

**МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ  
КЫРГЫЗСКОЙ РЕСПУБЛИКИ**

**КЫРГЫЗСКИЙ ГОСУДАСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ  
УНИВЕРСИТЕТ им. И. РАЗЗАКОВА**

**Кафедра «Технология машиностроения»**

**ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА И МЕХАНИЧЕСКИЕ  
ИСПЫТАНИЯ**

**Методические указания к лабораторным работам  
по материаловедению  
для студентов машиностроительных специальностей**

**БИШКЕК - 2011**

«РАССМОТРЕНО»  
на заседании кафедры  
«Технология машиностроения»  
Протокол № 9 от 31.05.2011 г.

«ОДОБРЕНО»  
Методической комиссией факультета  
транспорта и машиностроения  
Протокол № 11 от 03.06.2011 г.

**УДК 621.762.4.04.**

Составители: к.т.н. доцент БАКИРОВ Ж.Т., АЙНАБЕКОВА А.А.,  
ДЫЙКАНБАЕВА У.М.

Термическая обработка и механические испытания. Методические указания к лабораторным работам по материаловедению для студентов машиностроительных специальностей / КГТУ им. И.Раззакова; сост.: Ж.Т.Бакиров, А.А.Айнабекова, У.М.Дыйканбаева. – Б.: ИЦ «Текник», 2011. – 36 с.

Разработчики данных методических указаний рассмотрели вопросы, касающиеся теории и технологии разных видов термической обработки металлов и механические испытания, широко применяющихся в современном машиностроительном производстве. С целью овладения практическим навыком выполнения некоторых наиболее важных видов термической обработки и механических испытаний, предложены методики проведения семи лабораторных работ.

Рис.: 19. Табл.:13. Библиограф.: 4 наим.

Рецензент д.т.н., проф. А.А. Асанов

---

Тех. редактор *Субанбердиева Н.Е.*

Подписано к печати 10.08.2011 г. Формат бумаги 60x84<sup>1</sup>/<sub>16</sub>. Бумага офс. Печать офс.

Объем 2,25 п.л. Тираж 75 экз. Заказ 254. Цена 88,5 с.

Бишкек, ул. Сухомлинова, 20. ИЦ «Текник» КГТУ им. И.Раззакова, т.: 54-29-43

e-mail: beknur@mail.ru

# **Лабораторная работа 1**

## **Измерение твердости и ударной вязкости металлов**

### **Цели работы**

1. Ознакомление с методами определения твердости и ударной вязкости металлов.
2. Приобретение умений и навыков при работе с твердомерами Бринелля и Роквелла и маятникового копра.

### **Материальное обеспечение**

1. Твердомер Бринелля ТШ-2М, твердомер Роквелла ТК-2М и маятниковый копер КМ30.
2. Монокюлярная лупа, штангенциркуль.
3. Образцы из стали и сплавов на основе меди и алюминия.
4. Стандартные образцы из стали квадратного сечения 10×10 мм и длиной 55 мм с надрезом.

### **Краткие теоретические сведения**

Металлы и сплавы используются в качестве основного конструкционного материала различных машин, механизмов и сооружений, работающих в условиях больших нагрузок. Поэтому для металлов важнейшим всего являются их механические свойства. Определение этих свойств производится при испытаниях, которые в зависимости от способа приложения нагрузки делятся на статические и динамические. При статических испытаниях нагрузка на образец возрастает медленно и плавно, а при динамических – с большой скоростью. Вид испытания определяется назначением и условиями применения деталей.

### **Определение твердости металлов**

Наиболее распространенными испытаниями для исследования механических свойств металлов являются статические испытания на растяжение и твердость, а также динамические испытания на удар и усталость.

Измерение твердости - самый доступный и распространенный метод, который используется и в исследовательских целях, и как средство контроля во многих областях промышленности. Это объясняется многими причинами: простотой измерения и высокой производительностью; отсутствием разрушения образца; возможностью оценки качества готовых изделий и полуфабрикатов независимо от их формы, размеров и т.д. В настоящее время известны следующие методы определения твердости: 1) вдавливания, 2) отскокивания бойка, 3) царапания, 4) затухающего качания маятника. Самым распространенным из них является метод вдавливания. При этом под твердостью понимается свойство материала оказывать сопротивление пластической деформации при контактном воздействии в поверхностном слое со стороны другого, более твердого тела (индентора). Существующие

щие методы измерения твердости вдавливанием значительно отличаются друг от друга по форме применяемого индентора, условиям приложения нагрузки и способу расчета чисел твердости.

### Твердость по Бринеллю

При стандартном (ГОСТ 9012-59) измерении твердости по Бринеллю закаленный шарик диаметром  $D$  вдавливают в испытуемый образец под нагрузкой  $P$ , приложенной в течение определенного времени и после снятия нагрузки измеряют диаметр  $d$  оставшегося на поверхности образца отпечатка (рис.1 а).

Число твердости по Бринеллю ( $HB$ ) определяется по формуле (1) и имеет размерность напряжения МПа.

$$HB = \frac{P}{F}, \quad (1)$$

где  $P$  – величина нагрузки на шарик;  $F$  – площадь полученного в образце отпечатка (шарового сегмента).

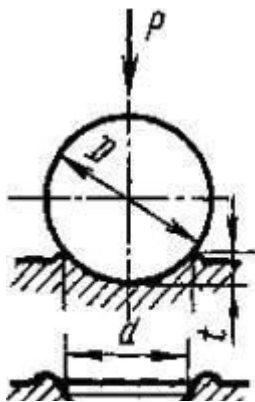


Рис. 1. Определение твердости металла методами Бринелля

Однако в соответствии со стандартом оно не пишется ( $1 \text{ кгс}/\text{мм}^2 = 9,8 \text{ МПа}$ ). Следовательно,

$$HB = \frac{P}{F} = \frac{2P}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})}, \quad (2)$$

где  $d$  – диаметр полученного в образце отпечатка;  $P$  – нагрузка, приложенная к шаровому индентору, создается прессом, общий вид которого показан на рис. 2 и зависит от диаметра выбранного шарика  $D$  и твердости испытуемого материала.

$$P = KD^2, \quad (3)$$

где  $K$  – коэффициент, зависящий от твердости испытуемого материала.

Принято: для стали и чугуна  $K = 30$ ; для меди и медных сплавов  $K=10$ ; а для мягких материалов (алюминий, магний, олово, свинец и сплавов на их основе)  $K=2,5$ .

Число твердости  $HB$  по Бринеллю показана в таблице 1.

При определении твердости по Бринеллю используют шаровые инденторы одного из трех диаметров 2,5; 5 или 10 мм. Размер шарика выбирают в зависимости от толщины испытуемого образца. Поверхность отпечатка должна быть отшлифована так, чтобы края отпечатки были достаточно отчетливы для измерения. Диаметр отпечатка измеряют специальной монокулярной лупой с точностью до 0,05 мм.

Расчеты твердости по формуле (2) требуют большой затраты времени и поэтому на практике для определения твердости по Бринеллю пользуются специальными таблицами (табл. 1), по которым, зная диаметр отпечатка с учетом выбранного диаметра шарика и величины приложенной нагрузки, находят значение твердости.

Таблица 1

Диаметр отпечатка (в мм) $d_{10}, 2d_5, 4d_{2,5}$	Число твердости НВ при нагрузке (в кгс)			Диаметр отпечатка (в мм) $d_{10}, 2d_5, 4d_{2,5}$	Число твердости НВ при нагрузке (в кгс)		
	$30D^2$	$10D^2$	$2,5D^2$		$30D^2$	$10D^2$	$2,5D^2$
1	2	3	4	5	6	7	8
2,90	444	-	-	4,55	174	58,1	14,3
2,95	430	-	-	4,60	170	56,8	14,2
3,0	415	-	-	4,65	166	55,5	13,9
3,05	401	-	-	4,70	163	54,3	13,6
3,10	388	129	32,3	4,75	159	53,0	13,3
3,15	375	125	31,3	4,80	156	51,9	13,0
3,20	363	121	30,3	4,85	153	50,7	12,7
3,25	352	117	29,3	4,90	149	49,6	12,4
3,30	340	114	28,4	4,95	146	48,6	12,2
3,35	332	110	27,6	5,0	143	47,5	11,9
3,40	321	107	26,7	5,05	140	46,5	11,6
3,45	311	104	25,9	5,10	137	45,5	11,4
3,50	302	101	25,2	5,15	134	44,6	11,2
3,55	293	97,7	24,5	5,20	131	43,7	10,9
3,60	286	95	23,7	5,25	128	42,8	10,7
3,65	277	92,3	23,1	5,30	126	41,9	10,5
3,70	269	89,7	22,1	5,35	123	41,0	10,3
3,75	262	87,2	21,8	5,40	121	40,2	10,1
3,80	255	84,9	21,2	5,45	118	39,4	9,86
3,85	248	82,6	20,7	5,50	116	38,6	9,66
3,90	241	84	20,1	5,55	114	37,9	9,27
3,95	235	78,3	19,6	5,60	111	37,1	9,27
4,0	229	76,3	18,6	5,65	109	36,4	9,10
4,05	223	74,3	18,1	5,70	107	35,7	8,93
4,10	217	72,4	17,6	5,75	105	35,0	8,80
4,15	212	70,6	17,2	5,80	103	34,3	8,59
4,20	207	68,8	16,8	5,85	101	33,7	8,43
4,25	202	67,1	16,4	5,90	99,2	33,1	8,26
4,30	196	65,5	16,0	5,95	97,3	32,4	8,11
4,35	192	63,9	15,5	6,00	95,5	31,8	7,96
4,40	187	62,4	15,2	<i>Примечание: диаметры отпечатков в таблице даны для шарика <math>D=10</math> мм</i>			
4,45	183	60,9	14,8				
4,50	179	59,5	14,5				



Рис. 2. Прибор ТШ-2М для определения твердости по Бринеллю



Рис. 3. Прибор ТК-2М для определения твердости по Роквеллу

Для избежания остаточной деформации шарика необходимо, чтобы твердость испытуемого материала не превышала  $HB\ 450$ .

### Твердость по Роквеллу

При измерении твердости по Роквеллу в качестве индентора используется алмазный конус с углом при вершине  $120^\circ$  или стальной шарик диаметром  $1,59\text{ мм}$ . Алмазный конус применяют для испытания твердых материалов, а шарик - для мягких материалов. Индентор вдавливаются в образец под действием двух последовательно прикладываемых нагрузках предварительной  $P_0$  и общей  $P$ .

$$P = P_0 + P_1, \quad (4)$$

где  $P_1$  - основная нагрузка.

Число твердости по Роквеллу измеряют в условных единицах и оно является мерой глубины вдавливания индентора под определенной нагрузкой. Схема определения твердости по Роквеллу при вдавливании алмазного конуса приведена на рис. 1 б.

Сначала индентор вдавливаются в поверхность образца под предварительной нагрузкой  $P_0=10\text{ кгс}$ , которая не снимается до конца испытания. Это обеспечивает повышенную точность испытания, так как исключает влияние вибраций и тонкого поверхностного слоя. Под нагрузкой  $P_0$  индентор погружается в образец на глубину  $h_0$ . Затем на образец подается полная нагрузка  $P=P_0+P_1$  и глубина вдавливания увеличивается до  $h_1$ . В этом случае испытуемый материал находится в состоянии упруго – пластической деформации, величина которой определяется разностью  $h_1 - h_0$ . После выдержки в течение определенного времени основную нагрузку  $P_1$  снимают, а предварительную  $P_0$  оставляют. При этом за счет исчезновения упругой деформации индентор отжимается металлом образца и глубина вдавливания  $h_1$  умень-

шается до  $h$ . Разность  $h_1 - h_0$  характеризует величину пластической деформации, которая и принимается за критерий твердости металла при испытании его методом Роквелла. Чем больше глубина вдавливания  $h - h_0$ , тем меньше число твердости  $HR$ . Для количественной оценки разности  $h - h_0$  в твердомер Роквелла (рис.3)

вмонтирован чувствительный индикатор, который рычажной системой связан с индентором, вследствие чего осевое перемещение индентора вызывает вращение стрелки индикатора.

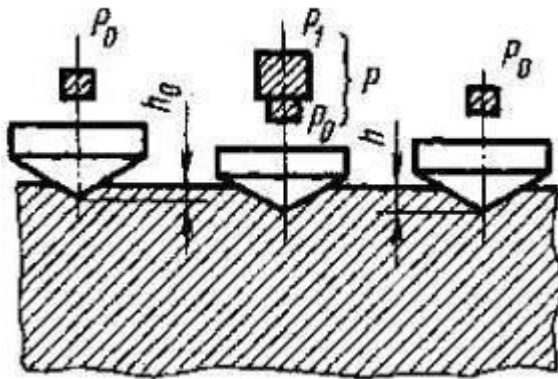


Рис.4. Схема измерения твердости по Роквеллу

При осевом перемещении индентора на 0,2 мм стрелка индикатора совершает один полный оборот. Окружная шкала индикатора разбита на 100 равных частей. Следовательно, цена деления на шкале индикатора равна  $\frac{0,2}{100} = 0,002$  мм. Эта величина принята за единицу измерения твердости по Роквеллу. Так как в этом методе применяется два типа инденторов под разной нагрузкой  $P_1$ , то условия испытания твердости на приборе Роквелла всегда оговариваются при ее обозначении (табл.2).

Таблица 2

Условное обозначение твердости по Роквеллу	Индентор	$P_0$ кгс	$P_1$ кгс	$P$ кгс
HRA	Алмазный конус	10	50	60
HRB	Стальной шарик	10	90	100
HRC	Алмазный конус	10	140	150

На индикаторе имеются две шкалы: наружная черная и внутренняя красная. При использовании алмазного конуса пользуются черной шкалой, а стального шарика - красной шкалой.

HRA или HRC=100-e; HRB=130-e, где

$$e = \frac{h - h_0}{0,002} \quad (5)$$

Измерение твердости тонких образцов или тонких слоев, а также сплавов с высокой твердостью следует приводить при меньшей общей нагрузке

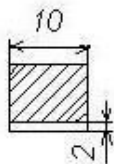
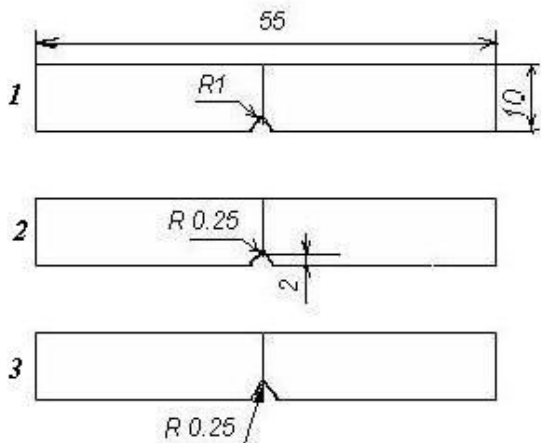
( $P = 60$ кгс), что уменьшает глубину проникновения алмазного конуса и предохраняет его от повреждения в случае высокой твердости испытуемого образца.

Метод измерения твердости по Роквеллу является более производительным, чем метод Бринелля, т.к. во-первых, не требует расчетов по формулам; во-вторых, применение предварительной нагрузки  $P_0$  исключает необходимость тщательной подготовки поверхности испытуемого материала. Поэтому метод Роквелла широко применяется для оценки качества материала на производстве.

### Определение ударной вязкости

Динамические испытания применяют для оценки способности металлических материалов переносить ударные нагрузки и для выявления, их

склонности к хрупкому разрушению. Наиболее широко распространены и стандартизованы ударные испытания на изгиб образцов с надрезом.



Основным образцом по ГОСТ 9454-78 служит стержень с квадратным сечением 10×10 мм и длиной 55 мм. На рис. 5 приведены различные виды образцов. Полученную на разных образцах ударную вязкость обозначают КСУ, при использовании образца 1 (рис. 5), КСV – образец 2 и КСТ – образец 3.

Рис. 5. Образцы для испытания на удар

Испытания на изгиб проводят на маятниковых копрах. Схема испытания ясна из рисунка 6.

Образец кладут горизонтально в специальный шаблон, обеспечивающий установку надреза строго в середине пролета между опорами. Удар наносят со стороны, противоположной надрезу. Маятник копра закрепляется в исходном верхнем положении.

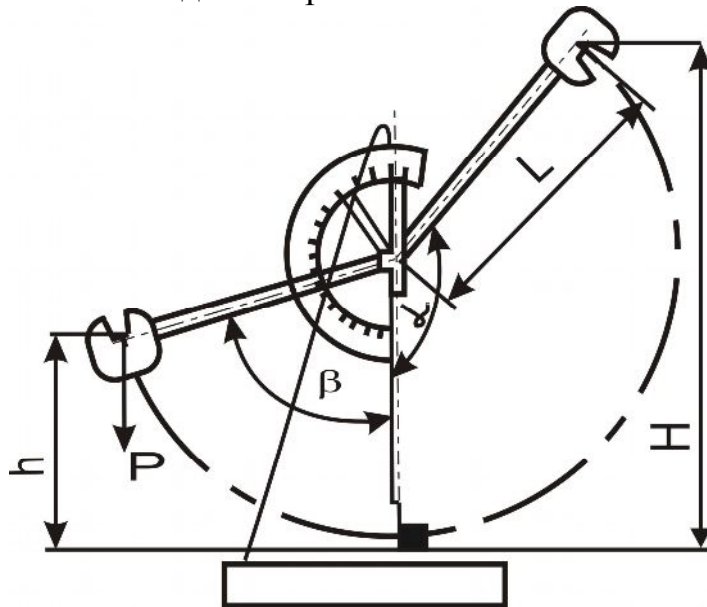


Рис. 6. Схема ударного изгиба на маятниковом копре

По шкале фиксируется угол подъема маятника  $\alpha$ . Затем крепящую защелку вынимают, маятник свободно падает под собственной тяжестью, наносит удар по образцу, изгибает и разрушает его, поднимаясь относительно вертикальной оси копра на угол  $\beta$ .

Величина работы, затраченной на деформацию и разрушение образца, определяется разностью потенциальных энергий маятника в начальный и конечный момент испытания

$$K = P(H - h), \quad (6)$$



где  $P$  - вес маятника;  $H$  и  $h$  высоты подъема и взлета маятника (рис.6),

или

$$K = PL(\cos \beta - \cos \alpha), \quad (7)$$

где  $L$  – длина маятника.

Формула (7) и служит для расчета работы  $K$  по измеренным углам  $\alpha$  или  $\beta$  ( $P$  и  $L$  постоянны для данного копра). Шкала копра, может быть проградуирована прямо в единицах работы, если угол подъема маятника фиксирован.

Зная полную работу деформации и разрушения  $K$ , можно рассчитать основную характеристику, получаемую в результате рассматриваемого испытания - ударную вязкость:

$$KC = \frac{K}{F}, \quad (8)$$

где  $F$  - площадь поперечного сечения образца в месте надреза до испытания.

Стандартная размерность ударной вязкости Дж/см<sup>2</sup> (1 кгс×м/см<sup>2</sup> = 10 Дж/см<sup>2</sup>). Потери энергии удара, затрачиваемые на преодоление сопротивления воздуха, на трение в подшипниках, на сотрясение копра и фундамента и т.д., не учитываются при определении  $K$ .

В пластичном состоянии у металлов  $KC > 50...70$  Дж/см<sup>2</sup>, в хрупком состоянии  $KC < 10...20$  Дж/см<sup>2</sup>.

### **Задание**

В данной работе студентам необходимо овладеть навыками работы на твердомерах Бринелля и Роквелла при определении твердости различных материалов и на маятниковом копре при определении ударной вязкости.

### **Порядок выполнения работы**

При определении твердости методом Бринелля:

1. Подготовить поверхность испытуемых материалов.
2. Закрепить выбранный шаровой индентор в шпинделе твердомера (рис.2) установочным винтом.
3. Рассчитать величину нагрузки в зависимости от выбранного диаметра шарика и состава испытуемого материала по формуле (3) установить на подвеску требуемое количество грузов.
4. Вращая маховик, прижать к шаровому индентору образец, установленный на опорный столик до упора.
5. Нажав кнопку, привести в движение электродвигатель.

Выдержка под нагрузкой и последующее снятие нагрузки происходят автоматически.

6. После окончания испытания вращением маховика в обратную сторону опустить столик и снять образец.
7. Измерить диаметр полученного отпечатка с помощью лупы и определить число твердости по таблице 1 с учетом выбранного диаметра шарика и величины приложенной нагрузки.

Для получения достоверных данных необходимо твердо оценивать как среднее значение по 3-5 отпечаткам. Расстояние от центра отпечатка до края должно быть не менее  $2,5 d$ , а расстояние между центрами двух соседних отпечатков - не менее  $4 d$ .

При определении твердости методом Роквелла:

1. В зависимости от материала и формы образца, выбрать и установить соответствующий индентор, опорный столик и необходимую нагрузку.
2. Нажав кнопку, привести в движение электродвигатель (рис.3).
3. Установить образец на опорный столик и вращением маховика плавно поднять винт до тех пор, пока индентор не окажется вдавленным в образец предварительной нагрузкой  $P_0=10$  кгс. Этот момент будет достигнут, когда маленькая стрелка индикатора совпадет с красной точкой на шкале.
4. Необходимо, вращая кольцо для перемещения шкалы индикатора, установить большую стрелку на ноль черной шкалы, если в качестве индентора используется алмазный конус или на деление 30 красной шкалы в случае стального шарика.
5. Легким нажимом на пусковую педаль приложить к индентору основную нагрузку  $P_1$ , которая затем автоматически снимается после определенного времени.
6. По отклонении большой стрелки индикатора определить число твердости по соответствующей шкале.
7. Вращая маховик в обратную сторону, опустить столик и снять испытуемый образец.

На каждом образце измерить твердость не менее чем в 3-5 точках и подсчитать среднее значение.

При определении ударной вязкости:

1. Замерить размеры образца в месте надреза.
2. Установить маятник в верхнем исходном положении.
3. Установить образец на опоры копра.
4. Совместить указатели контрольной и рабочей стрелок шкалы работ.
5. Отпустить маятник и по указателю контрольной стрелки определить величину работы  $K$ , считывая непосредственно со шкалы.

## Содержание письменного отчета

В письменном отчете должны быть приведены:

1. Цель работы
2. Результаты проведенных экспериментов в виде табл. 3, 4, 5.

**Таблица 3.**

Марка сплава	Диаметр шарика D, мм	Нагрузка P, кгс	Диаметр отпечатка D, мм	Твердость по Бринеллю HB
1	2	3	4	5
1.			1.	
			2.	
			3.	
			Среднее HB	
2.				

**Таблица 4.**

Марка сплава	Тип индентора	Общая нагрузка $P=P_0+P_1$ , кгс	Шкала A, B, C	Твердость по Роквеллу
1	2	3	4	5
1.				1.
				2.
				3.
				Среднее HR...
2....				

**Таблица 5.**

Ударная вязкость					
Марка стали	Размеры образца в месте надреза		Площадь сечения $F$ , см <sup>2</sup>	Работа $K$ , Дж/см <sup>2</sup>	Ударная вязкость $KC$
	$a$ , см	$b$ , см			
1	2	3	4	5	6

### Контрольные вопросы

1. Что понимают под твердостью при определении ее методом вдавливания?
2. По какой формуле рассчитывают нагрузку, прикладываемую к шаровому индентору по Бринеллю?
3. Почему метод Бринелля применяется не для всех материалов?
4. С какой целью дается предварительная нагрузка на твердомере Роквелла?
5. С чем связано различное обозначение твердости по Роквеллу?
6. Какой из рассмотренных методов определения твердости является производительным и почему?
7. Как проводят испытания на маятниковом копре?

## Лабораторная работа 2

### Пластическая деформация металлов и рекристаллизация

#### Цели работы

1. Изучение влияния холодной пластической деформации на структуру и свойства (твердость) металлов.
2. Исследование влияния температуры рекристаллизации на структуру и свойства (твердость) холоднодеформированного металла.

#### Материальное обеспечение

1. Образцы из низкоуглеродистой стали и меди.
2. Гидравлический пресс, муфельные электропечи, твердомеры Бринелля и Роквелла, монокулярная лупа, штангенциркуль, клещи и набор шлифовальных бумаг.

#### Краткие теоретические сведения

В процессе механического испытания образец может подвергаться упругой и пластической деформации с последующим разрушением, упругой называют свойство металла восстанавливать первоначальную форму и прежние размеры после прекращения действия внешних сил, вызвавших данное изменение формы. Пластическая деформация является результатом необратимых коллективных смещений атомов. В кристаллах эти смещения атомов происходят путем движения дислокаций (линейного дефекта кристаллической решетки), что является атомным механизмом пластической деформации. Движение дислокаций может вызвать пластическую деформацию образца путем скольжения либо двойникования. Формаизменение металла при обработке давлением происходит вследствие пластической деформации каждого кристаллита (зерна). В поликристаллическом металле зерна ориентированы не одинаково и поэтому пластическая деформация не может протекать одновременно и одинаково во всем объеме металла. До деформации исходное зерно отожженного металла, как правило, имеет округлую равноосную форму (рис.7а).

Основное изменение формы кристаллитов (зерен) при пластической деформации состоит в том, что они вытягиваются в направлении главной деформации растяжения (например, в направлении прокатки или волочения), образуя волокнистую или слоистую структуру (рис.7,б).

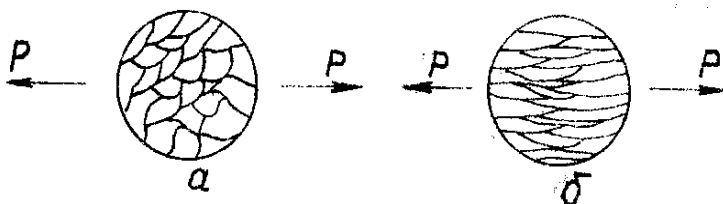


Рис.7. Изменение формы зерна в результате пластической деформации: а - до деформации; б - после деформации

С увеличением степени

холодной деформации  $\mathcal{E}$  показатели сопротивления деформированию (предел прочности  $\bar{\sigma}_B$ ,

предел текучести  $\bar{\sigma}_{0,2}$ , твердость НВ) возрастают, а показатели пластичности (от-

носительное удлинение  $\delta$  и сужение  $\psi$ ) падают (рис. 8). Это явление упрочнения при деформации получило название наклепа. При деформировании металла со степенью деформации более 53-70% его прочностные свойства могут увеличиваться в полтора-два раза, а иногда и в три раза в зависимости от природы металла и вида обработки давлением.

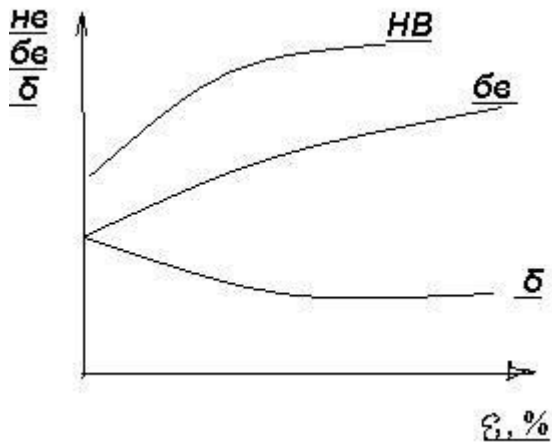


Рис. 8 Зависимость механических свойств металла от степени холодной пластической деформации

водит металл в неравновесное состояние с повышенной энергией. В связи с этим состояние деформированного металла термодинамически неустойчиво. При нагреве наклепанного металла в нем протекают процессы возврата и рекристаллизации, изменяющие его свойства обратно тому, как они изменялись при холодной деформации, а именно, показатели сопротивления деформированию (пределы прочности и текучести, твердость) уменьшаются, а показатели пластичности (относительное удлинение и сужение) возрастают.

Процессы возврата (отдых и полигонизация) протекают при нагреве до сравнительно низких температур (ниже  $0,2 - 0,3 T_{пл}$ ). На первой стадии возврата - отдыхе, происходит уменьшение концентрации точечных дефектов (вакансий) и перераспределение дислокаций без образования новых субграниц. На второй стадии возврата - полигонизации, происходит дробление (фрагментация) деформиро-

Наиболее важное изменение внутреннего строения кристаллитов при деформации металла - увеличение плотности дислокаций (отношение суммарной длины дислокаций к объему металла). Если плотность дислокаций у хорошо отожженного металла равна  $10^6 - 10^8 \text{ см}^{-2}$ , то при больших степенях деформации она достигает до  $10^{11} - 10^{12} \text{ см}^{-2}$ . Следовательно, рост показателей сопротивления деформированию и снижение показателей пластичности с увеличением степени холодной деформации происходят в результате повышения плотности дислокаций.

Холодная обработка давлением при-



ванных кристаллитов на субзерна (полигоны). При прохождении процессов возврата не наблюдается заметных изменений структуры металла, видимой в световом микроскопе, по сравнению с деформированным состоянием (рис.9 а) и в связи с этим комплекс механических свойств ( $HВ$ ,  $\delta$ ,  $b_e$ ) остается почти без изменения (рис. 9).

Начиная с определенной температуры  $t_{рек}^H$ , при нагреве холоднодеформированного металла в его структуре наблюдается образование новых равноосных зерен наряду с деформированными (рис.9, б). Процесс образования и роста новых округлых равноосных зерен внутри деформированной матрицы называют первичной рекристаллизацией. Следует отметить, что новые равноосные зерна отличаются от старых вытянутых зерен деформированной матрицы не только формой и размерами, но и, что гораздо важнее, более совершенным внутренним строением резко пониженной плотностью дислокаций. Падение прочностных свойств деформированного металла и повышение его пластичности, т.е. снятие наклепа во время рекристаллизации объясняется снижением плотности дислокаций.

Установлено, что температура начала рекристаллизации металлов  $t_{рек}^H$  подвергнутых значительной деформации составляет 0,4  $T_{пл}$  для металлов технической чистоты, а для сплавов - (0,5-0,6)  $T_{пл}$ . Для полного снятия наклепа металл необходимо нагревать до более высоких температур. Такая термическая обработка получила название рекристаллизационного отжига. При дальнейшем повышении температуры нагрева наблюдается рост одних рекристаллизованных зерен за счет других рекристаллизованных зерен (рис 9,з). Такой процесс называют собирательной рекристаллизацией.

В зависимости от соотношения температуры проведения деформации и температуры начала рекристаллизации  $t_{рек}^H$ , металла различают холодную и горячую деформации. Холодным называют такую деформацию, которую проводят при температурах ниже температуры начала рекристаллизации. Следовательно, холодная деформация сопровождается упрочнением (наклепом) металла. Горячей называют такую деформацию, которую проводят при температуре выше температуры начала рекристаллизации. В этом случае полностью проходят процессы рекристаллизации, и не наблюдается упрочнение (наклепа) металла.

### Задание

В настоящей работе студенты определяют влияние степени холодной пластической деформации на твердость стальных и медных образцов.

### Порядок выполнения работы

1. На гидравлическом прессе осадить на разную высоту цилиндрические образцы из стали и меди. Степень холодной пластической деформации подсчитать по формуле

$$\varepsilon = \frac{h_0 - h_i}{h_0} * 100\%, \quad (8)$$

где  $h_0$  - высота образца до деформации, мм;  $h_i$  - высота образца после деформации, мм.

2. Замерить твердость медных образцов на твердомере Бринелля, используя в качестве индентора шарик диаметром 5 мм под нагрузкой 250 кгс, а стальных образцов на твердомере Роквелла, используя в качестве индентора стальной шарик диаметром 1,59 мм под общей нагрузкой 100 кгс (по шкале В). Полученные значения твердости *HRB* стальных образцов перевести по Бринеллю. Результаты эксперимента записать в таблицу 6.

### Содержание письменного отчета

1. Название и цель работы.
2. Результаты экспериментов в виде табл. 6.
3. Графики зависимости твердости в координатах: твердость НВ-степень деформации.

Таблица 6.

Марка сплава	$h_i$	Высота образца	Диаметр отпечатка $d_i$ , мм	Твердость НВ	Степень деформации $\varepsilon_i$ , %
1	2	3	4	5	6
	$h_0$				
	$h_1$				
	$h_2$				
	$h_3$				
	$h_4$				

### Контрольные вопросы

1. Какую деформацию называют упругой?
2. Что является атомным механизмом пластической деформации?
3. Как изменяются механические свойства и структура металла с повышением степени холодной деформации?
4. Что понимают под наклепом металла?
5. Какие структурные изменения происходят в наклепанном металле при прохождении процессов возврата?
6. Как изменяются структура и свойства металлов во время рекристаллизации?
7. Как различают холодную и горячую деформации?

## Лабораторная работа 3 Закалка и отпуск углеродистой стали

### Цели работы

1. Изучение физических основ структурных превращений протекающих в сталях при распаде аустенита и мартенсита.
2. Исследование влияния углерода и температуры отпуска на твердость закаленной стали.

### Материальное обеспечение

1. Образцы из стали с различным содержанием углерода.
2. Муфельные электропечи, твердомеры Роквелла, Бринелля, клещи, набор шлифовальных бумаг и монокулярная лупа.

### Краткие теоретические сведения

Основными видами термической обработки, применяемые к сталям для получения тех или иных свойств, являются отжиг, нормализация, закалка и отпуск. При проведении отжига, нормализации и закалки главными процессами являются аустенизация с последующим перлитным или мартенситным превращением, а при проведении отпуска - распад мартенсита. При охлаждении с аустенитного состояния в зависимости от скорости охлаждения в сталях могут протекать как перлитное, так и мартенситное превращения. Представленная на рис.10 часть диаграммы состояния Fe-Fe<sub>3</sub>C является равновесной, т.е. построена в условиях очень медленного охлаждения и нагрева.



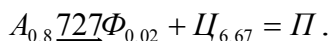
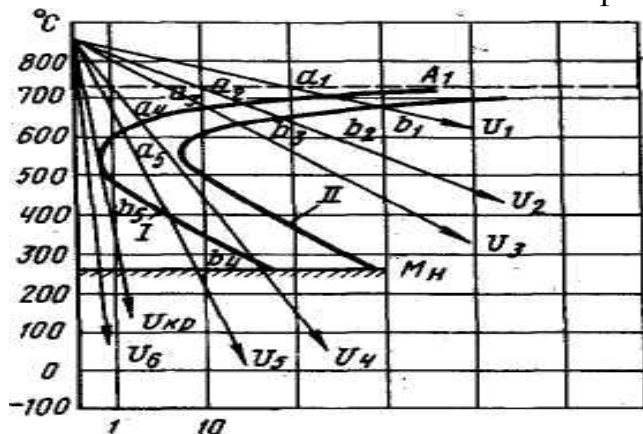
Рис. 10. Интервалы температур нагрева стали при закалке: А, Ф, П, Ц – структурные составляющие сплава: соответственно аустенит, феррит, перлит, цементит; GSE и PSK - линии вторичной кристаллизации на диаграмме Fe-C; Ас<sub>1</sub>, Ас<sub>3</sub>, Ас<sub>м</sub> – критические точки температур охлаждения

На рис. 11 приведена диаграмма изотермического распада переохлажденного аустенита в эвтектоидной стали.

С повышением скорости охлаждения области фазового равновесия и характер превращений, указанных на диаграмме, существенно меняются. Превращение аустенита в зависимости от скоростей охлаждения удобнее всего рассмотреть на примере эвтектоидной стали с содержанием углерода 0,8%, т.к. распад аустенита



не осложнен наличием избыточных фаз (феррита - в доэвтектоидной, цементита - в заэвтектоидной сталях).



При таком распаде одновременно проходят два процесса – перестройка кристаллической решетки (ГЦК) в (ОЦК) и диффузионное перераспределение атомов углерода, т.к. участвующие в реакции фазы отличаются содержанием углерода.

При скоростях охлаждения больше, чем  $V_{кр}$ , например,  $V_6$  характер распада аустенита существенно меняется, т.е. подавляется диффузионный распад аустенита на смесь двух фаз – феррита и цементита и происходит бездиффузионное превращение аустенита в мартенсит  $A_{0,8} \rightarrow M_{0,8}$ . Мартенсит представляет собой пересыщенный твердый раствор внедрения углерода в  $\alpha$ -железе. Весь углерод (0,8%), растворенный в  $\gamma$ -Fe, сохраняется в решетке  $\alpha$ -Fe. Избыточные атомы углерода

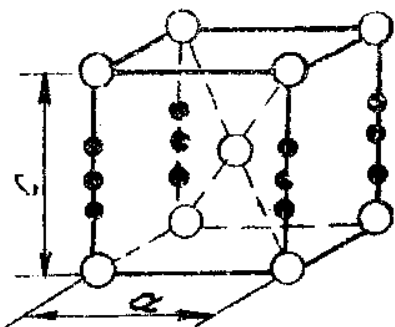


Рис. 12. Элементарная ячейка тетрагональной решетки мартенсита (o – атомы Fe, . - атомы C)

внедренные в решетку  $\alpha$ -Fe, сильно искажают ее, в результате чего кубическая решетка его за счет внедренных атомов углерода становится тетрагональной (рис. 12) и степень тетрагональности повышается с увеличением содержания в стали углерода. Сильное искажение кристаллической решетки и высокая плотность дислокаций в результате внедренных избыточных атомов углерода являются причиной высокой твердости ( $HВ=700$ ) и хрупкости ( $\delta=0$ ) мартенсита.

В зависимости от скоростей охлаждения с аустенитной области и назначаются основные виды термической обработки, применяемые к

сталям, для достижения тех или иных свойств.

**Закалка.** Целью закалки является повышение прочностных свойств стали. Углеродистые стали при закалке охлаждаются в воде, обеспечивающий охлаждение со скоростью, превышающей критическую. Доэвтектоидные стали закаливают с температур на 30-50 °С выше линии  $A_{c3}$ . Если закалку производить с темпе-

ратур в интервале  $A_{c1}-A_{c3}$ , то наряду с мартенситом будет присутствовать избыточный феррит, который сильно снижает твердость закаленной стали и ухудшает прочностные свойства после отпуска. Заэвтектоидные стали закаливают с температур, превышающих точку  $A_{c1}$  на  $30-60^{\circ}\text{C}$ . При закалке с температур в интервале  $A_{c1}-A_{cm}$  в заэвтектоидных сталях наряду с мартенситом имеется вторичный цементит, который повышает износостойкость инструмента.

Продолжительность нагрева должна обеспечить прогрев изделия по сечению, завершение фазовых превращений и зависит от формы и размеров нагреваемых деталей, а так же от температуры нагрева.

Закаленная на мартенсит углеродистая сталь характеризуется не только высокой твердостью, но и очень большой склонностью к хрупкому разрушению. Кроме того, при закалке возникают значительные остаточные напряжения, приводящие иногда к короблению закаливаемых деталей и образованию в них трещин. Причиной образования этих напряжений, называемых также закалочными, при быстром охлаждении являются неравномерность охлаждения изделия по сечению (разная величина термического сжатия) и увеличение объема при аустенитно - мартенситном превращении (удельный объем мартенсита на 3-4% больше удельного объема аустенита). Поэтому, закалку углеродистых сталей обычно не применяют как окончательную операцию. Для увеличения пластичности, ударной вязкости и снятия закалочных напряжений после закалки применяют термическую обработку, называемую отпуском.

При отпуске наблюдается распад мартенсита на смесь двух фаз - феррита и цементита, имеющих зернистое строение. В зависимости от температуры нагрева различают 3 вида отпуска: низкий, средний и высокий.

**Низкий отпуск.** При низком отпуске сталь нагревают до  $150 - 250^{\circ}\text{C}$ . Закалочные напряжения снимаются частично, твердость закаленной стали практически не изменяется, пластичность и ударная вязкость возрастают незначительно. Поэтому низкий отпуск широко применяют к инструментальным сталям и цементованным изделиям для сохранения высокой твердости. Структура стали после низкого отпуска - отпущенный мартенсит.

**Средний отпуск.** При среднем отпуске сталь нагревают до  $350 - 450^{\circ}\text{C}$ . Такой отпуск обеспечивает высокий предел упругости и предел выносливости. Поэтому, среднему отпуску главным образом подвергаются рессоры и пружины. Структура стали после среднего отпуска - троостит отпуска.

**Высокий отпуск.** Высокий отпуск проводят при  $500 - 650^{\circ}\text{C}$ . Полностью снимаются закалочные напряжения, твердость закаленной стали падает существенно. Этот вид отпуска широко применяют к изделиям из конструкционной стали, которые должны характеризоваться не только достаточной прочностью, но и хорошей сопротивляемостью ударным нагрузкам. Структура стали после высокого отпуска - сорбит отпуска. Термическую обработку, состоящую из закалки и высокого отпуска, называют улучшением.

### Задание

В данной работе студенты определяют влияния содержания углерода и температуры отпуска на твердость закаленной стали.

### Порядок выполнения работы

1. По диаграмме состояния Fe –Fe<sub>3</sub>C определить температуры нагрева под закалку для каждой марки стали.
2. Определить твердость образцов в исходном состоянии по Бринеллю.
3. Поместить образцы в предварительно нагретую печь и произвести выдержку с учетом формы и размеров образца, а также температуры нагрева.
4. После выдержки в печи необходимо охлаждение образцов проводить в воде с интенсивным перемешиванием.
5. После закалки по два образца каждой марки отпустить при температурах 200, 400 и 600 °С.
6. Очистить образцы от окалины и произвести замер твердости по Роквеллу с использованием алмазного конуса.

### Содержание письменного отчета

1. Название и цель работы.
2. Результаты экспериментов в виде таблицы 7.
3. Графики зависимости твердости от содержания углерода и температуры отпуска.
4. Выводы о влиянии и содержания углерода и температуры отпуска на твердость закаленной стали.

Таблица 7

Марка стали	Содержание углерода, %	Исходная структура стали	Твердость до термообработки	Температура нагрева, °С	Время выдержки, мин	Твердость			
						После закалки	Температура отпуска °С		
							200	400	600
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10

### Контрольные вопросы

1. Какие процессы происходят при аустенитно-перлитном превращении?
2. При каких скоростях охлаждения происходят мартенситное превращение?
3. Почему кристаллическая решетка мартенсита становится тетрагональной и от чего зависит степень его тетрагональности ?
4. Как выбирают температуру нагрева под закалку?
5. Что является причиной возникновения остаточных напряжений при закалке стали?
6. Как изменяются твердость, пластичность и ударная вязкость закаленной стали с увеличением температуры отпуска?

## Лабораторная работа 4

### Влияние отжига, нормализации и улучшения углеродистой стали на ее свойства

#### Цели работы

1. Изучение структурных изменений, происходящих в углеродистых сталях при распаде переохлажденного аустенита.
2. Исследование влияния различных видов термической обработки на твердость.

#### Материальное обеспечение

1. Образцы из углеродистой стали с различным содержанием углерода.
2. Муфельные электропечи, твердомер Роквелла и Бринелля, монокулярная лупа, клещи и набор шлифовальных бумаг.

#### Краткие теоретические сведения

Как было отмечено в предыдущей работе при охлаждении со скоростью, меньшей  $V_{кр}$  из аустенита диффузионным путем образуется феррит и цементит. Продукты распада аустенитно-перлитного превращения как правило имеют пластинчатое строение. Расстояние  $d$  является важнейшей структурной характеристикой, т. к. с его уменьшением прочностные свойства стали возрастают.

При охлаждении со скоростью  $V_1$  (рис. 11) получаемую структуру называют перлитом. Такую скорость обеспечивает охлаждение вместе с печью. При охлаждении со скоростью  $V_2$  - сорбитом (охлаждение на воздухе), а со скоростью  $V_3$  - трооститом (охлаждение в масле). С повышением скорости охлаждения  $V_1 \rightarrow V_3$  уменьшается межпластиночное расстояние  $d$  и соответственно увеличивается твердость стали. Следовательно, общими между структурами перлит, сорбит и троостит является то, что они состоят из двух фаз – феррита и цементита, а различаются лишь степенью дисперсности продуктов распада. Подразделения перлитных структур на собственно перлит, сорбит и троостит являются условным. Составляющая этих структур - феррит и цементит существенно отличаются по твердости. Так твердость феррита составляет НВ 80...90, а цементита НВ 800...850. Следовательно, твердость стали представляют собой среднее из твердости этих фаз. С повышением содержания углерода твердость стали возрастает за счет увеличения количества твердых частиц

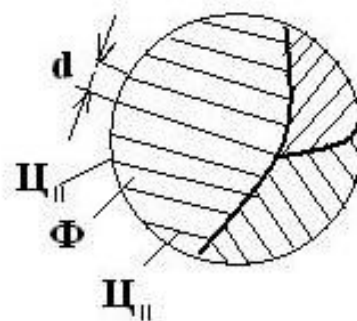
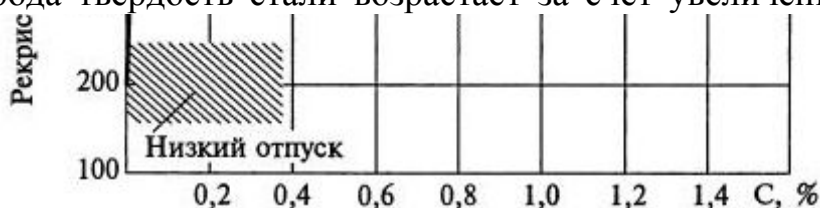


Рис.13. Пластинчатая структура эвтектоидной стали



цементита. С другой стороны, с уменьшением межпластиночного расстояния и увеличения содержания углерода показатели пластичности и вязкости падают.

Анализ структурных изменений и свойств в зависимости от скоростей охлаждения с аустенитной области позволяют назначить конкретные виды термической обработки для повышения пластичности и вязкости стали. Для углеродистых сталей в этом случае широко применяют отжиг и нормализацию.

**Отжиг.** При отжиге доэвтектоидные стали (0,8 % C) нагревают до температур на 20-40 °С выше точки  $A_{c3}$ , эвтектоидные и заэвтектоидные стали (>0,8 % C) на 40-60 °С выше точки  $A_{c1}$ , но ниже  $A_{cm}$  и охлаждают вместе с печью. Цель отжи-

га - повышение пластичности стали, снятие остаточных напряжений, устранение пороков структуры и смягчение стали перед обработкой резанием и давлением. Образующаяся структура при этом является перлитом.

**Нормализация.** При нормализации сталь нагревают до температур на 30-50 °С выше линии GSE (рис. 14) и охлаждают на воздухе. Нормализацию применяют для устранения пороков строения и общего улучшения структуры стали перед закалкой. Для малоуглеродистых сталей ( $\leq 0,3\%$  C) применяют взамен отжига как промежуточную операцию для смягчения стали перед обработкой резанием. В заэвтектоидной стали нормализация устраняет грубую сетку вторичного цементита. При нормализации образуется сорбит.

Рис.14. Диаграмма состояния Fe-Fe<sub>3</sub>C с интервалами нагрева углеродистой стали для отжига, нормализации, закалки и отпуска:  $A_{c1}$  –  $A_{c3}$  – критические точки нагрева;  $A_{r1}$  –  $A_{r3}$  – критические точки охлаждения стали; GSE и PSK – линии вторичной кристаллизации, связанные с полиморфным превращением  $\alpha$  – железа в  $\gamma$  - железе

**Таблица 8**

Структура	Скорость охлаждения	Интервал температур превращения переохлажденного аустенита	Межпластиночное расстояние, мкм	Твердость НВ
Перлит	40-150° С/час	727-650	0,6-1,0	180-250
Сорбит	30-50° С/сек	650-600	0,2-0,5	250-350
Троостит	80-100° С/сек	600-500	0,1-0,15	350-450

Следовательно, сорбитную структуру можно получить нормализацией непосредственно охлаждением стали из аустенитной области и после улучшения. Твердость в том и в другом случае будет почти одинаковой. Однако при одинаковой твердости относительное сужение и ударная вязкость будут значительно выше у улучшенной стали. Объясняется это тем, что твердость зависит главным образом от дисперсности ферритно-цементитной смеси, а на относительное сужение и ударную вязкость сильно влияет форма цементита. В сорбите, полученном при распаде аустенита цементит имеет форму длинных пластин а в сорбите отпуска форму коротких пластинок с круглыми краями или сфероидальную форму, обеспечивающую более высокую вязкость стали.

### **Задание**

В данной работе студенты определяют влияние отжига, нормализации и улучшения на твердость.

Порядок выполнения работы

1. По диаграмме состояния Fe-Fe<sub>3</sub>C определить температуру нагрева для проведения отжига, нормализации и закалки.
2. Поместить образцы в предварительно нагретую печь и произвести выдержку с учетом размера образца, а также температуры нагрева.
3. После выдержки в печи по два образца каждой марки охладить вместе с печью, на воздухе, в масле и в воде.
4. Образцы охлажденные в воде отпустить при 600°С.
5. Одну из сторон образца очистить от окалины и определить их твердость.

### **Содержание письменного отчета**

1. Название и цель работы.
2. Результаты экспериментов в виде таблицы 9.
3. Графики зависимости твердости стали от скорости охлаждения.
4. Выводы о влиянии скорости охлаждения, содержание углерода и вида термической обработки на твердость.

Таблица 9

Марка стали	Содержание углерода	Температура углерода	Время выдержки	Твердость НВ			
				Охлаждение с аустенитной области			После закалки и высокого отпуска
				вместе с печью	на воздухе	в масле	
1	2	3	4	5	6	7	8

### Контрольные вопросы

1. Какое расстояние называют межпластиничным?
2. Как изменяется твердость стали с уменьшением межпластиничного расстояния?
3. Почему с увеличением содержания углерода повышается твердость стали?
4. С какой целью и как проводят отжиг и нормализацию?

### Лабораторная работа 5

#### Определение прокаливаемости стали методом торцевой закалки

#### Цели работы

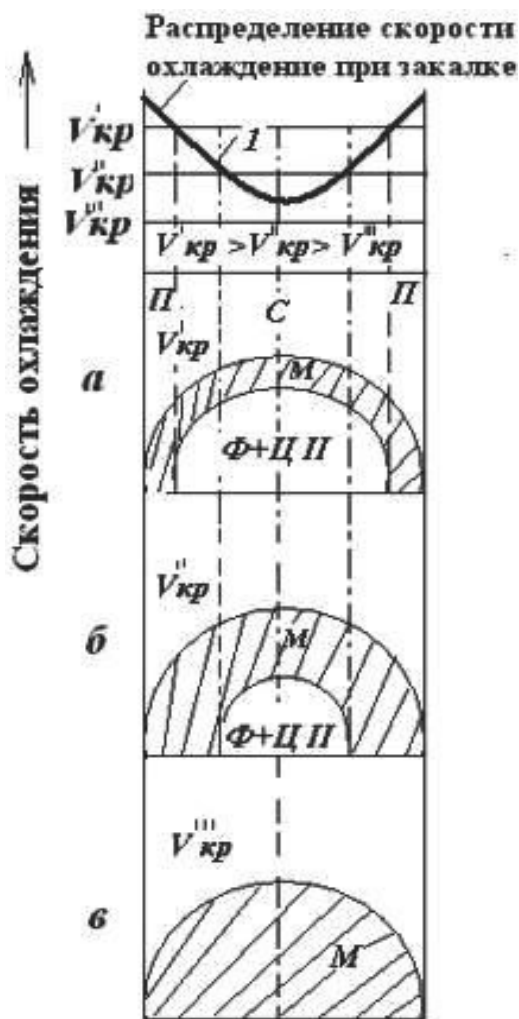
1. Изучение факторов, влияющих на прокаливаемость стали.
2. Ознакомление с основными способами определения прокаливаемости стали.
3. Приобретение навыков при определении прокаливаемости методом торцевой закалки.

#### Материальное обеспечение

1. Стандартные образцы из углеродистых сталей с различным содержанием углерода (рис. 16).
2. Муфельные электропечи, специальная установка для проведения торцевой закалки, плоскошлифовальный станок, твердомер Роквелла, штангенциркуль.

#### Краткие теоретические сведения

Под прокаливаемостью понимают глубину проникновения закаленной зоны. Она измеряется в единицах длины, мм. Прокаливаемость является одной из важнейших характеристик стали, определяющей ее свойства и применение. Повышенная прокаливаемость позволяет получить высокие механические свойства стали в больших сечениях детали после закалки и отпуска. Это особенно важно для ответственных деталей машин и конструкций, работающих в условиях повышенных напряжений и значительных динамических нагрузках, а также инструментам и штампам большого сечения.



мости образца от величины критической скорости охлаждения  $V_{кр}$ . а, б, в – соответственно, при критических скоростях  $V_{кр}^I$ ,  $V_{кр}^{II}$ ,  $V_{кр}^{III}$  (П – поверхность, С – сердцевина образца)

Главным условием при закалке стали на мартенсит является предотвращение распада аустенита на смесь двух фаз – феррита и цементита. Для этого скорость охлаждения детали с температуры нагрева под закалку должно быть выше некоторой скорости, называемой критической  $V_{кр}$  (лаб. раб. 3, рис. 11). Под критической скоростью охлаждения понимают такую минимальную скорость, при которой аустенит еще не распадается на ферритно-цементитную смесь. Обычно ее определяют как наклон касательной к носу С-кривой начала распада аустенита (лаб. раб. 3, рис. 11 кривая 1).

При закалке скорость охлаждения максимальна на поверхности изделия и уменьшается по мере приближения к сердцевине изделия (кривая 1, рис. 15).

Если скорость охлаждения на поверхности больше критической, а в сердцевине меньше, то аустенит в поверхностных слоях превратится в мартенсит, а в сердцевине изделия испытает перлитное превращение, т.е. деталь не прокаливается насквозь (рис. 15 а, б). Только в том случае, когда сердцевина изделия охлаждается со скоростью, превышающей критическую  $V_{кр}$ , образец закаливается на мартенсит насквозь (рис. 15 в). Следовательно, прокаливаемость стали зависит прежде всего от величины критической скорости охлаждения.

Как видно из рис. 15 для повышения прокаливаемости детали данного сечения необходимо или повышать действительную скорость охлаждения (кривая 1) или понижать критическую скорость охлаждения: и в том, и в другом случае заштрихованное сечение заклеенной зоны будет возрастать.

Факторы, увеличивающие устойчивость переохлажденного аустенита против распада, т.е. сдвигающие С кривые 1 и 2 (лаб. раб. 3, рис 11) вправо, уменьшают критическую скорость охлаждения и увеличивают прокаливаемость стали. Существенное влияние на критическую скорость охлаждения оказывают следующие факторы:

1. Размер и гомогенность аустенитного зерна. С повышением температуры нагрева и увеличением времени выдержки перед закалкой укрупняются действи-



тельное зерно аустенита, выравнивается его состав и увеличивается устойчивость против распада.

2. Содержание углерода. С повышением концентрации углерода в аустените он делается устойчивее и критическая скорость уменьшается. Наилучшей прокаливаемостью обладают стали, состав которых близок к эвтектоидному. Повышение критической скорости охлаждения у заэвтектоидных сталей объясняется тем, что они закаляются не из чисто аустенитной области, а с температур выше  $A_{c1}$ , но ниже  $A_{cm}$  (лаб. раб. 3, рис. 10.).

3. Введение бора в сотых и тысячных долях процента существенно повышает прокаливаемость стали.

4. Легирующие элементы, за исключением кобальта, растворенные в аустените, затрудняют его распад, уменьшают критическую скорость охлаждения и улучшают прокаливаемость стали. Для этой цели широко используют добавки Mn, W, Cr и Mo. Особенно эффективно комплексное легирование этими элементами. Кроме того, на прокаливаемость изделия влияют такие факторы, как исходная структура перед закалкой, наличие на поверхности окалины и обезуглероженного слоя, размеры изделий и интенсивность охлаждения, а также состояние поверхности и т.д.

На основании выше изложенного можно заключить, что одна и та же сталь в зависимости от различных факторов может закаливаться на различную глубину, поэтому необходимо четко разграничивать прокаливаемость стали и прокаливаемость данного изделия из этой стали при конкретных условиях охлаждения.

Характеристикой прокаливаемости стали может служить критический диаметр, т.е. диаметр цилиндрического образца максимального сечения, которое в данном охладителе прокаливается насквозь. В зависимости от величины критического диаметра стали подразделяют условно на три группы:

1. Стали пониженной прокаливаемости, при охлаждении в воде  $D_{кр}=10-15$  мм. К этой группе относятся углеродистые и низколегированные стали (содержание легирующих элементов не превышает  $3\div 4\%$ ).

2. Стали средней прокаливаемости, при охлаждении в масле  $D_{кр}=100-150$  мм. К этой группе относятся легированные стали с содержанием легирующих элементов  $6\div 10\%$ .

3. Стали повышенной прокаливаемости, при охлаждении в масле  $D_{кр} \geq 200$  мм. К этой группе относятся высоколегированные стали с содержанием легирующих элементов  $10\div 30\%$ .

Для доэвтектоидных сталей ( $< 0,8\% C$ ) глубиной прокаливаемости условно считают расстояние от поверхности до слоя с полумартенситной структурой (50% мартенсита + 50% троостита), твердость которого близка к твердости стали с чисто мартенситной структурой и зависит от содержания углерода (табл. 10).

Для каждой марки стали твердость полумартенситной зоны записывается как  $HRC^{PM}$  и приводится в справочниках. В заэвтектоидных сталях твердость по-

лумартенситной зоны не определяется содержанием углерода. Поэтому прокаливаемость инструментальных сталей характеризуется лишь толщиной мартенситного слоя, твердость которого не ниже 58-60 HRC.

**Таблица 10**

Твердость слоя со структурой 50% мартенсита и 50% троостита в доэвтектоидной стали

Содержание углерода %	Твердость HRC		Содержание углерода	Твердость HRC	
	углеродистой	легированной		углеродистой	легированной
0,08-0,17	-	25	0,33-0,42	40	45
0,18-0,22	25	30	0,43-0,52	45	50
0,23-0,27	30	35	0,53-0,62	50	55
0,28-0,32	35	40			

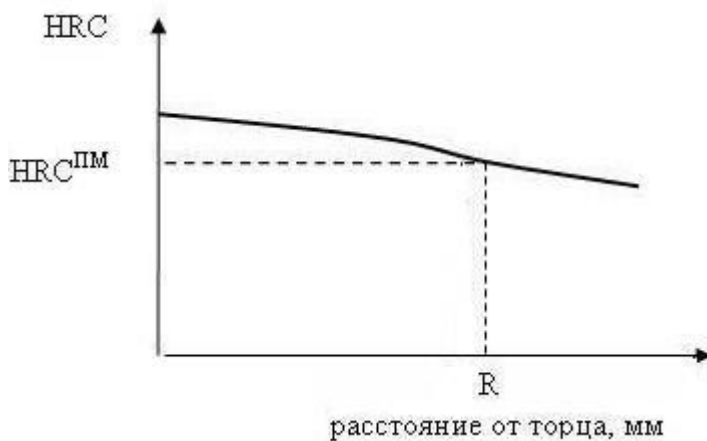


Рис.16. Распределение твердости по длине образующей цилиндрического образца при торцевой закалке

Глубину закаленного слоя экспериментально можно определить методом пробной закалки по излому, макрошлифу и распределению твердости в сечении изделия. Закаленная на мартенсит сталь хрупкая, поэтому она легко ломается при небольших нагрузках. В закаленной зоне образец имеет ровный мелкозернистый, матово – серый

излом, а не прокаленная зона более вязкая, она имеет неровный, шероховатый, волокнистый излом.

Граница между этими двумя зонами очень хорошо видна на изломе. Этот метод применим только для образцов небольшого сечения (диаметром до 15-20мм) из углеродистой и низколегированной стали. На макрошлифе закаленная и не прокаленная зоны травятся по-разному и различаются довольно четко. Для оценки прокаливаемости по распределению твердости применяют образцы как круглого, так и квадратного сечения (длина образца должна быть больше диаметра или толщины в 3-4 раза). Охлажденный образец после закалки разрезают пополам и после шлифования замеряют твердость, начиная от поверхности по диаметру через каждые 2 мм. Границей в этом случае является слой с твердостью равной HRC<sup>ПМ</sup> для этой стали.

Наиболее широко для определения прокаливаемости углеродистых и легированных сталей, за исключением закаливаемых на воздухе применяют стан-

дартный метод торцевой закалки. Стандартный образец цилиндрической формы после выдержки в печи переносят на специальную установку, в которой охлаждение струей воды проводят только с торца под определенным напором (рис.16). После полного охлаждения образца по его двум диаметрально противоположным

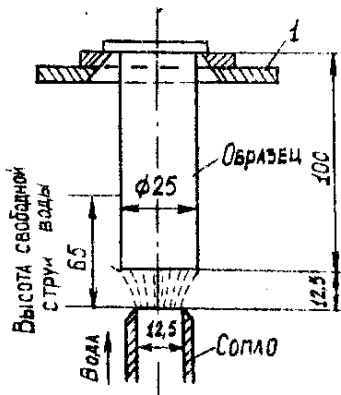


Рис.17. Схема охлаждения образца при торцевой закалке: 1- кронштейн для установки образца

образующим сошлифовывают на плоскошлифовальном станке площади на глубину 0,5мм.

По длине этих площадок, начиная с торца, через 1,5-2 мм измеряют твердость и строят кривую в координатах: твердость HRC - расстояние от торца, мм (рис 16). Затем с точки, соответствующей HRC<sup>пм</sup> для исследуемой стали проводят прямую, параллельную оси абсцисс до пересечения с полученной кривой. Точку пересечения сносят вниз и расстояние определяют как глубину закаленной зоны.

### Задание

В настоящей работе студенты определяют прокаливаемость углеродистых сталей методом

торцевой закалки.

### Порядок выполнения работы

1. По диаграмме состояния Fe-Fe<sub>3</sub>C и по таблице норм времени определить для каждой стали температуру нагрева и время выдержки под закалку.
2. Для предотвращения образования окалины и обезуглероженного слоя охлаждаемый торец образца перед нагревом засыпать графитовым порошком или чугушной стружкой.
3. Отрегулировать давление воды на установке таким образом, чтобы высота свободной струи была 65мм.
4. После выдержки в печи образец перенести на установку и охлаждать не менее 10 мин (время переноса не более 5 с).
5. На плоскошлифовальном станке по длине закаленного образца сошлифовать (с двух противоположных сторон по диаметру) слой толщиной ~0,5мм.
6. Замерить твердость образцов через 2мм по длине образующей, начиная с торца и записать в табл.11.
7. Определить прокаливаемость исследуемых сталей по методике описанной в настоящей работе.

### Содержание письменного отчета

1. Название и цель работы.
2. Результаты экспериментов в виде табл .11.
3. График в координатах: твердость HRC –расстояние от торца, мм, и опре-

деление по полученным кривым значения прокаливаемости исследуемых сталей.

#### 4. Вывод о влиянии углерода на прокаливаемость сталей.

**Таблица 11**

Марка стали	Содержание углерода, %	Температура нагрева, t°С	Время выдержки, τ, мин	Твердость HRC <sup>ПМ</sup>	Твердость HRC на расстоянии от торца, мм					
					6					
1	2	3	4	5	2	4	6	8	10	12

### Контрольные вопросы

1. Что понимают под прокаливаемостью сталей?
2. При каком соотношении действительной и критической скоростях охлаждения изделия прокаливается насквозь?
3. Какие факторы повышают устойчивость переохлажденного аустенита?
4. Что служит характеристикой прокаливаемости сталей?
5. Какой слой является границей между закаленной и непрокаленной зонами в доэвтектоидной стали?
6. Какие методы пробной закалки существуют для определения прокаливаемости стали?

### Лабораторная работа 6

#### Особенности термообработки легированной стали

#### Цели работы

1. Изучить влияние легирующих элементов на превращения в стали.
2. Исследовать влияние легирующих элементов на прокаливаемость и теплостойкость стали.

#### Материальное обеспечение

1. Образцы из углеродистой и легированной сталей с одинаковым содержанием углерода и стандартные образцы для определения прокаливаемости (рис.17, лаб.раб.5).
2. Муфельные электропечи, твердомер Роквелла, клещи, монокулярная лупа, набор шлифовальных бумаг.

#### Краткие теоретические сведения

По составу стали подразделяют на две группы: углеродистые и легирован-

ные. Углеродистыми называются стали, если в них кроме железа и углерода, содержатся марганец до 0,7%, кремний до 0,4% и примеси не более 0,4%. В том случае, если специально вводятся другие элементы в состав стали в определённых концентрациях или марганец  $> 0,7\%$  и кремний  $> 0,4\%$  с целью изменения её строения и свойств, то такие стали называются легированными, а сами элементы легирующими (от греческого слова «лега»-сложное).

Углеродистая сталь является дешевым конструкционным и инструментальным материалом и обладает высокими технологическими свойствами: хорошо обрабатывается резанием, давлением, малоуглеродистые стали хорошо свариваются всеми видами сварки и т.д. Вместе с тем она имеет пониженную прокаливаемость ( $D_{кр}$  10-12 мм), невысокую термостойкость (до  $200^{\circ}\text{C}$ ), низкую стойкость против коррозии (окисляется даже в атмосфере воздуха) и т.д. Кроме того, в связи с использованием резких охладителей при закалке углеродистых сталей (вода, водные растворы солей и щелочей) наблюдается значительный процент брака по трещинам, деформации и наличию «мягких пятен» на поверхности закаливаемых деталей. Поэтому в определённых случаях углеродистые стали в силу своих недостатков не могут быть использованы для изготовления деталей и инструментов, к которым предъявляются особые требования в отношении некоторых свойств и характеристик.

Следовательно, основными целями легирования являются:

- повышение прокаливаемости стали;
- повышение термостойкости стали;
- придание особых свойств (жаропрочность, износостойкость, устойчивость против коррозии, особенности теплового расширения, особые магнитные, электрические свойства и т. д.).

Положение критических точек на диаграмме состояния Fe- Fe<sub>3</sub>C; A<sub>C1</sub>, A<sub>C3</sub>, A<sub>cm</sub> и т. д. (рис. 10, лаб. раб. 3), кинетика распада переохлажденного аустенита и мартенсита, а также структура легированных сталей существенно зависят от характера взаимодействия легирующих элементов с железом и углеродом.

Легирующие элементы преимущественно растворяются в феррите, аустените и цементите, образуя соответственно легированный феррит, аустенит и цементит. Легированный цементит в отличие от обычного цементита Fe<sub>3</sub>C имеет химическую формулу (Fe<sub>3</sub>Me) - C. Где Me легирующий элемент, и труднее растворяется в аустените т. к. почти все легирующие элементы растворяются по способу замещения, то они значительно затрудняют диффузионные процессы, протекающие в сталях при нагреве и охлаждении, что существенно меняет кинетику распада переохлажденного аустенита и мартенсита.

По отношению к углероду элементы подразделяются на две группы: графитизирующие элементы Si, Ni, Cu, Al, находящиеся в твердом растворе и карбидообразующие элемента Mn, Cr, Mo, W и др., т. е. образующие специальные карбиды типа MeC.

Иногда легирующие элементы, такие как W, Mo, V, Si, Ti и другие повышают критические точки  $A_{C1}$  и  $A_{C3}$  на диаграмме состояния Fe - Fe<sub>3</sub>C, и следовательно, повышают температуру нагрева стали при термической обработке, а такие элементы как Ni, Mn и Cu, наоборот снижают точки  $A_{C1}$  и  $A_{C3}$  и поэтому снижают температуру нагрева термообрабатываемой стали. Все легирующие элементы, кроме кобальта, снижают критическую скорость охлаждения  $V_{кр}$ . (рис. 11, лаб. раб. 3), т. е. двигают C – кривые начала и конца распада вправо. Следовательно, во-первых, они повышают прокаливаемость стали (рис. 13, лаб. раб. 4); во-вторых, можно выбрать более умеренный охладитель (масло) при закалке для получения мартенситной структуры, что значительно снижает величину закалочных напряжений.

Большинство легирующих элементов снижают мартенситные точки  $M_H$  и  $M_K$  (рис. 11, лаб. раб. 3) и увеличивают количество остаточного аустенита в закаленной стали. Такие элементы как алюминий и кобальт повышают точки  $M_H$  и  $M_K$  и уменьшают количество остаточного аустенита, а кремний практически не влияет на положение этих точек. Чем больше количество остаточного аустенита в структуре стали, тем больше объемная деформация при закалке, что очень важно для изделий сложной формы в отношении точности их формы и размеров.

Все легирующие элементы уменьшают склонность аустенитного зерна к росту. Исключение составляют марганец и фосфор, которые способствуют росту зерна. Избыточные карбиды, не растворенные в аустените, препятствуют росту аустенитного зерна. Поэтому сталь при наличии хотя бы небольшого количества нерастворимых карбидов сохраняет мелкозернистое строение до весьма высоких температур нагрева, что способствует повышению ударной вязкости легированных сталей. Однако в этом случае будет наблюдаться снижение прокаливаемости стали.

Легирующие элементы замедляют процесс распада мартенсита. Такие элементы как никель или марганец влияют незначительно, тогда как большинство (Cr, Mo, Si, W и др.)- весьма заметно. Это связано с тем, что процессы при отпуске имеют диффузионный характер, и большинство легирующих элементов замедляют процесс распада мартенсита с образованием карбидов, в особенности на стадии их коагуляции.

Все легирующие элементы снижают теплопроводность стали. Поэтому, нагревание легированной стали следует производить более медленное, чем углеродистой, во избежание возникновения больших внутренних напряжений. Чаще для средне – и высоколегированных сталей при проведении термической обработки применяют ступенчатый нагрев.

На основании вышеизложенного можно заключить, что легирующие элементы существенно влияют на превращения, протекающие в сталях при нагреве и охлаждении и отметить связанные с этим особенности в проведении термической обработки легированных сталей в отличие от углеродистых.

## **Задание**

В данной работе студенты определяют влияние легирующих элементов на прокаливаемость и теплостойкость стали.

### **Порядок выполнения работы**

1. По диаграмме состояния Fe-Fe<sub>3</sub>C и по справочной литературе определить температуру нагрева под закалку для каждой марки стали.
2. Поместить образцы в предварительно нагретую печь и произвести выдержку с учетом размеров образца, а также температуры нагрева.
3. После выдержки в печи углеродистые стали охлаждать в воде, а легированные в масле.
4. После закалки по 2 образца каждой марки отпустить при температурах 200, 400, 600°C.
5. Определение прокаливаемости стали произвести по методике, описанной в лаб. раб. № 5.
6. Очистить образцы от окалины и произвести замер твердости по Роквеллу с использованием алмазного конуса.

### **Содержание письменного отчета**

1. Название и цель работы.
2. Результаты экспериментов в виде таблицы 12.
3. Графики зависимости твердости закаленных углеродистых и легированных сталей от температуры отпуска.
4. Графики для определения прокаливаемости стали методом торцевой закалки (рис.16, лаб.раб.5).
5. Выводы о влиянии легирующих элементов на прокаливаемость и теплостойкость стали.

### **Контрольные вопросы**

1. Каковы основные цели легирования стали?
2. На какие группы подразделяют легирующие элементы по отношению к углероду?
3. Какие элементы повышают критические точки A<sub>c1</sub> и A<sub>c3</sub> а какие наоборот, снижают?
4. Почему в легированных сталях при закалке меньше брака по трещинам и деформации, чем в углеродистых сталях?
5. Что является причиной повышения теплостойкости стали?
6. Почему для средне- и высоколегированных сталей необходим ступенчатый режим нагрева при проведении термической обработки?

Таблица 12

Марка стали	Содержание углерода и легирующих элементов	Температура нагрева, °С	Время выдержки, мин	Твердость HRC	Твердость HRC								
					После закали	Температура отпуска, °С			На расстоянии от торца, мм				
						200	400	600	2	4	6	8	10
									2	4	6	8	10
									12	14	16	18	20
									22	24	26	28	30
									32	34	36	38	40

## Лабораторная работа 7 Термическая обработка дуралюмина

### Цели работы

1. Изучить сущность и назначение упрочняющей термической обработки дисперсионно – твердеющих сплавов.
2. Ознакомиться с основными структурными изменениями при старении алюминиевых сплавов после закалки.
3. Исследовать влияние температуры и времени старения на твердость закаленного сплава типа дуралюмин.

### Материальное обеспечение

1. Образцы из сплава дуралюмин.
2. Муфельные электропечи, клещи, автоматический пресс Бринеля ТШ-2, монокулярная лупа, переносной потенциометр, набор шлифовальных бумаг.

### Краткие теоретические сведения

К сплавам на основе цветных металлов применяют различные виды термической обработки с целью улучшения механических, физических и других свойств. Среди них наибольший интерес представляет термическая обработка, заключающаяся в закалке и последующем старении для повышения прочностных свойств сплавов. Структурные изменения, происходящие при закалке и старении и закономерности изменения свойств удобнее всего рассмотреть на примере сплавов типа дуралюмин, которые изучены достаточно подробно. Дюралюминий – первый промышленный сплав на основе алюминия (по французски *DUR* - твердый). Основным легирующим элементом сплавов типа дуралюмин является медь в составе 3,8 – 4%. Упрочняющая термическая обработка сплавов системы Al – Cu основана на изменении растворимости химического соединения  $CuAl_2$  алюминиевом твер-



дом растворе  $\alpha$ .

Закалка заключается в нагреве сплавов до температуры выше линии переменной растворимости «ав» (сольвуса) (рис.18), при которой избыточная интерметаллидная фаза  $\theta$  ( $\text{CuAl}_2$ ) полностью растворяется в алюминиевом твердом растворе  $\alpha$ , выдержке при этой температуре и быстром охлаждении до комнатной температуры с целью получения пересыщенного твердого раствора меди в алюминии. Скорость охлаждения выбирают таким образом, чтобы при охлаждении не успел произойти распад однофазного твердого раствора  $\alpha$  с выделением интерметаллидной фазы  $\theta$  ( $\text{CuAl}_2$ ).

Время выдержки при температуре закалки, необходимое для растворения интерметаллидных фаз, зависит от структурного состояния сплава, типа печи и толщины изделия.

Следует отметить, что закалка углеродистых сталей (при охлаждении в воде) приводит к сильному упрочнению и резкому снижению всех показателей пластичности и вязкости (относительное удлинение, сужение, ударная вязкость и т.п.). Например, твердость эвтектоидной стали в отожженном состоянии составляет 180НВ, а в закаленном – 650НВ. Относительное удлинение и сужение закаленных средне- и высокоуглеродистых сталей близки к 0, в то время как при закалке алюминиевых сплавов наблюдается незначительное повышение прочности при сохранении высокой пластичности, мало отличающейся от пластичности отожженного сплава.

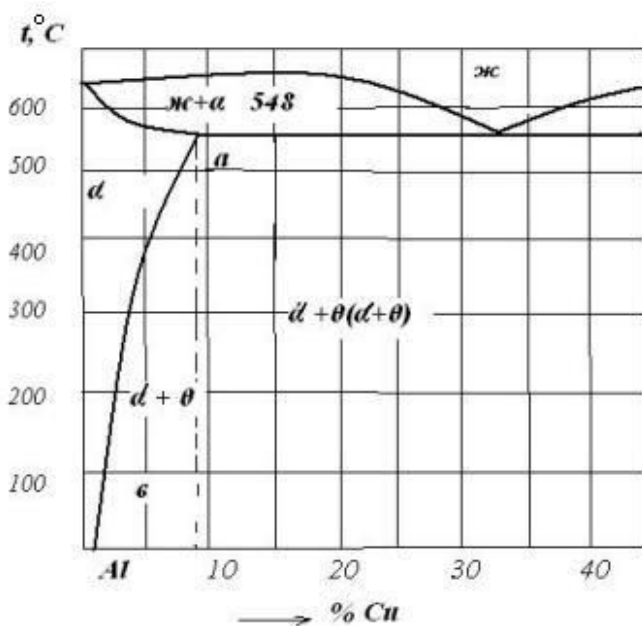


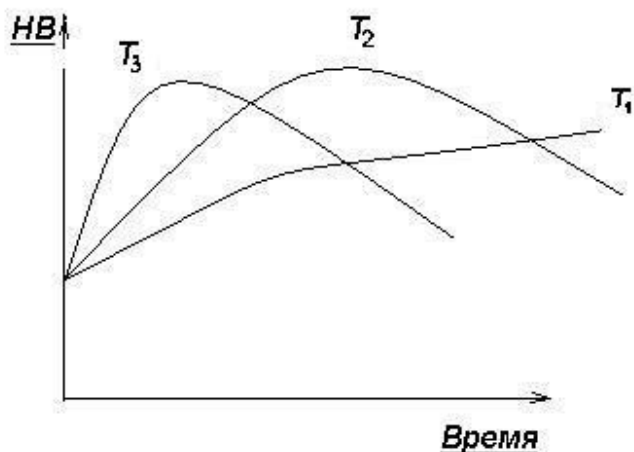
Рис.18. Диаграмма состояния Al - Cu

Полученный после закалки пересыщенный твердый раствор находится в метастабильном (неустойчивом) состоянии и обладает повышенной свободной энергией. В таком неустойчивом твердом растворе происходит распад пересыщенного твердого раствора, приводящий в конечном итоге к выделению соединения  $\theta$  ( $\text{CuAl}_2$ ) и сохранению в растворе лишь соответствующего равновесной системе количества меди (0.2 % при комнатной температуре, точка  $\nu$  рис.18). Этот процесс называется старением и сопровождается упрочнением сплава алюминий-медь. Если этот процесс происходит при комнатной температуре, то он называется естественным старением, а если при повышенных температурах-то искусственным старением.

Основные структурные изменения при старении сводятся к разным этапам распада пересыщенного твердого раствора, полученного в результате закалки сплава

ва. Так как распад пересыщенного твердого раствора является диффузионным процессом, то степень распада, тип выделений из раствора, их дисперсность зависят от температуры и продолжительности старения.

На начальной стадии старения в пересыщенном твердом растворе образуются скопления атомов основного легирующего элемента (меди) во всем объеме кристалла. Такие скопления атомов называются зонами Гинье-Престона (зона ГП) по имени французского (Гинье) и английского (Престон) ученых, обнаруживших эти скопления, используя методы рентгеноструктурного анализа. В сплавах системы Al-Cu зоны ГП имеют дискообразную форму толщиной 0,5-1 нм и диаметром до 10 нм. Образование зон ГП создаёт большие напряжения в кристалле, т.к. атомный диаметр меди меньше, чем у алюминия. В результате чего наблюдается повышение прочности сплава. Упрочнение сплава Al-Cu во время естественного старения связано с образованием зон ГП.



го сплава от продолжительности старения ( $T_1 < T_2$ )

Дальнейшее развитие процесса распада пересыщенного твердого раствора при искусственном старении связано с образованием пластинчатых выделений промежуточных  $\theta''$  ( $\text{CuAl}_2$ ) и  $\theta'$  ( $\text{CuAl}_2$ ) – фаз, не отличающихся по химическому составу от равновесной фазы  $\theta$  ( $\text{CuAl}_2$ ), но имеющих разную кристаллическую решетку.

Повышение прочности свойств при искусственном старении связано с выделением  $\theta''$ - и  $\theta'$  – фаз. Таким образом, при естественном старении образуется лишь зоны ГП. При искус-

ственном старении последовательность структурных изменений во время распада пересыщенного раствора можно представить в виде следующей схемы: зоны ГП  $\rightarrow \theta'' \rightarrow \theta' \rightarrow \theta$  ( $\text{CuAl}_2$ ). Такая схема распада пересыщенного твердого раствора в сплавах Cu-Al справедлива и для других сплавов на основе цветных металлов. Различие сводится лишь к тому, что в разных сплавах неодинаков состав, форма и строение зон, а также тип образующихся промежуточных фаз.

В общем случае упрочнение является следствием повышения сопротивляемости движению дислокаций (линейного дефекта кристаллической решетки) в кристалле от препятствий (барьеров) любого типа. Упрочнение при старении – результат торможения дислокаций теми выделениями, которые образовались при распаде пересыщенного раствора.

Структурные превращения, происходящие при старении, нельзя наблюдать в оптическом микроскопе (из-за малой разрешающей способности метода); их определяют методами электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа.

В наиболее общем случае твердость сплава с увеличением продолжительности и искусственного старения возрастает, достигает максимума а затем снижается (см. кривые  $T_2$  и  $T_3$  на рис.19). Старение до достижения максимума твердости (восходящая ветвь кривых) называют упрочняющим, а правее максимума (нисходящая ветвь) – разупрочняющим старением или перестариванием (рис.19). С повышением температуры старения стадия перестаривания достигается тем раньше, чем выше температура. Это и понятно, т.к. все процессы, протекающие при распаде пересыщенного твердого раствора, диффузионные (рис.19).

Сплавы, упрочняющиеся при старении после закалки, называют дисперсионно-твердеющими или облагораживаемыми. Разработка термически упрочняемых сплавов – одна из главных задач металловедения.

### Задание

В настоящей работе студенты определяют влияние температуры и продолжительности старения на твердость закаленного сплава типа дуралюмин.

### Порядок выполнения работы

1. Провести закалку образцов с  $540^{\circ}\text{C}$  ( $\tau=30$  мин) в воде.
2. Старение закаленных образцов провести при  $170^{\circ}\text{C}$  с выдержками 15, 30, 45, 60; при  $250^{\circ}$  с выдержками 5, 15, 30, 45, 60 мин.
3. Замерить твердость НВ после закалки на одном- двух образцах из серии и после различного режима старения на каждом образце по Бринеллю при нагрузке 62.5 кгс и диаметре шарика 2.5мм.

### Содержание письменного отчета

1. Название и цель работы.
2. Результаты экспериментов в виде таблицы 13.
3. График изменения твердости в координатах: твердость (НВ)- продолжительность старения (мин). Для каждой температуры старения на графике нанести отдельную кривую.
4. Выводы о влиянии температуры и времени старения на твердость закаленного сплава Д16.

Твердость сплава Д16 после различного режима старения.

Таблица 13

Температура старения $^{\circ}\text{C}$	Твердость НВ при длительности старения, мин.				
	4	15	30	45	60
170					
210					
250					

Твердость после закалки.

### **Контрольные вопросы**

1. С какой целью и как проводят закалку сплавов?
2. Какова причина распада пересыщенного твердого раствора, фиксируемого во время закалки?
3. Чем вызвано упрочнение сплава  $Al - Cu$  при естественном и искусственном старении после закалки?
4. Какая схема распада пересыщенного раствора наблюдается в сплавах системы  $Al - Cu$  при искусственном старении?
5. Как меняется твердость закаленного сплава с увеличением продолжительности искусственного старения?
6. Почему с повышением температуры старения стадия перестаривания достигается тем раньше, чем выше температура?
7. Какие сплавы называют дисперсионно - твердеющими или облагораживаемыми.

### **Список литературы**

1. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение и термическая обработка металлов. – М.: Металлургия, 1980.
2. Гуляев А.П. Металловедение. – М.: Металлургия, 1977.
3. Колесник П.А., Кланица В.С. Материаловедение. М., 2007.
4. Филинов С.А., Фиргер И.В. Справочник термиста. М., 1969