреве. Величина теплостойкости оценивается предельной температурой, при которой сохраняется высокое значение твердости (обычно 58...59 HRC₃), обеспечивающей работоспособность инструмента. В дальнейшем эту температуру, характеризующую теплостойкость, будем обозначать t_{58} .

По теплостойкости сплавы для режущего инструмента подразделяют на следующие группы:

- углеродистые и низколегированные стали с теплостойкостью $t_{58} \approx 200$ °С;
- высоколегированные быстрорежущие стали с $t_{58} \approx 600...640$ °С;
- твердые сплавы с $t_{58} \approx 800...1000$ °С¹.

Высокая твердость сталей для режущего инструмента обеспечивается большим содержанием углерода - обычно 0,9...1,2 %, иногда до 1,3...1,5 %.

Углеродистые стали (У9, У10, У11, У12, У13, ГОСТ 1435-90) после неполной закалки (см. работу 6) и низкого отпуска имеют структуру мартенсита с мелкозернистыми включениями вторичного цементита и высокую твердость HRC, 62...64. Недостаток этих сталей - пониженная прокаливаемость, поэтому из них изготавливают металлообрабатывающий инструмент небольшого размера (метчики, сверла, напильники, пилы и др.). Закалку проводят в воде или солевых растворах.

Низколегированные инструментальные стали (ГОСТ 5950-2000) содержат такое же количество углерода и до 5% легирующих элементов. Основным легирующим элементом является хром.

Стали этой группы, как и инструментальные углеродистые, подвергаются закалке и низкому отпуску, имеют аналогичную структуру и практически такую же твердость (см. табл. 1). Их теплостойкость лишь незначительно выше ($t_{58} < 250...260$ °С). Однако, вследствие легирования они обладают более низкой критической скоростью закалки $V_{кр}$ и существенно большей прокаливаемостью. Так, из стали ХВСГ можно изготавливать инструмент с поперечным сечением до 100 мм. Закачивают эти стали обычно в масле.

В быстрорежущих сталях (ГОСТ 19265-73) высокая теплостойкость (**красностойкость**) достигается введением большого количества вольфрама² наряду с другими карбидообразующими элементами (Mo, Cr, V).

¹ Кроме того применяются сверхтвердые минералокерамические материалы, например, нитрид бора с теплостойкостью до 1200 °С.

² В связи с дефицитностью W разработаны также быстрорежущие стали с малым его содержанием (РЗМЗФЗ) и даже безвольфрамовые (Р0М5Ф1, Р0МЗФ2).

Карбиды этих элементов в отличие от цементита в углеродистых сталях выделяются из мартенсита и коагулируют (укрупняются) при более высоких температурах отпуска. Поэтому распад мартенсита в быстрорежущих сталях и последующая коагуляция карбидов, приводящие к снижению твердости, сдвигаются в область высоких температур (500...600 °С). Для получения высокой теплостойкости карбиды как можно полнее должны быть растворены в аустените (этим обеспечивается получение высоколегированного мартенсита). Для этого необходима высокая температура нагрева стали под закалку. Сильное легирование быстрорежущих сталей приводит к тому, что температура окончания

мартенситного превращения лежит ниже комнатно . Поэтому в закаленной стали сохраняется до ≈ 30 % остаточного аустенита, снижающего режущие свойства инструмента. Для его уничтожения применяют трехкратный отпуск при $t \approx 560$ °С. При этом аустенит превращается в мартенсит, кроме того, выделяются дисперсные вторичные карбиды, что на несколько единиц ($1...3$ HRC₃) повышает твердость закаленной стали. Структура стали после такой термообработки: мартенсит, дисперсные вторичные и относительно крупные первичные карбиды.

Твердые сплавы - это металлокерамические материалы на основе высокотвердых и тугоплавких карбидов вольфрама, титана, тантала. Они изготавливаются методом порошковой металлургии. Порошки карбидов смешивают с порошком кобальта, выполняющим роль связки, прессуют и спекают при 1400...1550 °С. Таким образом изготавливают режущие пластинки, которыми оснащают резцы, фрезы, сверла и другие инструменты. Структура таких материалов на 80-95% состоит из карбидных частиц, обеспечивающих высокую твердость HRA 85...92 (HRC₃, 67...76) и теплостойкость ($t_{58} \approx 800...1000$ °С) инструмента.

По ГОСТ 3882-74 выпускают твердые сплавы трех групп:

- вольфрамовые (BK3, BK6, ..., BK25);
- титановольфрамовые (Т30К4, Т15К6, ..., Т5К12);
- титанотанталовольфрамовые (ТТ7К12, ТТ8К6, ..., ТТ20К9).

В группе BK цифры показывают содержание кобальта в процентах, остальное карбид вольфрама WC. В группе ТК цифры

после букв Т и К- содержание карбида титана TiC и Co соответственно, остальное WC. В группе ТТК цифры после букв ТТ и К - содержание карбидов титана и тантала в сумме (TiC+TaC) и Co соответственно, остальное WC. Например, BK6 – 6 % Co 94 % WC; T30K4 – 30% TiC, 4% Co, 66 % WC; TT7K12 – 7 % (TiC+TaC), 12 % Co, 81 % WC.

Твердые сплавы применяются для высокоскоростного резания сталей, а также черновой и чистовой обработки труднообрабатываемых материалов (чугуна, жаропрочных сталей и сплавов, керамики).

Химический состав, режимы термической обработки и твердость некоторых инструментальных сталей представлен в табл. 6

Таблица 6

Марка стали	Содержание элементов, % по массе						Температура, °С		Твердость HRC _c
	C	Cr	Si	W	Mo	Другие эл-ты	заковки	отпуска	
НИЗКОЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ (ГОСТ 5950-2000)									
X	0,95-1,0	1,3-1,65	0,15-0,35	—	—	0,15-0,4Mn	840-860	150-160	62-64
9XC	0,85-0,95	0,95-1,25	1,2-1,6	—	—	0,3-0,6Mn	840-860	140-180	63-64
XBG	0,9-1,05	0,9-1,2	—	1,2-1,6	—	0,8-1,1Mn	830-850	140-170	63-64
XBCG	0,95-1,05	0,6-1,1	0,65-1,0	0,5-0,8	—	0,6-0,9Mn	840-860	140-160	62-64
XB4	1,25-1,45	0,4-0,7	—	3,5-4,3	—	0,15-0,3V	800-820	120-160	64-65
БЫСТРОРЕЖУЩИЕ СТАЛИ (ГОСТ 19265-73)									
P18	0,7-0,8	3,8-4,4	—	17-18,5	1	1,0-1,4V	1270-1290	550-570	63-65
P19	0,85-0,95	3,8-4,4	—	8,5-10	1	2,0-2,6V	1220-1240	550-570	63-65
P6M5	0,8-0,88	3,8-4,4	—	5,5-6,5	5-5,5	1,7-2,1V	1210-1230	540-560	63-65

2 Порядок выполнения работы

1. Выбрать режимы заковки и отпуска и произвести термическую обработку образцов углеродистой (У10) и низколегированной инструментальной стали (ХВГ).

2. Измерить твердость термически обработанных образцов сталей У10, ХВГ, а также быстрорежущей стали (Р6М5) и твердого сплава. При измерении твердости твердого сплава используется шкала А (HRA; вдавливание алмазного конуса с нагрузкой 600 Н (60 кгс)).

3. Выдержать образцы исследуемых материалов при температурах 250, 400, 550 и 700 °С в течение 30 мин. Измерить твердость образцов после выдержки при каждой температуре. Результаты измерений занести в таблицу.

4. Построить график зависимости твердости инструментальных материалов от температуры нагрева. Оценить теплостойкость исследуемых сплавов по уровню твердости HRC, 58.

5. Изучить и зарисовать микроструктуры исследуемых материалов, написать объяснение полученных зависимостей.

3 Содержание отчета

1. Теплостойкость, критерий ее оценки. Классификация материалов для режущего инструмента по теплостойкости.

2. Режимы термической обработки инструментальных сталей различных групп (У10, ХВГ, Р6М5).

3. Таблица результатов измерений твердости образцов сталей У10, ХВГ, Р6М5 и твердого сплава в исходном состоянии (соответствующем готовому инструменту) и после получасовой выдержки при температурах 250, 400, 550 и 700°С.

4. График изменения твердости инструментальных материалов в зависимости от температуры нагрева (использовать Microsoft Excel). Результаты оценки теплостойкости исследуемых материалов.

5. Объяснение полученных данных и микроструктуры исследуемых материалов.

Литература: [1, с. 349-357, 364-366, 2, с. 609-621, или 3, с. 320-331, или 4, с. 358-367, 379-382]

ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №7

ОСОБЕННОСТИ ТЕРМООБРАБОТКИ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ

Цель работы: ознакомиться с процессами термообработки быстрорежущей стали, изучить влияние режимов термообработки на структуру и твердость быстрорежущей стали.

1 Теоретические сведения

Быстрорежущие стали относятся к легированным сталям. Из них изготавливают режущие инструменты, обладающие красно-стойкостью и высокой износостойкостью. Такие стали тяжело поддаются механической обработке. Высокие свойства быстрорежущей стали обеспечиваются химическим составом и токарными работами. Так, химический состав стали марки P18 следующий в %: 17,5-19W; 3,8-4,4Cr; 1,0-1,4V; 0,7-0,8C; 0,4Mn; 0,4Si.

Добавление ванадия повышает износостойкость инструмента, но ухудшает шлифуемость. Кобальт повышает теплостойкость до 650°C и вторичную твердость HRC 67...70.

Микроструктура быстрорежущей стали в литом состоянии имеет эвтектическую структурную составляющую. Для получения оптимальных свойств инструментов из быстрорежущей стали необходимо по возможности устранить структурную неоднородность стали – карбидную ликвацию. Для этого слитки из быстрорежущей стали подвергаются интенсивной пластической деформации (ковке). При этом происходит дробление карбидов эвтектики и достигается более однородное распределение карбидов по сечению заготовки.

Затем проводят отжиг стали при температуре 860...900°C. Структура отожженной быстрорежущей стали – мелкозернистый (сорбитообразный) перлит и карбиды, мелкие эвтектоиды и более крупные первичные. Количество карбидов около 25 %. Сталь с такой структурой хорошо обрабатывается резанием. Подавляющее количество легирующих элементов находятся в карбидной фазе. Для получения оптимальных свойств стали в готовом инструменте необходимо при термической обработке обеспечить максимальное насыщение мартенсита легирующими элементами. При закалке быст-

порежущие стали требуют нагрева до очень высоких температур, около 1280°C. Нагрев осуществляют в хорошо раскисленных соляных ваннах $BaCl_2$, что улучшает равномерность прогрева и снижает возможность обезуглероживания поверхности. Для снижения термических фазовых напряжений нагрев осуществляют ступенчато: замедляют нагрев при температурах 600...650°C и при 850...900°C. График режима термической обработки быстрорежущей стали представлен на рис. 9.

График режима термической обработки быстрорежущей стали

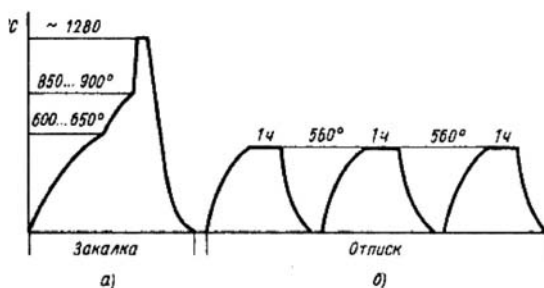


Рис.9. График режима термической обработки быстрорежущей стали

Охлаждение от закалочной температуры производится в масле. Структура стали после закалки состоит из легированного, очень тонкодисперсного мартенсита, значительного количества (30...40 %) остаточного аустенита и карбидов вольфрама. Твердость составляет 60...62 HRC. Наличие аустенита остаточного в структуре закаленной стали ухудшает режущие свойства.

Для максимального удаления аустенита остаточного проводят трехкратный отпуск при температуре 560°C. При нагреве под отпуск выше 400°C наблюдается увеличение твердости. Это объясняется тем, что из легированного остаточного аустенита выделяются легированные карбиды. Аустенит при охлаждении от температуры отпуска превращается в мартенсит отпуска, что вызывает прирост твердости. Увеличению твердости содействуют и выделившиеся при температуре отпуска мелкодисперсные карбиды легирующих элементов. Максимальная твердость достигается при температуре от-

пуска 560°C. После однократного отпуска количество аустенита остаточного снижается до 10%. Чтобы уменьшить его количество до минимума, необходим трехкратный отпуск. Твердость стали после отпуска составляет 64...65 HRC. Структура стали после термообработки состоит из мартенсита отпуска и карбидов.

При термической обработке быстрорежущих сталей применяют обработку холодом. После закалки сталь охлаждают до температуры — 80 ... — 100оС, после этого проводят однократный отпуск при температуре 560°C для снятия напряжений.

Иногда для повышения износостойкости быстрорежущих сталей применяют низкотемпературное цианирование.

При ступенчатом нагреве уменьшается разность между температурой поверхности и серединой, а, следовательно, и величина тепловых напряжений, что упростит фрезерные работы и механическую обработку в дальнейшем. Это предотвращает возможность образования трещин в данной стали, характеризующейся низкой теплопроводностью и пластичностью. Критическая скорость закалки невелика вследствие значительной усталости аустенита. В интервалах температур t 800-600°C и 280-350°C устойчивость аустенита понижена, поэтому охлаждение должно быть ускоренным. Слишком медленное охлаждение сопровождается выделением карбидов из аустенита, что понижает степень ее легированности и, как следствие, красностойкости стали. Замедленное охлаждение в интервалах 250-350°C сопровождается образованием троостита – структуры с пониженной твердостью. Например, отпуск стали P18 проводят в 3 стадий, при температуре 560°C, продолжительностью по 1 часу. Наилучшие режущие свойства быстрорежущая сталь приобретает после отпуска, готова к механической обработке. Режущие свойства быстрорежущей стали превосходят высококачественную углеродистую сталь У10А, в 5-10 раз. Полный цикл механической обработки быстрорежущей стали при наличии трехкратного отпуска – около 6 часов. Указанная длительность цикла не позволяет в отведенное время провести ее механическую обработку.

Образцы поместить в первую печь, нагретую до температуры 850-950°C, и выдержать в ней из расчета 1 минута на 1 мм диаметра или толщины образца; образцы вынуть из 1-ой печи и быстро пере-

нести во 2-ю печь, нагретую до 1280-1300°C. Выдержать во 2-ой печи образцы из расчета 15-20 секунд на 1 мм диаметра или толщины образца; Образцы вынуть из печи и охладить в масле при энергичном непрерывном движении образца в охлаждающей жидкости; образцы обтереть тряпкой, зачистить шлифовальной бумагой и определить твердость закаленных образцов по HRC;

При закалке стали P18 ее твердость возрастает с HRC=17 до HRC=58 в связи с превращением аустенита в мартенсит. Структура стали P18 состоит из мартенсита, карбидов и остаточного аустенита (=30%).

При отпуске быстрорежущей стали ее твердость возрастает с HRC=58 до HRC=62 в связи с превращением остаточного аустенита в мартенсит. При отпуске структура отпущенной стали состоит из мартенсита, карбидов и остаточного аустенита (1-3%).

Основными видами режущих инструментов из быстрорежущей стали являются резцы, сверла, долбяки, протяжки, метчики машинные, ножи для резки бумаги. Часто из быстрорежущей стали изготавливают только рабочую часть инструмента.

2 Порядок выполнения работы

1. Описать технологические процессы ТО и достигаемые технологические и эксплуатационные свойства материалов.

2. Особенности отпуска для быстрорежущей стали.

3. Описать микроструктуру после ТО.

3 Содержание отчета

1. Дать объяснение режиму ТО быстрорежущих сталей.

2. Определить балл карбидной неоднородности.

3. Дать описание микроструктуры стали P18 после отжига, закалки и отпуска.

Литература: [1, с. 141...143, 206-10, 259-262, 267-281, или 2, с. 184, 185, 238, 239, или 3, с. 210-213, 269-270, или 4, с. 262-268, 318-321, 331-337]

ПРИЛОЖЕНИЕ 1



Рис.1

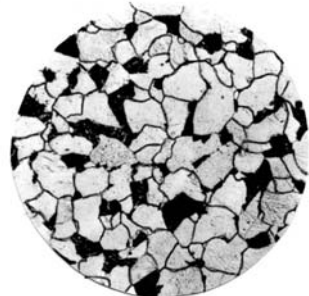


Рис.2



Рис.3



Рис.4



Рис.5

ЛИТЕРАТУРА

1. *Лахтин Ю.М.* Материаловедение / Ю.М. Лахтин, В.П. Леонтьева. - М.: Машиностроение, 1990.- 528с.
2. Материаловедение /Под общ. ред. Б.Н. Арзамасова. - М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2002.- 648с.
3. *Солнцев Ю.П.* Материаловедение/ Ю.П. Солнцев, Е.И. Пряхин, Ф. Войткун. - СПб.: Химиздат, 2002. - 696 с.
4. *Гуляев А.П.* Металловедение. - М.: Металлургия, 1986. - 544с.

СОДЕРЖАНИЕ

ПРЕДИСЛОВИЕ	3
ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА № 1 Микроструктура углеродистых инструментальных сталей	4
ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА № 2 Изучение инструментальных материалов	11
ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №3 Закалка углеродистых инструментальных сталей	21
ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №4 Отпуск закаленной углеродистой инструментальной стали	30
ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №5 Легированные стали, влияние легирования на прокаливаемость инструментальных сталей	35
ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №6 Изучение теплостойкости сплавов для режущего инструмента	42
ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №7 Особенности термообработки быстрорежущей стали	47
ЛИТЕРАТУРА	52