П-143

АКАДЕМИЯ НАУК СССР
ЗАПАДНО-СИБИРСКИЙ ФИЛИАЛ

ТРУДЫ ХИМИКО-МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА

Выпуск 11

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ПРОЧНОСТЬ МЕГАЛЛОВ

НОВОСИБИРСК
1958

П-143

АКАДЕМИЯ НАУК СССР
ЗАПАДНО-СИБИРСКИЙ ФИЛИАЛ

ТРУДЫ
ХИМИКО-МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА

Выпуск 11

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ПРОЧНОСТЬ МЕТАЛЛОВ

Ответственный редактор
кандидат технических наук
К. А. БЕССОНОВ

НОВОСИБИРСКОЕ
КНИЖНОЕ ИЗДАТЕЛЬСТВО
1958

669:53

АКАДЕМИЯ НАУК СССР
Западно-Сибирский филиал
ТРУДЫ ХИМИКО-МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА
Отв. ред. канд. техн. наук. К. А. Бессонов
1958

ып. 11.

РАЗДЕЛ I

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ

п 22834

ЦЕНТРАЛЬНАЯ НАУЧНАЯ
БИБЛИОТЕКА
АН. Киргизской ССР

Западно-Сибирский филиал Академии наук СССР
ТРУДЫ ХИМИКО-МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА
Выпуск 11.

Редактор издательства *Л. И. Шпаковская.* Технический редактор *А. Ф. Мазурова.*
Корректоры *Р. Э. Вильнер, В. А. Просвирина.*

Сдано в набор 10 августа 1957 г. Подписано к печати 30 июля 1958 г. Формат 70 × 108/16 = 5,75 бум. л., 15,75 печ. л., 16,75 изд. л. Тираж 350. МН 01921.

Новосибирское книжное издательство, Красный проспект, 18. Заказ № 48. Типография № 1 Полиграфиздата. Новосибирск, Красный проспект, 20.

Цена 8 р. 50 к.

АКАДЕМИЯ НАУК СССР
ЗАПАДНО-СИБИРСКИЙ ФИЛИАЛ
ТРУДЫ ХИМИКО-МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА
ып. 11. Отв. ред. канд. техн. наук. К. А. Бессонов 1958

П. В. РОМАНОВ

К ВОПРОСУ О ПРИРОДЕ ПРОМЕЖУТОЧНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ АУСТЕНИТА

(в порядке обсуждения)

1. ВВЕДЕНИЕ

По современным представлениям, сложившимся на основании многочисленных исследований изотермического превращения аустенита, выполненных за последние двадцать пять лет советскими и зарубежными учеными, так называемое промежуточное превращение аустенита представляет собою, в конечном счете, процесс разделения одной фазы — аустенита на высокодисперсную смесь двух фаз — феррита и карбидов [1].

Отличие промежуточного превращения от эвтектоидного распада усматривается в том, что в первом случае «ведущими» процесс являются зародыши альфа-фазы, а во втором — зародыши карбидов.

Неизменно подчеркивается, что промежуточное превращение — сложный процесс, сочетающий одновременно черты мартенситной кинетики и кинетики перлитного распада.

Что касается самого «механизма» промежуточного превращения, то здесь не существует единого мнения.

Т. Ко и С. А. Коттрелл [2], на основании изучения рельефа, появляющегося на полированных шлифах в процессе изотермических выдержек, определяют промежуточное превращение как мартенситный процесс, регулирующийся диффузией углерода. Авторы считают, что изотермическое превращение в промежуточной области температур в углеродистых и легированных сталях одно и то же. Устанавливается один механизм образования продуктов в верхней и нижней части промежуточной области.

А. Хультгрен [3] также не видит различия в природе превращения аустенита (в промежуточной области) углеродистых и легированных сталей. Однако для объяснения «механизма» промежуточного превращения, имеющего, по мнению А. Хультгрена, единую природу, ему потребовалось прибегнуть к помощи двух различных гипотез: промежуточное превращение в легированных сталях объясняется «гипотезой химсостава», а в углеродистых сталях — «гипотезой ориентаций». Такой прием в науке невольно ставит под сомнение обе гипотезы А. Хультгрена. Введение же мало убедительных терминов — «параферрит», «парацементит» и т. п.— не спасает положения.

К. Зенер [4] рассматривает промежуточное превращение и в углер
дистых, и в легированных сталях как мартенситное превращение, ид
щее без изменения концентрации углерода и легирующих элементов.

Отличие «бейнита» и обычного мартенсита, по К. Зенеру, закл
чается в различном положении атомов углерода в альфа-решетке, бл
годаря чему «бейнит» имеет кубическую решетку, а мартенсит — тетр
гональную. Специфические особенности строения конечных продукт
промежуточного превращения объясняются автором протеканием ди
фузии углерода «внутри бейнита».

Г. В. Курдюмов и М. Д. Перкас [5] на основании изотермическо
исследования заэвтектоидных хромистой и молибденовой сталей счит
ют, что превращение в нижней части промежуточной области идет чер
мартенсит.

Р. И. Энтин [6] убежден, что имеются два различных механизм
изотермического превращения аустенита в промежуточной области те
ператур. Согласно Р. И. Энтину, превращение в верхнем интервале пр
межуточной области является, в основном, диффузионным процессо
на который в отдельных случаях накладывается полиморфное превр
щение с мартенситной кинетикой. Для нижнего интервала промежуто
ной области Р. И. Энтин согласен с выводами Г. В. Курдюмова
М. Д. Перкас, но считает, что мартенситное превращение в этом инте
вале подготавливается диффузией углерода на малые расстояни
(По-видимому, имеется в виду повышение мартенситной точки для о
дельных локальных участков за счет их обеднения углеродом.— *П. Р.*

В. Д. Садовский [7] первый провел весьма обстоятельное исследов
ние (изотермическим методом) промежуточного превращения аустен
та на большом числе специально подобранных марок стали, что позв
лило ему установить влияние некоторых легирующих элементов.

В этой работе изучалось также влияние легирующих элементов
условий закалки на количество остаточного аустенита и распад его пр
отпуске.

По В. Д. Садовскому, имеется два основных механизма изотерм
ческого распада аустенита: перлитный, инициирующийся образование
карбидной фазы, и бейнитный, инициирующийся образованием ферр
та. Согласно В. Д. Садовскому, ни по физико-химическому составу, н
по металлографической структуре между «бейнитом» и перлито-троост
том практически разницы нет. Она заключается только в механизме
образования.

Не делая существенного различия между перлитным и промеж
точным превращением, В. Д. Садовский считает все же последнее ос
бым типом превращения, присущим всем сталям. В углеродистых ст
лях промежуточное превращение не обнаруживается, по его мнени
из-за совпадения с перлитным превращением.

По Клайеру и Лаймену [8], промежуточное превращение начинает
в обедненных углеродом участках аустенита, где образуется пересы
щенный углеродом феррит, который сейчас же распадается на смес
феррита и карбидов. Промежуточное превращение аустенита в легир
ванных и углеродистых сталях, согласно указанным авторам, отлича
ся лишь скоростью процесса.

Тот же Лаймен [8], однако, установил, что в заэвтектоидной стал
с 1% углерода и 3% хрома промежуточное превращение начинает
наоборот, в участках, обогащенных углеродом и, именно, с выделени
карбидов.

Не лучше обстоит дело с терминологией, касающейся продукто
промежуточного превращения аустенита. Еще совсем недавно можн

было насчитать до полутора десятков терминов. Да и сейчас нет единого термина: в советской литературе применяется термин «игольчатый троостит», в американской и английской — «бейнит» (с подразделением на «верхний» и «нижний»), в немецкой — «структура промежуточной ступени» (*Zwischenstufegefüge*).

Таким образом, всеми авторами рассмотренных работ углерод считается необходимым участником и первопричиной промежуточного превращения аустенита, независимо от того, какой механизм принят тем или иным автором для промежуточного превращения. Если нет углерода, то нет и промежуточного превращения. Между изотермическим превращением аустенита углеродистой стали в интервале температур 500—300° и превращением аустенита легированной стали в этом же интервале температур эти авторы не усматривают принципиального различия.

Исследование* термокинетического превращения аустенита привело автора предлагаемой статьи к иным взглядам на природу промежуточного превращения.

Закономерности, установленные в этой работе, позволяют рассматривать промежуточное превращение аустенита легированной стали как мартенситное превращение сплава железо — легирующий элемент; карбидообразование рассматривается в качестве независимого и одновременно идущего процесса. Изотермическое же превращение аустенита углеродистой стали в интервале температур 500—300° рассматривается как распад аустенита на высокодисперсную смесь феррита и карбидов, в условиях затрудненной диффузии углерода.

Эти взгляды были доложены автором на «Межобластной конференции молодых ученых и специалистов Западной Сибири» (1947 г.), а затем, в более развернутом виде, на ленинградской «Конференции по металловедению и термической обработке, посвященной проблемам конструкционной стали» (1949 г.). По причинам, не зависящим от автора, работа не была опубликована в печати. Поэтому, краткое изложение накопленного автором обширного экспериментального материала представляется полезным.

Публикация будет способствовать также популяризации термокинетического метода, тем более, что еще и сейчас можно встретить весьма пренебрежительное отношение [9] к этому важному для практики и теории методу.

2. МЕТОД И ОБЪЕКТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Изотермические диаграммы, как справедливо указывает А. П. Гуляев [9], не дают непосредственных данных о превращении аустенита при непрерывном охлаждении стали. Многочисленные попытки разработать графические и аналитические методы перехода от изотермических диаграмм к режимам непрерывного охлаждения неизбежно давали неточные результаты, а сами методы оказывались сложными.

В 1941 г. Прохоров и Лопатин [10] предложили дилатометрический метод построения термокинетических диаграмм, не нашедший, однако, распространения. Только в ЦЗЛ Кузнецкого металлургического комби-

---

* Работа начата в 1944 г. и проводилась в ЦЗЛ Кузнецкого металлургического комбината. С 1946 г. построение термокинетических диаграмм выполнялось совместно с инженером Р. П. Радченко. В работе принимали участие также лаборанты А. П. Харина, В. Н. Ковальская и А. П. Казанцев.

ната эти диаграммы были широко использованы Б. Я. Пинесом для исследования многокомпонентных легированных конструкционных сталей. Результаты исследований того времени освещены в литературе [11].

В нашей работе термокинетические диаграммы строились по способу Б. Я. Пинеса, при котором время охлаждения отсчитывается с момента прохождения критической температуры A_{c_3}, а не с момента охлаждения от температуры нагрева, как делали Прохоров и Лопатин. Образцы размерами $5 \times 5 \times 65$ *мм* помещались в открытую кварцевую «лодочку» дифференциального дилатометра Шевенара с механической записью и нагревались в печи дилатометра до температуры $A_{c_3} + 50°$. Такие температуры считались нами «сравнимыми» для различных марок стали. Режимы охлаждения образцов задавались следующим образом:

1. при самом медленном охлаждении образцы охлаждались в печи дилатометра при постепенном уменьшении силы питающего ее тока;

2. немного быстрее образцы охлаждались в выключенной печи дилатометра, при этом применялось три печи с различной тепловой инерцией;

3. еще быстрее охлаждались образцы на спокойном воздухе, обернутые легким чехлом из листового асбеста и без него;

4. самые большие скорости охлаждения обеспечивались обдувкой образцов струей сжатого воздуха различной интенсивности, а также путем охлаждения в воде.

Перечисленные режимы охлаждения позволяли изменять среднюю скорость охлаждения от 0,5 до 2000°/мин.

Для записи кривой охлаждения с большой скоростью применялось ускоренное принудительное перемещение каретки дилатометра, несущей бумагу. Время охлаждения отсчитывалось через каждые 100° с помощью секундомера.

Критические точки при нагреве и охлаждении определялись по дилатометрическим кривым методом касательных.

Всего на диаграмму наносилось от шести до пятнадцати режимов охлаждения, что обеспечивало достаточную точность установления границ каждой области превращения.

Для накопления максимального количества сведений о свойствах стали в связи с конкретными условиями охлаждения дилатометрические образцы подвергались различным испытаниям. Сначала определялись твердость и коэрцитивная сила. Для некоторых марок стали определялся декремент затухания при крутильных колебаниях (на вибрографе конструкции Б. Я. Пинеса и автора). Затем просматривалась, описывалась и фотографировалась микроструктура.

После этого на образцах делался надрез типа Менаже с глубиной 1 *мм* и радиусом закругления канавки 0,5 *мм* и производилось испытание на ударную вязкость при расстоянии между опорами копра 30 *мм*.

Одна половинка изломанного на копре образца подвергалась испытанию на коррозию в 0,4N растворе серной кислоты в воде, а вторая половина образца рентгенографировалась для определения количества остаточного аустенита.

При исследовании влияния отпуска на изменение структур и физико-механических свойств стали для каждой температуры отпуска подбиралась партия дилатометрических образцов, охлажденных с разной скоростью от температуры $A_{c_3} + 50°$. Нагрев этих образцов до температуры отпуска, часовая выдержка при этой температуре и последующее охлаждение до комнатной температуры осуществлялись в печи дилатометра с обязательной записью кривых нагрева и охлаждения. После этого образцы подвергались различным испытаниям.

Для ряда марок стали механические свойства определялись на стандартных образцах, подвергшихся термической обработке по заданному режиму.

В качестве материала для исследования были взяты углеродистые стали с содержанием углерода от 0,03% до 1,1%, а также чугун; низкоуглеродистые «двойные» сплавы железа с хромом, молибденом, никелем и кремнием; тройные, четверные и сложнолегированные стали.

Промышленные стали были выплавлены в больших основных мартеновских и электрических печах; опытные — в лабораторной электропечи. Они подбирались таким образом, чтобы образовать семейство, в котором исследуемый компонент изменяется в широком интервале, а все остальные компоненты остаются, по возможности, постоянными. Для многих марок стали термокинетические диаграммы строились неоднократно, для различных плавок, иногда спустя несколько лет. Всего за девять лет построено несколько сот термокинетических диаграмм, из числа которых 180 диаграмм вошли в подготовляемый для печати атлас термокинетических диаграмм*.

Ниже описываются основные закономерности изменения вида термокинетических диаграмм под влиянием различных факторов; данные об изменении структуры, о количестве остаточного аустенита и физико-механических свойствах приводятся только в качестве дополнений.

3. УСЛОВНЫЕ ОБОЗНАЧЕНИЯ И ТЕРМИНОЛОГИЯ

Прежде чем перейти к изложению экспериментального материала, остановимся на условных обозначениях и на терминологии, использованных в статье.

На рис. 1 представлена термокинетическая диаграмма хромо-никель-молибденовой стали состава: 0,52% C; 0,48% Mn; 0,33% Si; 0,018% P; 0,015% S; 0,62% Cr; 1,66% Ni; 0,15% Mo. Как и изотермические диаграммы, она построена в координатах: температура в °C — время охлаждения в секундах в логарифмическом масштабе.

Горизонтальными пунктирами обозначены критические точки A_{c_3} и A_{c_1}.

Различные режимы охлаждения обозначены кривыми 1—6. Скорость охлаждения возрастает от режима 1 к режиму 6.

Области, в которых при охлаждении происходит тот или иной тип превращения аустенита, заштрихованы.

Область выделения избыточного доэвтектоидного феррита или избыточных заэвтектоидных карбидов и перлитного превращения аустенита на диаграммах показана косой штриховкой с наклоном вправо. Так как по дилатометрическим кривым не всегда бывает возможно установить момент прекращения выделения феррита и начала перлитного превращения, на приводимых диаграммах граница между ними не обозначена.

Область обычного мартенситного превращения — образование пересыщенного твердого раствора углерода в α-железе на диаграмме рис. 1 заштрихована в клеточку.

Область превращения аустенита в промежуточном интервале температур (500—300°) обозначена штриховкой с наклоном влево. В тексте, при описании диаграмм различных марок стали, эта область будет име-

* Атлас подготовлен совместно с инж. Р. П. Радченко.

новаться «промежуточной областью». Для продуктов превращения в этой области принят термин «промежуточные структуры».

Рассматривая превращение аустенита легированной стали в промежуточной области как полиморфное превращение сплава железо — легирующий элемент (например, сплава железо — хром), идущее с мартенситной кинетикой, мы обозначаем область последнего на термокинетических диаграммах двойных сплавов также штриховкой с наклоном влево.

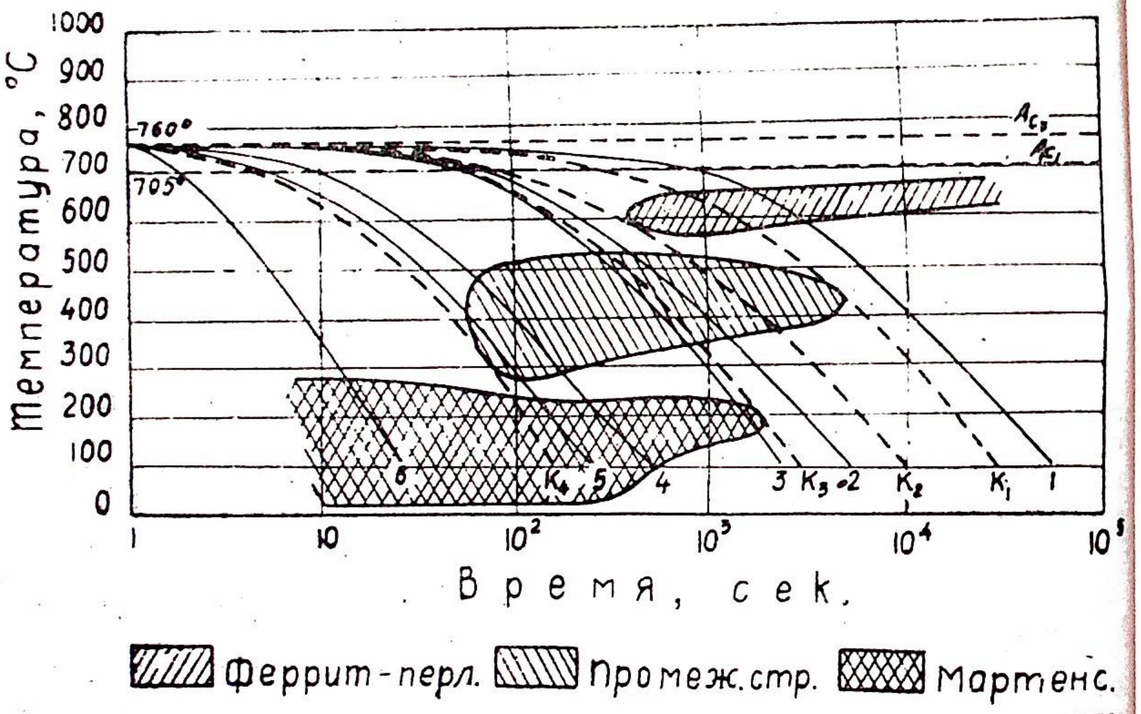


Рис. 1. Термокинетическая диаграмма хромоникельмолибденовой стали 5ХНМ Температура нагрева 810°.

На некоторых диаграммах, приводимых ниже, отдельные участки границ областей превращения обведены пунктиром. Такие пунктиры будут встречаться, главным образом, в тех случаях, когда не удавалось точно установить момента окончательного разделения двух соседних областей.

Иногда соседние области частично налагаются друг на друга; это означает, что в определенном, обычно ограниченном, интервале температур одновременно сосуществует два различных типа превращения. Такая постепенная смена превращений на диаграммах показана соприкосновением различных штриховок, без проведения каких-либо линий между ними.

В тексте употребляется привычный для металловедов термин «средняя скорость охлаждения» v, подсчитываемая нами от $A_{c_3}+50°$ до 100° С по формуле

$$v = \frac{(A_{c_3} + 50) - 100}{t} \text{ °/мин.}$$

Однако в своей практической деятельности автор не пользовался термином «скорость охлаждения», так как «средняя скорость» не характеризует в должной мере режима охлаждения, а «истинная скорость» практически не может быть определена. Для характеристики того или иного режима принималась или вся кривая охлаждения, или время охлаждения — обычно до 100°, что удобно для практики. На рис. 1 нанесено четыре «критических режима охлаждения» K_1, K_2, K_3, K_4. Им соответствует «критическое время охлаждения» (от A_{c_3} до 100°) : 30000 сек; 10000 сек; 3000 сек. и 150 сек. При охлаждении медленнее, чем по режиму K_1, полный распад аустенита происходит только в феррито-перлитной области.

Между режимами K_1 и K_2 часть аустенита распадается в феррито-перлитной области, а часть испытывает превращение в промежуточной области и часть аустенита не испытывает превращения, т. е. сохраняется после охлаждения в виде остаточного аустенита.

Между режимами K_2 и K_3 превращение наблюдается только в промежуточной области. В этом случае сохраняется максимальное количество остаточного аустенита.

Между режимами K_3 и K_4 аустенит испытывает превращение в промежуточной области, а затем в мартенситной. Часть аустенита также остается непревращенной.

Левее режима K_4 превращение аустенита происходит только в мартенситной области. В небольших количествах сохраняется остаточный аустенит.

Как показывает опыт, пользоваться терминами «критический режим» или «критическое время» гораздо удобнее, чем термином «критическая скорость». Определенное по термокинетической диаграмме, критическое время позволяет устанавливать рациональные режимы закалки с учетом конкретных условий производства.

4. ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НА ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ АУСТЕНИТА

а) Сплавы железо — углерод

Для углеродистых сплавов железа здесь приводится только шесть термокинетических диаграмм, из них одна для чугуна (химический состав см. в табл. 1). На рис. 2 номера диаграмм соответствуют номерам сплавов, указанных в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав исследованных сплавов железо — углерод

№ п. п.	Марка	Содержание элементов, %							Температура нагрева, °С
		C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	
1	Армко	0,03	Следы	Следы	0,007	0,008	—	—	960
2	Ст. 20	0,18	0,49	Следы	0,03	0,03	—	—	910
3	Ст. 45	0,45	0,63	0,26	0,02	0,02	—	—	850
4	Ст. 65	0,66	0,57	0,21	0,024	0,006	—	—	815
5	Ст. 75	0,75	0,67	0,16	0,030	0,024	—	—	825
6	Чугун	2,82	0,42	0,69	0,29	?	0,59	0,36	835

Ограниченные возможности дилатометра не позволяют фиксировать охлаждение образцов, если оно происходит за время, меньшее, чем 20—30 сек., поэтому левые части диаграмм углеродистых сплавов, имеющих высокие критические скорости, не достроены. Все же, общая закономерность влияния углерода на термокинетическое превращение показана на рис. 2 вполне отчетливо.

При очень низком содержании углерода (0,03%) на диаграмме имеется лишь область полиморфного превращения γ-железа в α-железо (превращение аустенит-феррит), заканчивающегося образованием очень

небольших количеств перлита. Эта область с повышением скорости охлаждения постепенно смещается в сторону низких температур.

По мере увеличения содержания углерода область феррито-перлитного превращения суживается и при содержании углерода 0,66 % (диаграмма 4, рис. 2) появляется область мартенситного превращения. Более широкие возможности дилатометра позволили бы, конечно, показать, что область мартенситного превращения имеется и на диаграммах сплавов с меньшим содержанием углерода.

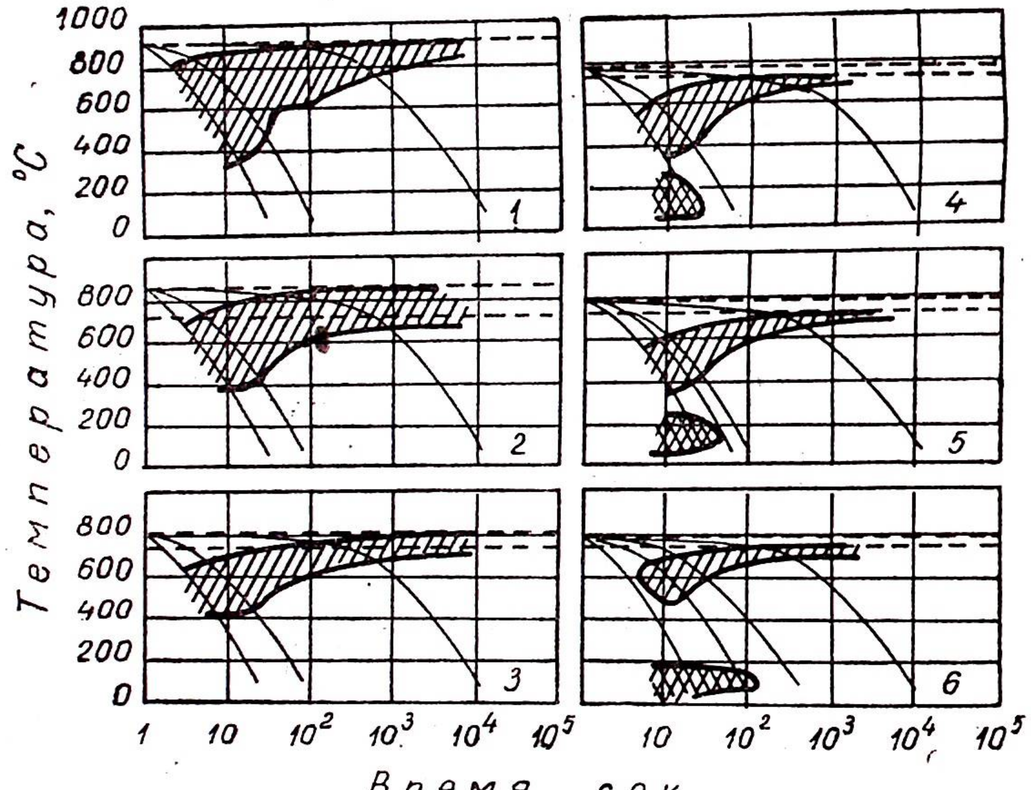


Рис. 2. Влияние концентрации углерода на изменение схемы термокинетического превращения аустенита железоуглеродистых сплавов. Диаграммы:
1 — 0,03 проц. С; *2* — 0,18 проц. С; *3* — 0,45 проц. С; *4* — 0,66 проц. С; *5* — 0,75 проц. С; *6* — 0,82 проц. С.

При дальнейшем повышении содержания углерода области феррито-перлитного и мартенситного превращений обособляются все более и более, и диаграмма приобретает вид, наиболее характерный для семейства углеродистых сталей.

Между феррито-перлитной и мартенситной областями имеется интервал высокой устойчивости аустенита, в котором при непрерывном охлаждении никакого превращения не происходит.

Здесь следует указать, что возникновение термокинетической диаграммы с двумя областями может происходить не за счет появления новой, обособленной мартенситной области и постепенного ее расширения в сторону малых скоростей охлаждения, а лишь путем постепенного отделения ее от феррито-перлитной области. Полное обособление, по-видимому, происходит при содержании углерода 0,30—0,40%.

б) Сплавы железо — хром

В таблице 2 приведен химический состав исследованных сплавов железа с хромом. Содержание углерода и примесей в этих сплавах позволяет считать их, с известным приближением, двойными. В таблице 2

указаны также температуры нагрева образцов, использованных для построения термокинетических диаграмм, показанных на рис. 3. Хромистым сплавам отведена на рис. 3 левая половина; на правой — приводятся диаграммы сплавов железа с никелем.

Таблица 2

Химический состав исследованных сплавов железо — хром

№ сплава	Содержание элементов, %							Температура нагрева, °С
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	
1	Армко—железо (см. табл. 1)							960
2	0,04	Следы	0,08	0,014	0,032	1,02	0,10	1000
3	0,04	Следы	Следы	0,008	0,030	2,49	0,13	990
4	0,07	0,33	Следы	—	—	3,53	0,11	960
5	0,03	Следы	0,12	0,01	0,02	6,24	0,08	940
6	0,05	Следы	0,29	0,02	0,02	10,64	0,37	980

Первая диаграмма, отвечающая содержанию хрома 0%, была уже показана на рис. 2. Она приведена здесь для наглядности. Один процент хрома (диаграмма 2) еще не вносит существенных изменений: наблюдается лишь небольшое смещение всей области вправо и вниз. При содержании хрома 2,5% (диаграмма 3) намечается образование новой области.

При содержании хрома 3,5% эта вторая область имеет тенденцию полностью отделиться от первой (диаграмма 4). При 6% хрома обе области окончательно разделяются (диаграмма 5).

Дальнейшее повышение концентрации хрома (10,6%) еще более удаляет их друг от друга (диаграмма 6).

Сравнение рис. 2 и рис. 3 показывает, что схемы изменения термокинетических диаграмм двойных железоуглеродистых и железохромистых сплавов под влиянием увеличивающихся количеств углерода и хрома одинаковы: повышение в сплаве этих элементов неизменно приводит к разделению одной области превращения (для чистого железа) на две. При этом нижняя область неизменно смещается по мере повышения содержания углерода или хрома к более низким температурам.

Структуры, образующиеся в нижней области железохромистых сплавов, являются продуктами полиморфного мартенситного превращения, обнаруженного в этих сплавах многими исследователями. Эти структуры обладают повышенными твердостью и коэрцитивной силой и часто имеют иглообразный характер.

В сплавах, содержащих, кроме хрома, еще и углерод, область полиморфного мартенситного превращения сплава железо — хром располагается между перлитным и обычным мартенситным превращением и выступает, в соответствии с принятой нами терминологией, как область промежуточного превращения.

в) Сплавы железо — никель

На рис. 3 справа показаны шесть термокинетических диаграмм превращения аустенита двойных железоникелевых сплавов (химический состав см. в табл. 3).

Здесь обнаруживается совершенно иная зависимость изменения вида термокинетической диаграммы, чем в сплавах железо — хром: никаких признаков разделения одной области на две не обнаружено, вплоть до 14% никеля.

Область полиморфного гамма-альфа превращения по мере повышения содержания никеля постепенно смещается в сторону низких температур и при содержании 14% никеля ее верхняя граница лежит уже при 400°. Нижняя же граница расположена при температурах 200°—20°.

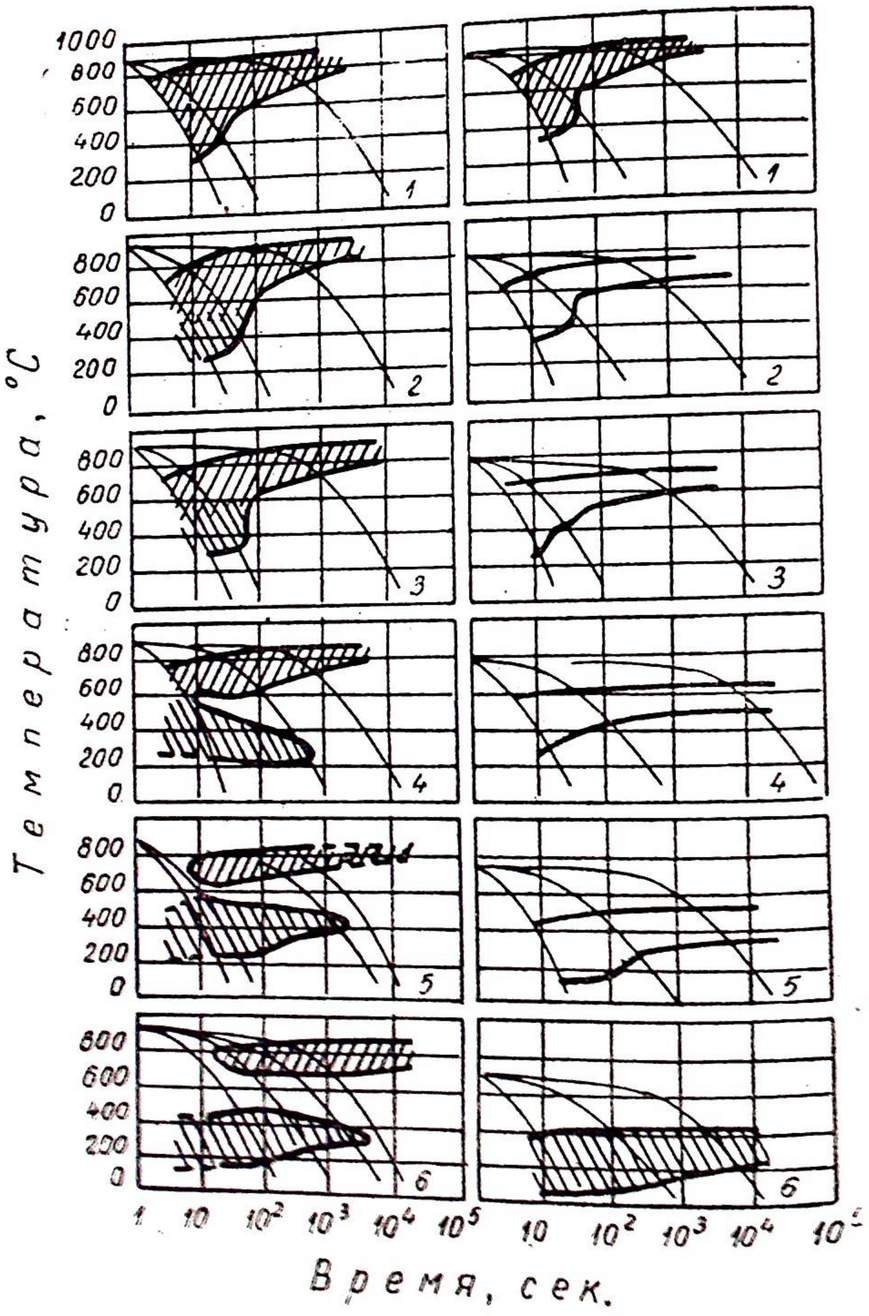


Рис. 3. Влияние концентрации хрома и никеля на изменение схемы термокинетического превращения аустенита низкоуглеродистых сплавов железа.

Хромистые сплавы (левая половина рисунка):

1 — 0 проц. Cr; *2* — 1,02 проц. Cr; *3* — 2,49 проц. Cr; *4* — 3,53 проц. Cr; *5* — 6,24 проц. Cr; *6* — 10,64 проц. Cr.

Никелевые сплавы (правая половина рисунка):

1 — 1,37 проц. Ni; *2* — 3,92 проц. Ni; *3* — 5,36 проц. Ni; *4* — 7,42 проц. Ni; *5* — 11,60 проц. Ni; *6* — 14,10 проц. Ni.

Интересно особо отметить, что чем выше содержание никеля в сплаве, тем меньше зависимость температуры начала и конца превращения от скорости охлаждения.

Снижение области в интервал температур, характерный для мартенситных превращений, указывает на смену кинетики: диффузионный характер полиморфного превращения сменяется мартенситным. В соответствии с ранее принятыми обозначениями на диаграмме 6 сниженная область обозначена штриховкой с наклоном влево. На диаграммах же 2—5 области нами не заштрихованы совсем, так как трудно сказать, при какой именно концентрации никеля происходит смена кинетики превращения аустенита.

Таблица 3

Химический состав исследованных сплавов железо — никель

№ сплава	Содержание элементов, %							Температура нагрева, °С
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	
1	0,03	Следы	Следы	0,004	0,024	Следы	1,37	910
2	0,03	Следы	Следы	0,005	0,026	Следы	3,92	865
3	0,03	Следы	Следы	0,005	0,020	Следы	5,36	840
4	0,03	0,42	0,10	—	—	Следы	7,42	825
5	0,03	0,21	0,15	—	—	Следы	11,60	790
6	0,03	0,14	0,10	—	—	Следы	14,10	750

г) Сплавы железо — молибден

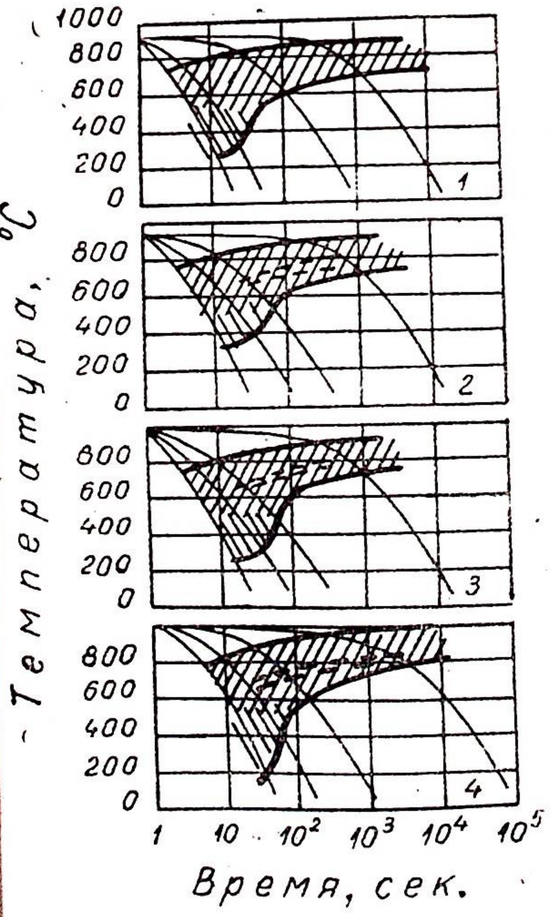


Рис. 4. Влияние концентрации молибдена на изменение схемы термокинетического превращения аустенита сплавов железа с молибденом.

1 — 0,59 проц. Mo; *2* — 0,81 проц. Mo; *3* — 1,54 проц. Mo; *4* — 0,74 проц. Mo.

Исследовано четыре сплава железа с молибденом (химический состав см. в табл. 4). Как видно из рис. 4, в железомолибденовых сплавах также не установлено разделения одной области на две — происходит лишь изменение формы области полиморфного гамма-альфа превращения за счет незначительного повышения верхней границы с повышением содержания молибдена и, главным образом, за счет снижения нижней границы области при ускоренных режимах охлаждения.

При этих режимах превращение совершается в очень широком интервале темпертур, захватывая и область мартенситных превращений (от 800° до 100° при охлаждении образца за 30 сек.).

Пунктиры, нанесенные на трех диаграммах, соответствуют небольшим изгибам на кривых охлаждения; их причина не установлена.

Термокинетическая диаграмма, построенная для двойного сплава железа с 1,75% кремния при содержании углерода 0,04%, имеет вид диаграммы 3, рис. 4. Следует ожидать, что влияние кремния на термокинетику будет таким же, как и в случае железомолибденовых сплавов.

Таблица

Химический состав исследованных сплавов железо — молибден

№ сплава	Содержание элементов, %								Температура нагрева, °С
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	
1	0,05	0,10	0,14	0,007	0,028	Следы	0,15	0,59	990
2	0,05	0,10	0,17	0,008	0,028	Следы	0,16	0,81	1010
3	0,04	0,08	0,14	0,007	0,027	Следы	0,15	1,54	1015
4	0,04	0,07	0,13	0,007	0,033	Следы	0,15	2,74	1070

д) Тройные сплавы железо — углерод — легирующий элемент

Трехкомпонентные сплавы подбирались таким образом, чтобы при одном и том же содержании легирующего элемента имелась возможность проследить влияние углерода на степень развития промежуточного превращения. Наиболее полно изучено семейство хромистых сплавов (более сорока).

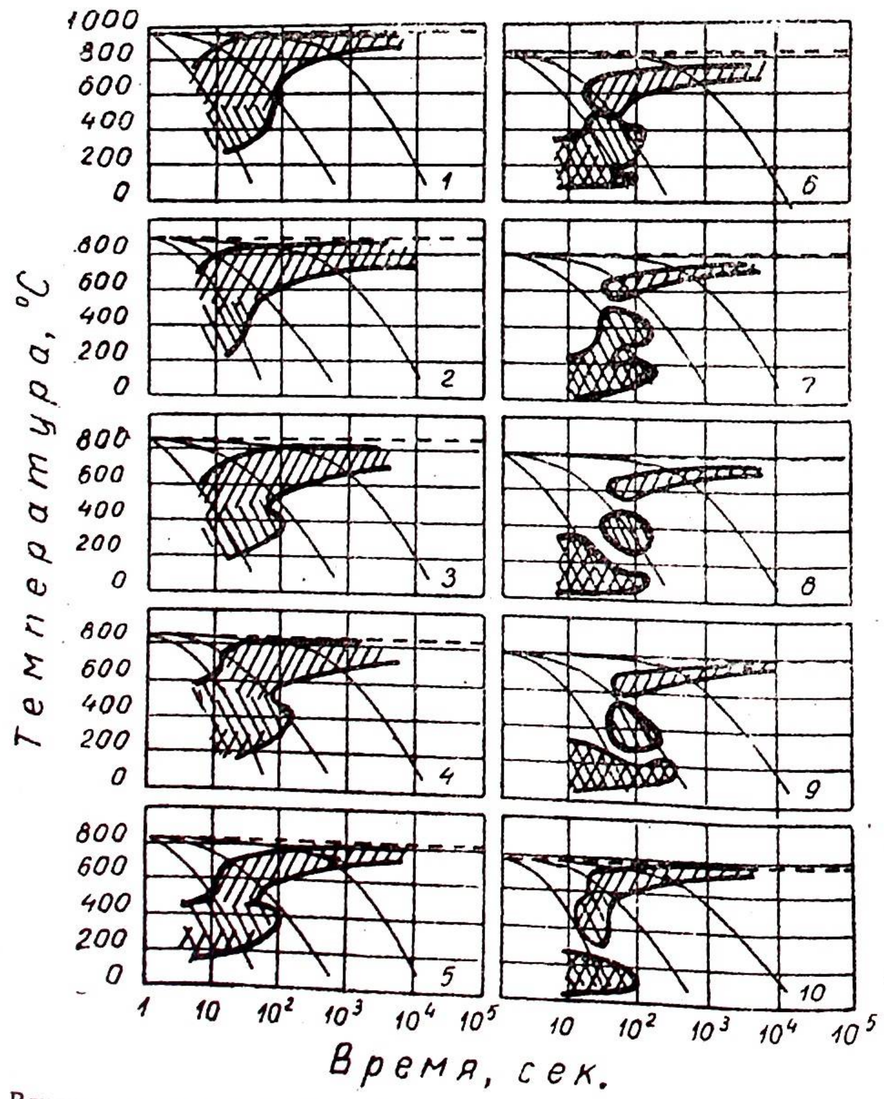


Рис. 5. Влияние концентрации углерода на изменение схемы термокинетического превращения аустенита в сплавах железо — углерод — хром при содержании хрома 1%. Содержание углерода:
1 — 0,04 проц.; *2* — 0,13 проц.; *3* — 0,18 проц.; *4* — 0,19 проц.; *5* — 0,27 проц.; *6* — 0,35 проц.; *7* — 0,42 проц.; *8* — 0,46 проц.; *9* — 0,47 проц.; *10* — 1,04 проц.

На рис. 5. представлено десять термокинетических диаграмм хромистых сплавов с 1% хрома (химический состав см. табл. 5). С повышением содержания углерода сначала происходит постепенное изменение единственной области, имеющейся на диаграмме хромистого железа, за счет снижения ее нижней границы: при температуре 400° появляется «нос» (диаграмма 3. рис. 5). Затем вполне отчетливо обнаруживаются

Таблица 5

Химический состав исследованных сплавов железо — углерод — хром

№ сплава	Содержание элементов, %							Температура нагрева, °С
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	
1	0,04	Следы	0,08	0,014	0,032	1,02	0,10	1000
2	0,13	0,03	0.13	0,008	?	0,74	0,18	915
3	0,18	0,59	0,23	0,026	0,020	0,84	0,11	900
4	0,19	0,60	0,25	0,020	0,022	0,92	0,11	880
5	0,27	0,55	0,22	0,018	0,019	0,80	0,11	860
6	0,35	0,56	0,25	0,020	0,025	0,96	0,10	865
7	0,42	0,6?	0,23	0,027	0,025	1,00	0,10	850
8	0,46	0,62	0,21	0,033	0,02	1,00	0,09	845
9	0,47	0,77	0,26	0,030	0,022	0,92	0.11	855
10	1,04	0,27	0,30	0,016	0,010	1,46	0,10	840

области промежуточного и мартенситного превращения; диаграмма приобретает вид, наиболее характерный для легированной конструкционной стали (диаграмма 7, рис. 5). Дальнейшее повышение углерода приводит к образованию замкнутой промежуточной области; выше ее располагается область перлитного превращения, а ниже — область мартенситного превращения. Замкнутая промежуточная область имеет тенденцию к исчезновению при содержании углерода порядка 1% и выше. На диаграмме 10 этого не произошло благодаря высокому содержанию хрома (1,4%).

Разделение областей на термокинетической диаграмме происходит за счет изменения положения нижней границы перлитного превращния и смещения всей мартенситной области к низким температурам. Температурные границы промежуточной области под действием углерода практически не изменяются.

Точно такая же закономерность, но более отчетливо, выявляется в сплавах с 2,5% хрома (рис. 6; химический состав см. табл. 6). Следует оговориться, что для сплавов 7, 8 и 9 рис. 6 температуры нагрева были

Таблица 6

Химический состав исследованных сплавов железо — углерод — хром

№ сплава	Содержание элементов, %							Температура нагрева, °С
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	
1	0,04	Следы	Следы	0,008	0,030	2,49	0,13	990
2	0,13	0,05	0,18	0,009	?	2.15	0,18	910
3	0,24	0,05	0,09	0,017	?	2,34	0,08	900
4	0,30	0,25	0,31	0,027	0,008	2,32	0,14	880
5	0,42	0,45	0,25	0,032	0,002	2,58	0,17	885
6	0,62	0,10	0,21	0,017	0,030	2,27	0,09	870
7	0,75	Следы	0,50	0,019	0,034	2,34	0,20	880
8	1,00	Следы	0,50	0,014	0,024	2,41	0,26	890
9	1,08	Следы	0,27	0,017	0,030	2,18	0,09	850

п 22834

не вполне достаточными для полного растворения карбидов, и это задержало постепенное исчезновение промежуточной области.

Нагрев до температуры, обеспечивающей полное растворение карбидов, должен был привести к диаграмме 10 рис. 6 — с двумя областями.

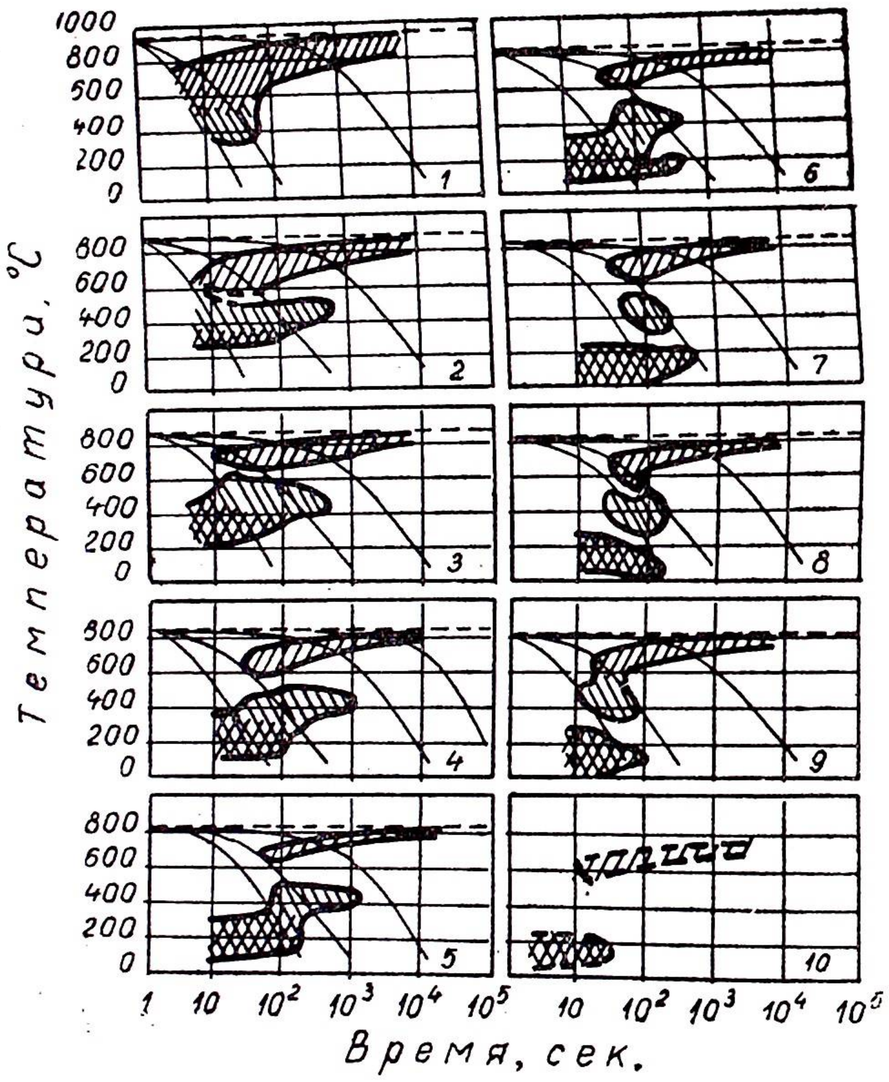


Рис. 6. Влияние концентрации углерода на изменение схемы термокинетического пре ращения аустенита в сплавах железо — углерод — хром при содержании хрома 2,5 Содержание углерода:

1 — 0,04 проц.; *2* — 0,13 проц.; *3* — 0,24 проц.; *4* — 0,30 проц.; *5* — 0,42 проц.; *6* — 0,62 про *7* — 0,75 проц.; *8* — 1,00 проц.; *9* — 1,08 проц.; *10* — при содержании углерода более 1,1 проц.

ми. Сопоставление диаграмм рис. 5 и рис. 6 показывает, что в сплав с 2,5% хрома промежуточная область появляется при меньшем соде жании углерода и захватывает бо́льший интервал скоростей охлажден по сравнению со сплавами, легированными 1% хрома. Исследован высоколегированных хромом сплавов железо — углерод — хром пок зало, что увеличение содержания хрома смещает область промежуто ного превращения в сторону малых скоростей охлаждения и низки температур (до совмещения с областью обычного мартенситного пр вращения). На диаграмме снова остаются только две области. Э одинаково относится и к промышленным сталям с низким (0,10—0,15% и с высоким (1,0—1,5%) содержанием углерода.

Диаграммы рис. 7 (слева) иллюстрируют изменение схемы термокинетического превращения аустенита в сплавах железо — углерод — никель при содержании 4% никеля (химический состав см. табл. 7). Изменение содержания углерода от 0,15 до 0,60% действует в том же направлении, как и в хромистых сплавах. Однако отдельной области промежуточного превращения у никелевых сплавов не обнаруживается — она частично совмещается с областью перлитного превращения. Напом-

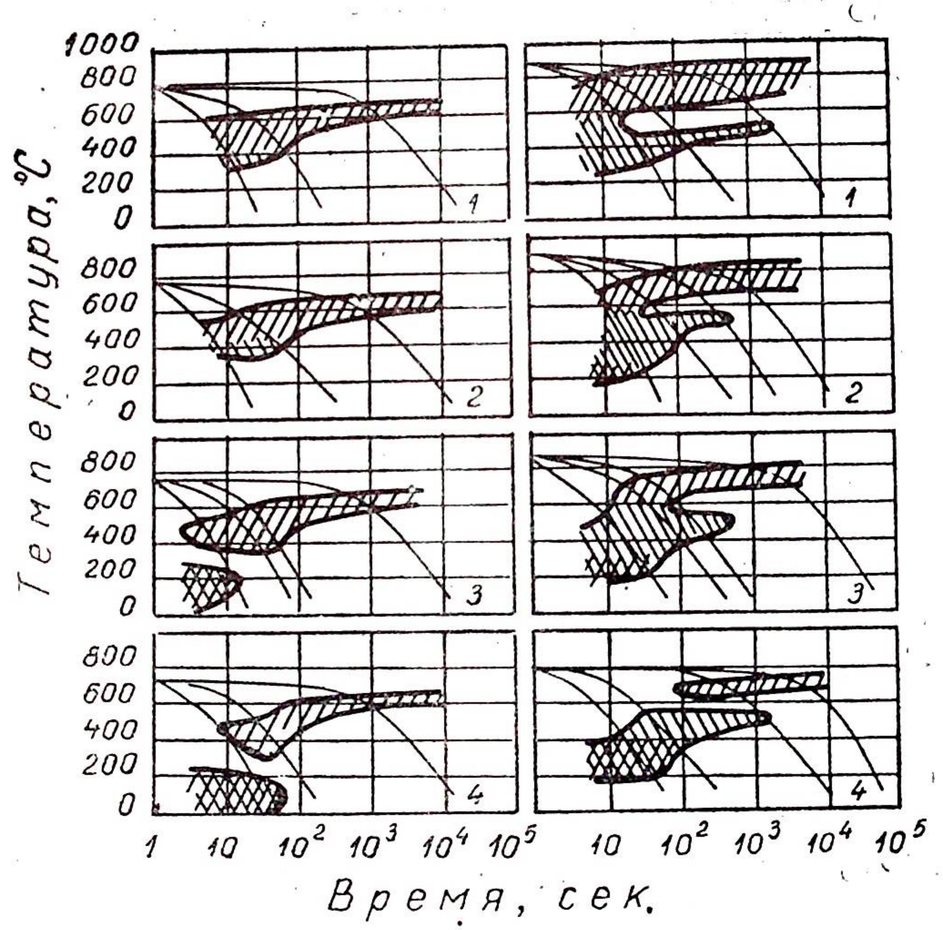


Рис. 7. Влияние концентрации углерода на изменение схемы термокинетического превращения аустенита сплавов железо — углерод — никель и железо—углерод—молибден.

Левая половина — сплавы железо—углерод—никель (4% Ni):

1 — 0,15 проц. С; *2* — 0,24 проц. С; *3* — 0,32 проц. С; *4* — 0,59 проц. С.

Правая половина — сплавы железо—углерод—молибден (0,5—0,6% Mo):

1 — 0,08 проц. С; *2* — 0,17 проц. С; *3* — 0,29 проц. С; *4* — 0,047 проц. С.

Таблица 7

Химический состав исследованных сплавов железо — углерод — никель

№ сплава	Содержание элементов, %				Температура нагрева, °С
	C	Mn	Si	Ni	
1	0,15	0,15	0,25	4,20	840
2	0,24	0,15	0,26	4,20	820
3	0,32	0,15	0,21	3,87	815
4	0,59	0,15	0,34	3,87	780

ним, что у двойных железоникелевых сплавов (рис. 3, справа) на тер
кинетической диаграмме имеется только одна область превращения

Четыре правых диаграммы на рис. 7 дают представление об изме
нии схемы превращения в сплавах железо — углерод — молибден (хи
ческий состав см. табл. 8).

Таблица

Химический состав исследованных сплавов железо — углерод — молибден

№ сплава	Содержание элементов, %								Темпе тура рева,
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	
1	0,08	0,01	0,07	0,035	0,035	0,34	0,30	0,69	960
2	0,17	0,38	0,27	0,014	0,018	?	0,08	0,51	950
3	0,29	0,18	0,36	0,027	0,010	0,25	0,08	0,50	905
4	0,47	0,36	0,25	0,025	0,012	0,19	0,15	0,44	860

Здесь, как и в случае хромистых сплавов, выявляется качествен
та же закономерность изменения термокинетической диаграммы при
вышении содержания углерода: постепенное обособление хорошо вы
женной промежуточной области, захватывающей широкий интерв
скоростей охлаждения (при содержании углерода до 0,5%).

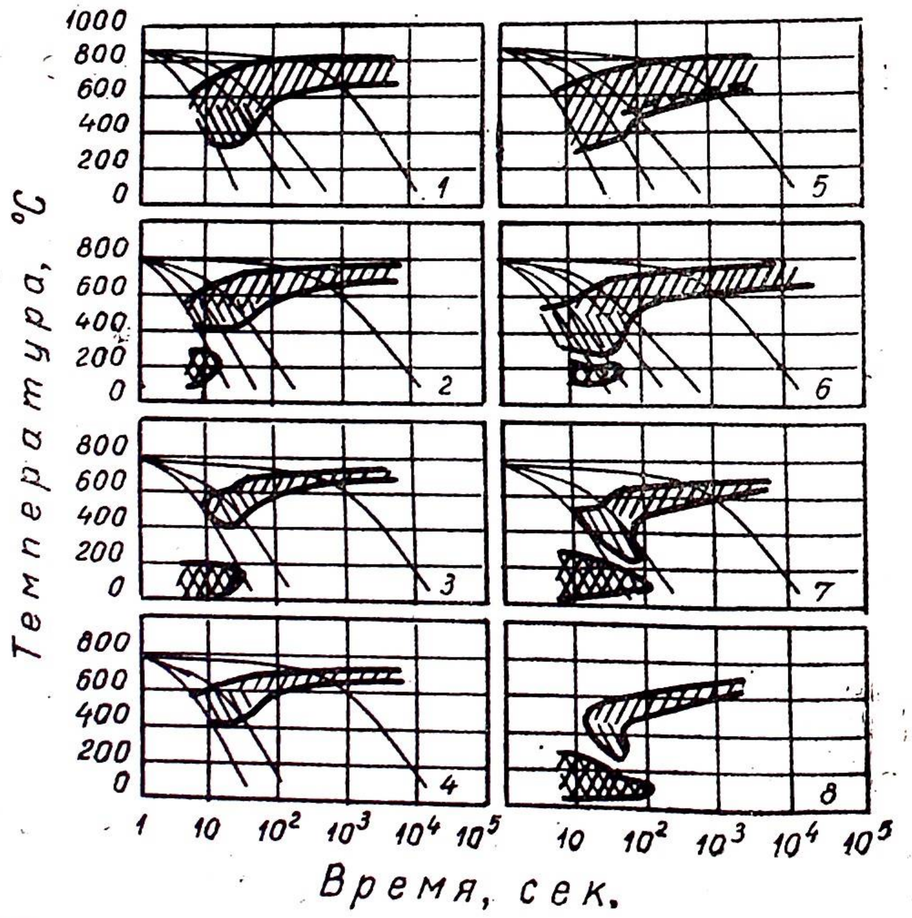


Рис. 8. Влияние концентрации углерода и марганца на изменение схемы термокине
ческого превращения аустенита сплавов железо—углерод—марганец.
1 — 0,20 проц. С и 0,83 проц. Mn. *2* — 0,39 проц. С и 0,84 проц. Mn; *3* — 0,74 проц. С и 1,11 проц
4 — 0,95 проц. С и 0,98 проц. Mn; *5* — 0,10 проц. С и 1,48 Mn; *6* — 0,27 проц. С и 1,44 проц
7 — 0,45 проц. С и 1,69 проц. Mn; *8* — 0,61 проц. С и 1,54 проц. Mn.

На рис. 8 представлены диаграммы превращения аустенита двух
рупп сплавов железо — углерод — марганец (химический состав см.
абл. 9). Общая закономерность изменения вида диаграмм, связанная с
овышением содержания углерода, остается прежней. Диаграммы 1—4
овершенно подобны диаграммам сплавов железо — углерод — никель
(ср. рис. 7, слева). На диаграммах 5—8 рис. 8 область промежуточного
ревращения выражена отчетливее, что объясняется повышенным (до
1,5%) содержанием марганца в этих сплавах.

Таблица 9

Химический состав исследованных сплавов железо — углерод — марганец

№ сплава	Содержание элементов, %							Температура нагрева, °С
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	
1	0,20	0,83	0,26	0,028	0,026	—	0,09	900
2	0,39	0,84	0,35	0,020	0,020	—	0,11	850
3	0,74	1,11	0,26	0,02	0,03	—	0,10	825
4	0,95	0,98	0,31	0,02	0,02	—	—	820
5	0,10	1,48	0,18	0,016	0,016	—	0,08	900
6	0,27	1,44	0,28	0,03	0,015	0,08	0,17	860
7	0,45	1,69	0,28	0,02	0,02	—	0,11	820
8	0,61	1,54	0,22	0,03	0,017	—	—	810

При еще более высоком содержании марганца диаграммы приобре
тают более сложный вид за счет резкого снижения феррито-перлитной
области. То же наблюдается и в сплавах железо — углерод — никель
при высоком содержании никеля.

Исследованиями установлено, что сплавы железо — углерод — медь
(меди до 0,60%) и железо — углерод — кремний (кремния до 2%) име
ют термокинетические диаграммы, близкие к диаграммам тройных ни
келевых и марганцовистых сплавов.

Опыты, проведенные Р. П. Радченко, показали, что добавка тита
на в количестве до 0,4% не вносит существенных изменений в термоки
нетику углеродистой стали 40. Ею же было установлено [12], что цир
коний, наоборот, вызывает отчетливо выраженное промежуточное пре
вращение в этой стали.

е) Четверные и сложнолегированные стали

Построение термокинетических диаграмм для большого количества
четвертных и сложнолегированных промышленных марок стали показа
ло, что общая закономерность изменения вида диаграмм с изменением
содержания углерода неизменно сохраняется: не оказывая влияния на
температурное положение области промежуточного превращения, угле
род вначале способствует разграничению всех трех областей (феррито
перлитной, промежуточной и мартенситной), а затем приводит к умень
шению промежуточной области и даже к полному ее исчезновению. Чем
сильнее легирована сталь, тем выше должно быть содержание углерода,
чтобы промежуточная область исчезла; проявляется же она при мень
шем содержании углерода.

На рис. 9 приведено три диаграммы для стали типа ХН (ди
аграммы 1—3) и ХН3 (диаграммы 4—6). Состав их дан в таблице
10. Рисунок наглядно подтверждает указанное выше общее положе
ние.

Что касается сложнолегированных конструкционных сталей, большинство из них имеет диаграмму, типичную для стали 34ХН1М для стали 30ХГСА, которые описаны ниже.

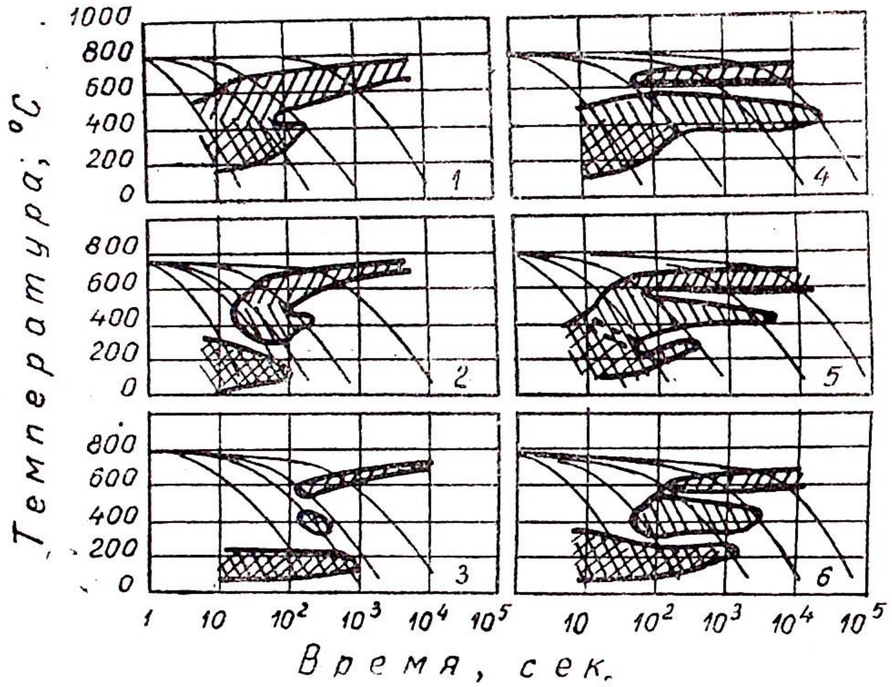


Рис. 9. Влияние содержания углерода и никеля на схему термокинетического превращения аустенита хромоникелевых сталей:
1 — ст. 20ХН; *2* — ст. 40ХН; *3* — ст. 50ХН; *4* — ст. 12ХН3; *5* — ст. 20ХН3; *6* — ст. 30ХН3.

Таблица

Химический состав исследованных сплавов железо — углерод — хром — никель

№ сплава	Содержание элементов, %							Температура нагрева,
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	
1	0,18	0,56	0,23	0,016	0,020	0,65	1,09	890
2	0,43	0,58	0,29	0,027	0,015	0,60	1,15	825
3	0,53	0,70	0,20	0,020	0,025	1,23	1,11	830
4	0,14	0,46	0,14	0,010	0,013	1,00	3,00	870
5	0,20	0,47	0,27	0,010	0,010	0,79	2,91	850
6	0,33	0,42	0,30	0,013	0,015	0,62	3,08	820

5. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НАГРЕВА И ВРЕМЕНИ ВЫДЕРЖКИ НА ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ АУСТЕНИТА

Рис. 10 иллюстрирует изменение термокинетического превращени аустенита доэвтектоидных сталей 34ХН1М и 30ХГСА при нагреве температур, лежащих как в межкритическом интервале, так и выш точки A_{c_3}.

Термокинетические диаграммы этих двух сталей имеют обычны вид лишь при нагреве, соответственно, до температур 860° и 885°, 50—60° выше точки A_{c_3}.

Чем ниже температура нагрева в межкритическом интервале, т меньшая доля аустенита участвует в превращении при охлаждении

чем выше в аустените содержание углерода. Повышение же содержания углерода в аустените, как это уже было показано, приводит к исчезновению области промежуточного превращения аустенита. Как видно из рис. 10, именно в этом направлении и влияет понижение температуры нагрева. Повышение температуры нагрева выше точки A_{c_3} выравнивает концентрацию углерода в аустените, что увеличивает устойчивость аустенита. В результате, с повышением температуры нагрева феррито-перлитная область смещается в сторону малых скоростей охлаждения.

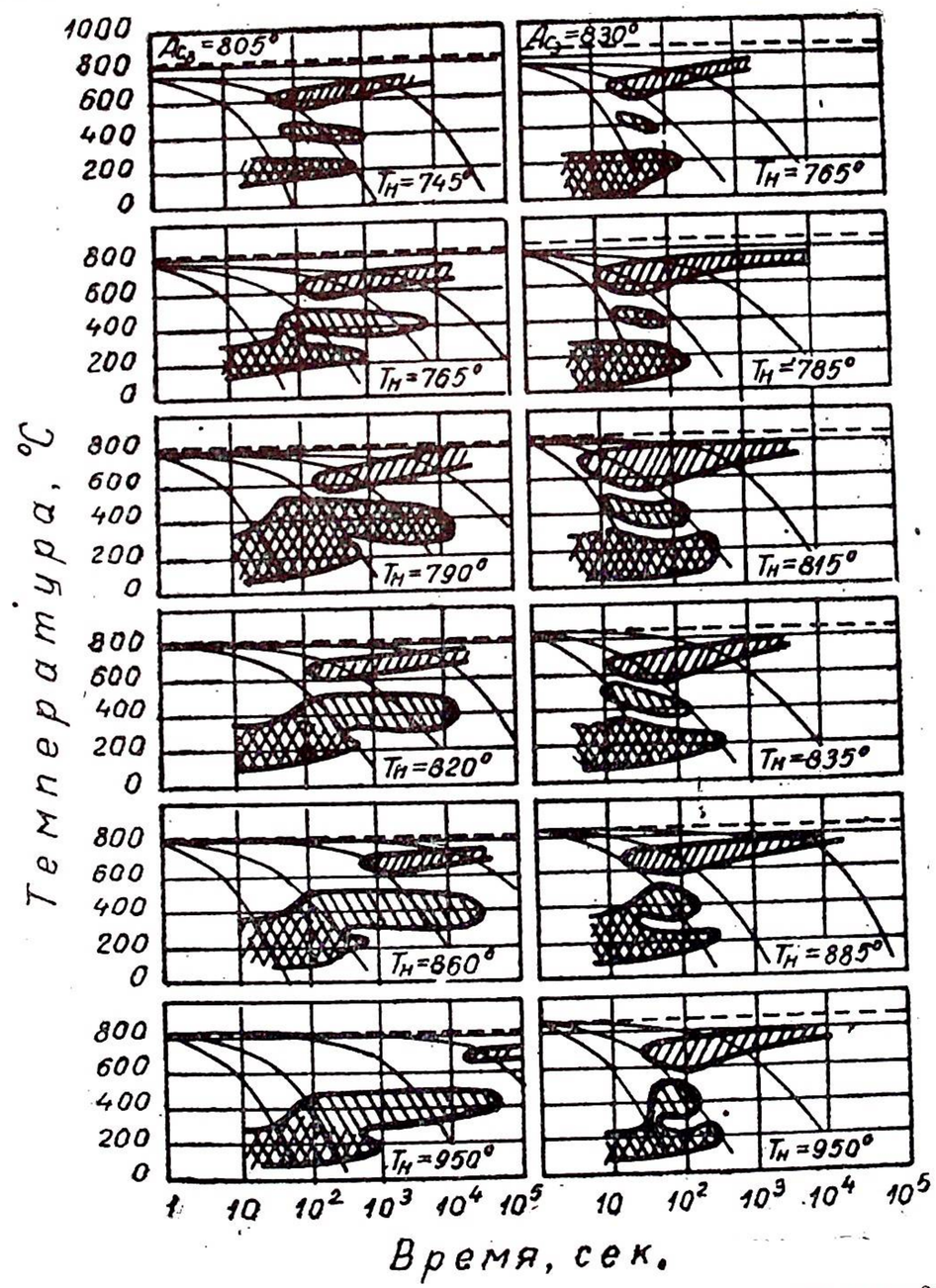


Рис. 10. Влияние температуры нагрева на схему превращения аустенита стали 34ХН1М (левый столбец) и 30ХГСА (правый столбец).

Интервал скоростей, при которых происходит промежуточное превращение, по мере повышения температуры нагрева расширяется в сторону малых скоростей. Этот же факт был позднее установлен П. В. Склюевым и В. С. Боченковым [13]. Никакого температурного

смещения промежуточной области нами не наблюдалось, так что выво
П. В. Склюева и В. С. Боченкова о повышении верхней границы проме
жуточной области под влиянием высоких температур и длительных вы
держек основан, очевидно, на недоразумении: нами было установлен
что такое повышение объясня
ется обезуглероживанием об
разцов на значительную глу
бину, при котором дилатомет
фиксирует суммарную карти
ну превращения как бы в дву
слойном образце, изготовлен
ном из двух различных сталей
Именно такая картина нам
была получена при исследова
нии образцов из двуслойной
трехслойной стали.

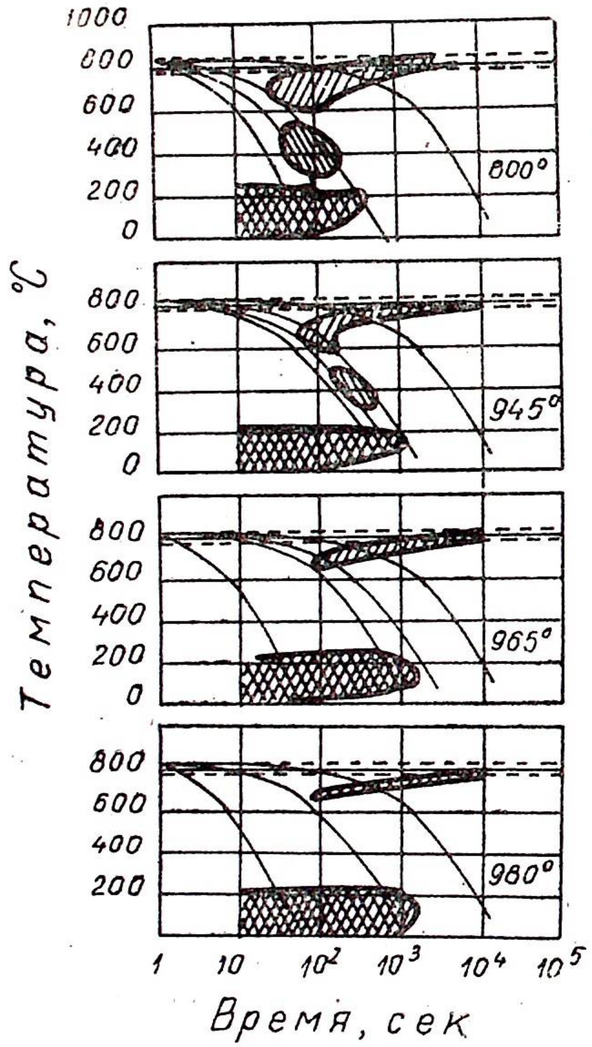


Рис. 11. Влияние температуры нагрева на схему термокинетического превращения аустенита хромистой стали с 0,75% С и 2,34% Cr.

В заэвтектоидной стали повышение температуры нагрева от точки A_{c_1} до точки A_{c_3} непрерывно повышает содержание углерода в аустените. Повышение же содержания углерода, как было показано выше, приводит к исчезновению области промежуточного превращения. Диаграмма рис. 11 показывает, что именно так и влияет температура нагрева на превращение аустенита заэвтектоидной хромистой стали с 0,75% углерода и 2,34% хрома.

Как показали опыты, увеличение времени выдержки при температуре нагрева действует в том же направлении, что и сама температура нагрева: в доэвтектоидных сталях облегчает проявление промежуточного превращения, а в заэвтектоидных затрудняет.

6. СТРУКТУРНЫЕ ФОРМЫ ПРОДУКТОВ ПРОМЕЖУТОЧНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ

Иглообразный характер продуктов изотермического распада аустенита в интервале промежуточных температур принято считать для них наиболее характерным признаком.

Проведенное исследование показало, что иглообразный характер продуктов промежуточного превращения аустенита при непрерывном охлаждении легированной стали совсем не обязателен.

При медленном прохождении интервала промежуточного превращения образуется светлотравящаяся составляющая в виде удлиненных зерен, ориентированных под углами 60° и имеющих по сравнению с ферритом более темный желтоватый оттенок (рис. 12, *а*). Нередко эта светлотравящаяся составляющая встречается в виде скоплений мелких свет-

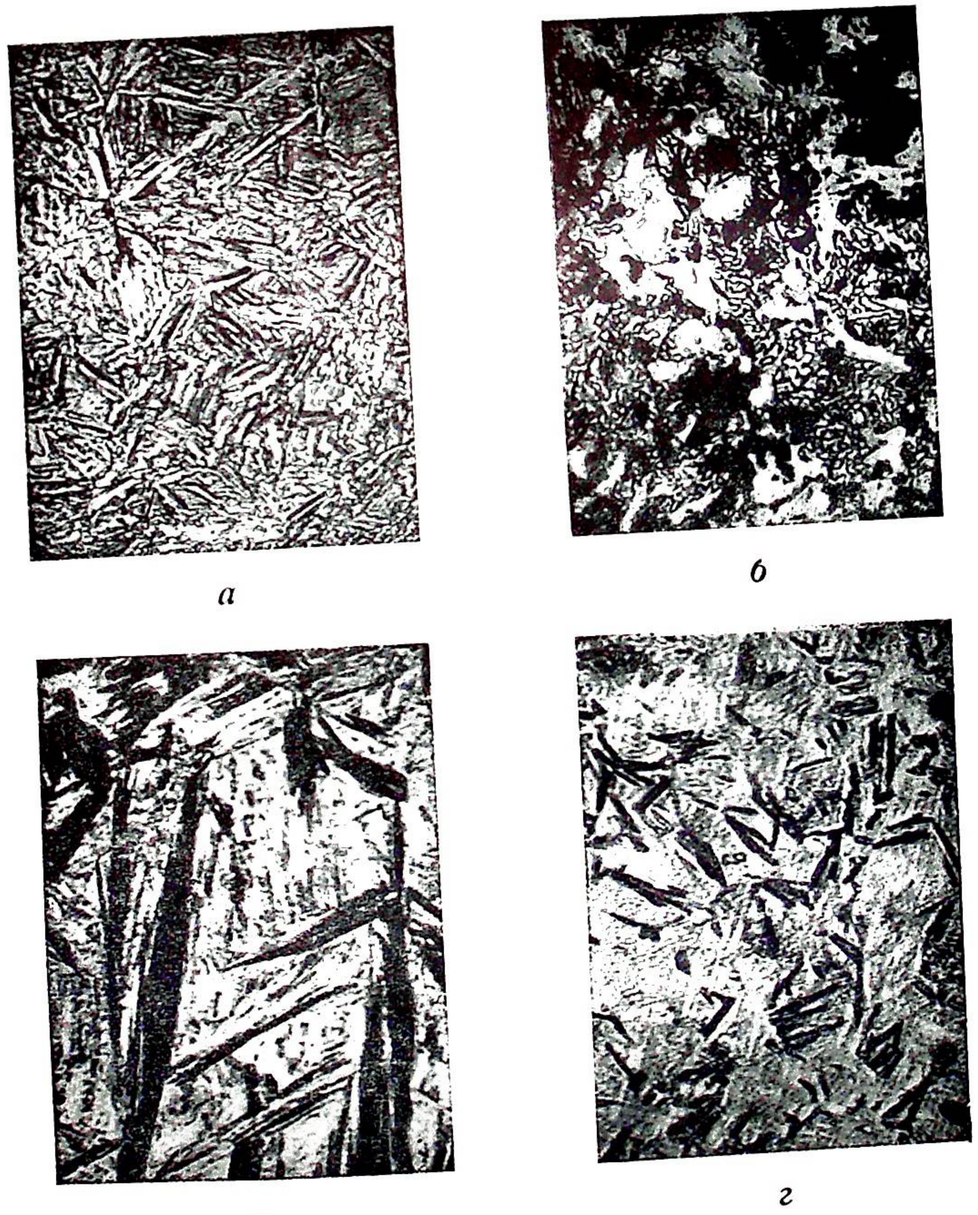


Рис. 12. Различные типы продуктов промежуточного превращения аустенита легированной стали:

а — светлотравящаяся промежуточная структура сложно-легированной марганцовокремнемолибденовой стали — иглообразный тип; *б* — то же — в виде скоплений мелких светлых зерен (темные участки — сорбит; светлые поля — мартенсит); *в* — темнотравящаяся промежуточная структура в стали 45Х — игольчатый тип; *г* — то же в виде мелких «иголок» и «палочек», сталь 35ХГС. ×500.

ых зерен неправильной формы, с голубоватым оттенком (рис. 12, *б*). Первый тип более характерен для сталей, легированных хромом, никелем и молибденом; второй — для легированных хромом, марганцем и кремнием.

При быстром прохождении интервала промежуточного превращения образуется темнотравящаяся составляющая обычно в виде темных игл (рис. 12, *в*) или «пачек» игл (рис. 13). Такой тип более характерен для хромистых, хромоникелевых и хромоникельмолибденовых сталей. При быстром охлаждении сталей типа хромансиль таких игл не наблюдается. В этом случае обычно выделяются светлые мелкие острые «иголки» или «палочки», иногда образующие цепочки (рис. 12, *г*).

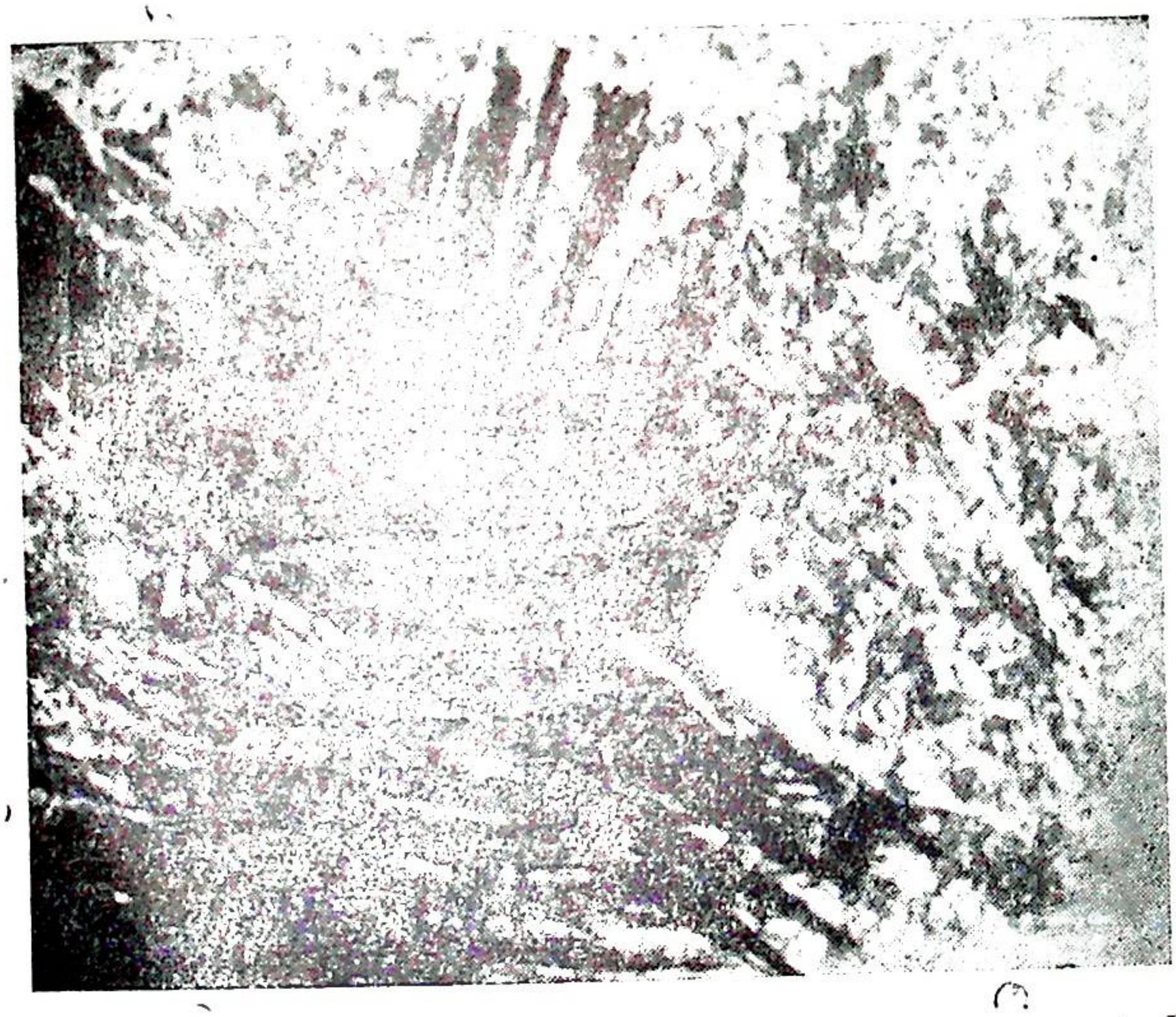


Рис. 13. Сочетание светлотравящейся и темнотравящейся промежуточных структур в стали 34ХНІМ. × 500.

Для одной и той же стали переход от светлых к темным формам промежуточных структур, с увеличением скорости охлаждения, происходит постепенно.

В двойных сплавах железа с легирующими элементами в случае превращений при температурах ниже 500° темнотравящихся иглообразных продуктов превращения не наблюдается; они имеют или форму полиэдрических зерен, на которых при травлении выявляются «морщинки», или светлых гребенок и игл, похожих на грубый мартенсит.

Темные иглы характерны для сталей с содержанием углерода 0,2—0,6% (в зависимости от типа, количества и сочетания легирующих элементов). В высокоуглеродистых сталях эти иглы не наблюдаются: промежуточные структуры этих сталей носят «пятнистый» характер, так что микроскопически их трудно отличить от обычного сорбита (рис. 14).

Промежуточные структуры — структуры закалки, поэтому, как и при отпуске мартенсита, продуктом отпуска промежуточных структур является сорбит отпуска. Он отличается от сорбита отпуска мартенсита неравномерным распределением выпавших карбидов железа.

Темная игольчатая составляющая при отпуске обычно светлеет, а светлая несколько темнеет.

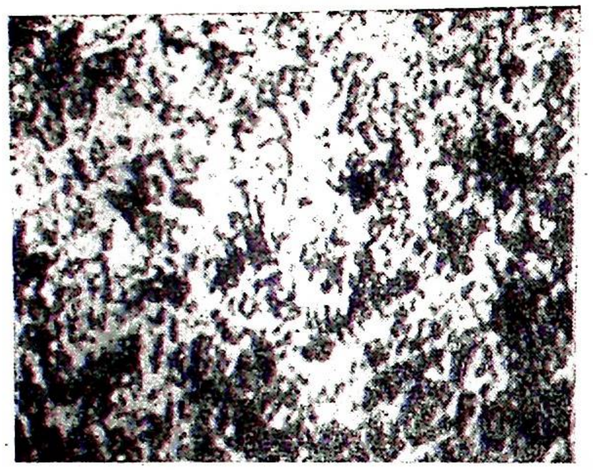


Рис. 14. Промежуточная структура в высокоуглеродистой хромистой стали × 500.

В процессе отпуска мож
возникнуть ориентированное ра
положение карбидов, даже ес
исходная структура не име
ориентированного характера. Т
кой случай показан на рис. 1
светлотравящаяся промежуто
ная структура стали 34ХН1М
имела в исходном состоянии ор
ентированного характера. Расп
ложение же выпавших при отпу
ке карбидов ориентировано зак
номерно.

Для сравнения на рис. 16,
показан мартенсит стали 34ХН
и на рис. 16, *б, в, г, д, е* — проду
ты его отпуска. На последних никакой ориентировки выпавших карб
дов не наблюдается.

7. ОСТАТОЧНЫЙ АУСТЕНИТ

Многочисленные рентгеноструктурные исследования дилатометриче
ских образцов, использованных при построении термокинетических диа
грамм, всегда показывали максимальное количество остаточного аусте
нита в том случае, когда образуется светлотравящаяся промежуточна
структура. При образовании темнотравящейся структуры остаточного ау
стенита меньше; при мартенситном же превращении количество остаточ
ного аустенита обычн
не превышает 5%. По
ложение максимума н
кривой остаточного ау
стенита зависит от со
става стали, а значит
и от типа превращени
в этой стали. Рис. 1
показывает содержа
ние остаточного аусте
нита в стали 34ХН1М
30ХГСА.

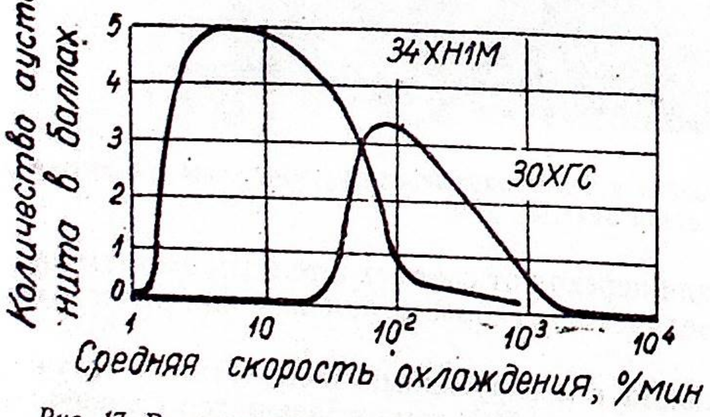
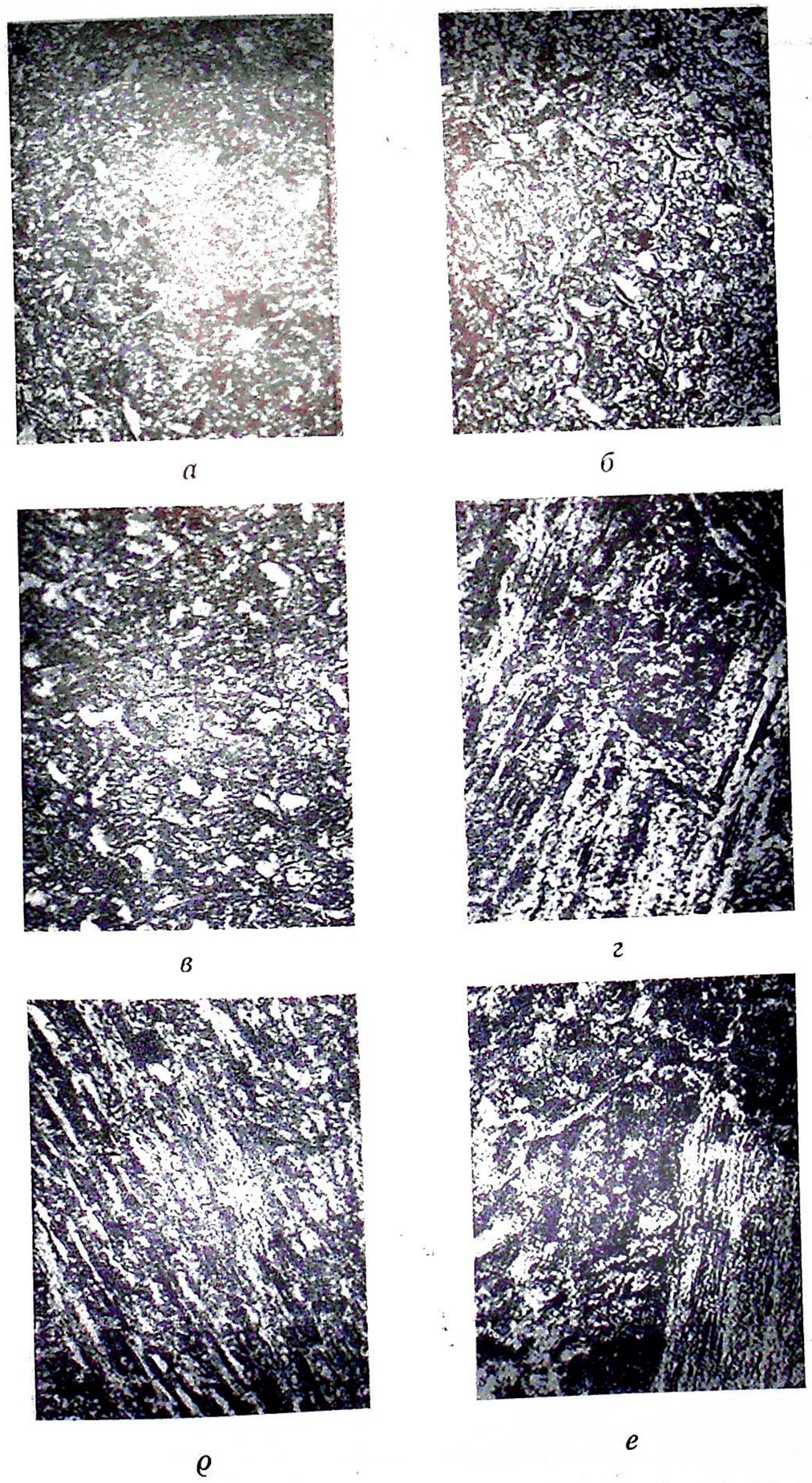


Рис. 17. Влияние скорости охлаждения и состава стали на количество остаточного аустенита при непрерывном охлаждении.

Повышенное коли
чество остаточного аус
тенита, сохраняющего
ся в определенной час
ти сечения при закалк
крупных изделий, необходимо учитывать. К сожалению, микроскопиче
ски положение аустенитных участков установить нельзя. Изыскание ме
тода такого определения позволило бы лучше понять процесс роста от
дельных кристаллов, возникающих в промежуточной области, и понять
природу самого явления.

При отпуске наиболее устойчивым оказывается аустенит, наличи
которого обычно сочетается с образованием светлотравящейся проме
жуточной структуры.

Значительное повышение температуры нагрева перед охлаждением
стали увеличивает количество остаточного аустенита при прохождении



а *б* *в* *г* *д* *е*

Рис. 15. Светлотравящаяся промежуточная структура (зернистый тип) стали 34ХН1М и продукты ее отпуска:

а — закалка, *б* — отпуск 100°, *в* — отпуск 200°, *г* — отпуск 300°, *д* — отпуск 500°, *е* — отпуск 600°. × 500.

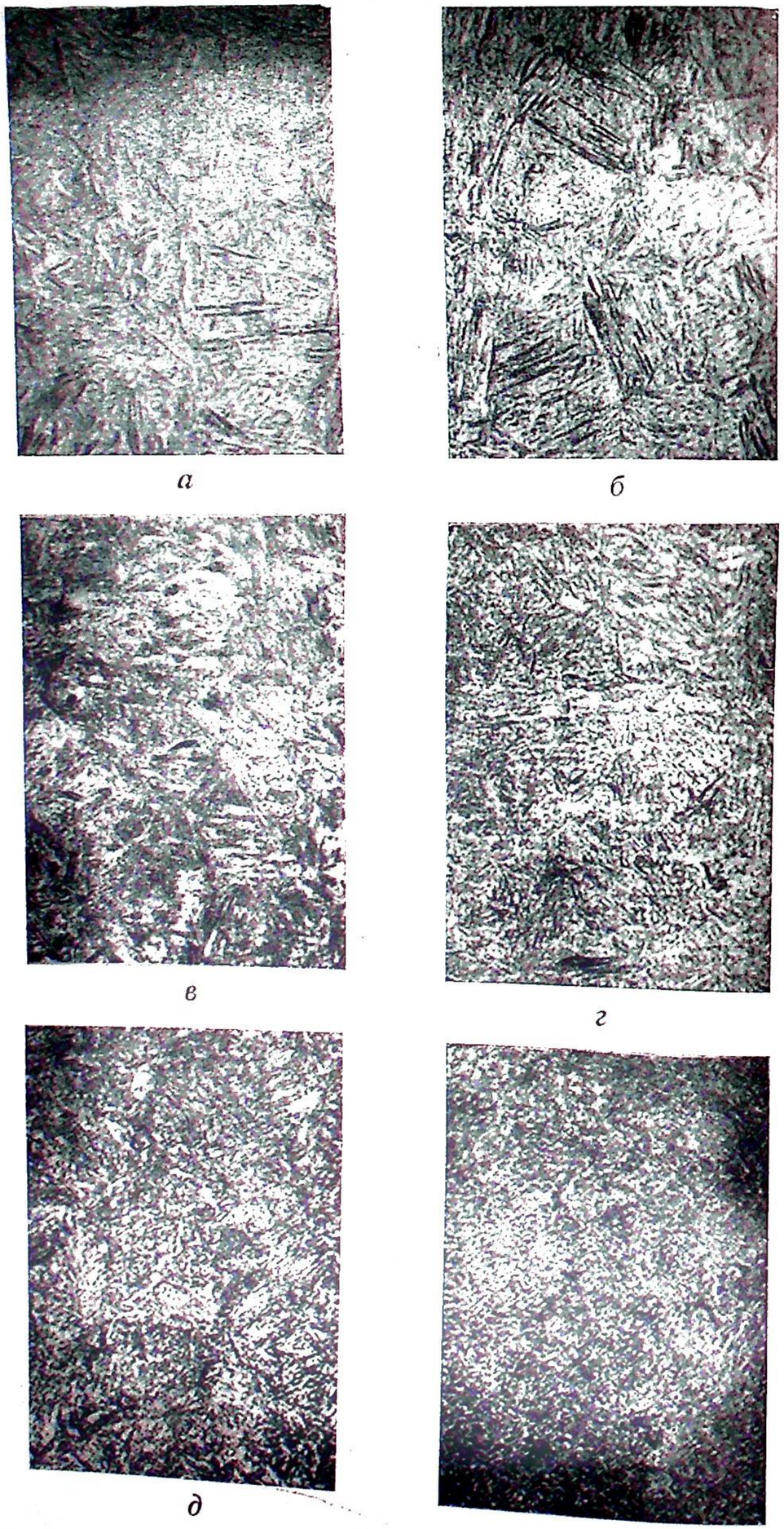


Рис. 16. Мартенсит стали 34ХН1М и продукты его отпуска: *а* — закалка, *б* — отпуск 100°, *в* — отпуск 200°, *г* — отпуск 300°,

промежуточного интервала с 15—20% до 20—25%, при прохождении мартенситного интервала — с 3—5% до 6—10%. Это показывает, что фактором, определяющим количество остаточного аустенита, является не температура нагрева, а тип превращения.

8. СВОЙСТВА ПРОДУКТОВ ПРОМЕЖУТОЧНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ АУСТЕНИТА

Переход от одного типа превращения к другому неизбежно должен сопровождаться существенным изменением всех физико-механических свойств стали.

Как показали испытания большого количества дилатометрических образцов, а также стандартных образцов на растяжение и на удар, каждому типу превращения на кривых твердости, коэрцитивной силы и ударной вязкости соответствует своя «ступенька». Ее высота и ширина зависят от типа термокинетической диаграммы стали. Рис. 18 показывает изменение твердости, коэрцитивной силы и ударной вязкости стали 35ХЗ, имеющей даграмму с хорошо выраженной промежуточной областью (см. рис. 10, диаграмма стали 34ХН1М при температуре нагрева 860°). Может оказаться, что высокоуглеродистая сталь при охлаждении по режиму, при котором промежуточное превращение выражено слабо и распад аустенита совершился в перлитной области, будет иметь меньшую твердость, чем сталь с меньшим содержанием углерода, у которой при этом же режиме основное превращение произошло в промежуточной области.

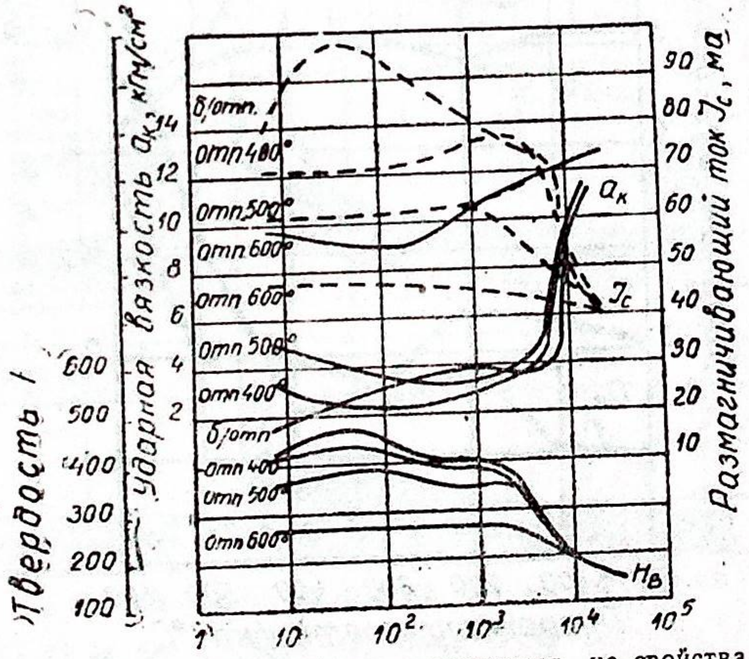


Рис. 18. Влияние скорости охлаждения на свойства стали 35ХЗ в исходном состоянии и после отпуска.

Как показывает рис. 18, твердость, коэрцитивная сила и ударная вязкость промежуточных структур в исходном состоянии имеют промежуточные значения по сравнению со свойствами перлито-сорбита и мартенсита.

Продукты низкотемпературного отпуска промежуточных структур более вязки, чем продукты низкотемпературного отпуска мартенсита. В. А. Делле и А. В. Носкина [14] правильно указывают на целесообразность термической обработки с целью получения промежуточных структур в деталях, работающих в состоянии низкотемпературного отпуска.

Продукты высокотемпературного отпуска промежуточных структур в хромоникельмолибденовых и в некоторых других сложно-легированных сталях сильно снижают ударную вязкость этих сталей, а иногда и сужение поперечного сечения, особенно на поперечных образцах (рис. 19). Это отрицательное влияние минимально, когда сталь закалена на смесь мартенсита и темной игольчатой составляющей; оно увеличивается при появлении светлотравящейся составляющей; максимальное

снижение ударной вязкости наблюдается, когда структура состоит толь
ко из светлотравящейся составляющей. Появление темной составляюще
(наряду с мартенситом) сопровождается появлением кристаллическо
«сыпи» на изломах ударных поперечных образцов после отпуска. Обра
цы, закаленные на одну светлотравящуюся промежуточную структур
сохраняют кристаллический излом при всех температурах отпуска.

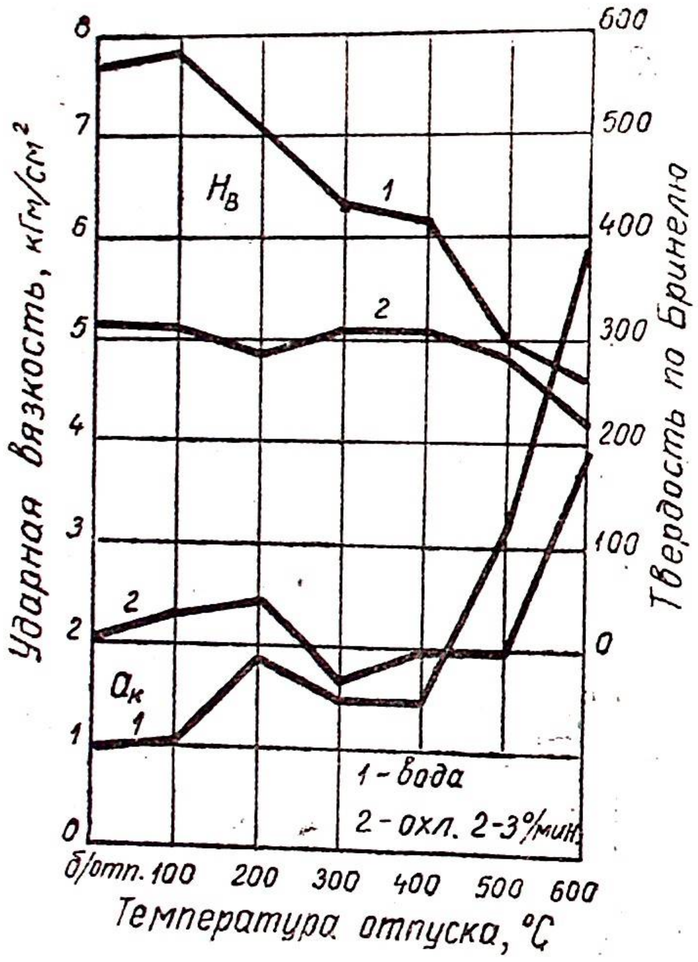


Рис. 19. Изменение ударной вязкости и твердости при отпуске мартенсита и промежуточной структуры стали 34ХНІМ (структуру образцов см. на рис. 15 и 16).

В хромокремнема
ганцовистых, хромисты
и некоторых других ст
лях отрицательное вли
ние промежуточны
структур на ударную вя
кость после высокого о
пуска меньше, чем в ст
лях хромоникельмоли
деновых.

Результаты корр
зионных испытаний пр
межуточных структу
описаны в другой стат
(см. настоящий сборник

9. ПРОСТРАНСТВЕННЫЕ ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКИЕ ДИАГРАММЫ

Построив большо
количество термокинети
ческих диаграмм для ря
да семейств сплавов, ес
тественно было сделат
следущий шаг — перейт
к построению простран
ственных термокинети
ческих диаграмм в коор
динатах температура —
концентрация легирую
щего элемента — врем
охлаждения.

Такое построение возможно было осуществить в два этапа: сначал
построить «диаграммы состояния» в координатах температура — кон
центрация (каждая диаграмма для заданного режима охлаждения)
затем уже строить пространственную диаграмму.

Для сплавов железо — углерод «диаграммы состояния» были пост
роены много лет тому назад Эссером, Эйлендером и Шпенле (15
(рис. 20). Из него видно, что появившаяся при скорости 250°/сек. мартен
ситная область постепенно захватывает все бо́льший интервал концент
раций, сливается с феррито-перлитной областью и окончательно выте
сняет последнюю. С другой стороны, видно, что левая часть мартенсит
ной области является не чем иным, как сниженной областью полиморф
ного γ — α превращения железа.

На рис. 21 даны «диаграммы состояния» изученных нами двойны
железохромистых сплавов. Построение проведено следующим образом
на термокинетические диаграммы хромистых сплавов (рис. 3) наноси
лись режимы, с одним и тем же общим временем охлаждения для все

сплавов. Этим режимам отвечали средние скорости охлаждения, указан
ные на рис. 21. Точки начала и конца каждого превращения, соответст
вующие на термокинетических диаграммах заданному режиму, отмеча
лись в координатах температура превращения — концентрация. Линии,
соединяющие точки, отвечающие одному и тому же типу превращения,
ограничивали области превращения.

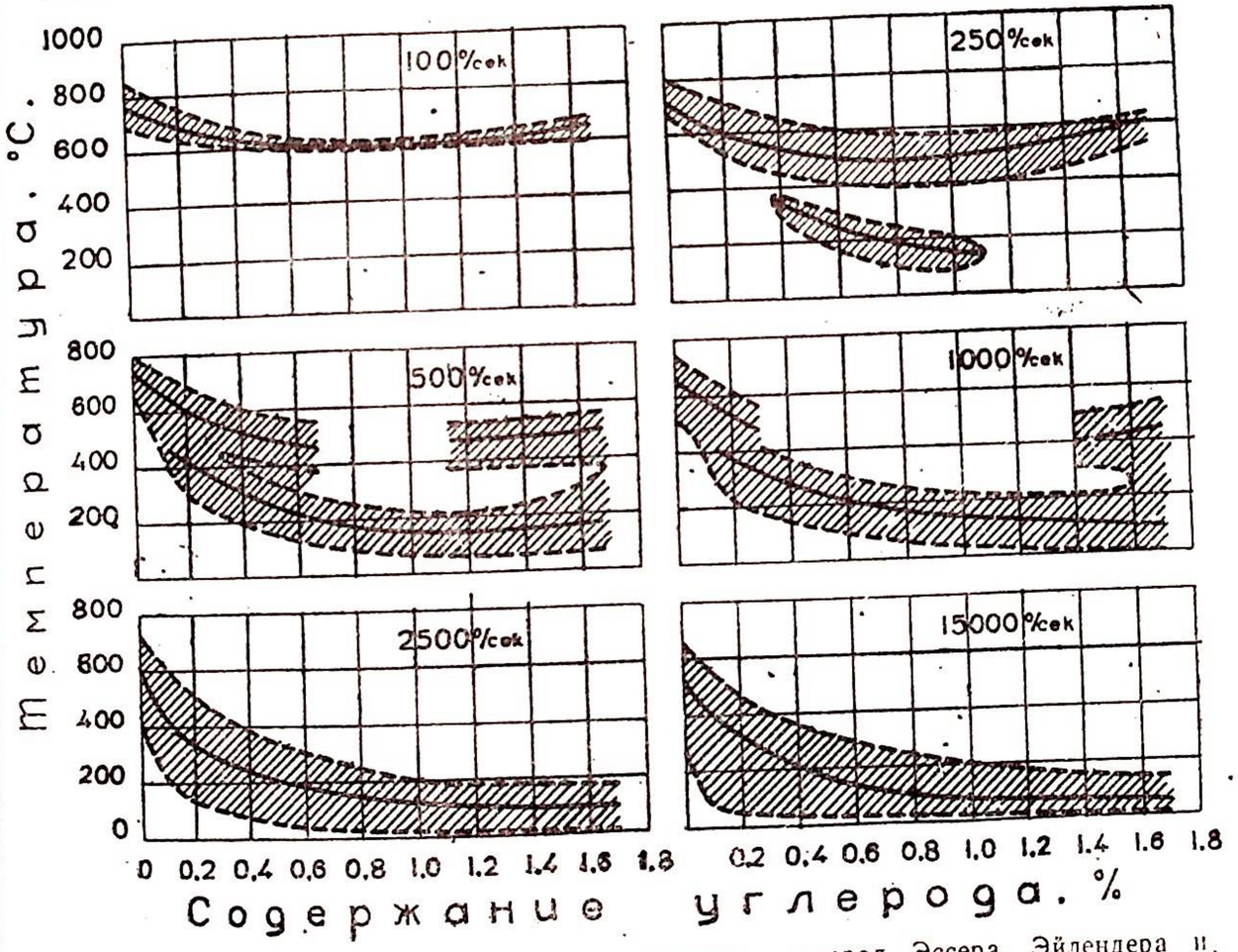


Рис. 20. «Диаграммы состояния» сплавов железо — углерод Эссера, Эйлендера и Шпенле (по Н. А. Минкевичу).

Рис. 21 показывает полную аналогию изменения диаграмм сплавов
железо — хром и железо — углерод: с повышением скорости охлаждения
появляется новая область; она постепенно распространяется в сторону
низких концентраций хрома и сливается с верхней областью. Верхняя
область, наоборот, постепенно отступает, также в сторону низких кон
центраций хрома. При достаточно высокой скорости охлаждения имеет
ся только одна область — область полиморфного мартенситного превра
щения. Она совершенно подобна области мартенситного превращения
железоуглеродистых сплавов.

Этим же способом построены «диаграммы состояния» двойных же
лезоникелевых (рис. 22, слева) и железомолибденовых сплавов (рис. 22,
справа).

На диаграмме сплавов железо — никель (рис. 22, слева) пунктиром
нанесена область α — γ превращения при нагреве, а сплошными линия
ми — область γ — α превращения при охлаждении.

Легко видеть, что эта диаграмма является частью известной диа
граммы состояния системы железо — никель. С увеличением скорости
охлаждения область γ — α превращения постепенно смещается к низ
ким температурам: снижение тем сильнее, чем выше концентрация
никеля.

Нижняя диаграмма, отвечающая скорости охлаждения 2000°/мин описывает область полиморфного мартенситного превращения двойных сплавов железо — никель.

В этом легко убедиться: продолжение верхней границы области концентрации 24% никеля проходит через мартенситную точку, определенную Г. В. Курдюмовым и Л. Г. Хандрос для этого сплава [17].

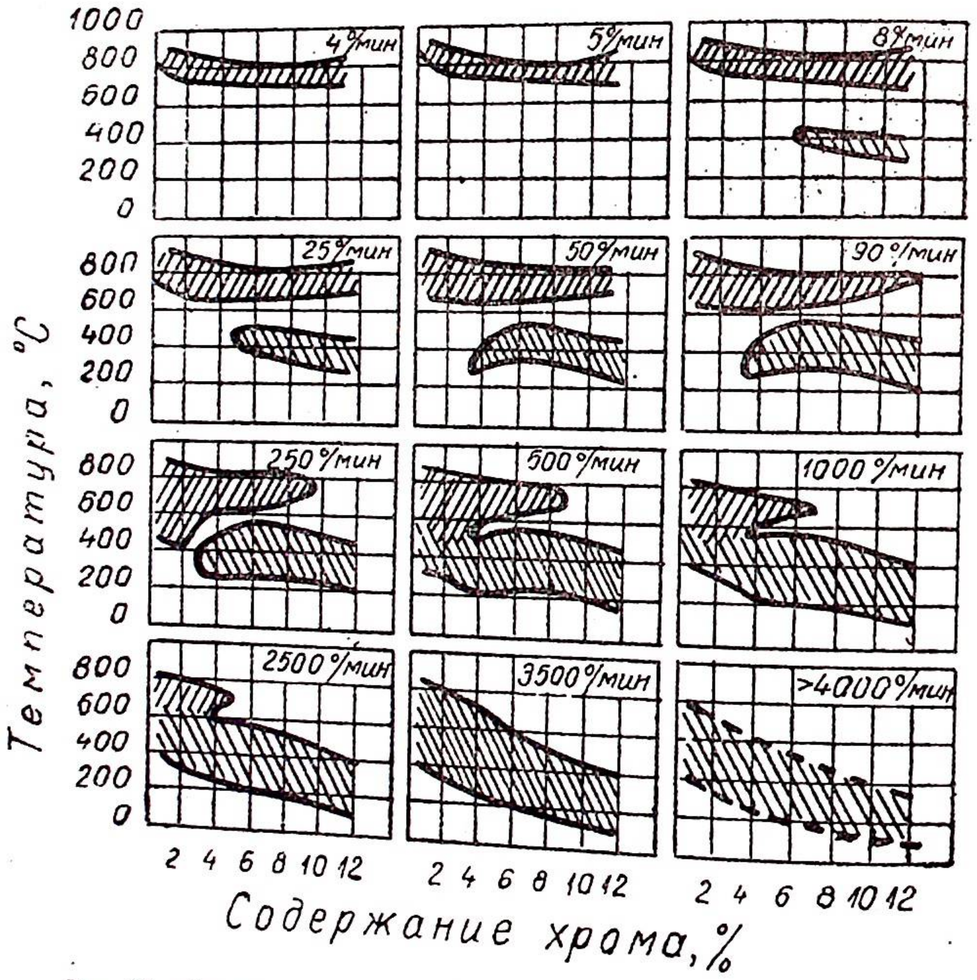


Рис. 21. «Диаграммы состояния» двойных сплавов железо—хром.

На «диаграммах состояния» железомолибденовых сплавов также одна область. С повышением скорости охлаждения она снижается и сильно расширяется по температурной шкале за счет очень резкого снижения нижней границы.

«Диаграммы состояния» сплавов железа, углерода и хрома, при содержании хрома 2,5% (термокинетические диаграммы см. на рис. 6), представленные на рис. 23, значительно сложнее: здесь наблюдаются все три области превращения.

Повышение скорости охлаждения сопровождается сначала появлением промежуточной области, а затем и мартенситной. При больших скоростях охлаждения остается только одна область, постепенно снижающаяся с увеличением концентрации углерода.

На рис. 24 и рис. 25 представлены пространственные диаграммы двойных сплавов железо — никель и железо — хром.

Для железоникелевых сплавов на диаграмме имеется один слой, в котором при охлаждении происходит полиморфное $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение. Этот слой снижается в область низких температур при повышении концентрации никеля и скорости охлаждения; при этом диффузионный характер превращения при медленном охлаждении чистого железа постепенно уступает место мартенситному при быстром охлаждении железоникелевых сплавов.

Для сплавов железо — хром в некотором интервале концентраций и скоростей диаграмма (рис. 25) является двуслойной. Диаграмма такого же типа характерна для сплавов железо — углерод.

Изображение пространственной диаграммы сплавов железо — углерод — хром оказалось более сложным *: на ней нужно было бы изобразить для некоторых концентраций и скоростей три слоя — ферритоперлитного превращения, промежуточного и мартенситного. При больших же скоростях охлаждения и эта диаграмма становится однослойной.

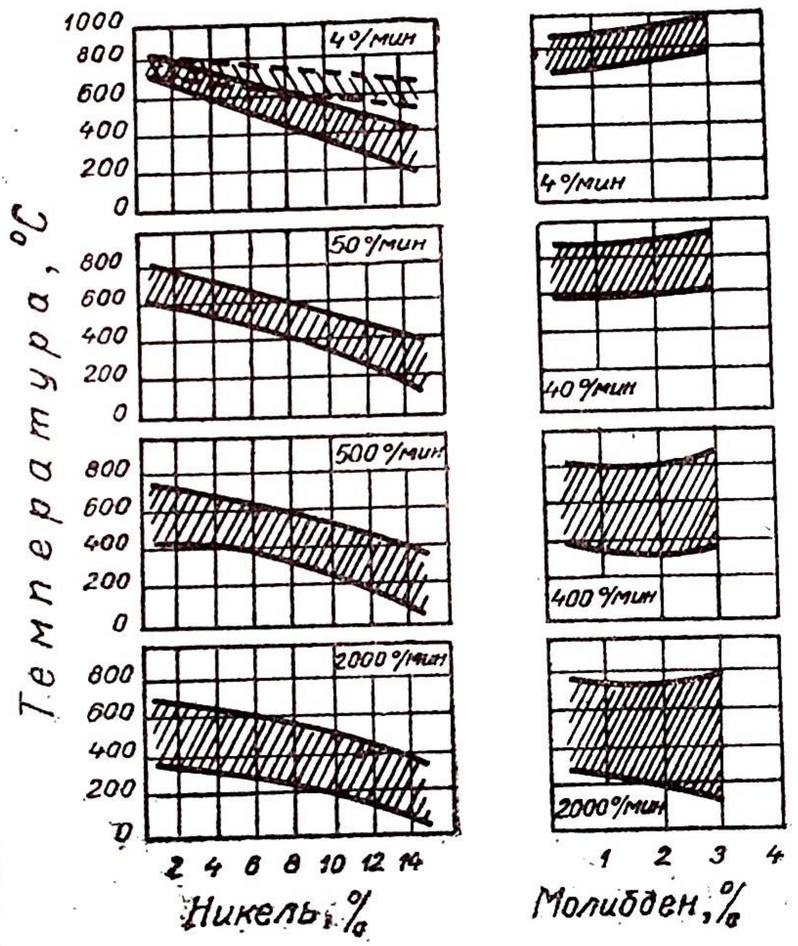


Рис. 22. «Диаграммы состояния» двойных сплавов железо — никель (слева) и железо — молибден (справа).

Приведенные здесь пространственные диаграммы позволяют установить факт существенного значения: линии $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения на равновесных диаграммах двойных железоникелевых и железохромистых сплавов, линия A_{r_3} железоуглеродистых сплавов и мартенситные кривые этих сплавов оказываются лежащими на одной и той же поверхности сложной формы. Этот экспериментально установленный факт не только подтверждает единую природу полиморфных превращений, идущих с диффузионной кинетикой (типа превращения аустенит — феррит) и мартенситных превращений, но и устанавливает отсутствие скачкообразного перехода от первых ко вторым.

Как известно, К. Зенер [4], анализируя различные типы превращений в железоуглеродистых сплавах, наносит на равновесную диаграмму этих сплавов область «бейнитного» превращения и мартенситную кривую и представляет такую диаграмму в качестве диаграммы «равновесных соотношений в системе железо — углерод».

А. С. Завьялов [16], развивая эти идеи дальше, приходит к выводу, что мартенситная кривая (отвечающая *началу* этого превращения) является продолжением равновесной линии *GP*, отвечающей *концу* перехода $\gamma \rightarrow \alpha$ сплавов с концентрацией углерода меньшей, чем это указано точкой *P* равновесной диаграммы.

Факт расположения линии *GS* равновесной диаграммы железо — углерод (точка A_{r_3}) и мартенситной кривой (линия начала этого пре-

* Проводится изготовление такой диаграммы-модели из органического стекла.

вращения) на одной и той же поверхности, установленный нами экс
риментально, естественно, не оставляет места ни для схемы К. Зене
ни для схемы А. С. Завьялова. Этот факт показывает также, сколь
скованны попытки каких бы то ни было «продолжений» на равновес
диаграммах.

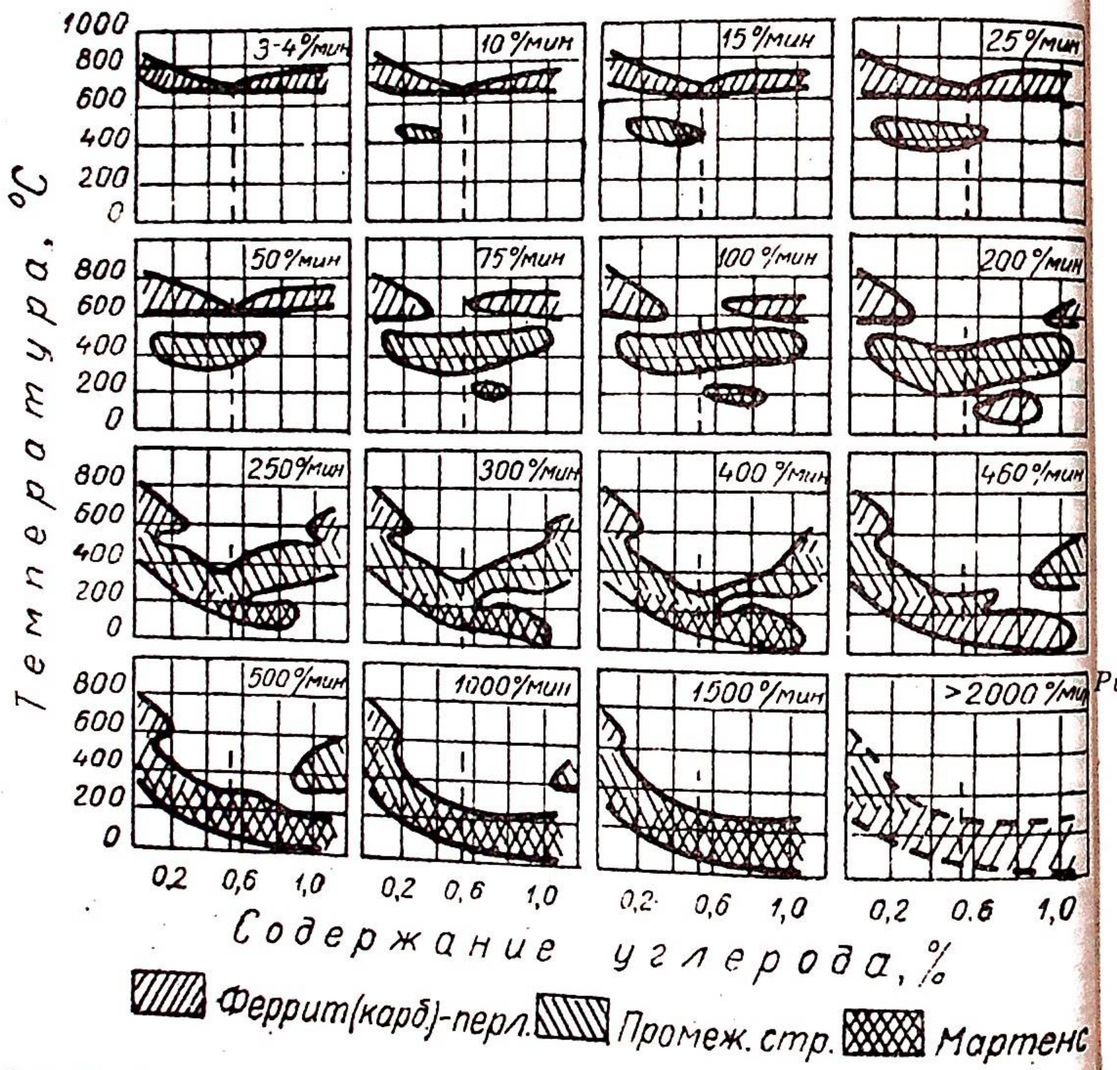


Рис. 23. «Диаграммы состояния» сплавов железо—углерод—хром при постоянном держании хрома 2,5%.

Несомненно, что в интервале промежуточного превращения аус
нита легированной стали, кроме мартенситной перестройки решетки тве
дого раствора, имеет место и диффузия (по крайней мере, углерода
Означает ли это, что оба явления (мартенситная перестройка и дифф
зия) лежат в основе промежуточного превращения, определяют е
природу?

Говоря о природе промежуточного превращения, можно сделать о
но из двух допущений:

1) оба процесса — и диффузия и мартенситная перестройка — равной мере лежат в основе промежуточного превращения, служат е
причиной;

2) в основе явления лежит один из двух процессов, второй являе
ся параллельным, сопутствующим; он может лишь оказывать известно
влияние на результат всего явления в целом.

Многочисленные работы, авторы которых исходили из первого пре
положения, не дали возможности решить вопрос о природе промеж
точного превращения.

Не привели к положительным результатам и попытки объяснения того превращения только на основе рассмотрения диффузионных яв
ений.

Если же допустить, что в основе природы промежуточного превра
дения аустенита легированной стали лежит мартенситная перестройка,
о сразу же возникает вопрос о выборе метода исследования.

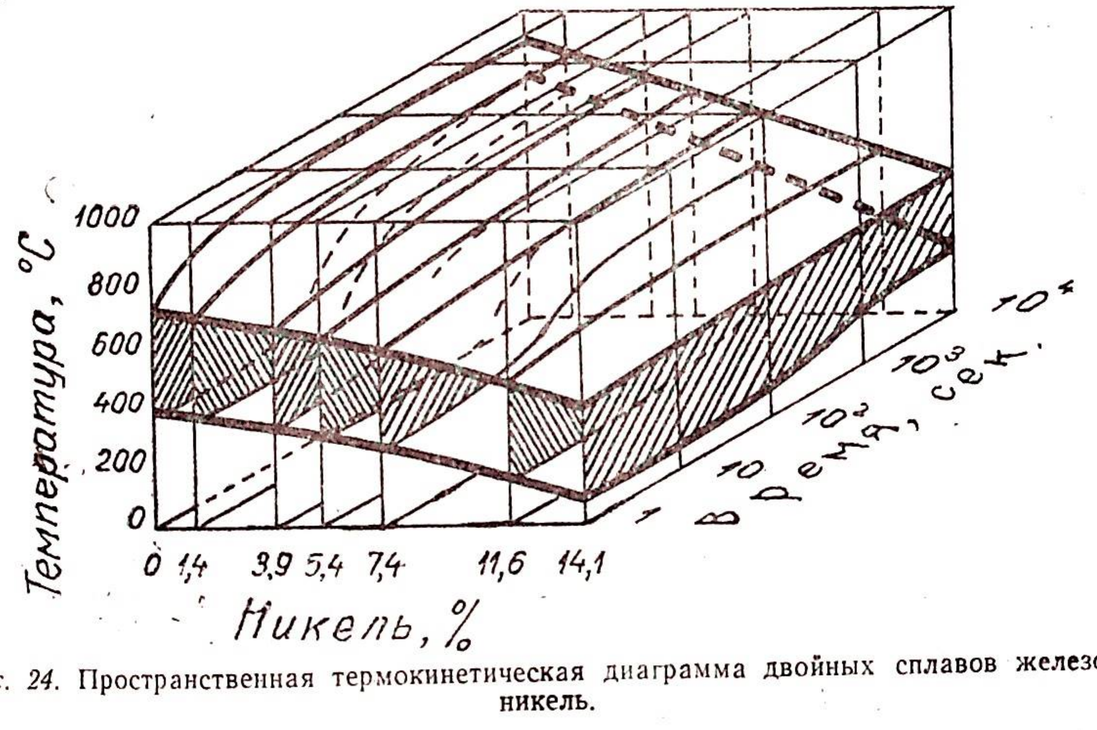


Рис. 24. Пространственная термокинетическая диаграмма двойных сплавов железо — никель.

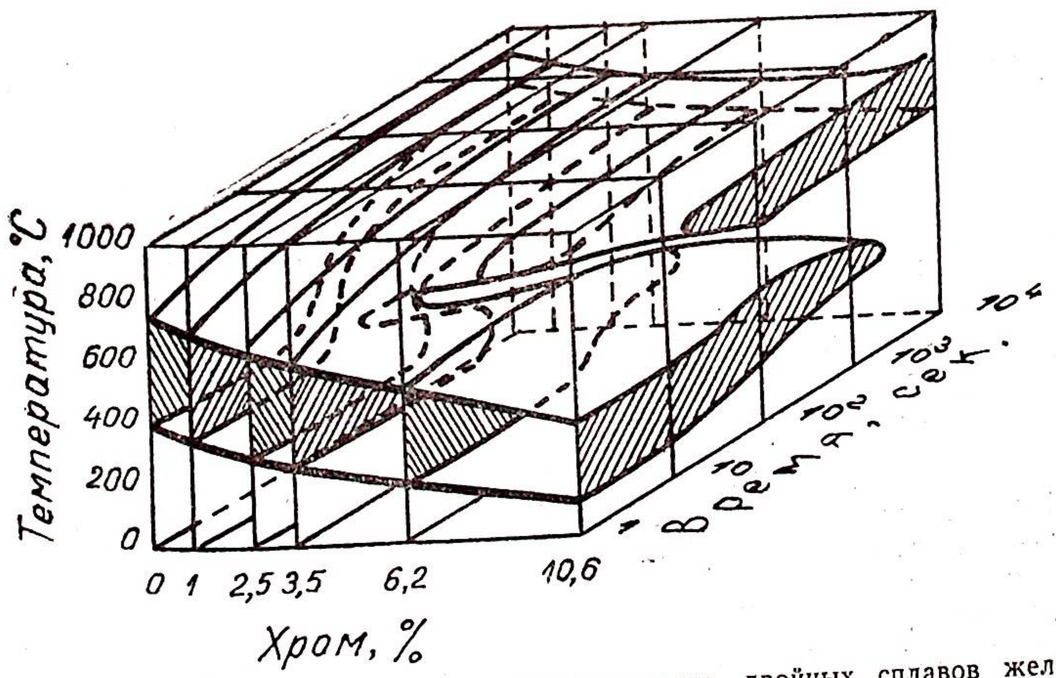


Рис. 25. Пространственная термокинетическая диаграмма двойных сплавов железо — хром.

Изотермический метод в таком случае приходится признать неподходящим, поскольку он облегчает течение диффузионных процессов, выдвигает их на первый план. Наоборот, использование термокинетического метода позволяет оттенить влияние мгновенного бездиффузионного процесса.

Как показывают изложенные выше экспериментальные данные, применение в нашей работе термокинетического метода для изучения пре

вращения аустенита строго систематизированных сплавов дало в
можность установить ряд зависимостей.

Наиболее важные из них:

1. В двойных сплавах железа с легирующим элементом, которые
имеют эвтектоидного превращения, отсутствует отдельная мартенсит
область. С повышением скорости охлаждения полиморфное превра
ние с диффузионной кинетикой постепенно (без какого-либо скачка) с
жается до интервала низких температур и выглядит как типичное м
тенситное превращение.

К таким сплавам относятся железоникелевые и, по-видимому, же
зомарганцовистые сплавы.

Сплавы железо — молибден имеют ту же закономерность, но с
жение области в них идет, главным образом, за счет нижней грани
Можно предполагать, что к этой группе относятся также сплавы же
зо — кремний и железо — титан.

2. Двойные сплавы, имеющие эвтектоидное превращение, при не
торых концентрациях растворенного элемента имеют обособленную м
тенситную область с мартенситной точкой, определяющейся концент
цией растворенного элемента.

К ним относятся, в первую очередь, сплавы железо — углерод. Фа
наличия отдельной мартенситной области в двойных сплавах железо
хром, а также наличия на диаграмме состояния этих сплавов миниму
на кривой, отделяющей γ и α состояния при 8% хрома, позволяет до
стить, что при соответствующей постановке эксперимента удастся ус
новить наличие эвтектоида или аналога эвтектоида у этих сплавов: с
си легированного железа и новой фазы (например, типа сигма-фазы).

3. Линии полиморфных превращений, имеющих диффузионную
нетику при равновесном охлаждении всех сплавов и мартенситные кр
вые этих сплавов, лежат на одной и той же поверхности сложной форм
Переход от полиморфного превращения с диффузионной кинетикой
мартенситному происходит постепенно. Это означает, что указанные п
вращения, которые долгое время считались принципиально различным
являются в действительности одним и тем же полиморфным превращ
нием с постепенно меняющейся кинетикой в связи с постепенным изм
нением температурно-концентрационно-временных условий.

4. Среди тройных сплавов железо — легирующий элемент — углер
наиболее резко выраженную промежуточную область имеют сплав
содержащие хром. Причина этого заключается в том, что двойные спл
вы железо — хром имеют обособленную область полиморфного превр
щения с мартенситной кинетикой, которая в тройных сплавах выглядя
как промежуточная. Образование осложненной схемы превращения а
стенита сплавов железо — углерод — хром иллюстрирует рис. 26.

Значительное повышение содержания хрома в сплавах железо
хром — углерод снижает промежуточную область, иногда до совмещ
ния с областью обычного мартенситного превращения железоуглерод
стых сплавов.

Элементы, двойные сплавы которых с железом не имеют обособле
ной области полиморфного превращения с мартенситной кинетикой,
приводят к появлению резко выраженной промежуточной области и
тройных сплавах, содержащих углерод. Наиболее типичны в этом о
ношении сплавы железо — углерод — никель.

Одновременное легирование железоуглеродистых сплавов нескол
кими элементами способствует более отчетливому проявлению промеж
точного превращения по сравнению с легированием только одним эл
ментом (однако простая аддитивность здесь не имеет места).

5. Изменение содержания углерода не оказывает влияния на тем-
пературное положение области промежуточного превращения в сплавах
железо — легирующий элемент — углерод. При низком содержании уг-
лерода в таких сплавах небольшое повышение содержания углерода об-

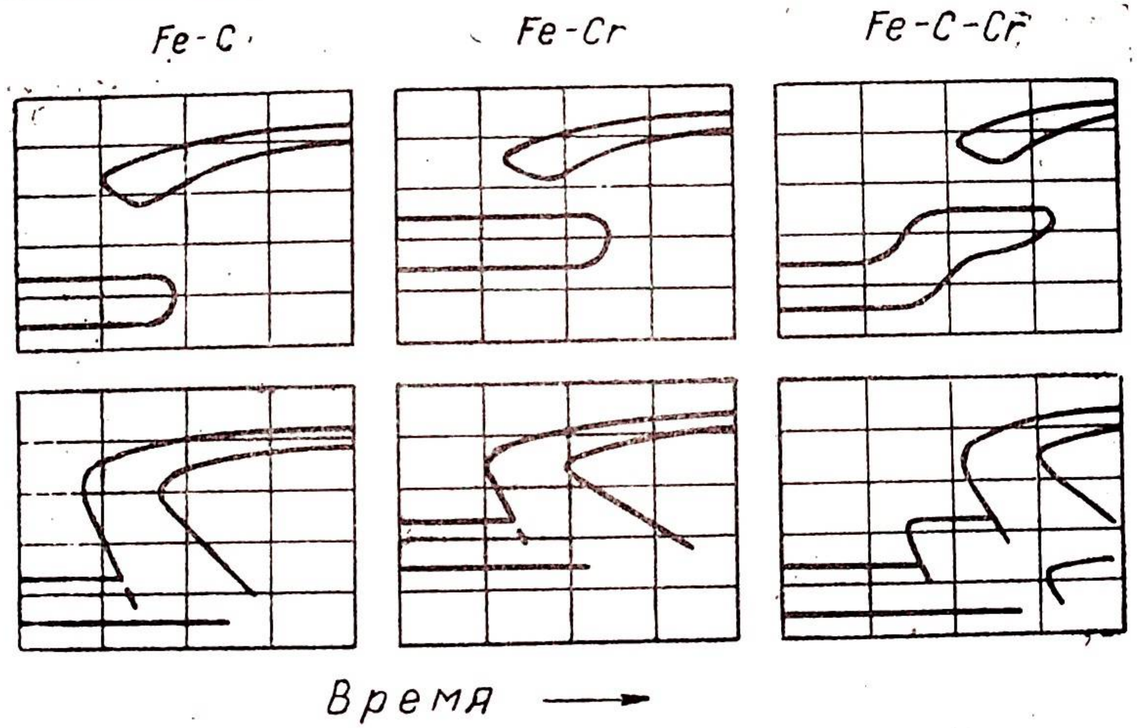


Рис. 26. Возникновение осложненной схемы превращения аустенита.

легчает проявление промежуточного превращения; дальнейшее же повы-
шение содержания углерода, наоборот, подавляет это превращение.

6. Игольчатость не является обязательным признаком продуктов
промежуточного превращения; они могут иметь и игольчатый, и зерни-
стый характер.

ВЫВОДЫ

Изложенный материал позволяет высказать следующие соображе-
ния относительно природы промежуточного превращения аустенита.

1. Наблюдающееся в легированных сталях промежуточное превра-
щение аустенита по своей природе является мартенситным превраще-
нием двойных сплавов железо — легирующий элемент. Быстро затухаю-
щая с понижением температуры диффузия углерода, приводящая к кар-
бидообразованию, является независимым «параллельно» идущим про-
цессом, оказывающим некоторое влияние на кинетику истинного мартен-
ситного превращения сплава железо — легирующий элемент.

Определение промежуточного превращения аустенита легированной
стали как «искаженного» перлитного превращения следует считать не-
правильным. Это определение явилось неизбежным следствием моно-
польного использования изотермического метода, облегчающего диффу-
зию и искусственно усиливающего ее роль.

2. Между изотермическими и термокинетическими диаграммами
существует определенное соответствие:

а) углеродистая сталь. Изотермической диаграмме с одним макси-
мумом скорости распада соответствует термокинетическая диаграмма с
двумя областями — перлитной и мартенситной;

б) легированная сталь. Изотермической диаграмме с двумя макси-

мумами скорости распада соответствует термокинетическая диаграм
с тремя областями: перлитной, промежуточной и мартенситной.

В случае углеродистой стали в интервале промежуточных темпе
тур при непрерывном охлаждении никакого превращения аустенита
при изотермическом же охлаждении происходит распад, как диффузи
ный процесс, с образованием высокодисперсной смеси (игольчатый т
остит или «бейнит»).

В случае легированной стали в этом интервале температур при
прерывном охлаждении происходит мартенситное превращение спл
железо — легирующий элемент, проявляющееся здесь как промежу
ное превращение; независимо от этого идет диффузия углерода с об
зованием некоторого количества карбидов (цементита). При изотер
ческом охлаждении мартенситное превращение сплава железо — л
рующий элемент происходит только на начальной стадии, затем
прекращается и начинается частичный распад непревращенной ча
аустенита и отпуск образовавшегося на начальной стадии мартенс
сплава железо — легирующий элемент, в котором «застряли» и ат
углерода. Этот распад особенно стимулируется длительными изотер
ческими выдержками при температурах верхнего интервала проме
точной области.

3. Между двумя описанными типами диаграмм имеется, следов
тельно, качественное различие. Поэтому представляется целесообр
ным оставить термин «игольчатый троостит» (или «бейнит») только
обозначения продуктов изотермического распада аустенита углер
стой стали в промежуточной области температур.

4. Для обозначения продуктов промежуточного превращения ау
нита в легированных сталях, по своей природе мартенситных, тер
«игольчатый троостит» применять не следует.

Временно можно оставить термин «промежуточная структура»
подразделением на «светлотравящуюся» и «темнотравящуюся». П
этом необходимо помнить, что между ними нет принципиальной раз
цы ни по природе, ни по механизму образования, что при непрерыв
охлаждении обе эти разновидности образуются в одном и том же
тервале температур и что они имеют мартенситную природу.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Уманский Я. С., Финкельштейн Б. Н., Блантер М. Е., Кишкин С. Т., Ге*
стов Н. С., Горелик С. С. Физическое металловедение. Металлургиздат. 1955.
2. *Ко Т.* и *Коттрелл С. А.* Iron and Steel, т. 26, № 6, 1953.
3. *Хультгрен А.* Transactions Amerikan Society for Metals, т. 39, 1947.
4. *Зенер К.* Metals Technolodgy, т. 13, № 1, 1946.
5. *Курдюмов Г. В.* и *Перкас М. Д.* Сб. тр. Института металлофизики ЦНИИ
№ 2, (1951).
6. *Энтин Р. И.* ДАН СССР, т. 79, № 6, 1951.
7. *Садовский В. Д.* Труды института металлофизики и металлургии, вып
(УФАН СССР), 1945.
8. Сталь, № 2, (реферат), 1947.
9. *Гуляев А. П.* Термическая обработка стали. Машгиз, 1953.
10. *Прохоров* и *Лопатин.* Сталь, № 11—12, 1941.
11. *Пинес Б. Я.* Сталь, № 11—12, 1945.
12. *Радченко Р. П.* Сталь, № 5, 1952.
13. *Склюев П. В.* и *Боченков В. С.* Сб. «Металловедение и термическая обра
ка стали». Машгиз, 1955, стр. 32.
14. *Делле В. А.* и *Носкина А. В.* Сталь, № 7, 1951.
15. *Минкевич Н. А.* Курс термической обработки стали и чугуна. ОНТИ—НК
1935, стр. 146.
16. *Завьялов А. С.* Фазовые превращения в железоуглеродистых сплавах. С
промгиз, 1948.
17. *Курдюмов Г. В.* и *Хандрос Л. Г.* ЖТФ, XIX, 761, 1949.

АКАДЕМИЯ НАУК СССР
ЗАПАДНО-СИБИРСКИЙ ФИЛИАЛ
ТРУДЫ ХИМИКО-МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА
Вып. 11. Отв. ред. канд. техн. наук. К. А. Бессонов 1958

П. В. РОМАНОВ

ИССЛЕДОВАНИЕ СКОРОСТИ КОРРОЗИИ СТАЛИ НА ОБРАЗЦАХ С ТОРЦОВОЙ ЗАКАЛКОЙ

В результате многочисленных работ, посвященных изучению процессов коррозии металлов и их сплавов, достигнуты серьезные успехи в деле защиты металлических поверхностей от разрушения под действием агрессивных сред, найдены антикоррозионные сплавы специального назначения.

Богатый экспериментальный материал, накопленный исследователями, позволил заложить основы учения о коррозии и защите металлов и их сплавов [1, 2], создать практические руководства по проведению лабораторных работ [3].

Следует, однако, отметить, что еще и сейчас зависимость скорости коррозии стали от ее химического состава и структуры изучена недостаточно. Почти полностью отсутствуют данные о коррозионных свойствах легированной конструкционной стали, изделия из которой, в той или иной мере, также подвержены коррозии.

Между тем многообразие структурных форм, получаемых в результате термической обработки стали, в особенности легированной, имеющей «осложненную» схему превращения аустенита, позволяет ожидать значительного разнообразия коррозионных свойств. Так, например, Г. В. Акимов [2] показывает, что углеродистая эвтектоидная сталь после закалки и отпуска при различных температурах изменяет коррозионную стойкость в несколько раз.

Имея в виду получить сравнительные данные о коррозионных свойствах продуктов так называемого «промежуточного» превращения аустенита, получаемых при непрерывном охлаждении легированной стали, мы применили метод травления образцов, прошедших торцовую закалку *. Этот метод избавил от необходимости проведения серийных испытаний, когда каждый образец обрабатывается только на одну определенную структуру. Кроме значительной экономии времени, метод травления торцовых образцов позволил связать скорость коррозии со всеми структурами данной марки стали.

Ниже кратко описаны постановка опытов и некоторые результаты исследований отдельных марок стали.

Изучение самого процесса коррозии в этой работе не проводилось.

На протравленном шлифе торцовых образцов из углеродистой стали

* Экспериментальная часть работы выполнена в ЦЗЛ Кузнецкого металлургического комбината им. Сталина.

можно наблюдать две характерные зоны: у закаленного торца темну
со структурой мартенсита, и затем более светлую, соответствующ
перлитным структурам. На границе между первой и второй зона
структура представляет смесь мартенсита и троостита.

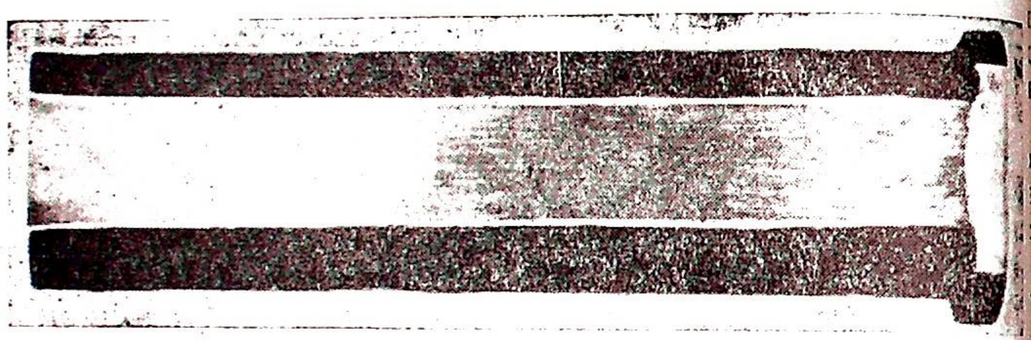


Рис. 1. Распределение структурных зон на торцовом образце из ст. 30ХГС. Ш
протравлен 4% раствором HNO_3 в спирте.

На продольных шлифах торцовых образцов из легированной ст
между этими двумя зонами обнаруживается еще одна, светлая, с п
дуктами «промежуточного» превращения аустенита. Изменение стр
тур по всем трем зонам торцового образца из хромистой стали бы
уже описано автором [4], а для углеродистой стали с добавками щ
кония — Р. П. Радченко [5]. На рис. 1 дана фотография макрошлиф
торцового образца для стали 30ХГС. Здесь отчетливо видны все т
зоны.

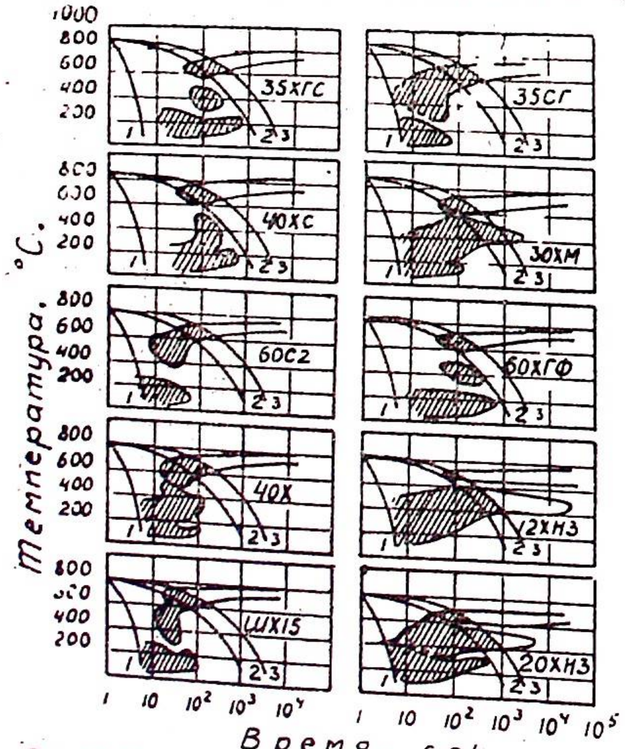


Рис. 2. Схема, объясняющая различную прока-
ливаемость при торцовой закалке легирован-
ной стали.

Переход от одной стр
турной зоны к другой обы
характеризуется особой «с
пенькой» на кривой прока
ваемости (см. кривую Н
рис. 7 для стали 35ХГС).

Взаимное расположение
протяженность структурн
зон зависит от особенно
термокинетической диаграм
превращения аустенита д
ной марки стали [4, 5, 6]. Э
поясняет рис. 2, на котор
приведены термокинетическ
диаграммы десяти различн
марок легированной ста
изученных автором.

На рис. 2 кривые 1 от
чают режиму охлаждения
закалочной установке тор
образцов. Кривые 2 соотв
ствуют режиму охлажден
головки образца без изолир
ющей прокладки между бур
ками головки и опорным кольцом закалочной установки. По режиму
охлаждается головка при наличии слюдяной изолирующей прокладк
Характер и последовательность структур вдоль торцового образца опр
деляется участком термокинетической диаграммы между режима
ри 3.

Из схемы рис. 2 видно, что для всех марок стали, кроме 12ХН3 и
0ХН3, структура головки торцового образца является перлитом с неко-
орым количеством феррита (карбидов для стали ШХ15). Головки же
бразцов из стали 12ХН3 и 20ХН3 будут иметь структуру, состоящую
з продуктов «промежуточного» превращения. Соответственно на образ-
ах этих марок выявляются только две зоны — мартенситная и «проме-
куточная».

Травлению подвергались торцовые образцы, изготовленные из го-
ячекатаных заготовок. Нагрев образцов под закалку проведен в чугун-
ой стружке до температуры на 50° выше верхней критической точки,
выдержкой 30 мин. Температура закалочной воды 20—22° С.

Каждый образец травился отдельно в открытом сосуде в 0,4N, рас-
воре H_2SO_4 в течение 500 часов (рис. 3). Образцы подвешивались на
нити, пропитанной бакелитовым лаком. Головки образцов были выше поверх-
ности электролита на 6—10 *мм*. В пер-
вых опытах делались попытки защи-
щать нижний торец образца бакели-
товым лаком или менделеевской замаз-
кой. Из-за сильного растравливания
кромок торца от защиты пришлось отка-
заться. Электролит обновлялся ежесу-
точно во всех банках одновременно, рых-
лый осадок на образцах очищался мяг-
кой проволочной щеткой.

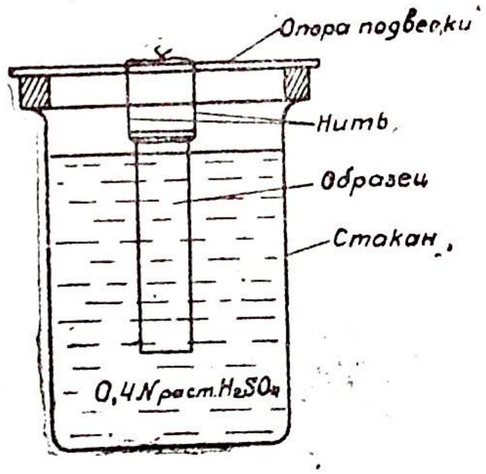


Рис. 3. Схема травления торцового
образца в открытом сосуде.

В описываемом методе определение
скорости коррозии по потере веса не про-
изводилось, и она вычислялась по фор-
муле:

$$K = \frac{d_0 - d_t}{2t}, \text{ где}$$

d_0 — диаметр образца до травления, *мм;*
d_t — диаметр образца после травления, *мм;*
t — время травления, часы.

Размерность величины K — *мм/час.*

Эта величина подсчитывалась для различных точек образца через
каждые 2,5; 5,0 и 10 *мм* от торца (с учетом уменьшения длины образ-
ца в процессе травления).

Для изучения влияния температуры отпуска на изменение скорости
коррозии различных структур закалке подвергалось одновременно
несколько образцов. Один из них травился в состоянии закалки, остальные предварительно отпускались в течение одного часа при температуре
100, 200, 300, 400, 500, 600 и 700° с охлаждением после отпуска в воде.

Уже через 5—6 дней после начала травления можно было заметить
усиленное растравливание зоны с перлитными структурами, причем
образцы постепенно теряли цилиндрическую форму. Общий вид торцо-
вого образца из стали 30ХГС после травления показан на рис. 4, *а*.

Так же травятся образцы из стали 35ХГС. На рис. 5 представлен
внешний вид этих образцов после различной термической обработки и
последующего травления. На шлифах отчетливо видны три структурные
зоны: первая (слева) — темная, со структурой мартенсита; вторая —
светлая, с продуктами «промежуточного» превращения аустенита (здесь
же имеется некоторое количество мартенсита); третья — темная, со
структурой троостита, сорбита и перлита в смеси с избыточным ферри-
том. Изменение структуры вдоль этого образца показано на рис. 6, *а*,

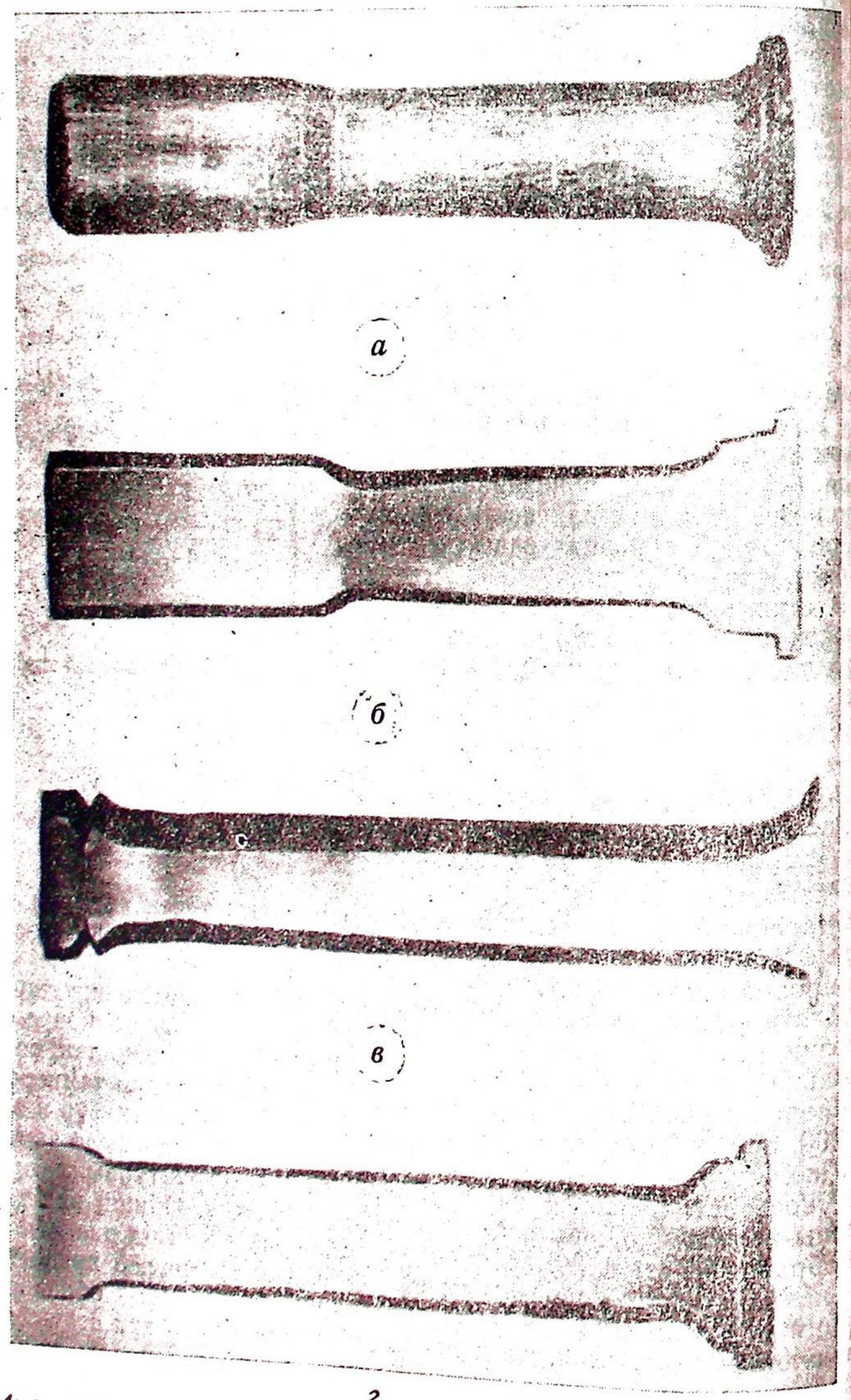


Рис. 4. *а* — внешний вид торцового образца после травления (ст. 30ХГС); *б* — то (ст. 40ХС), *в* — то же (ст. ШХ15); *г* — то же (ст. 60С2).

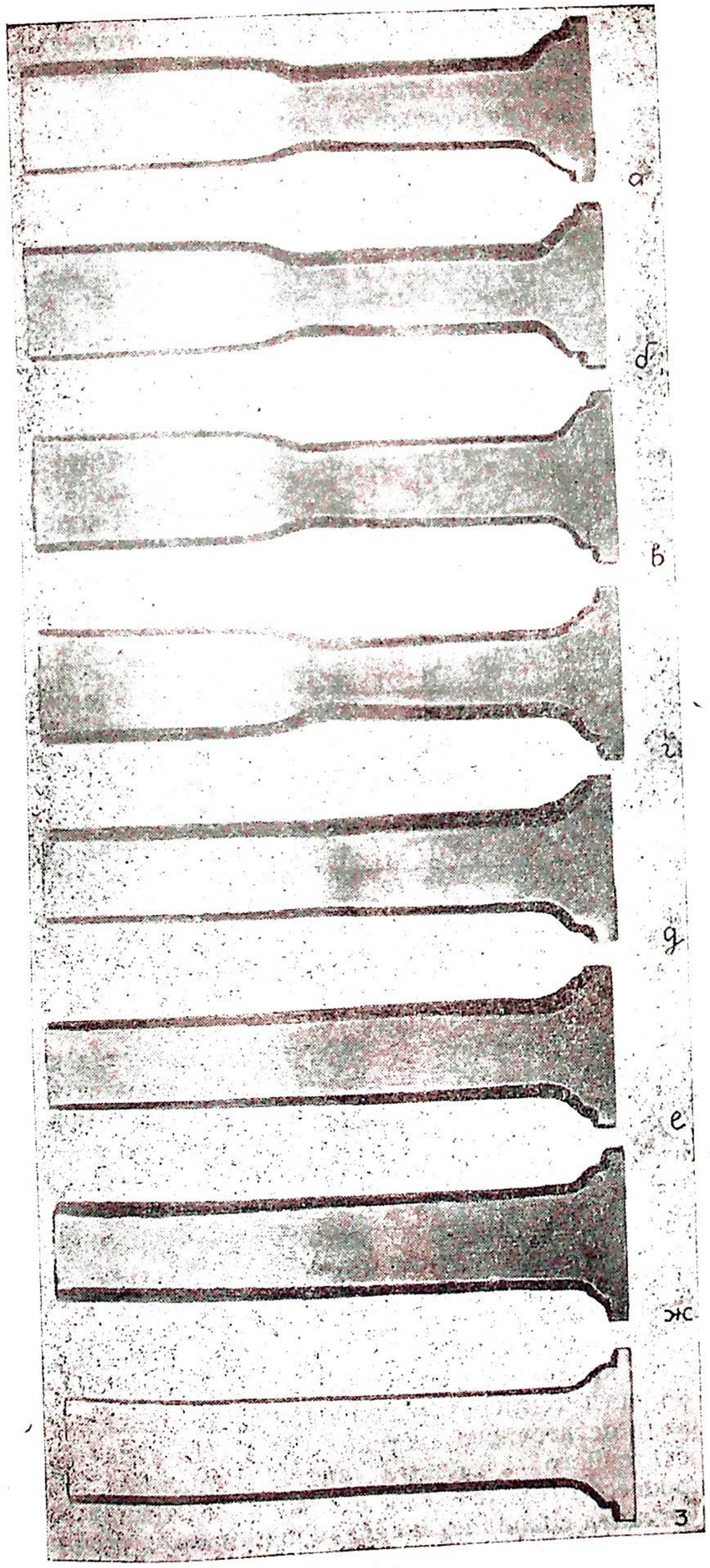


Рис. 5. Изменение формы торцовых образцов из ст. 35ХГС, после травления в зависимости от предварительной обработки:
а — после закалки; закалка и отпуск; *б* — 100°; *в* — 200°; *г* — 300°; *д* — 400°; *е* — 500°, *ж* — 600°; *з* — 700°.

изменение твердости — на рис. 7 (кривая H). Замечательно, что зоны ных структур на продольных шлифах торцовых образцов выявля даже после самого высокого отпуска, вплоть до 700°.

Рис. 5 дает очень убедительную качественную картину измене скорости коррозии различных структур стали 35ХГС. Количественно изменение дано на рис. 7. Мартенсит стали 35ХГС травится мен всего. Столь же устойчивыми оказываются «промежуточные» стру ры. Структуры перлитного типа в два раза менее устойчивы против розии по сравнению с мартенситом и «промежуточными» структура Особенно велика скорость коррозии троостита.

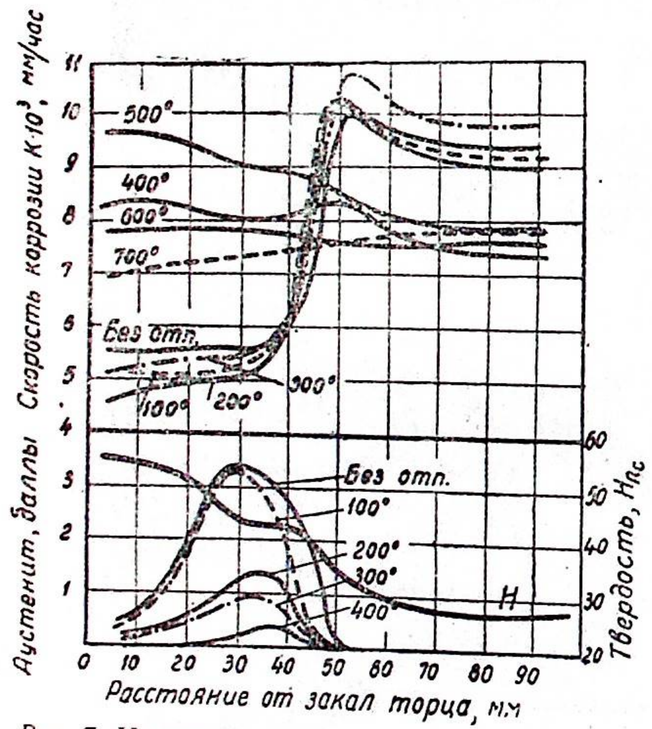


Рис. 7. Изменение скорости коррозии и количества остаточного аустенита вдоль торцового образца из ст. 35ХГС при различных температурах отпуска. H — кривая прокаливаемости.

Отпуск изменяет рость коррозии не то мартенсита и «промежу ных» структур, но и ст тур перлитного типа.

Скорость коррозии тенсита и «промежуточн структур при отпуске 200° немного снижается, тем снова начинает ув чиваться при температ отпуска 300° и затем бы растет до температуры 5 При этой температуре рость коррозии продук отпуска мартенсита бол скорости коррозии про тов отпуска «промежу ных» структур. Дальней повышение температуры пуска уменьшает скоро коррозии этих метастаби ных структур.

Иначе влияет отп на изменение скорости розии перлитных струк

Отпуск до 300° включительно повышает, хотя и незначительно, скоро коррозии троостита, сорбита и перлита. При температуре отпуска 4 скорость коррозии сильно уменьшается, после чего почти не изменяет

Различный ход кривых скорости коррозии при отпуске: с од стороны — мартенсита и «промежуточных» структур, с другой сто ны — перлитных структур, особенно отчетливо виден на графиках рис построенных по данным рис. 7. Это различие хода кривых может явля ся одним из доказательств мартенситной природы «промежуточно превращения аустенита.

Известно, что превращение аустенита легированной стали в «п межуточной» области температур сопровождается сохранением зна тельных количеств остаточного аустенита [6, 4]. На рис. 7 показано р пределение остаточного аустенита вдоль торцового образца и изменение в процессе отпуска*. Как и следовало ожидать, максим остаточного аустенита совпадает со срединой «промежуточной» облас Этот аустенит оказывается наиболее устойчивым против отпуска.

* Рентгенографирование образцов проведено студенткой-практиканткой К. А. К ликовой.

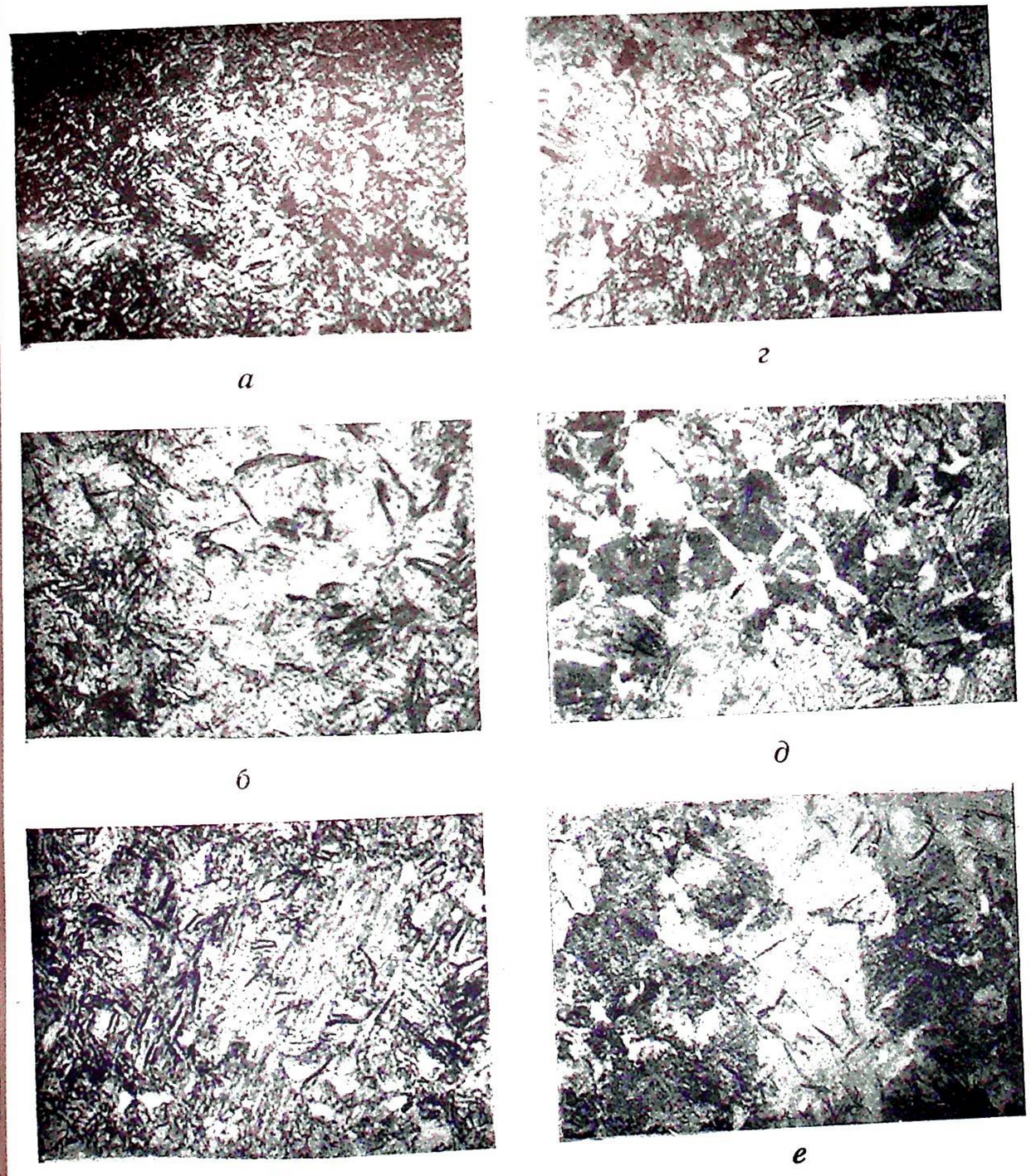


Рис. 6. Изменение структуры торцового образца из ст. 35ХГС после торцовой закалки: *а* — структура мартенсита на расстоянии 10 *мм* от торца; *б* — мартенсит + темная «промежуточная» структура + мартенсит (мало) + феррит (20 *мм*); *в* — светлая «промежуточная» структура + мартенсит + троостит + феррит (40 *мм*); *д* — (33 *мм*); *г* — светлая «промежуточная» структура + мартенсит + троостит + феррит (46 *мм*); *е* — сорбит + феррит светлая «промежуточная» структура + троостосорбит + феррит (51 *мм*). ×1 500.

Сопоставление хода кривых скорости коррозии с кривыми количе-
а остаточного аустенита после закалки и отпуска не позволяет при-
ать повышенную коррозионную устойчивость «промежуточных»
уктур стали 35ХГС наличию повышенных количеств остаточного
стенита.

Кривая скорости коррозии рцового образца стали 40ХС ис. 9) однотипна с кривыми орости коррозии образцов из али 30ХГС и 35ХГС.

На торцовых образцах из али 40Х и 60ХГФ также выяв-ется три структурные зоны. днако кривые скорости корро-и отличаются по характеру от ивых для сталей 30ХГС, 35ХГС 40ХС: они имеют два макси-ума.

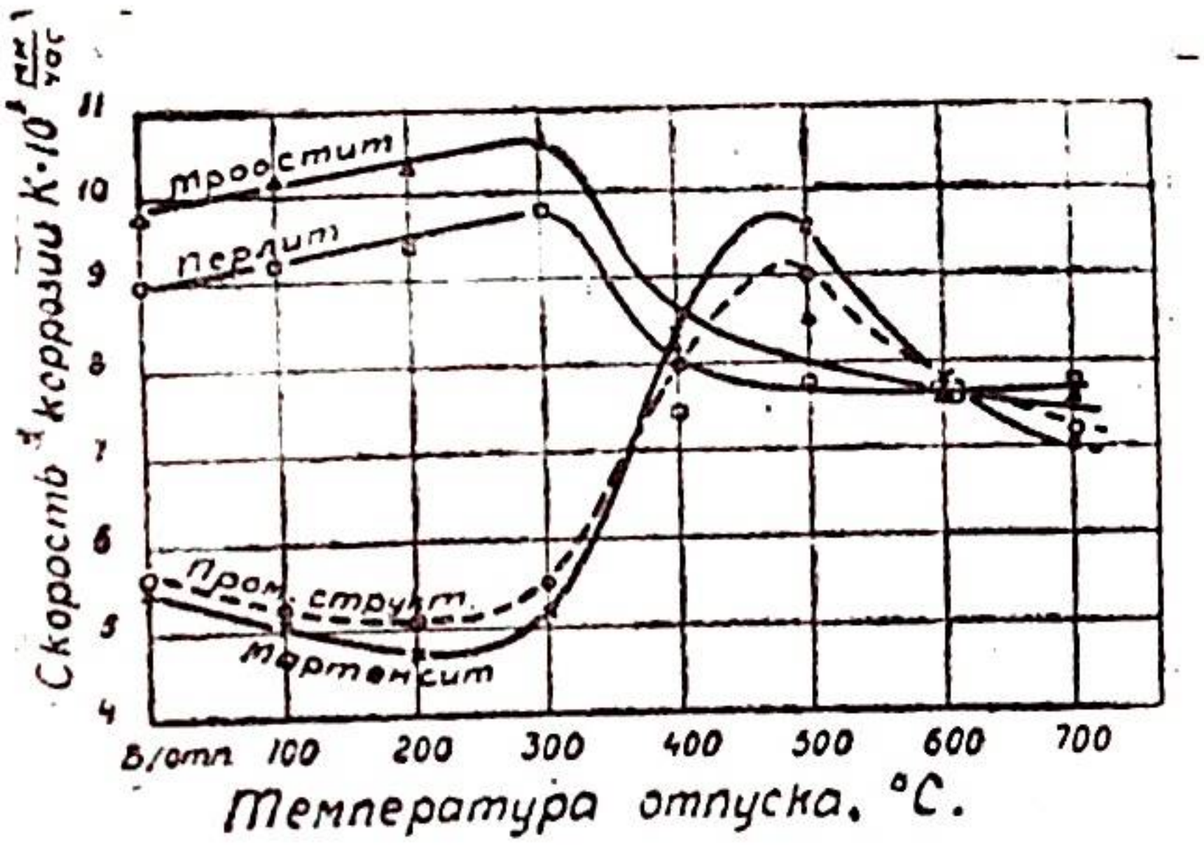


Рис. 8. Влияние отпуска на скорость коррозии мартенсита, «промежуточных» структур, троостита и перлита ст. 35ХГС.

Первый максимум совпадает границей между зоной мартен-ита и зоной «промежуточных» структур, характеризующейся смесью мартенсита и темной «промежу-очной структуры».

Второй максимум на кривой скорости коррозии совпадает с грани-ей между «промежуточной» и перлитной областью, когда светлые «про-ежуточные» структуры сменяются трооститом. Минимум между дву-я максимумами совпадает с серединой второй зоны с максимальным оличеством светлой «промежуточной» структуры.

Кривая скорости коррозии ля стали 30ХМ также имеет ва максимума, но расстояние ежду ними больше, чем для тали 40Х. Это объясняется еньшей критической ско-остью, при которой в стали ОХМ может быть «подавле-о» перлитное превращение см. рис. 2).

На торцовом образце из тали ШХ15 зона с «промежу-очными» структурами узка рис. 4, *в*). На кривой скоро-ти коррозии имеется только ерегиб, отвечающий «проме-куточной» зоне (рис. 9).

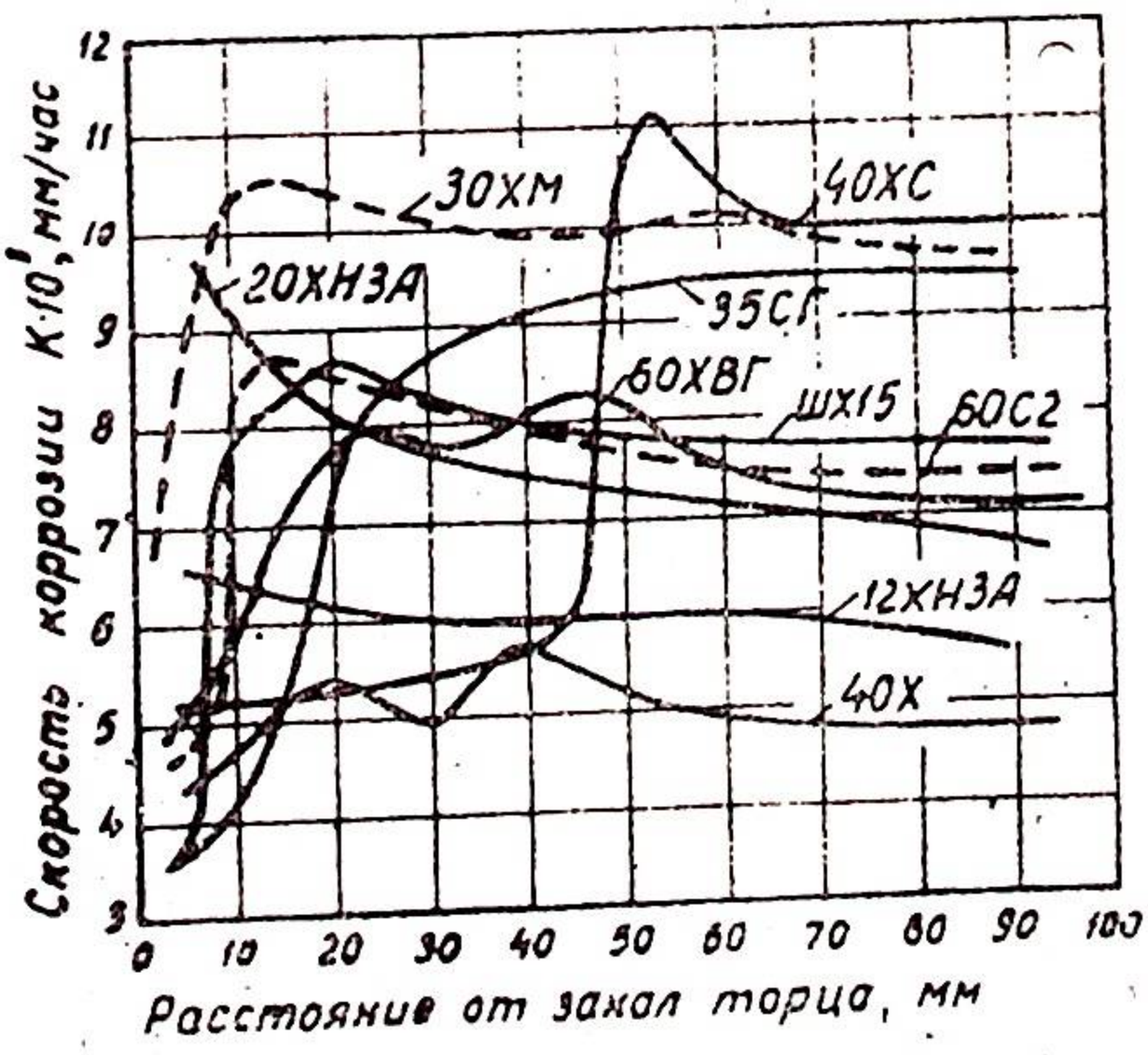


Рис. 9. Кривые скорости коррозии торцовых образцов.

Третий тип кривых скоро-ти коррозии наблюдается для талей 60С2 и 35СГ. У этих марок «промежуточное превращение» выражено слабее, чем у рассмот-ренных выше (рис. 2 и рис. 4, *г*), и на кривых скорости коррозии имеет-я только один максимум, совпадающий с трооститным участком тор-овых образцов.

Четвертый, не обычный, тип кривых скорости коррозии обнаружен для хромоникелевых сталей 12ХН3 и 20ХН3. Оказалось, что у этих ма-рок максимальной травимостью обладает мартенсит.

Следует заметить, что скорость коррозии мартенсита стали 30
меньше, чем скорость коррозии мартенсита стали 12ХНЗ и 20ХНЗ,
стали 37ХНЗ мартенсит травится меньше, чем другие структуры.

На рис. 10 даны кривые скорости коррозии торцовых образцо
углеродистой стали (0,55—0,65% углерода) с добавками циркония,
каливаемость которых описана Р. П. Радченко [5]. Оказалось, что
бавка циркония в пределах до 0,18% практически не влияет на скор
коррозии мартенсита, но повышает скорость коррозии структур пер
ного типа. С увеличением (под влиянием циркония [5]) зоны «проме
точного» превращения на кривых скорости коррозии обнаружива
тенденция к появлению второго максимума. Коррозионные испыт

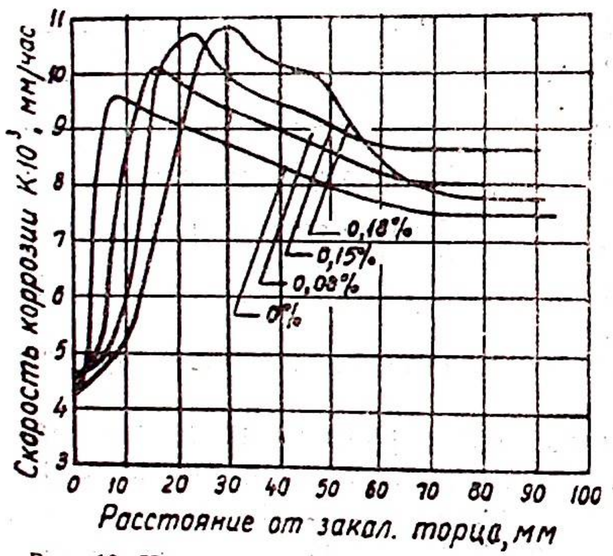


Рис. 10. Кривые скорости коррозий торцовых образцов из углеродистой стали с добавками циркония. На рисунке указан процент циркония

образцов с торцовой зака
были проведены и для др
марок стали: нескольких
родистых; 20Х; 30Х; 3
20Г; 40Г; 70Г; 45Г2; 5
55С2; 20ХГ; 35ХГ2; 50
38ХМЮА; 20ХН; 40ХН; 55
12Х2НЧА; НЛ2; 18
45ХГФ.

Эти испытания показ
что во всех исследова
марках наименьшей скоро
коррозии обладает марте
Она становится еще ме
после низкого отпуска. По
му там, где это оказыва
возможным, детали, рабо
щие в условиях воздейс
агрессивной среды, дол
проходить закалку с ни
отпуском.

Причины «аномального» повышения скорости коррозии марте
та хромоникелевых сталей 12ХНЗ и 20ХНЗ требуют дополнитель
изучения.

Исследование однотипных марок стали показывает тенденц
возрастанию скорости коррозии мартенсита с увеличением содерж
углерода. Недостаточность экспериментального материала не позво
сделать выводов о влиянии легирующих элементов на скорость ко
зии мартенсита.

Скорость коррозии продуктов «промежуточного» превращ
аустенита легированной стали, как показали исследования, может б
столь же мала, как и скорость коррозии мартенсита (напр. сталь 30Х
35ХГС; 40ХС), или может иметь промежуточные значения между
ростью коррозии мартенситных и перлитных структур. Закалка
деталей на «промежуточные» структуры, менее опасная с точки зр
получения остаточных напряжений, может обеспечить также повы
ную коррозионную стойкость деталей. При этом следует иметь в в
что светлотравящиеся «промежуточные» структуры более устойч
чем темнотравящиеся или смесь последних с мартенситом. Наим
устойчивой против коррозии является структура троостита зака
Несколько более устойчивы сорбит и перлит.

Однако коррозионная стойкость деталей, имеющих структуру тр
тита, сорбита или перлита, может быть существенно повышена отпус
при температуре выше 400°.

ВЫВОДЫ

1. Предложен и проверен на ряде марок стали новый метод изуче
ия коррозии, позволяющий заменить исследование серий образцов
различными структурами одним образцом, получившим торцовую
акалку.

2. Построены кривые изменения скорости коррозии различных
руктур для 36 марок легированной конструкционной стали.

3. Наибольшую коррозионную стойкость имеет мартенсит, наи
еньшую троостит. Стойкость «промежуточных» структур выше стой
ости троостита и в ряде случаев приближается к стойкости мартенсита.

4. Показана возможность повышения коррозионной стойкости де
алей, имеющих структуру троостита, сорбита или перлита, путем от
уска при температурах выше 400°.

Низкий отпуск (до 200°) закаленных на мартенсит деталей обеспе
ивает их максимальную коррозионную стойкость; наоборот, после от
уска при температуре 400° коррозионная стойкость таких деталей ми
имальна.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Акимов Г. В.*, Основы учения о коррозии и защите металлов. Металлургиздат, 946.
2. *Акимов Г. В.*, Теория и методы исследования коррозии металлов. Изд. АН ССР, 1945.
3. *Бахвалов Г. Т.* и *Турковская А. В.*, Руководство к лабораторным работам по оррозии и гальваностегии. Металлургиздат, 1952.
4. *Романов П. В.*, Превращение аустенита при непрерывном охлаждении стали, б., научно-исслед. работ, вып. 1, 1947, Изд. Ц. Л. КМК.
5. *Радченко Р. П.*, Влияние циркония на некоторые свойства углеродистой стали. таль, № 5, 1952.
6. *Пинес Б. Я.*, Сталь, № 11—12, 1945.

АКАДЕМИЯ НАУК СССР
ЗАПАДНО-СИБИРСКИЙ ФИЛИАЛ
ТРУДЫ ХИМИКО-МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА
Отв. ред. канд. техн. наук. К. А. Бессонов
вып. 11. 1958

Г. П. ЗАЙЦЕВ и В. Д. ОРЕШКИН

К ВОПРОСУ О КАЧЕСТВЕ АЗОТИРОВАННОЙ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ 38ХМЮА

На азотированной поверхности изделий, изготовленных из стали 38ХМЮА, после шлифовки и полировки нередко выявляется целый ряд дефектов, к числу которых относятся:

а) мелкая «сыпь»,
б) полоски и неглубокие раковинки,
в) глубокие раковинки,
г) отслаивание и шелушение.

Природа указанных дефектов недостаточно изучена. Машиностроители обычно считают причиной появления пороков загрязненность стали неметаллическими включениями, металлурги склонны винить в появлении пороков технологию производства азотированных изделий на машиностроительных заводах.

В предлагаемой работе намечалось путем постановки специальных опытов выяснить влияние на качество азотированной поверхности:

1) степени загрязненности металла неметаллическими включениями,

2) пересечения азотированной поверхностью волокон металла.

Исследование проводилось на цилиндрических образцах, вырезанных перпендикулярно оси квадратной заготовки (рис. 1). Всего было исследовано 77 образцов. Средняя часть таких образцов по сравнению с крайними отличается повышенным содержанием неметаллических включений.

Цилиндрическая поверхность указанных образцов по двум образующим пересекает волокна металла и по двум им параллельна. На этих образцах легко, следовательно, проверить влияние на качество азотированного слоя степени загрязненности стали эндогенными неметаллическими включениями и пересечения поверхностью образцов волокон металла.

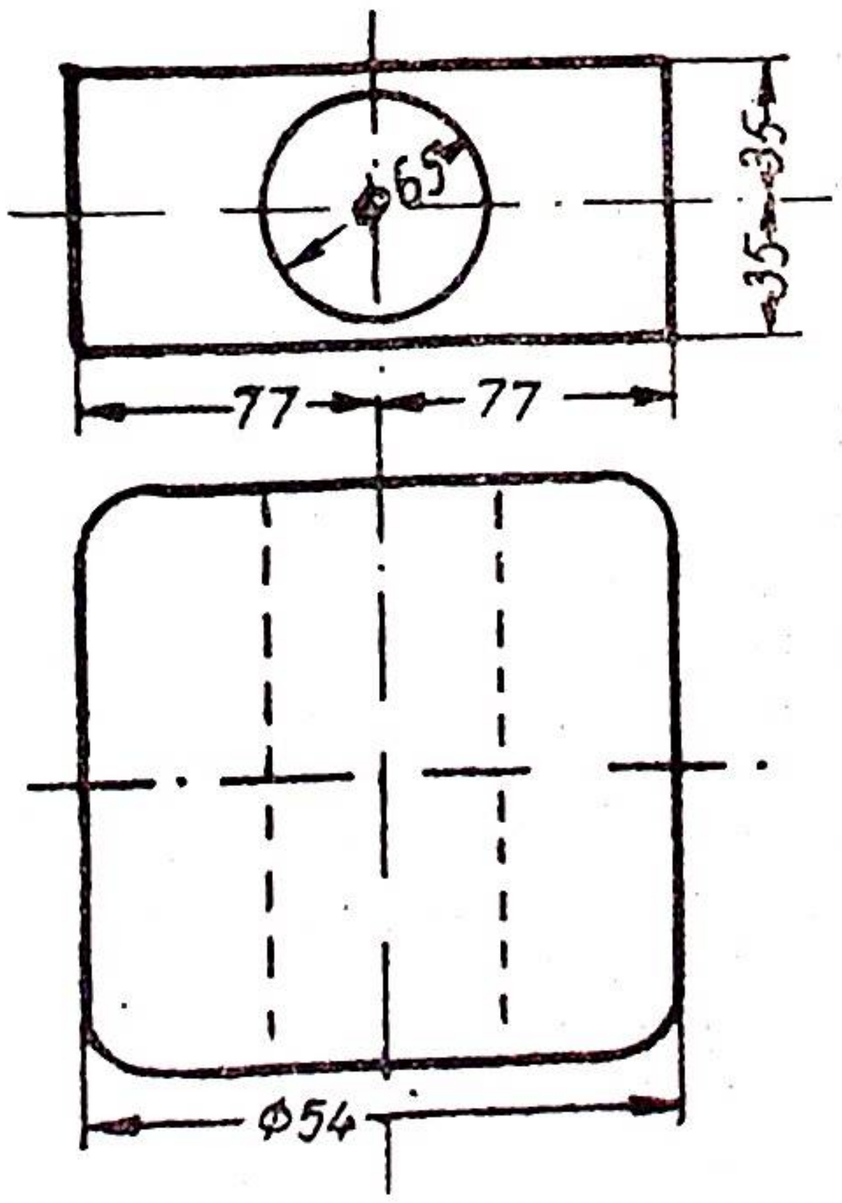


Рис. 1. Схема вырезки цилиндрических образцов, проходящих через зону ликвационного квадрата поперечного макротемплета.

Половина образцов прошла обычную для стали 38ХМЮА за
на мартенсит от температуры 950° С и высокий отпуск в течение
при 650° С. Другая половина образцов была подвергнута специа
термической обработке с целью получения вместо мартенсита про
точных структур, которые и были выявлены при микроанализе
Отличительной особенностью этой термической обработки являет
ниженная скорость охлаждения при закалке (15 и 160° С в минуту

Термически обработанные образцы прошли азотирование п
дующему режиму:

1) выдержка 24 часа при 600°, диссоциации аммиака 15—20
2) выдержка 48 час. при 600°, диссоциации аммиака 80—85

Перед азотированием все образцы были прошлифованы, прич
ловина образцов, термически обработанных по каждому из указ
режимов, была подвергнута особо тяжелой шлифовке за счет ув
ния в 4 раза поперечной подачи.

Все образцы до азотирования, после азотирования и после шл
ки и полировки азотированного слоя были тщательно осмотрен
увеличении ×3,5 и, кроме того, с целью обнаружения дефектов по
нуты люминесцентному анализу. Ни на одном из 77 изученных обр
никаких пороков на поверхности азотированного слоя обнаружи
удалось. Отсюда следует, что при нормальных режимах азотиро
и даже при утяжеленном режиме шлифовки образцов резкое повы
количества обычных неметаллических включений в ликвационной
стали и пересечение волокон металла азотированной поверхност
привело к появлению на шлифованной и полированной азотиров
поверхности каких-либо дефектов.

Отсутствие дефектов заставило подвергнуть тщательному мет
графическому анализу и сталь, как таковую, и азотированный с
также поинтересоваться химической стойкостью азотированного
с целью установления влияния на его качество повышенного колич
неметаллических включений, пересечения волокон и закалки на п
жуточные структуры.

Металлографический анализ свидетельствует, что образцы, т
чески обработанные на промежуточные структуры (рис. 2), действи
но обладают указанной структурой. На рис. 3 для сравнения пред
лена структура стали 38ХМЮА, прошедшей обычную термическую
работку на мартенсит.

Из рис. 2—3 следует, что резкой границы между ε и $\varepsilon + \gamma'$ фа
нет. Нет также резкой границы между азотированным слоем и осно
металлом. Указанный выше режим азотирования обеспечил высоко
чество азотированного слоя. При твердости $H_D = 1000—1200$ он
настолько пластичен, что не разрушался при испытаниях на прис
Викерса и Роквелла при самых больших нагрузках на наконе
(100—150 *кГ*) (рис. 4).

Для установления влияния ликвационной зоны на химическую
кость азотированного слоя применялся метод непрерывного трав
в течение 215 час. в 3% водном растворе серной кислоты.

Травление показало следующее:

а) в ликвационной зоне азотированная поверхность травится
сильно (рис. 5);

б) травление в зоне пересечения волокон металла поверхно
образца проходит значительно интенсивнее, чем в участках, на кот
волокна параллельны поверхности образца (рис. 5);

в) образцы, закаленные на промежуточные структуры, трав
сильнее закаленных на мартенсит.

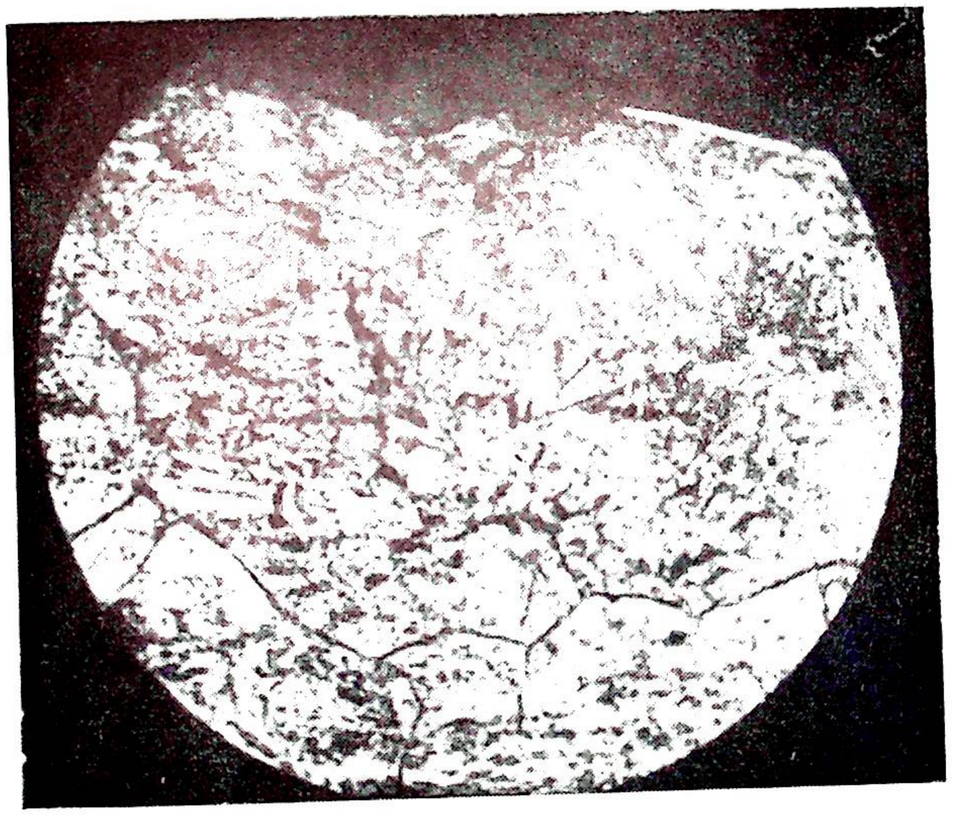


Рис. 2. Сталь 38ХМЮА, термически обработанная на промежуточные структуры. × 200.

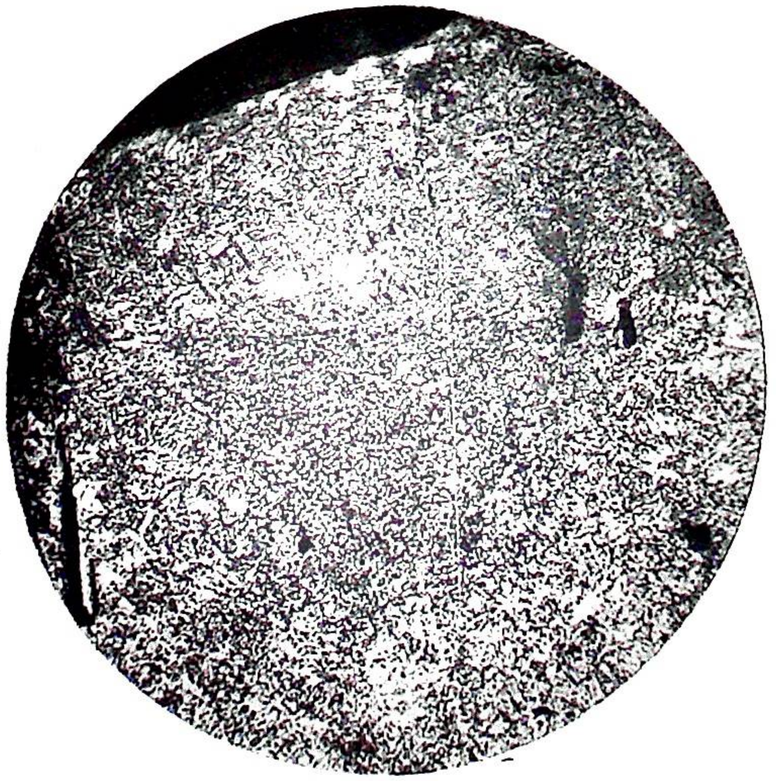


Рис. 3. Сталь 38ХМЮА, закаленная на мартенсит и отожженная при 650° С. × 200.

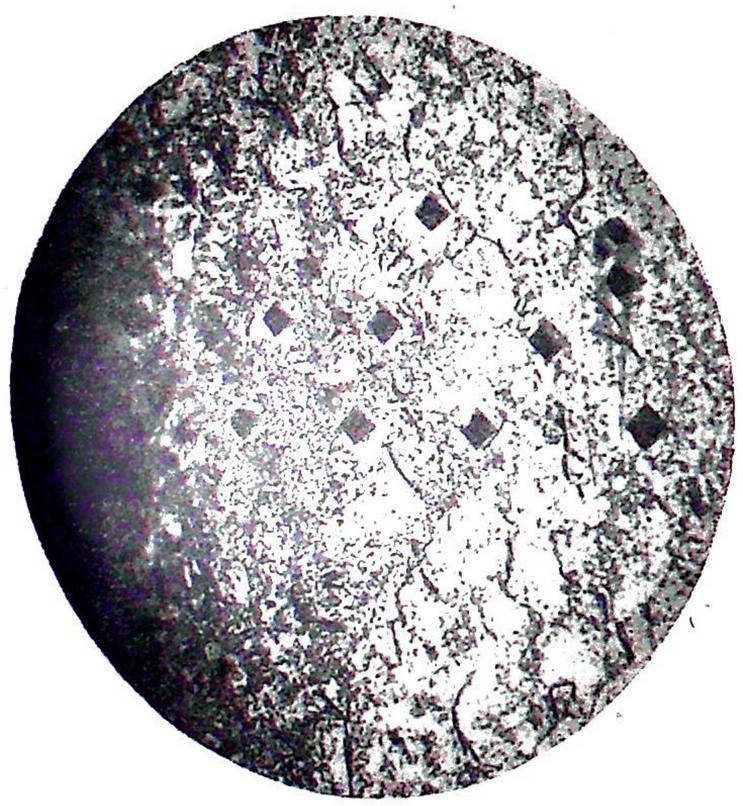


Рис. 4. Микротвердость отдельных фаз по толщине азотированного слоя. × 400.

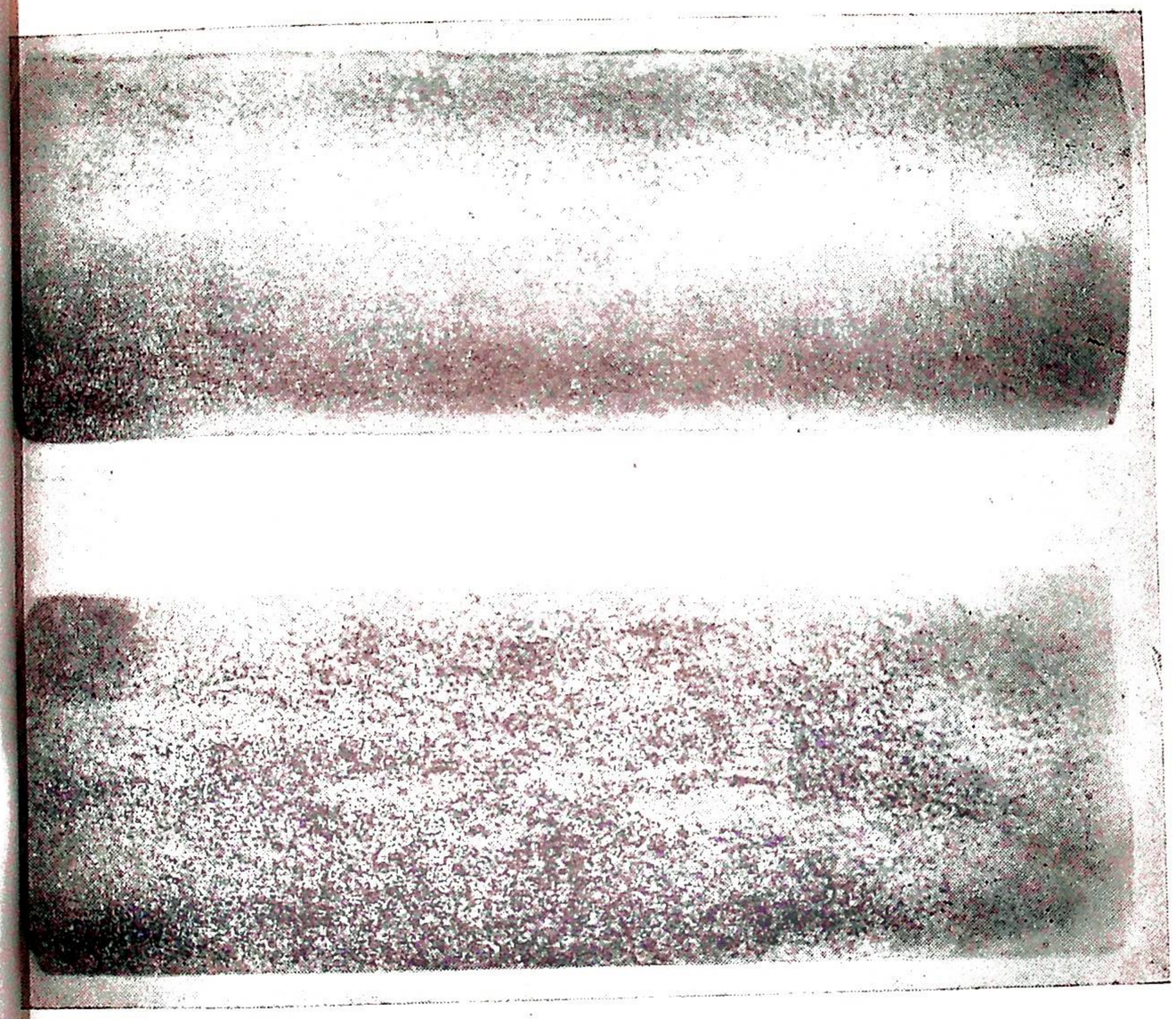


Рис. 5. Образцы стали 38ХМЮА, прошедшие травление в течение 215 часов в 3% водном растворе серной кислоты.

На поверхности азотированных изделий дефекты встречаются нередко. Они обычно неглубоки, так как методом оседания магнитного порошка не выявляются.

Для технолога очень важно установить, когда появляются те или иные дефекты, до или после азотирования. Этот вопрос решается просто, так как ε-фаза располагается только в местах прямого контакта стали с азотирующей газовой средой. В большинстве встречающихся в азотированном слое раковинок, иногда располагающихся на некотором расстоянии от поверхности металла, удается обнаружить ε-фазу. Это свидетельствует о том, что указанные дефекты возникли до азотирования и, вероятно, при шлифовке перед азотированием, причем раковинки соединялись с азотирующими газами при помощи каких-то каналов.

Шлифовку перед азотированием часто расценивают как технологическую операцию, предназначенную для удаления слоя олова, который защищает от азотирования поверхность изделий. В связи с этим режиму шлифовки перед азотированием обычно не уделяется должного внимания, что может способствовать появлению рванин и сколов. Если такие дефекты неглубоки, они обычно удаляются при шлифовке после азотирования, так что на полированной поверхности остаются лишь единичные остатки наиболее глубоких дефектов.

При равных прочих условиях вероятность появления дефектов шлифовке перед азотированием связана с качеством стали. Чем ме прочность стали, тем легче ее разрушить. Следовательно, опасность никновения трещин должна резко увеличиваться при пережоге заг ки перед штамповкой изделий, при закалке от субкритических те ратур и пр.

Не исключается возможность выхода на поверхность и грубы металлических включений, для которых обычно строчечное распол ние. Если штампованная заготовка имеет большую разностенность азотируемую поверхность могут выходить также покрытые окал задиры от штамповки.

Определение причин дефектов азотированного слоя связано, с вательно, с необходимостью тщательного изучения всего технолог ского процесса изготовления стали, штамповки заготовки и ее дал лей обработки.

АКАДЕМИЯ НАУК СССР
ЗАПАДНО-СИБИРСКИЙ ФИЛИАЛ
ТРУДЫ ХИМИКО-МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА
Вып. 11. Отв. ред. канд. техн. наук. К. А. Бессонов 1958

К. А. БЕССОНОВ

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ТЕПЛА КОВОЧНОГО НАГРЕВА ДЛЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

I

На Новосибирском инструментальном заводе при производстве плокогубцев и пассатижей выполнялись следующие технологические опеации: разрезка прутка, ковка заготовки на эксцентриковом прессе, тамповка, охлаждение и обрезка облоя, нагрев под горячую объемую чеканку, чеканка и охлаждение на воздухе, смягчающий отжиг, галовка в барабане, обработка резанием, сборка, закалка на ТВЧ рабочих оверхностей инструмента и, наконец, окончательная отделка.

При реконструкции кузнечного цеха было решено перевести производство указанных видов инструмента на конвейер, ритм которого, днако, грубо нарушался осуществлением отжига после горячей чекани, без которого сталь У7, используемая для изготовления инструмента, е поддавалась механической обработке резанием. Однако указанный тжиг настолько снижал жесткость ручек инструмента, что при сильном ажиме они гнулись и инструмент выходил из строя. Кроме того, отжиг ильно ухудшает обрабатываемость стали, так как получающаяся структура зернистого перлита способствует налипанию стружки на режущую ромку инструмента, в связи с чем чистота обработки сильно ухудшается. Для проведения операций отжига приходилось собирать крупные артии прошедших чеканку деталей и, примерно, на сутки загружать их электропечь.

Для устранения отжига прошедшей горячую чеканку продукции и дновременного увеличения жесткости ручек можно было бы применить иную, более прогрессивную технологию термической обработки, основанную на использовании остаточного тепла после горячей чеканки. При этом оказалось возможным осуществлять термическую обработку непосредственно на конвейере, без сооружения специальных отжигательных печей, без затраты топлива на отжиг, без задолживания производственных площадей.

Теоретический прогноз возможности создания более рациональной технологии термической обработки основывался на следующем:

1. Предел упругости, предел прочности и отношение σ_s/σ_b у сталей тем выше, чем быстрее охлаждается сталь в интервале критических температур. При нормализации указанные величины выше, чем при отжиге.

2. Горячей чеканке подвергается только сравнительно тонкая ручка инструмента, она быстро отдает тепло более холодному штампу, т. е.

сильнее охлаждается, чем утолщенная часть заготовки, в которой лагаются губки инструмента и шарнир.

В связи с указанным можно было ожидать, что при замед охлаждении заготовок после горячей чеканки в специальных ко температура ручек не повышается и они сохранят высокую твер в то время как более горячая и массивная часть инструмента, подве щаяся в дальнейшем механической обработке и охлаждающаяся тервале критических температур медленно, будет мягкой, пригодно обработки резанием.

Для претворения в жизнь намеченной новой технологии тер ской обработки предстояло путем постановки специальных о установить ряд количественных соотношений, гарантирующих вы качество и однородность продукции, а также разработать необхо производственные агрегаты, обеспечивающих практическую во ность перехода на новую технологию.

II

Работа была начата с изучения основных параметров, харак зующих старую технологию производства. Путем непосредственны мерений температур и изучения микроструктур было установлен тотчас после горячей чеканки утолщенная головка заготовки имела пературу выше A_{r_3} и тонкая ручка — ниже A_{r_3}.

Однако в отдельных случаях это правило нарушалось, что пр вой технологии термической обработки было бы совершенно недоп мо. Возникала, следовательно, необходимость установить температ

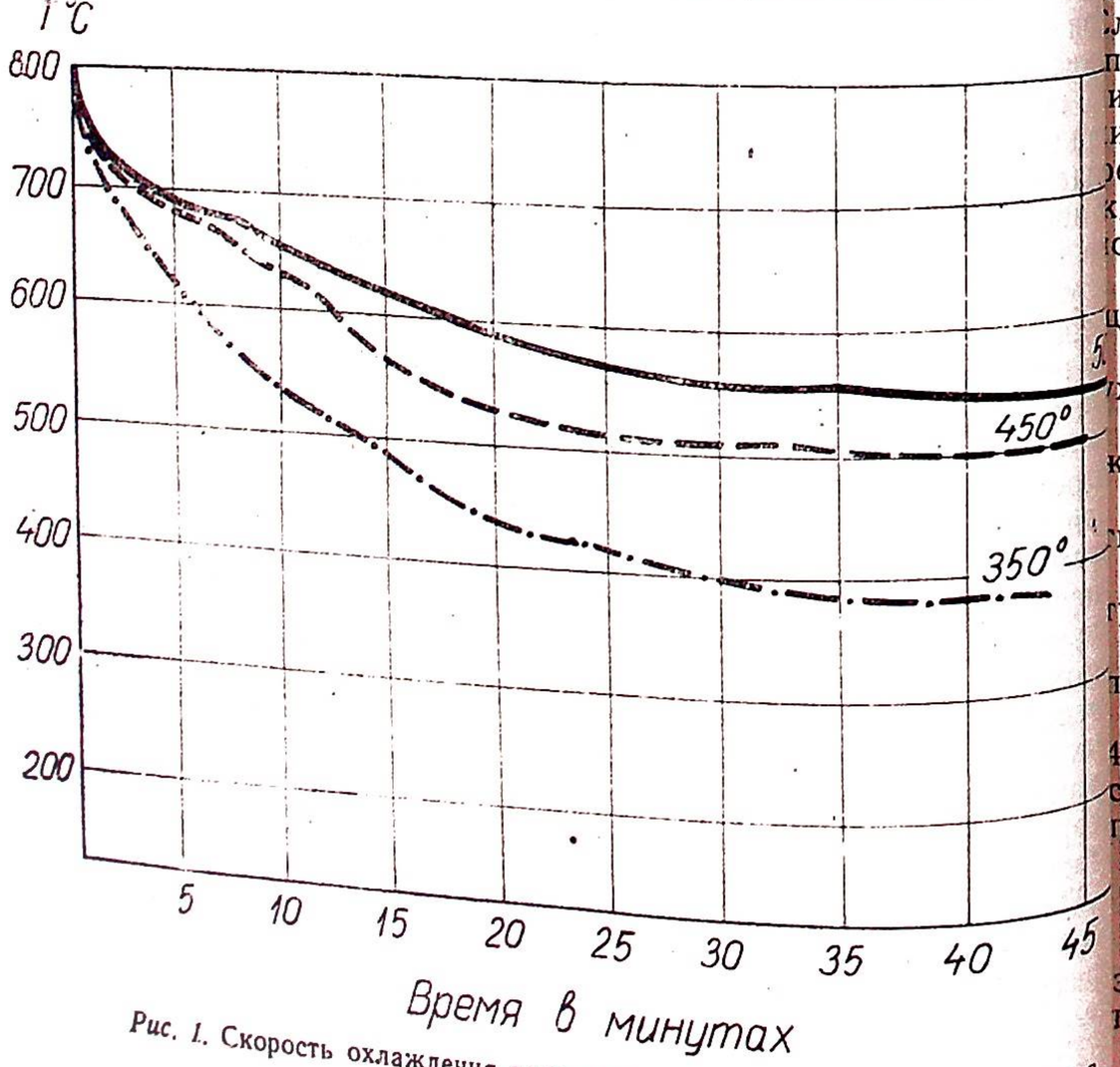


Рис. 1. Скорость охлаждения заготовки в камере при 500, 450 и 350° С.

аницы нагрева заготовок под чеканку, обеспечивающие надлежащие мпературы головки и ручки заготовок после горячей чеканки перед охждением последних в коробах.

Температура короба определяет скорость охлаждения заготовки, стеь переохлаждения аустенита и смещение положения критических точек, что в свою очередь определяет дисперсность перлита и его твердость.

Результаты изучения скорости охлаждения заготовок в камере с мпературой 500, 450 и 350° С показаны на рис. 1. Температуры измялись с помощью термопары, приваренной к головке заготовки. Согласно рисунку 1 охлаждение от 800° до 600° при указанных выше температурах камеры длилось 18, 12 и 6 минут, чему соответствуют скорости лаждения 11, 17, и 34° в минуту.

С помощью разработанной П. В. Романовым [1] термокинетической аграммы превращения аустенита стали У7 были определены для указанных скоростей охлаждения критические точки, значения которых риведены в таблице 1.

Таблица 1

Температура камеры, °С	Скорость охлаждения, °С/мин.	A_{r_3} °С	A_{r_1} °С
500	11	705	640
450	17	695	630
350	34	680	615

Было установлено, что обычный заводской отжиг и охлаждение в амере с температурой 640° С дают одинаковую твердость $H_B \approx 170$—80, в то время как при температуре камеры 400° С $H_B = 205$—210. ледовательно, надлежащим подбором температуры камеры можно обепечить получение твердости H_B в пределах от 170 до 210. При изменении температуры камеры от 400 до 640° С перлит изменяет свое строение от тонкопластинчатого до грубозернистого или грубопластинчатого, ферритная сетка изменяется от разорванной тонкой до сплошной. Охлаждение «в куче» дает большую пестроту твердости (от 180 до 290) и поэтому неприемлемо.

В итоге предварительных исследований было установлено следующее:

1) обычный отжиг недопустимо снижает предел текучести стали и ухудшает обрабатываемость;

2) после чеканки температура головки заготовки выше и ручки ниже температуры перлитного превращения;

3) штучная нормализация заготовок дает недопустимо высокую твердость;

4) замедленное охлаждение в камере, имеющей заданную температуру, обеспечивает оптимальную твердость заготовки;

5) нагрев в садочных печах большими партиями не обеспечивает постоянства температуры нагрева;

6) длительность пребывания заготовок в штампе составляет 3—4 секунды, за это время головка заготовки охлаждается на 150—180°, в связи с чем нагрев металла перед горячей чеканкой должен лежать в пределах 860—880° С.

III

На основании работы, проведенной совместно с инструментальным заводом, при консультации и помощи гл. инженера «Промэлектропечь» тов. Шамкарьяна были разработаны производственные агрегаты, необ-

ходимые при работе по новой технологии, а именно нагревательная электропечь карусельного типа и камера для замедленного охлаждения.

а) Установлено, что за время одного оборота пода карусели печи, длящегося 4 минуты, заготовка с массой около 0,15 *кг* нагревается до 860—880°, при температуре в нагревательной зоне печи, равной 1000—1050° С. При мощности печи около 30 *ква* ее производительность составляет 80—100 *кг* металла в час.

Карусельная печь позволяет поддерживать в ней восстановительную атмосферу, что снижает окалину и повышает качество внешнего вида инструмента.

б) Для замедленного охлаждения заготовок после горячей штамповки была принята трехсекционная камера при емкости каждой секции в 170 шт. заготовок. Кроме основных секций, камера имела еще три дополнительных для ускоренного охлаждения. При последовательном заполнении секций и перемещении заготовок из основных в дополнительные суммарное время пребывания заготовок в камере составляет 45—50 минут.

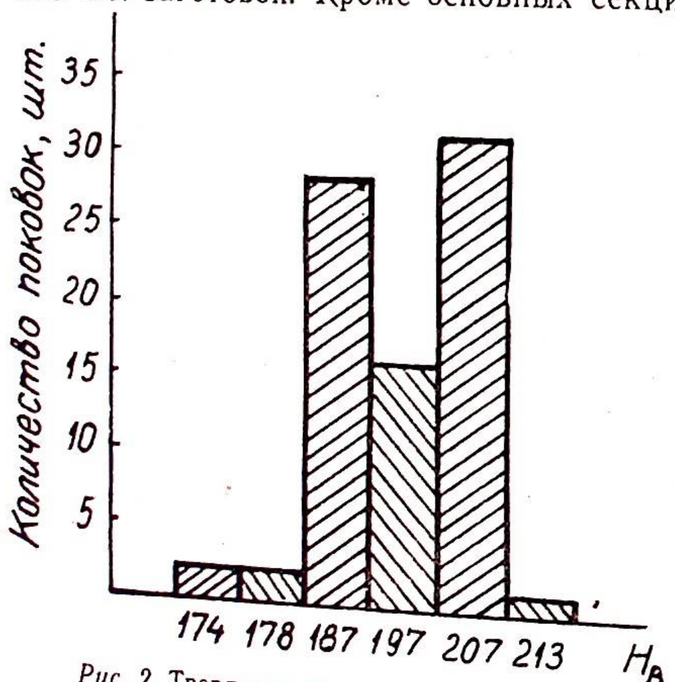


Рис. 2. Твердость партии заготовок, охлажденной в камере.

Камера имеет электроподогрев основных секций, что позволяет поднять температуру к началу работы до 600°С. С момента начала работы подогрев выключается и температура камеры поддерживается в пределах 500—600°С за счет тепла поступающих с горячих заготовок.

При испытании на твердость 20% отобранных из разных секций заготовок оказалось, что только единичные заготовки имели твердость, не входящую за установленные пределы $H_B = 187—207$, причем отклонения от нормы были весьма незначительны (рис. 2).

Опытная партия поковок в количестве 550 шт., охлажденная в описанной камере, была доведена до готовой продукции, качество которой оказалось высоким при очень хорошей однородности.

ВЫВОДЫ

Как оказывается, при производстве некоторых видов инструмента возможно заменить отжиг заготовок замедленным охлаждением с использованием остаточного тепла, причем новая технология ведет к сокращении производственного цикла, снижении расходов на тепло и экономии рабочей площади обеспечивает улучшение качества продукции.

Автор имеет сведения о замене отжига более тяжелых поковок (8—10 *кг*) охлаждением с заданными скоростями. Для получения однородной по твердости продукции сталь с бóльшим содержанием углерода и марганца надлежит охлаждать медленнее, причем высокая температура конца штамповки не дает существенного снижения качества продукции.

Работа автора и другие подобные ей работы свидетельствуют о целесообразности замены смягчающего отжига, который не может обеспечить однородной твердости при колебаниях в стали содержания марганца и углерода, замедленным охлаждением с использованием остаточного тепла. При надлежащем соответствии между содержанием углерода и марганца в штампуемой плавке и скоростью охлаждения поковок легко гарантировать высокую однородность механических свойств и твердости продукции. Затраты производства при этом снижаются.

ЛИТЕРАТУРА

Романов П. В. К вопросу о природе промежуточного превращения аустенита. Металловедение и прочность металлов. Сборник трудов ХМИ, выпуск 11, 1958.

АКАДЕМИЯ НАУК СССР
ЗАПАДНО-СИБИРСКИЙ ФИЛИАЛ
ТРУДЫ ХИМИКО-МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА
Отв. ред. канд. техн. наук. К. А. Бессонов
вып. 11. 1958

К. А. БЕССОНОВ

СРЕДНЕВОЛЬФРАМИСТАЯ НИКЕЛЬСОДЕРЖАЩАЯ БЫСТРОРЕЖУЩАЯ СТАЛЬ ДЛЯ ЛИТОГО ИНСТРУМЕНТА СЛОЖНОЙ ФОРМЫ

Возрастающая потребность нашей промышленности в режущем ин-рументе характеризуется динамикой роста парка металлорежущих анков, занятых на его производстве. За период 1940—1950 гг. этот парк зрос в 2,5 раза, за пятую пятилетку еще в 2 раза. Еще выше будет емп роста станков, используемых инструментальной промышленностью, шестой пятилетке.

При обработке металлов резанием широко применяются резцы, ос-щенные твердым сплавом или керамическими пластинками. Однако чительная часть обработки резанием осуществляется инструментом, торый не может быть армирован твердосплавными или керамически-и пластинками. К его числу относятся фасонные, угловые, модульные, рцовые фрезы, долбяки феллоу и др. Этот инструмент, имеющий слож-ую форму, изготовляется, как правило, из катаной или кованой заго-вки быстрорежущей стали, что связано с большой задолженностью ганочного оборудования и значительной потерей металла в виде струж-и, вес которой обычно превышает вес изготовляемого инструмента. стественно, что в течение многих десятков лет упорно занимались упро-ением и удешевлением технологии изготовления режущего инструмента. Последнее десятилетие особенно упорно велась работа по использова-ию для изготовления инструмента сложной формы литейной техноло-ии. Эта технология будет рентабельной лишь при достаточно высокой тойкости литого инструмента.

Работы, посвященные изучению литого инструмента, позволяют делать заключение о равностойкости кованого и литого инструмента, но ишь при условии достаточно высокой легированности его металличе-кой основы [1, 2], при неизмененном химическом составе стали. Легиро-анность металлической основы быстрорежущей стали тем выше, чем ыше скорость ее кристаллизации после отливки и чем выше скорость е дальнейшего охлаждения.

Малая скорость охлаждения способствует выделению легирующих лементов из твердого раствора и их вхождению в состав комплексных арбидов. Одно из важнейших свойств быстрорежущих сталей — их расностойкость, которая резко улучшается с повышением содержания твердом растворе основного легирующего элемента стали — вольфра-а. Только в этом случае она сохраняет достаточную твердость при вы-оких температурах резания.

Наибольшая скорость охлаждения отливки, обеспечивающая
кую легированность металлической основы, достигается при литье
таллический кокиль. Однако в инструменте сложной формы, для ко
го характерно сочленение тонких режущих кромок с массивным
при отливке в кокиль острые кромки, как правило, поражаются тре
ми. В результате отливка сложного инструмента в кокиль, при ко
вдвое снижается расход вольфрама, оказывается невозможной. В
те ставится цель устранить эти трещины и освоить отливку ши
номенклатуры инструмента из маловольфрамистой быстрореж
стали.

Исследование большого количества специальных образцов,
щих ножевидное ребро (рис. 1), позволило установить причину по
ния трещин на их острой кромке. Неодновременность охлаждения
вития фазовых превращен
разных зонах этого об
приводила, прежде всего,
явлению как температу
так и фазовых напряже
рода, взаимно уравновеш
ющихся в пределах всег
разца или его значите
зон. Разница в скорост
лаждения острой кромки
редины образца обуслов
ла получение в кромке
но отличающихся стру
Структура кромки состоя
аустенита и карбидов; с
тура массивной части сос
из незначительного колич

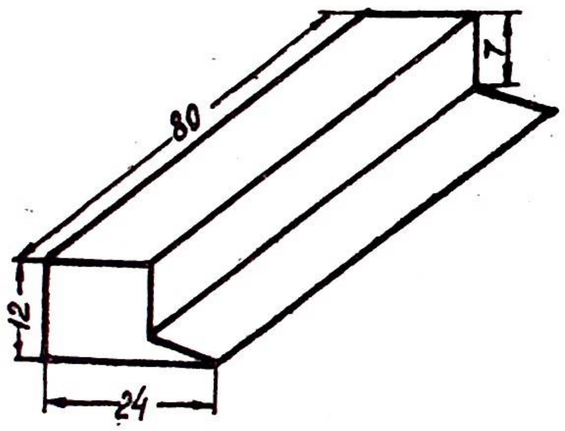


Рис. 1. Форма образца для изучения трещин при отливке в кокиль.

аустенита, карбидов и структур диффузионного распада аустенита

Аустенит, продукт его распада мартенсит и карбиды обладают
только разной начальной плотностью, но и разными коэффициен
расширения. В связи с этим при охлаждении в образце возникают
вые напряжения II рода, взаимно уравновешивающиеся в предела
скольких смежных кристаллов.

Напряжения I и II рода, суммируясь, в отдельных точках об
дают растягивающие напряжения, превышающие силы сцепления м
ла и приводящие к возникновению трещин. Фазовые превращени
стенита, при отливке стали в кокиль, протекают при температуре
350° С, когда пластичность металла низка, что еще больше усугу
возможность появления трещин. Характер расположения трещин и
чие цветов побежалости на поверхности излома только что отлит
разцов подтверждают, что трещины образуются в результате хру
разрушения стали при температуре не выше 400°.

Один из возможных путей устранения трещин заключается в
шении хрупкой прочности стали путем ее легирования, что связа
расходом дефицитных и дорогостоящих металлов: кобальта, м
дена и др.

Второй путь — снижение величины возникающих внутренних на
жений. Напряжения I рода, вызываемые разностью температур в
личных зонах образца, при отливке инструмента в кокиль практи
не устранимы. Поэтому общее понижение напряжений возможно то
за счет снижения напряжений II рода. Эти напряжения резко сниз
если в области режущих кромок инструмента металл будет сос

только из одной фазы, которая сохранится без изменений до конца ох-
лаждения инструмента.

Снижения напряжений I и II рода было бы проще достигнуть при
отливке инструмента по выплавляемым моделям или в земляные формы.
Для этого необходима высоковольфрамистая сталь, поскольку медлен-
ное охлаждение снижает легированность вольфрамом твердого раствора.

Из приведенного анализа следует, что для решения поставлен-
ной задачи необходимо добиться, чтобы острые кромки инструмента,
отлитого в кокиль, состояли из пластичного аустенита и чтобы получен-
ный из него при последующем отпуске мартенсит обладал высокой кра-
сностойкостью, значительной твердостью и высокой износостойкостью.

Устойчивость аустенита сравнительно легко достигается введением
в сталь элементов, расширяющих гамма-область. К таким элементам от-
носятся никель, марганец, мышьяк, медь, стронций и некоторые другие.

Исходя из основ теории легирования железоуглеродистых сплавов,
легко сделать вывод, что никель наиболее полно отвечает поставленным
требованиям. Близость параметров гранецентрированной кубической ре-
шетки никеля и железа и небольшая (1,3%) разность атомных радиусов
способствует образованию между ними непрерывного ряда твердых раст-
воров замещения. В системе никель — железо — углерод влияние никеля,
в основном, сводится к понижению точки A_3 и повышению A_4; а следо-
вательно, к значительному расширению гамма-области при одновремен-
ном повышении прочности легированного феррита.

Марганец, хром, вольфрам и ванадий также резко увеличивают
устойчивость аустенита, однако, в отличие от никеля, они в присутствии
углерода образуют более устойчивые, чем железо, карбиды и обедняют
концентрацию углерода в аусте-
ните. В результате этого устойчи-
вость аустенита в стали типа
Р-18 сравнительно невысока.

Опыт показал, что при от-
ливке в кокиль аустенито-карбид-
ная структура в стали типа Р-18
получается при введении в нее
2—3% никеля. При таком содер-
жании никеля, после трехкратно-
го отпуска, твердость отливки
достигает 62—64 R_C. Изменение
твердости при отпуске, характе-
ризующее красностойкость стали
в зависимости от температуры
отпуска, содержание никеля и ко-
личество отпусков приведено на
объемных диаграммах рис. 2 и 3.
Из них следует, что красностой-
кость никельсодержащей стали
достаточно высока.

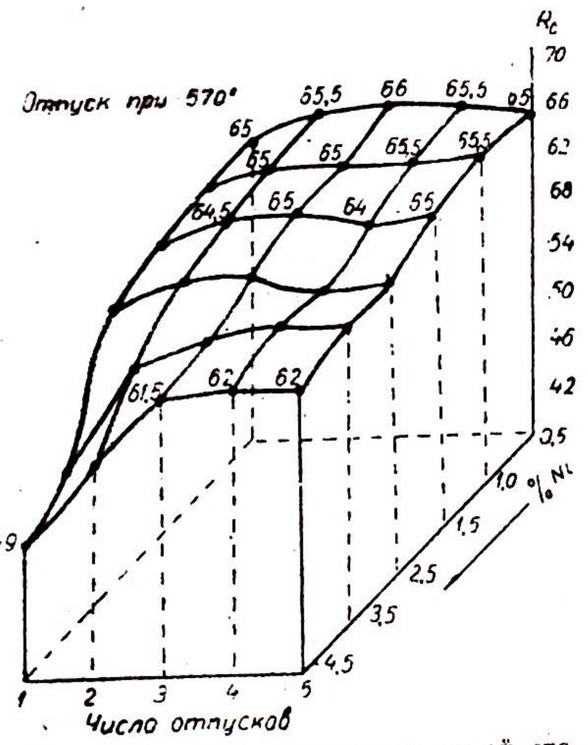


Рис. 2. Изменение твердости литой стали с 18% W от числа отпусков и содержания Ni.

Несмотря на нормальную
твердость, режущие свойства ин-
струмента из такой стали оказа-
лись низкими вследствие повы-
шенной хрупкости режущей кромки. Объясняется это тем, что никель, не
являясь карбидообразующим элементом, растворяется в гамма-железе
и вызывает этим перераспределение легирующих элементов, при котором
увеличивается количество свободных карбидов.

Растворимость углерода в чистом никеле ограничивается пре
0,53%, и, естественно, это свойство никеля частично вносится в сис
железо — никель — углерод. В силу этого в углеродистой стали про
дит перемещение эвтектоидной точки влево на 0,1% при легиров
стали 3% никеля.

Вызванное никелем перераспределение легирующих элементов
чет за собой при неизменном содержании углерода увеличение коли
ва карбидной фазы, распола
щейся по границам зерен в
сетки, которая понижает
ность стали и способствует
крашиванию режущей кр
инструмента в процессе реза
Кроме того, присадка никеля
зывает увеличение размеров
на в литой стали.

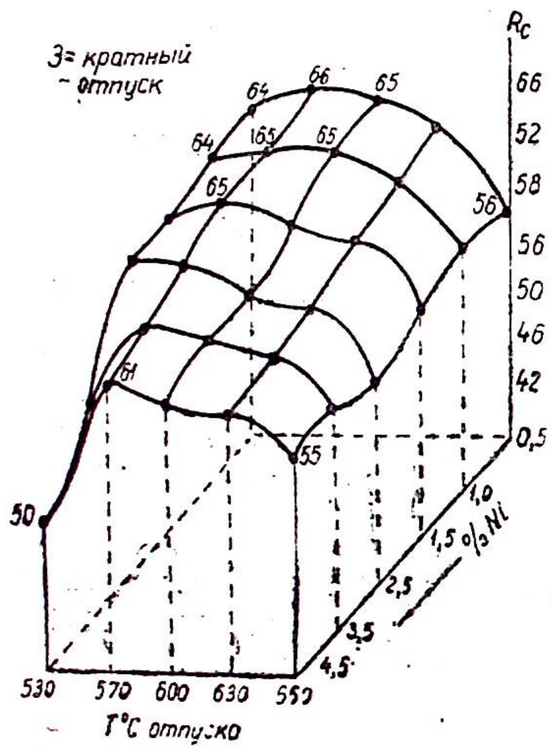


Рис. 3. Изменение твердости литой стали с 18% W от температуры отпуска и содержания Ni.

С целью снижения вели
зерна и повышения проче
стали было применено комп
ное модифицирование стал
таном и бором, которое сни
на 2—3 балла величину ли
зерна и привело к частич
размельчению первичных
бидов. Уменьшение количе
карбидной фазы было полу
за счет снижения содерж
вольфрама, являющегося в
стали основным карбидообра
щим элементом.

Снижение содержания в
фрама и применение модиф
торов настолько способство
увеличению прочности стали, что ее режущие свойства суще
превысили режущие свойства стандартной кованой быстрореж
стали Р-18.

Изучение режущих свойств исследуемых сталей производилось
торцовом фрезеровании однозубой фрезой, критерием затупления к
рой был принят износ задней грани режущей кромки на 1,5 *мм*. Этот
тод испытания резанием исключает влияние затупления смежных з
ев и обеспечивает удобное наблюдение за постепенным нарастанием
носа [3]. При испытании применялись болванки сечением 120 × 120
из стали марки Ст-3 с твердостью 155—160 H_B. Скорость резания
равна 32,2 *м/мин.*, глубина 3 *мм*, подача — 0,25 *мм/об*. Работа велась
охлаждения.

Результаты опытов резанием однозубой фрезой показаны на ри
Кривая нарастания износа *1* относится к инструменту, отлитому из
кельсодержащей маловольфрамистой стали без модифицирования, к
вая *2* получена для той же стали, модифицированной одним титан
кривая *3* — для модифицированной бором, кривая *4* — для модифиц
ванной бором и титаном.

Для сравнения приведена кривая *5*, полученная при испытании и
румента из кованой стали Р-18. Как видно, комплексное модифиц
вание настолько увеличило стойкость инструмента, что она стала пр
шать стойкость кованого в полтора раза.

С целью установления причин высокой стойкости стали, содержа
ей 9% вольфрама, 4% хрома, 2% ванадия и 3% никеля (которая ус
овно обозначена Р-9Н3), было проведено электролитическое раствор
ие и выделение карбидов и сопоставление количества их с рядом ста
ей. Результаты по исследованию количества карбидных осадков приве
ены в таблице 1.

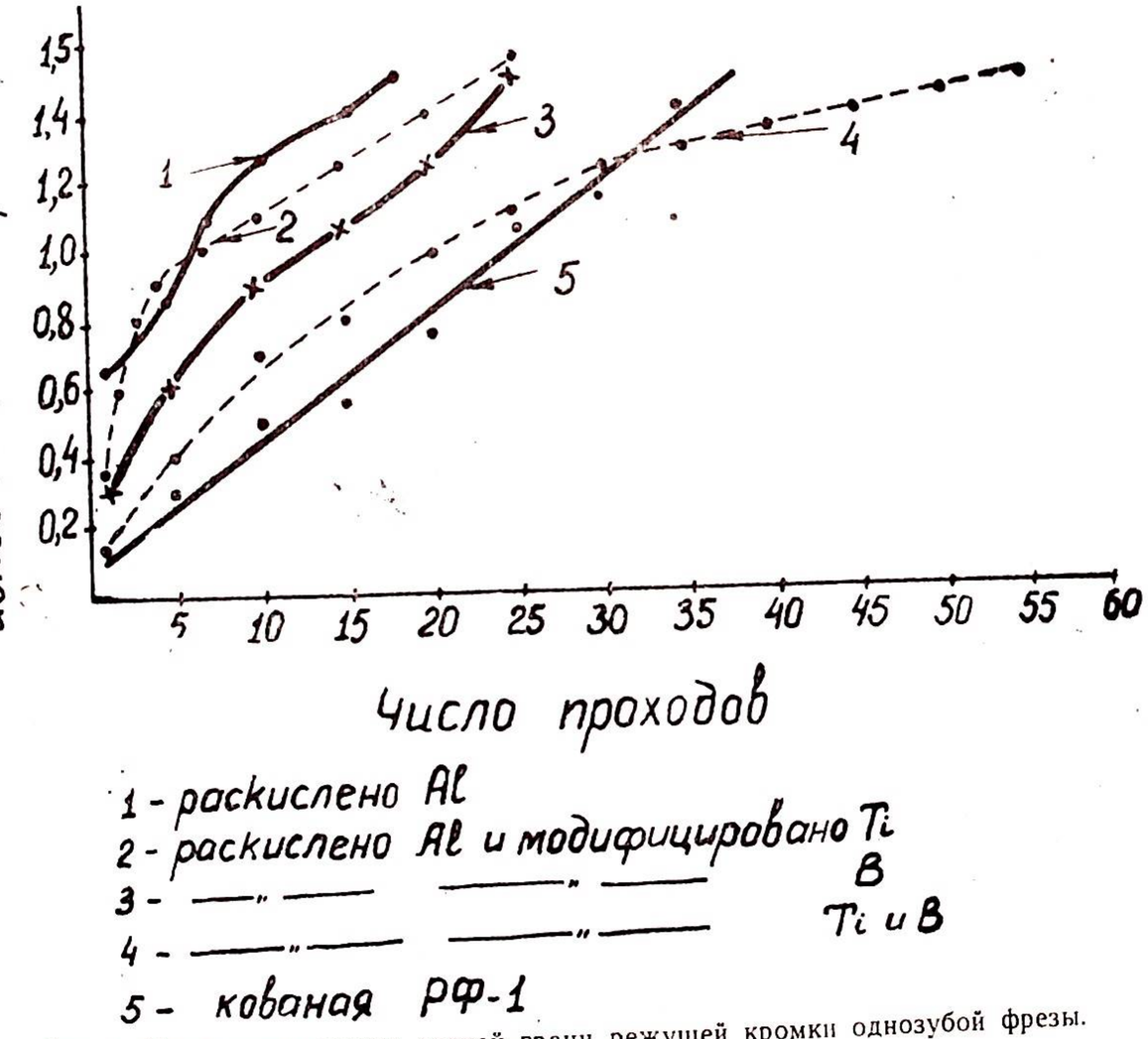


Рис. 4. Нарастание износа задней грани режущей кромки однозубой фрезы.

Таблица 1

Тип и состояние стали	Предельные количества карбидных осадков в %	Среднее количество карбидных осадков в %
Р-18 кованая отожженная	26,1—31,6	27,8
Р-18 кованая после закалки от 1250° С.	17,1—19,3	18,4
Р-18 литая без никеля (после отливки)	9,4 - 11,7	10,6
Р-18 литая с 3% никеля (после отливки)	10,6 - 14,8	12,8
Р-9Н3 литая без никеля (после отливки)	4,1—6,3	5,1
Р-9Н3 литая с 3% никеля (после отливки)	4,4—6,6	5,4
Р-9Н3 литая с 3% никеля (после отжига)	16,3—18,4	17,2

Из таблицы следует, что кованая сталь Р-18 в незакаленном состо-
нии имеет около 28% карбидов, а после закалки 18%. Использовано
лесообразно, т. е. растворено в металлической основе, менее полов
легирующих элементов. Литая сталь с 9% вольфрама и 3% никеля
сле отливки имеет всего лишь 5,4% свободных карбидов из 17

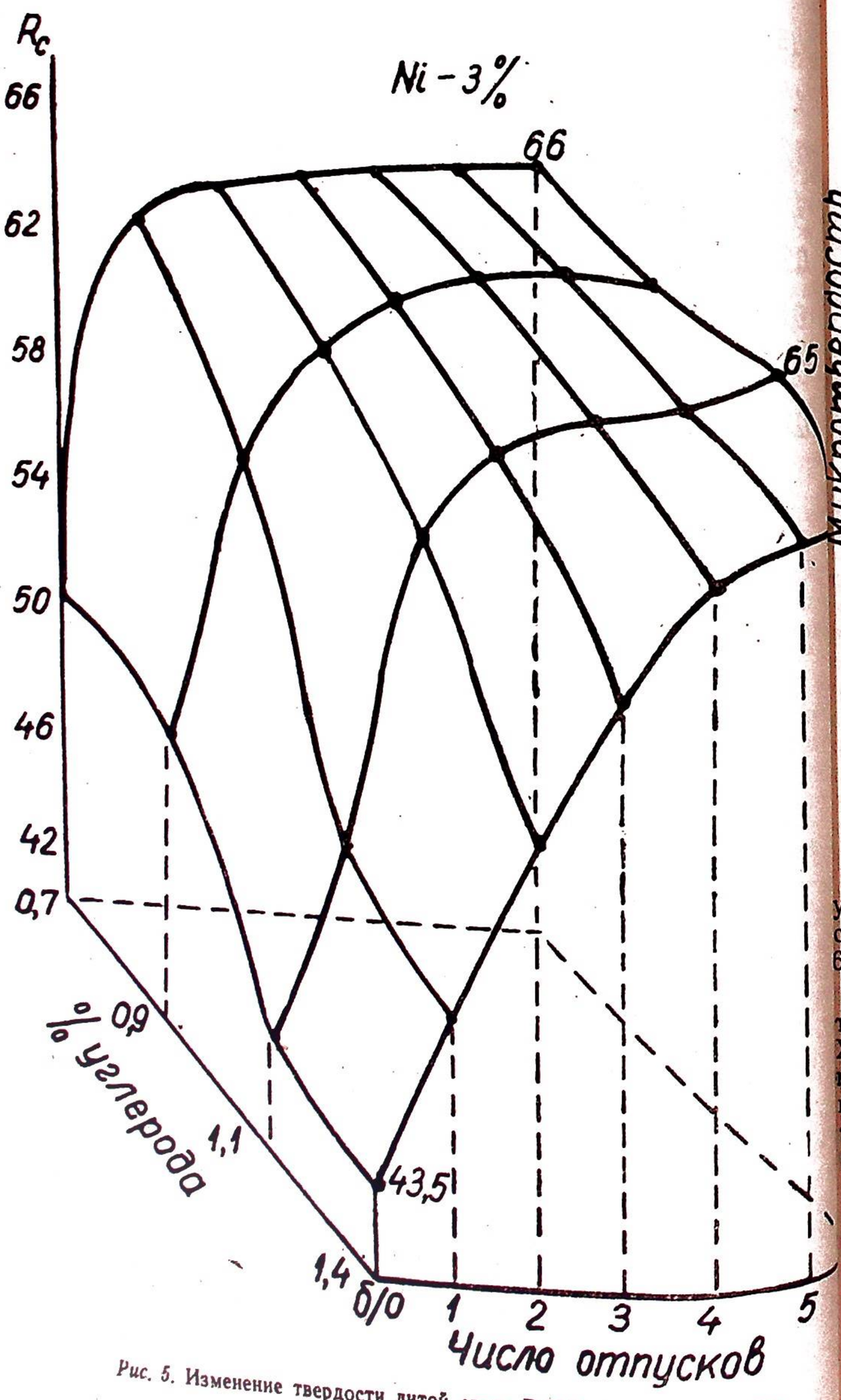


Рис. 5. Изменение твердости литой стали Р-9НЗ при отпуске 570°.

меющихся в отожженном состоянии. Эти сопоставления указывают, на-
колько лучше используются легирующие элементы в литой стали.

Изменение твердости отлитой в кокиль стали Р-9НЗ в случае отпу-
ка при оптимальной температуре 570° С показано на рис. 5 в виде объ-
мной диаграммы, показывающей зависимость твердости от содержания

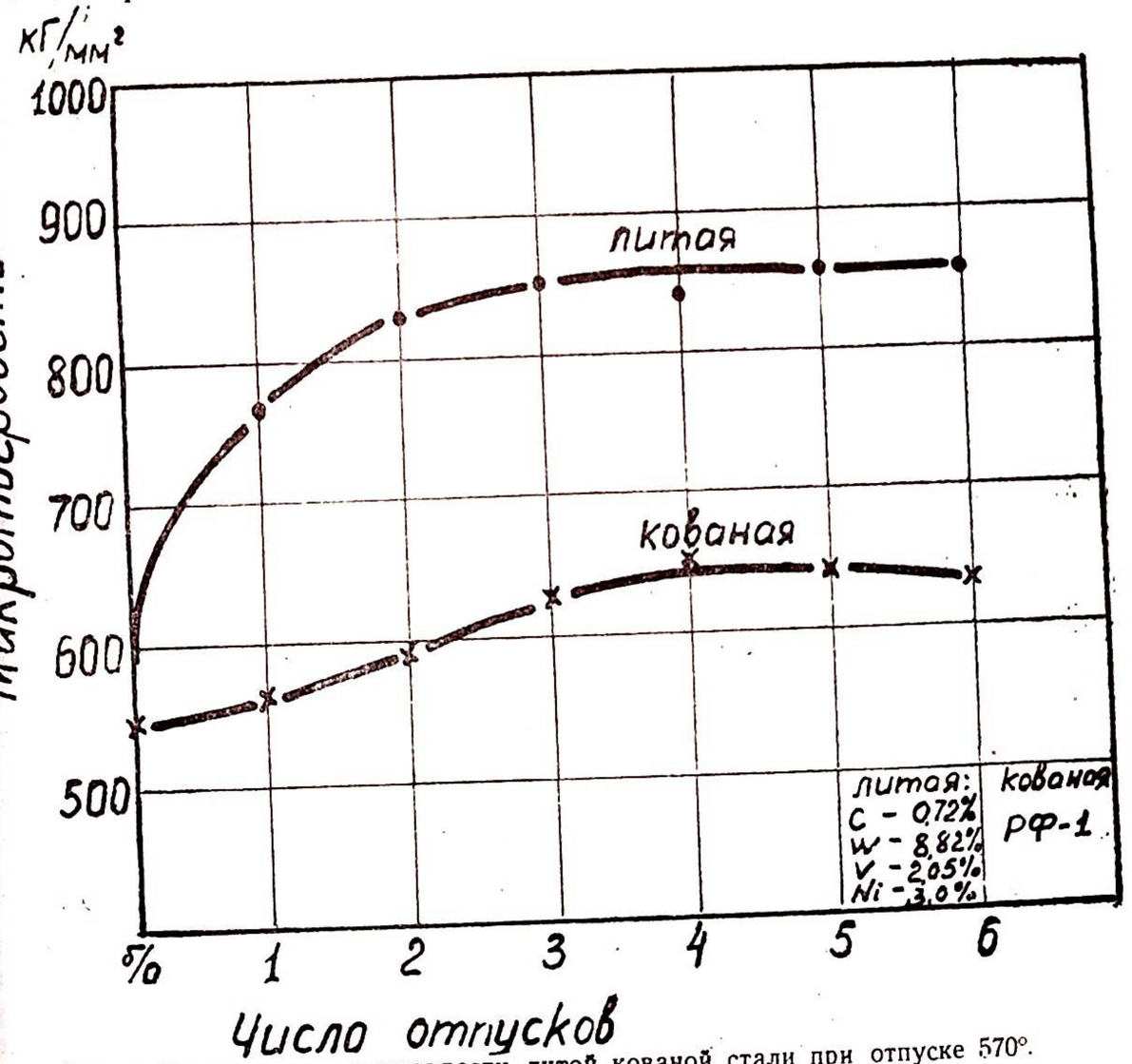


Рис. 6. Изменение микротвердости литой кованой стали при отпуске 570°.

углерода и кратности часовых отпусков.. Трехкратный отпуск для стали
с содержанием углерода 0,8—0,9% достаточен для получения твердости
64—66 R_C.

Показательно изменение микротвердости металлической основы ли-
той никельсодержащей стали в зависимости от длительности ее отпуска.
Характер этого изменения показан на рис. 6, из которого следует, что
максимальная твердость достигается после третьего отпуска и дальней-
шие отпуска не изменяют ее величины. В то же время микротвердость
закаленной кованой стали Р-18 ниже, чем у литой, и снижение ее начи-
нается уже после четвертого отпуска.

Этот факт свидетельствует о большей красностойкости литой мало-
вольфрамистой никельсодержащей стали по сравнению с кованой сталью
Р-18, что еще раз подтверждает положительное значение высокой леги-
рованности металлической основы литой стали, содержащей в 2 раза
меньше вольфрама, чем сталь Р-18.

В результате лабораторного испытания более 110 опытных плавок
было установлено, что устранение трещин на острых кромках режущего

инструмента, отливаемого в кокиль, действительно возможно, и что с
кость инструмента, отлитого из стали Р-9НЗ, превышает стойкость
дартного кованого инструмента из стали Р-18. В результате указа
исследований был установлен оптимальный химический состав м
вольфрамистой никельсодержащей стали:

углерода	— 0,8%	
вольфрама	— 8,5—9%	
хрома	— 3,5—4,0%	
ванадия	— 1,5—2,0%	
никеля	— 2,5—3,0%	
титана	— 0,1%	} модификаторы, вводимые после ра
бора	— 0,01%	} сления стали алюминием.

Из стали приведенного выше состава было отлито около 120
сторонних угловых фрез (рис. 7), причем металлические кокили
изготовлены из среднеуглеродистой стали по методу выплавляемы
делей. Так как для упрощения работы кокили изготовлялись по отп
стандартных фрез, отлитые фрезы после шлифовки и заточки и
меньший диаметр и меньшую впадину между зубьями фрезы.

Уменьшение размеров было связано с усадками металла и пром
точной восковой модели, а также с подгонкой плоскости разъема ко

Отлитые фрезы, не имевшие ни одной трещины, до шлифовки
точки проходили трехкратный отпуск при температуре 570° до получ
твердости 62—64 R_C.

Наружный диаметр фрезы составлял 55 *мм*, диаметр отверстия
оправку — 22 *мм*, толщина — 16 *мм*, число зубьев — 20, угол при ве
не зуба — 70°.

Литые фрезы имели геометрию заточки режущих граней, тожд
венную стандартным фрезам из кованой стали Р-18. Сто опытных
были переданы Новосибирскому инструментальному заводу для исп
ния в производственных условиях. Они были использованы для фре
вания зубьев разжимных цилиндрических разверток из стали У12 с т

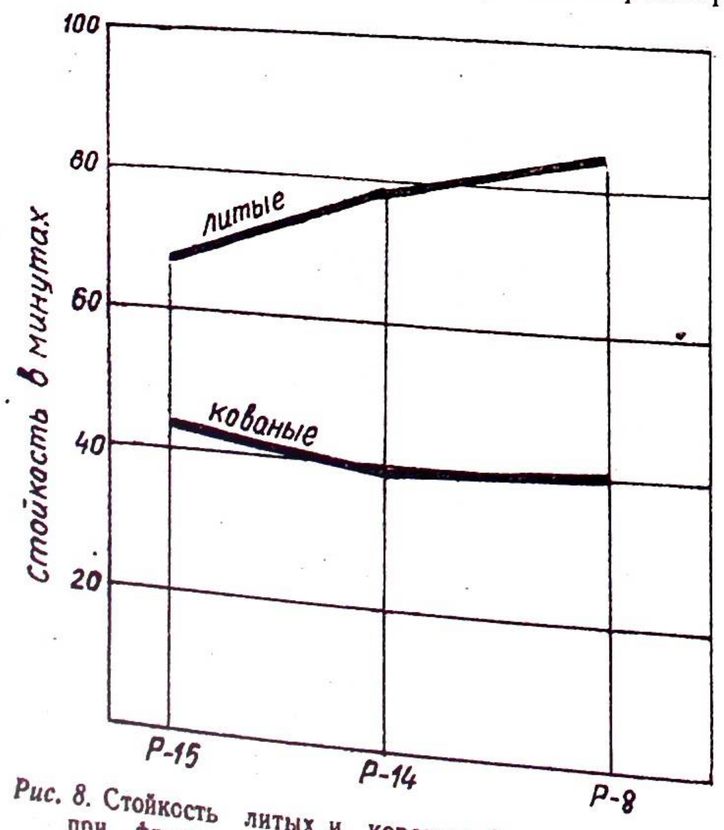


Рис. 8. Стойкость литых и кованых фрез в минутах при фрезеровании разверток Р-8, Р-14, Р-15.

достью 205—210
Длина фрезеров
разверток состав
175 *мм* при числе
бьев от 10 до 18.
ние фрезерных впа
составляло от 8,87
до 15,34 *мм*^{2} в зав
мости от диаме
разверток. Резание
лось с охлажден
эмульсией при ско
сти 57 *м/мин.* и по
на зуб от 0,05 *мм*
0,07 *мм*.

Применение трех
стного приспособле
позволяло вести р
ту одновременно
мя фрезами, что д
возможность сра
вать износ фрез,
ных плавок.

Сопоставление с

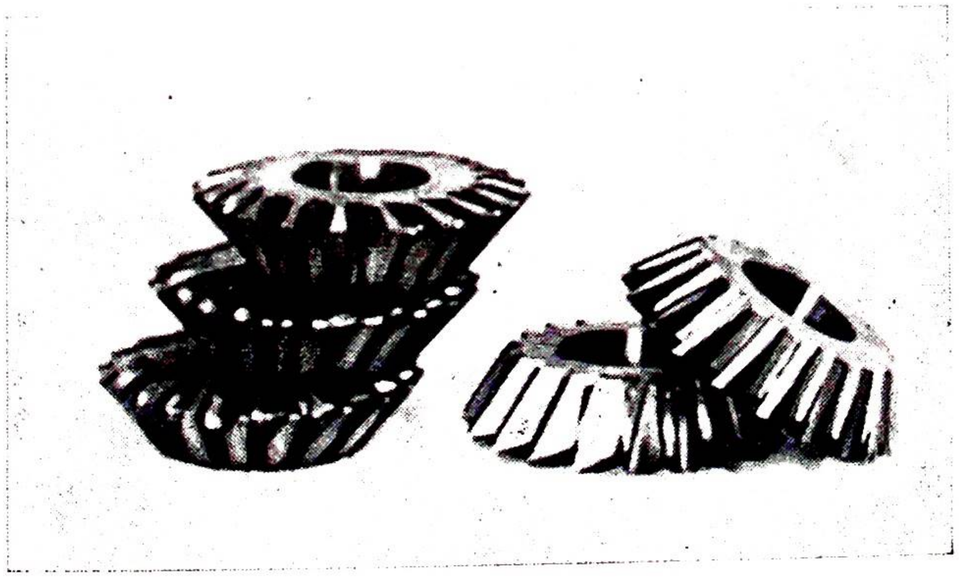


Рис. 7. Литые угловые фрезы.

кости литых фрез из стали Р-9Н3 со стойкостью фрез, изготовленных из катаной заготовки стали Р-18, показало, что средняя стойкость литых фрез в 1,5—2 раза выше, чем кованых. В ряде случаев наблюдалась еще более высокая стойкость.

Часть литых фрез была испытана при нарезании паза пальцевых фрез из стали Р-18 с твердостью 210—255 H_B, и в этом случае их стойкость превышала стойкость кованых в 1,5—1,7 раза.

На рис. 8 показана средняя стойкость литых и кованых фрез при обработке разверток трех типов. Сечение фрезеруемых впадин разверток типа Р-15 было в два раза больше, чем у разверток типа Р-8.

8 комплектов фрез (24 шт.) испытывались после ряда переточек, количество которых доходило до 6—8. Высокая стойкость фрез после всех переточек неизменно сохранялась на прежнем высоком уровне.

Результаты испытания приведены в таблице 2.

Таблица 2

Результаты испытания литых фрез из стали Р-9Н3

№ компл. фрезы	Обрабатываем. инструмент	Режим резания: подача *м/мин*	Режим резания: скорость резания	Режим резания: сечение фрезер. *мм²*	Количество обработан. разверток на 1 фрезу	Среднее к-во обработан. разверток на 1 фрезу	Среднее машинное время в *мин.*	Характер испытываемых фрезе
1	2	3	4	5	6	7	8	9
Угол при вершине зуба 65°								
1	Р-14	475	52	8,87	13	12,3	82	Литые
2	〃	〃	〃	〃	10			
3	〃	〃	〃	〃	14			
4	Р-15	375	52	15,34	9	8,6		
5	〃	〃	〃	〃	9			
6	〃	〃	〃	〃	8			
	Р-15	375	50	15,34	4	4,6	39	Кованые
	〃	〃	〃	〃	5			
	〃	〃	〃	〃	5			
2	Р-15	375	52	15,34	1	Литейный дефект—раковины		Литые
3	〃	〃	〃	〃	3			
4	〃	〃	〃	〃	9	9	73	
5	〃	〃	〃	〃	8	9	73	
6	〃	〃	〃	〃	10			
	Р-15	300	52	15,34	6	6	51	Кованые
	〃	375	52	15,34	5	5	42	
	〃	375	52	15,34	5	5	42	
	〃	375	52	15,34	5	5	42	
	〃	〃	〃	〃	6	6	51	
	〃	〃	〃	〃	5	5	42	
Угол при вершине зуба 75°.								
1	Р-8	375	52	10,2	11	12	51	Литые
2	〃	〃	〃	〃	10			
3	〃	〃	〃	〃	15			
4	Р-8	475	52	10,2	7	7	24	
4	〃	375	〃	〃	21	21	89	
5	〃	475	52	10,2	8	8	27	
6	〃	〃	〃	〃	8			
7	〃	〃	〃	〃	7			
6	〃	〃	〃	〃	8			
8	〃	475	〃	〃	3	дефект заточки —задний угол 1, вместо 10°		

1	2	3	4	5	6	7	8
6	"	"	"	"	10	9,5	32
5	"	"	"	"	9		
6	"	375	"	"	29		
9	"	"	"	"	25	26	92
8	"	"	"	"	23		
	Р-8	375	52	10,2	6		
	"	"	"	"	7		
	"	"	"	"	6		
	"	"	"	"	5		
	"	"	"	"	6		
	"	"	"	"	6	6,3	26
	"	"	"	"	7		
	"	"	"	"	7		
	"	"	"	"	6		
	"	"	"	"	6		
	"	"	"	"	7		

ЛИТЕРАТУРА

1. *Бунин К. П.* Кристаллизация быстрорежущей стали малых объемов. Научные труды Днепропетровского металлургического института, вып. 15, 1948.

2. *Горюнов И. И.* Отливка инструмента в металлические формы. Литой инструмент. Сборн. трудов конференции, 1950.

3. *Добровидов А. Н., Розенберг А. М., Яковлев Г. М.* Литой режущий инструмент. Станки — инструмент, № 5, 1947.

АКАДЕМИЯ НАУК СССР
ЗАПАДНО-СИБИРСКИЙ ФИЛИАЛ
ТРУДЫ ХИМИКО-МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА
Вып. 11. Отв. ред. канд. техн. наук. К. А. Бессонов 1958

В. Д. ОРЕШКИН

ОБЛЕГЧЕННЫЕ ТВЕРДОСПЛАВНЫЕ ПЛАСТИНКИ ДЛЯ ЛИТЫХ РЕЗЦОВ И КОРОНОК

Производство армированного инструмента получило особенно широ-ое распространение в связи с появлением твердых сплавов, использо-ание которых в горной промышленности, как отмечают В. И. Грозин и В. Калинников, началось еще с 1923 г.

В настоящее время большая часть бурового инструмента изготов-ается в виде съемных резцов и коронок, армирование которых произво-ится одним из трех способов:

припайкой пластинок твердого сплава к готовому корпусу инстру-ента;

наплавкой твердого сплава на режущие части инструмента;

заливкой пластинок жидкой сталью при изготовлении литого ин-трумента.

Напайка и наплавка, несмотря на доступность и простоту, не обес-ечивают надлежащего качества бурового инструмента. Напайка вызы-ет термические и структурные напряжения, способствующие образо-анию трещин в армирующих пластинках и снижению их режущих ойств. Температурные напряжения возникают вследствие различного инейного расширения твердого сплава и материала корпуса ин-трумента, а структурные — при термической обработке стального рпуса.

Кроме того, на правильности геометрических размеров бурового струмента отрицательно сказывается смещение пластинок в момент йки по отношению к заданному положению и местный нагрев корпу-, вызывающий его порчу или коробление.

Как показывает опыт эксплуатации, при забуривании или при встре-с твердыми прослойками, особенно в пластах угля, пайка латунью обеспечивает необходимой прочности крепления пластинок, которые скакивают от корпуса инструмента и ломаются.

Применение литейной технологии изготовления армированного ин-румента позволяет получить простое и надежное соединение пласти-к с корпусом резца. При этом возникает возможность совмещения ливки корпуса инструмента с припайкой режущих пластинок.

Перед установкой в соответствующие гнезда литейной формы арми-ющие пластинки подвергаются операции латунирования с целью осу-ествления процесса припайки. Нанесение припоя на пластинки удобно оизводить на высокочастотной установке, для чего режущая пластинка

обезжиривается, посыпается плавленой бурой, на слой которой дывается кусочек припоя Л62, и вводится в индуктор.

Высокочастотная установка, на которой производится латуни ние режущих пластинок, дает большую производительность, п процесс латунирования легко автоматизировать. Так, на Кузнецко шиностроительном заводе нанесение припоя осуществляется на вы частотной установке с помощью специального приспособления полу матического типа с производительностью 2500—3000 пластинок в с

Применение указанного приспособления при латунировании т сплавных пластинок, которыми армируются долотчатые коронки, с затруднено тем, что вся пластинка, за исключением режущей должна быть покрыта слоем припоя. Поэтому нами при отливке чатых коронок АПК-43 был применен метод так называемой капи ной пайки, который заключается в следующем. Обезжиренная нела рованная и нешлифованная пластинка устанавливается в гнезде ной формы и заливается жидким металлом. Отлитые вместе с пла ками коронки после отделения литника подвергались обычной пай процессе охлаждения отливок или при нагреве под пайку между к сом коронки и пластинкой твердого сплава образуется капилл зазор, в который и проникает накладываемый сверху пластинки ный припой.

Качество такой пайки проверялось на испытательном стенде нецкого машиностроительного завода. Пластинки оказывались п припаянными к корпусу коронок и при испытании выдавливались при нагрузке, превышающей 20—22 *кг*. Метод армирования корон тем капиллярной пайки является целесообразным и экономическ годным, так как обеспечивает весьма высокую прочность пайки.

Еще более производительным способом нанесения припоя на щие пластинки является электролитическое омеднение, при ко толщину покрытия можно доводить до 0,06—0,08 *мм*. В наших о максимальный нагрев, возникающий в месте контакта омедненной стинки с жидким металлом, не создавал необходимой температур расплавления медного припоя и обеспечения прочного соединения стинки с корпусом инструмента. Поэтому буровой инструмент, ар ванный омедненными пластинками, нуждается в допайке на выс стотной установке. Несмотря на это, стоимость инструмента от дополнительной операции не повышается, так как электролити омеднение является весьма простым и дешевым способом пок

Любой метод пайки, однако, не исключает возможности отде режущих пластинок в процессе работы от корпуса инструмента. Г му, с целью улучшения качества крепления и, главным образом, мии твердого сплава, нами были разработаны и осуществл помощью новосибирской промышленности новые режущие пласти твердого сплава особой формы, исключающие необходимость пай

На рис. 1 представлены чертежи пластинок новой формы с лас ным хвостом. Для сравнения на рис. 2 представлены обычные плас применяемые для армирования буровых коронок и резцов. Кре таких пластинок к корпусу инструмента осуществляется за счет ратурной усадки отлитого металла в процессе охлаждения. Как о лось выше, режущие пластинки с ласточкиным хвостом не требую варительного меднения или латунирования, в связи с чем высвобо ся оборудование и рабочее время. Кроме того, армирующие пла с ласточкиным хвостом нагреваются слабее, чем крепящиеся с по пайки. Опасность выхода пластинок из строя из-за возникновения трещин или потери режущей способности понижается.

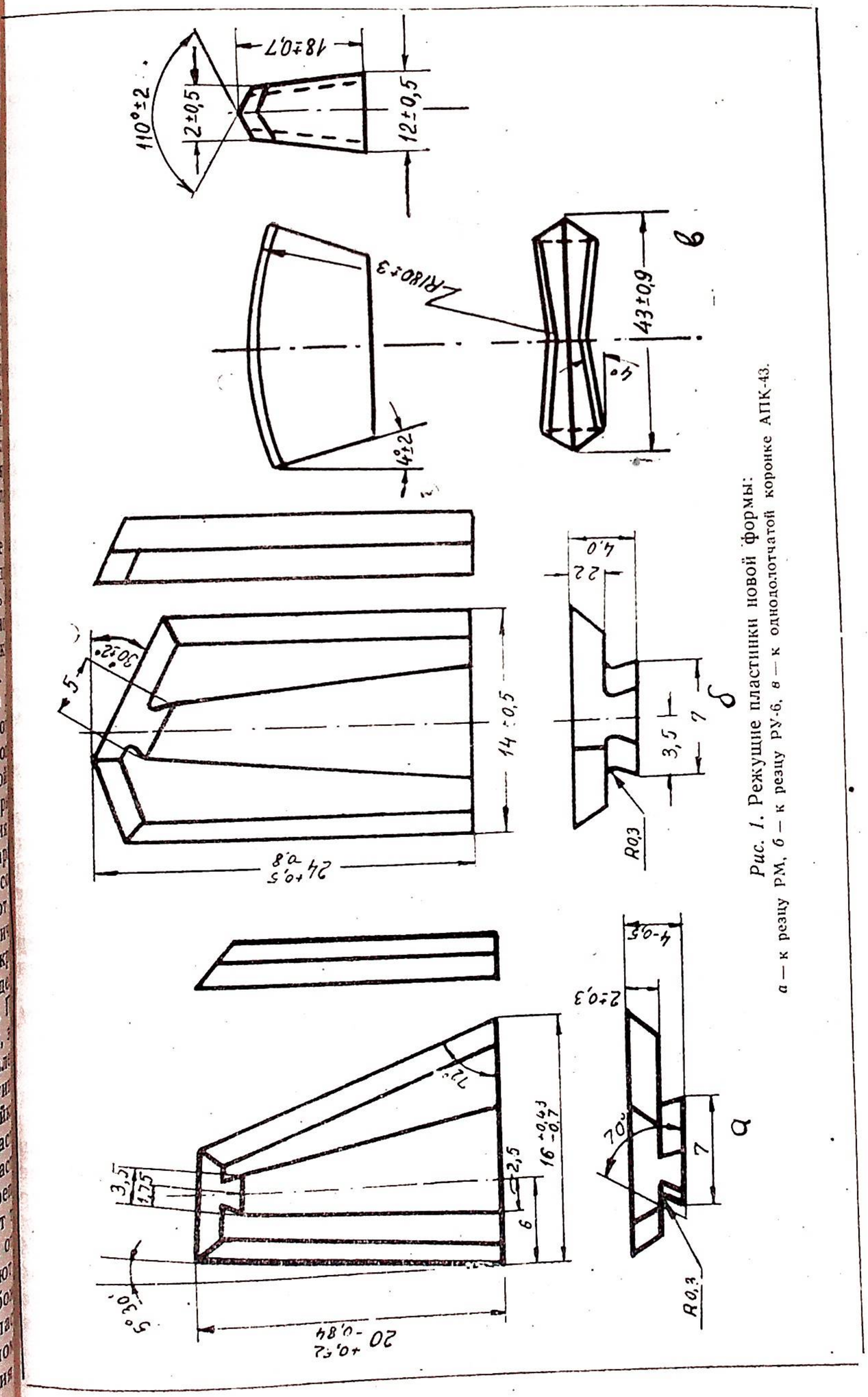


Рис. 1. Режущие пластинки новой формы:
а — к резцу РМ, *б* — к резцу РУ-6, *в* — к однодолотчатой коронке АПК-43.

Следует отметить совершенно ложное мнение некоторых спец стов, согласно которому пластинки твердого сплава, установлен литейной форме и подверженные воздействию теплового удара со роны заливаемого металла, должны выйти из строя вследствие по ния трещин.

Считается, что в момент «термического удара» температура пла ки поднимается до 1400—1500° С, прочность твердого сплава пониж и в нем образуются трещины.

Для опровержения этого мнения были проведены лаборатор заводские опыты по изучению распределения температур в поверх ных слоях латунированных стальных пластинок, находящихся в ко те с залитой в форму сталью. С этой целью в пластинках новой ф просверливалось отверстие, через которое вводилась термопара горячий спай которой припаивался к поверхности пластинки. Посл полнения формы металлом через 0,8—1,0 сек. отмечался резкий по температуры до 920—930° в поверхностном слое пластинки, проти ложном ее рабочей внешней поверхности.

Результаты этого опыта согласуются с подобным исследова проведенным в Зап.-Сиб. филиале АН СССР О. Ф. Станкевичем. О тановил, что наибольшему нагреву — до 930° в первоначальный мо после заливки формы жидким металлом подвергается небольшой (0,1—0,15 *мм*) латунированной пластинки. Остальная часть пласт в том числе и ее рабочая внешняя поверхность, не нагревается 500—550° С, и в ней не наблюдается образования трещин или по режущей способности. В наших многочисленных опытах, как лабора ных, так и заводских, не было ни одного случая появления треш пластинках, изготовленных даже из твердого сплава.

Следовательно, мнение о порче пластинок твердого сплава пр ливке их жидким металлом не подтверждается и является ошибоч

Качество крепления пластинок с ласточкиным хвостом к кор инструмента проверялось на лабораторном и заводском стендах. цы удовлетворительно выдержали испытание при усилии пода 500—800 *кГ* и 200—600 об/мин при крутящем моменте на шпин стенда, доходящем до 12—15 *кГм*. Следует отметить, что в усло эксплуатации усилие подачи для угольных резцов не превы 20—25 *кГ*, а для породных — 300—400 *кГ*, и крутящий момент не вышает в связи с этим 1—5 *кГм*.

Испытание угольных резцов типа РМ и РУ-6, армированных досплавными пластинками новой формы, в заводских условиях про лось на сверлильном станке с 360 об/мин на шпинделе и подач 0,2 мм/об. Сверление производилось по чугуну твердостью 173—22 на глубину 20 *мм*.

Оказалось также, что качество крепления армирующих пласти ласточкиным хвостом и прочность корпуса инструмента являются в удовлетворительными.

Испытание литых коронок типа АПК-43 с пластинками новой мы (рис. 1, *в*) проводилось на заводском стенде Кузнецкого маш строительного завода молотком ОМ-506 по сталистому чугуну с т достью около 380 H_B, а также в глыбах среднезернистого гра ($f = 10—12$) и железной руды с коэффициентом крепости $f = 14$ Давление воздуха поддерживалось около 5—5,5 *атм*. Для сравнени тех же породах и при тех же условиях были испытаны коронки, изго ленные методом горячей штамповки, армированные путем пайки стинками обычной формы (рис. 2, *в*).

Испытание показало, что беспаечное крепление твердоспла

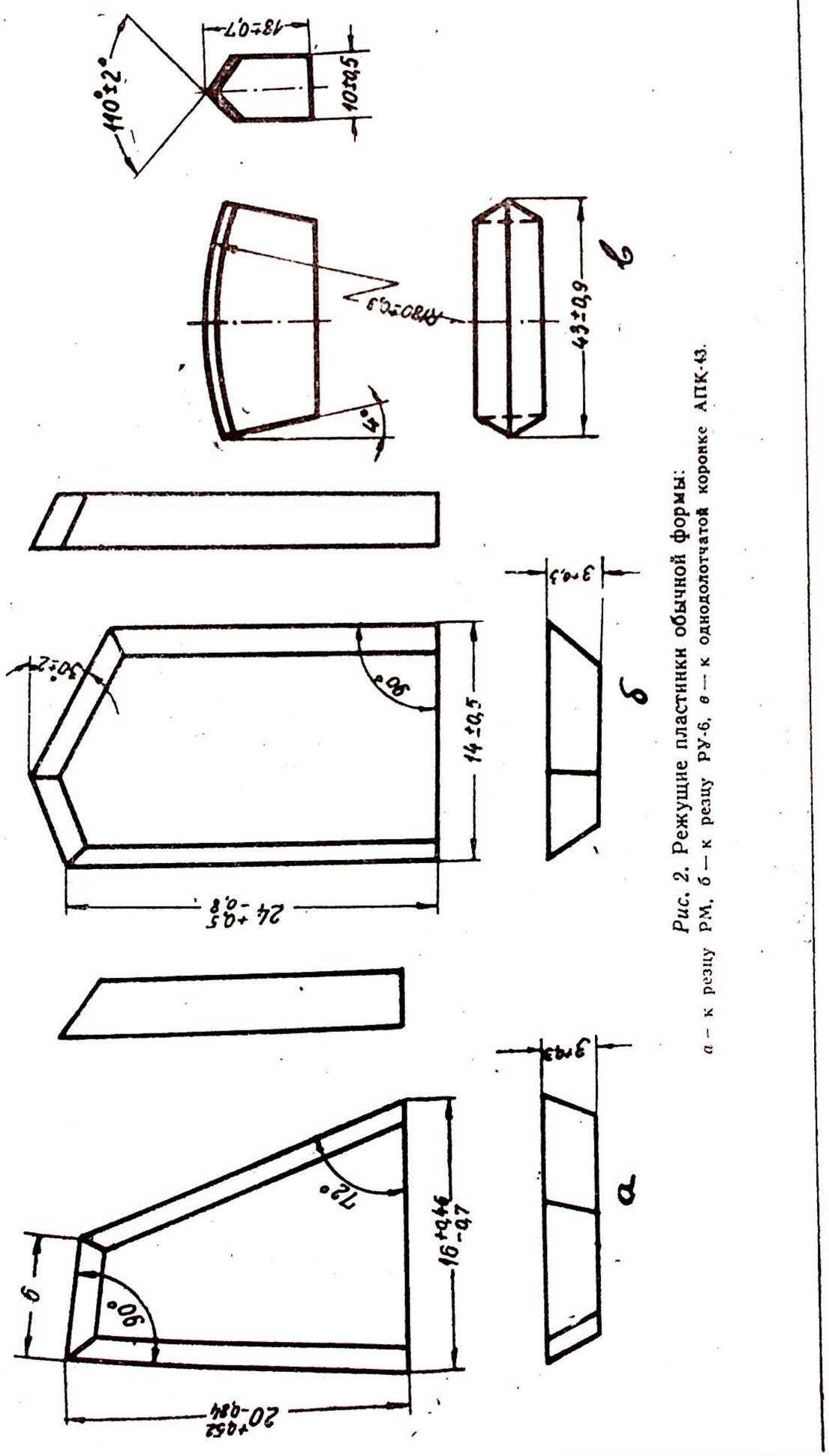


Рис. 2. Режущие пластинки обычной формы:
а — к резцу РМ, *б* — к резцу РУ-6, *в* — к однодолотчатой коронке АПК-43.

пластинки ВК15 новой формы в корпусе однодолотчатой коронки АП является надежным и обеспечивает высокую стойкость инструмен процессе эксплуатации.

Промышленные испытания литых угольных резцов, армирова пластинками новой формы (рис. 1, *а, б*), производились на шахте Орджоникидзе (Кузбасс) по крепким углям пластов: V Западного точной складки, V Восточного Центральной складки, VI Восточ Центральной складки и по породам средней крепости ($f = 3—4$) с в чениями колчедана. Работа по породе велась в промежуточном ш шлаге № 3, направленном от V Полевого штрека к свите пластов Ц ральной складки.

Бурение шпуров по породе производилось электросверлами ЭБ с 200 об/мин на шпинделе при усилии подачи 400 *кГ*, а по углю — ру ми электросверлами ЭР-4 с 710 об/мин на шпинделе. Для созд более тяжелых, чем при обычной работе, условий давление на бур изводилось двумя и даже тремя рабочими.

Результаты промышленных испытаний показали, что средняя с кость литых резцов, армированных пластинками твердого сплава н формы, практически одинакова со стойкостью штампованных арм ванных резцов. Во время испытания не было ни одного случая пол перьев резца или хвостовика в опасном сечении или отделения плас ки от корпуса, несмотря на увеличенное в 2—2,5 раза усилие по

Это позволяет сделать вывод, что литые резцы, армированные стинками новой формы при бурении шпуров по углю и породе, по ности корпуса и качеству крепления пластинок не уступают резц припаянными пластинками обычной формы. Необходимо отметить вес твердосплавной пластинки с ласточкиным хвостом на 2—2,5 г ше веса обычных пластинок, которыми армируются угольные р Уменьшение толщины режущей пластинки с ласточкиным хвостом с 2,2 *мм* не отражается на производительности и стойкости резцов.

Таким образом, переход на литейную технологию производств рового инструмента позволил применить разработанные и сделат нами из твердого сплава облегченные режущие пластинки специал формы, исключающие необходимость пайки. В условиях старой л тейной технологии производства бурового инструмента пластинки н формы использованы быть не могут.

АКАДЕМИЯ НАУК СССР
ЗАПАДНО-СИБИРСКИЙ ФИЛИАЛ
ТРУДЫ ХИМИКО-МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА
Вып. 11. Отв. ред. канд. техн. наук. К. А. Бессонов 1958

В. Д. ОРЕШКИН

ЦЕЛЬНОЛИТЫЕ РЕЗЦЫ ДЛЯ БУРЕНИЯ СЛАБЫХ УГЛЕЙ

С целью получения дешевого и стойкого бурового инструмента, обладающего достаточной прочностью корпуса и высоким качеством режущей кромки, в Зап.-Сиб. филиале АН СССР были изготовлены цельнолитые угольные резцы из высокоуглеродистой стали.

При этом учитывался опыт применения угольных резцов, армированных пластинками из литой быстрорежущей стали, стойкость которой при бурении кузнецких углей составляет 75—80% стойкости твердых сплавов.

Высокоуглеродистая сталь с 1,0—1,5% углерода имеет хорошие литейные свойства, дает малую усадку и тонкую дендритную структуру. После соответствующей термической обработки она обладает очень высоким пределом упругости и твердостью при достаточной прочности.

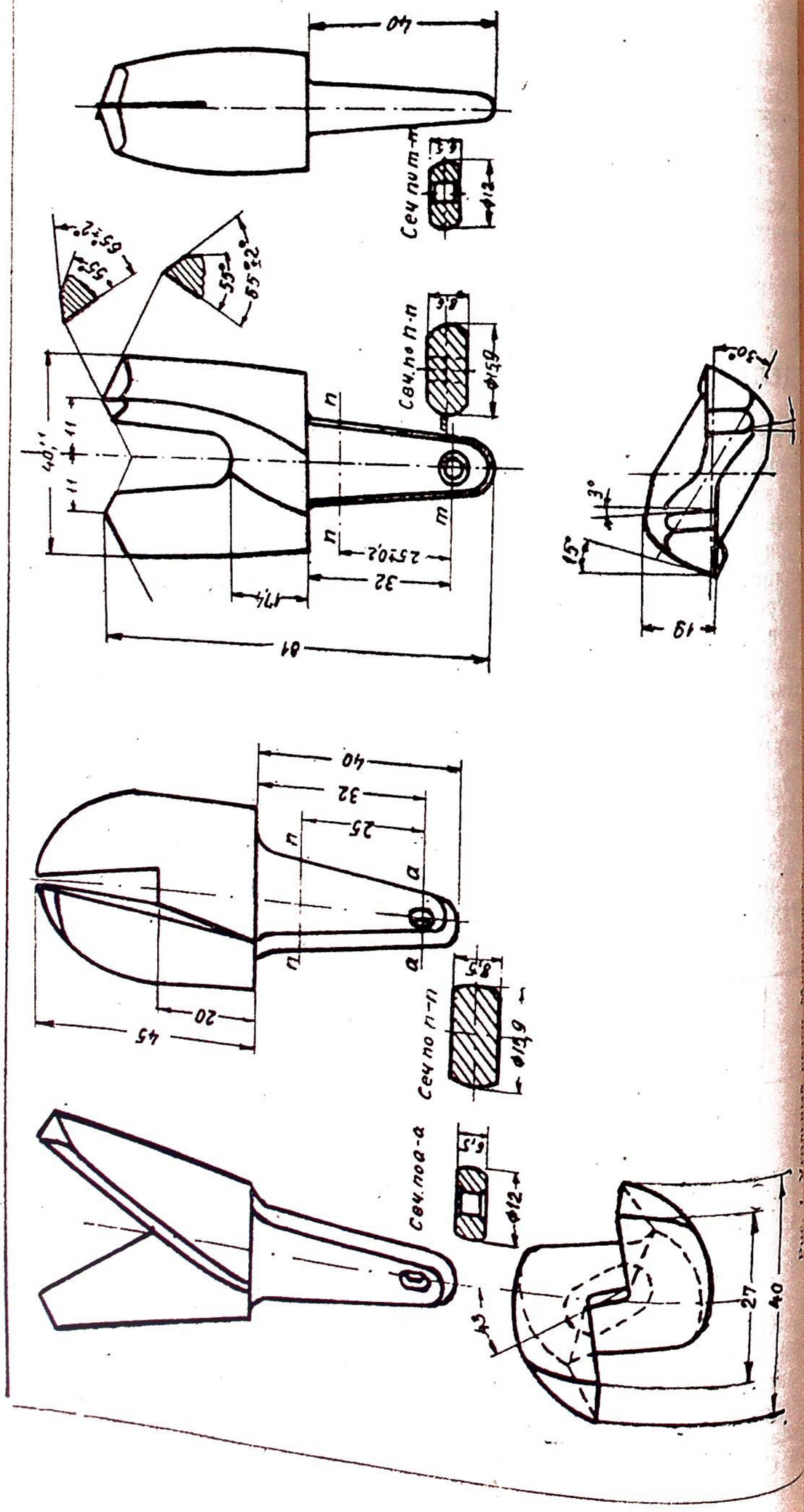
Сталь, предназначенная для изготовления цельнолитых буровых резцов, должна иметь: достаточную прочность, высокую износостойкость, низкую стоимость и простой способ изготовления.

Учитывая все эти требования, нами были изготовлены плавки, химический состав которых приводится в таблице 1.

Таблица 1

№ плавки	Химический состав в %							Примечание
	C	W	Cr	Mn	Si	S	P	
1	1,1	—	1,45	0,45	0,38	0,03	0,032	
2	1,56	5,7	0,68	—	—	—	—	
3	1,4	—	6,25	0,73	1,58	—	—	
4	1,52	—	6,43	0,81	1,64	—	—	
5	1,65	—	6,24	0,69	1,74	0,03	0,037	
6	1,78	—	6,38	0,79	1,76	0,036	0,04	
7	1,90	—	6,32	0,77	1,55	—	—	
8	2,03	—	6,25	0,73	1,45	—	—	

Как видно из таблицы 1, плавка 1 по своему составу напоминает сталь ШХ15, а плавка 2 — ХВ5. Плавки 3, 4, 5, 6, 7, 8 отличаются повышенным содержанием хрома и кремния, вводимых с целью повышения износостойкости стали. Кремний, затрудняя коагуляцию карбидов, повышает также стойкость стали против отпуска. Так, при отпуске до 250° С твердость кремнистых сталей остается еще выше — 60 H_{RC}.



Из указанных сталей отливались в металлическую форму цельнолитые угольные резцы типа РМ и РУ-6 (рис. 1, 2). Поскольку отлитые резцы обладали хорошей чистотой поверхности и правильностью геометрических размеров, они не требовали никакой последующей механической обработки [1]. Крепежное отверстие в хвостовике резца получалось с помощью стержня, установленного на соответствующих знаках.

Все резцы до термической обработки имели явно выраженное дендритное строение. С увеличением содержания углерода и хрома в термически не обработанных резцах повышается количество карбидов и остаточного аустенита, размер карбидных включений увеличивается.

Скорость охлаждения отливок углеродистой стали в металлических формах ниже, чем необходимо для полной ее закалки, поэтому литая структура состоит из мартенсита и троостита закалки, а также первичных и эвтектоидных карбидов.

Цельнолитые резцы подвергались сфероидизирующему отжигу, закалке. и последующему низкому отпуску. Такая термическая обработка, как показал опыт, является наилучшей. В таблице 2 приводится твердость литых резцов после сфероидизирующего отжига, закалки и отпуска.

Таблица 2

№ п.п.	Твердость после отливки, H_{R_C}	Т-ра отжига в °С: 1150	Температура закалки в °С: 800	850	900	950	1000	1100	Температура отпуска в °С: 100	150	200	250	300
1	30	24,5	58	64	60	56	—	—	64	64	62	60	57
2	41	23,5	66	63	58	—	—	—	66	65	58	52	48
3	34	26	48	52	63	64	57	—	64	64	63	62	58
4	35	27	38	43	62	66	58	53	66	66	63	63	58
5	42	29	58	62	66	64	59	52	66	66	65	65	63
6	58	29,5	60	65	61	57	52	—	65	65	65,5	62	58
7	59	—	61	63	59	53	—	—	63	63	63	62	58
8	62	—	62	64	58	55	—	—	64	64	63	62,5	58

Из таблицы 2 видно, что большинство плавок, за исключением 6, 7, 8, имеет в литом состоянии умеренную твердость. Высокая начальная твердость отлитых резцов из плавок 6, 7, 8 предопределяла их хрупкость, приводившую к массовому появлению трещин.

Поэтому плавки с подобным химическим составом больше не применялись.

На рис. 3, 4 показано влияние температуры закалки и отпуска на твердость образцов, вырезанных из цельнолитых резцов. Как оказалось, наибольшей твердостью после закалки обладают образцы из плавок 4 и 5, причем плавка 5 сохраняет высокую твердость при температурах отпуска до 200—250° С.

Резцы, отлитые из плавки 2, имевшие очень высокую твердость — 66 H_{R_C} и мелкое дендритное строение, обнаружили при испытании повышенную хрупкость.

В результате термической обработки значительно повысилась твердость отдельных структурных составляющих стали. Так, твердость по Викерсу светлой составляющей плавок 2 и 5 после закалки и отпуска 250° С повысилась с 480—440 до 918 и 916.

Твердость темной составляющей этих же плавок в закаленном состоянии была равна 756 и 916,5 *кГ/мм²*. Равенство твердостей темной и светлой составляющих плавки 5 обеспечило высокую стойкость резцов,

изготовленных из этой плавки. Резцы из плавки 2, у которой твердо структурных составляющих существенно отличалась, показала зна тельно худшую стойкость.

Для определения прочности корпуса в опасном сечении цельноста ные резцы подвергались механическим испытаниям на скручивание, торое испытывают резцы при работе в забое.

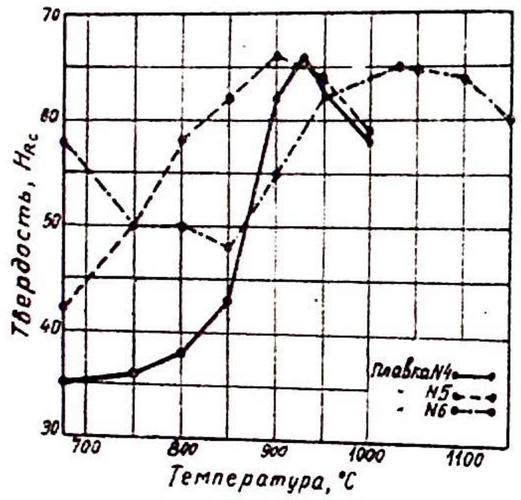


Рис. 3. Влияние температуры закалки на твердость литых образцов.

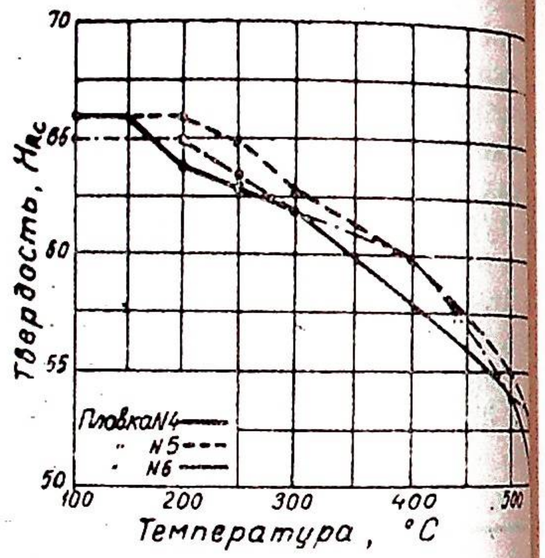


Рис. 4. Влияние температуры отпуска твердость литых образцов.

Как показали испытания, разрушающий крутящий момент оказа равным 20—25 *кГм*, что вполне обеспечивает прочность резцов.

Нагрев перьев резца под закалку, производимый путем окуна резца в закалочную ванну на глубину 12—15 *мм*, не снижает высок прочности хвостовика. Прочность хвостовика сохраняется также и г нагреве перьев резца под закалку токами высокой частоты.

Следовательно, преимуществом литейной технологии является в можность изготовлять цельнолитые резцы из стали с повышенным держанием углерода, поскольку необходимость в последующей меха ческой обработке отпадает. Термическая обработка только пер резца, не изменяя прочности корпуса в основном сечении, обеспечив и высокую стойкость режущей кромки против износа, и высокую пр ность корпуса.

Испытание цельнолитых резцов производилось на шахте им. О жоникидзе треста Куйбышевуголь (Кузбасс). Оно ставилось с цел определения возможности массового использования дешевых и прост в изготовлении цельнолитых резцов для бурения шпуров в угольн массивах.

Бурение шпуров на глубину 2,0 *м* ручным электросверлом ЭР- числом оборотов шпинделя 710 в минуту велось в угольных пласта коэффициентом $f = 0{,}4—0{,}8$, содержащих небольшие породные вк чения.

Углы заточки цельностальных резцов были такими же, что и твердосплавных резцов КМ3, а именно: задний угол 30°, угол заост ния 54°, передний угол 6°, задний угол внутренний и внешний боков кромок соответственно 20° и 24°.

За критерий затупления принимался износ режущей кромки ре по задней грани на 0,3 *мм*. Были испытаны цельнолитые резцы пла 1, 2, 3, 4, 5, 6, а также, для сравнения,— штампованные резцы КМ3, мированные пластинками твердого сплава.

В таблице 3 приводятся результаты этих сравнительных испыта

Таблица 3

№ п.п.	№ плавки	Пробурено всего шпурометров	Время чистого бурения в мин.	Средняя скорость чистого бурения в *м/мин.*	Средняя стойкость резца на 1 заточку в шпурометрах	Стойкость по отношению к твердосплавным резцам в %	Примечание
1	5	2348	846	2,77	195,7	65,6	Произв.
2	"	2420	880	2,75	201,7	67,5	12 заточек
3	"	2328	820	2,8	194,0	64,4	"
4	"	2196	844	2,6	183,0	60,8	"
5	"	1792	662	2,5	149,3	46,2	"
6	"	2174	850	2,55	181,2	60,2	"
7	"	2118	836	2,53	176,5	58,7	"
8	"	2225	794	2,8	185,4	61,1	"
9	"	2248	798	2,8	187,3	62,3	"
10	5	2014	808	2,5	168,0	52,8	Произв.
11	"	2244	780	2,8	187,0	62,16	12 заточек.
12	3	572	244	2,3	95	31,5	Произв.6 заточ.
13	"	498	216	2,3	99,8	33,1	" 5 "
14	"	606	252	2.4	121,5	40,4	" " "
15	4	600	250	2,4	120,0	40,0	" 4 "
16	"	696	290	2,4	116	35,2	" 6 "
17	"	90	36,6	2,5	90	30,0	" 1 "
18	"	94	38,3	2,5	94	31,2	" " "
19	"	102,0	39,4	2,6	102	33,9	" " "
20	1	816	282,0	2,9	68	22,6	" 12 "
21	"	862	299,0	2,88	72	23,9	" "
22	"	62	27,0	2,3	62	20,6	до 1 заточки
23	2	480	200	2,4	40	13,3	Произв. 12 заточ
24	"	432	144	3,0	36	11,9	" "
25	"	42	14	3,0	42	14,2	
26	"	44	14,7	3,0	42	14,6	
27	"	38	12,7	3,0	44	12,6	
28	6	586	240	2,44	192	64,02	Скол. режущ. кромки после 3 заточки
					206	68,4	
29	"	674	260,0	2,6	194,4	65,0	Произв. 12 заточ.
30	"	2330	802,0	2,9	296	100,0	"
31	КМЗ	3552	1184,0	3,0			
					312	среднее	"
32	"	3744	1248,0	3,0	302	300,8	"
33	"	3624	1208,0	3,0	308	"	"
34	"	3696	1232,0	3,0	286	"	"
35	"	3456	1152,0	3,0			

Из таблицы 3 видно, что наибольшей стойкостью, достигающей 60% стойкости твердосплавных резцов, обладают резцы, изготовленные из плавки 5. Резцы плавки 6, имеющие хорошую стойкость (64—68%), вследствие повышенной хрупкости режущей кромки и малой прочности корпуса, не могут считаться удовлетворительными. Резцы плавки 4 имеют стойкость 30—40% от стойкости твердосплавных резцов. Сравнительно низкая стойкость этих резцов объясняется пониженным содержанием углерода по сравнению с резцами из плавки 5. Резцы плавок 1, 2, 3, ввиду малой стойкости — 12—15%, можно признать непригодными для массового применения при бурении угольных шпуров.

Таким образом, в производственных условиях могут быть использованы резцы, изготовленные из плавки 5, имеющей следующий химический состав: 1.6—1,7% углерода, 6—8% хрома, 0,5—0,6% марганца, 1,6—1,8% кремния, до 0,03% серы и до 0,04% фосфора.

Несмотря на меньшую стойкость (около 61%) цельнолитые резцы имеют очень низкую себестоимость, благодаря которой на 10—15% уменьшается, как отмечают работники шахты, стоимость бурения

l *пог. м.* шпура. Кроме того, применение цельностальных резцов п воляет высвободить при бурении хрупких углей дефицитные доро стоящие твердые сплавы. Уместно заметить, что большинство месторо дений Кузбасса имеет «молодые» угли, отличающиеся высокой хр костью и низкой крепостью основной витренизированной мас (f = 0,1—0,4).

Попытки бурения шпуров перед «посадкой» лавы в углистом арг лите или по аргиллиту не привели к положительным результатам. Всл ствие этого, в соответствии с нашими сравнительными исследования микротвердости и прочности отдельных структурных составляющих уг и различных марок стали, можно предположить, что для бурения антр цита и некоторых тощих углей цельнолитые резцы будут менее ре табельны, чем твердосплавный инструмент [2].

Следовательно, при выборе инструмента для эффективного буре необходимо учитывать петрографический состав углей и степень метаморфизма.

Таким образом, высокая стойкость, низкая стоимость и просто изготовления цельнолитых угольных резцов свидетельствуют о возмож ности и целесообразности применения их вместо резцов, армированны твердыми сплавами, неэффективное использование которых при буре слабых углей неоднократно отмечалось работниками шахт Кузбасса.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Орешкин В. Д.* и *Покровский Г. Н.* Исследование армированных литых резц «Уголь». № 10, 1953.

2. *Орешкин В. Д.* и *Травин А. Б.* Угольные резцы Мусохранова, армированны стальными режущими пластинками. «Уголь». № 7, 1954.

АКАДЕМИЯ НАУК СССР
ЗАПАДНО-СИБИРСКИЙ ФИЛИАЛ
ТРУДЫ ХИМИКО-МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА
Вып. 11. Отв. ред. канд. техн. наук. К. А. Бессонов 1958

В. Д. ОРЕШКИН, А. М. БРЫНДИН, В. П. ЕФИМОВ, Г. П. ЗАЙЦЕВ, Н. В. ОЖЕРЕЛЬЕВ, А. Я. РЫБКИН.

(Кузнецкий машиностроительный завод МУП СССР, шахта им. Орджоникидзе (Кузбасс) и Западно-Сибирский филиал АН СССР)

ПЕРЕВОД ПРОИЗВОДСТВА БУРОВОГО ИНСТРУМЕНТА НА ПУТЬ ЛИТЬЯ

Современная техника бурения шпуров характеризуется применением высокопроизводительных бурильных машин и агрегатов, высококачественных сталей и твердых сплавов, съемных коронок и резцов и физико-химических понизителей крепости пород.

Бурение шпуров для взрывных работ применяется при проходке капитальных и подготовительных выработок, а также при добыче полезных ископаемых. Процесс бурения занимает 30—40% времени проходческого цикла при работе в средних и 60—70% — в твердых породах.

Одним из основных элементов в комплексе бурового оборудования является режущий инструмент, от качества и правильного использования которого в значительной мере зависит скорость бурения.

Резец, при своем вращательно-поступательном движении, внедряясь в породу, воспринимает, помимо статических, также и динамические нагрузки, вызываемые наличием в буримой породе или угле твердых включений.

В связи с этим резец должен отвечать следующим требованиям:

обладать прочным корпусом;

прочностью и износостойкостью режущих кромок;

постоянством геометрических размеров, обеспечивающим возможность смены резца при бурении одного шпура.

За последние годы быстроходность и мощность буровых машин возросли настолько, что буровой инструмент — резцы и коронки,— несмотря на улучшение их качества, уже лимитируют дальнейшее развитие мощности бурильных машин.

Так, например, коронки, армированные твердым сплавом, очень часто выходят из строя ввиду нарушения связи между пластинками и корпусом инструмента, а также из-за выкрашивания пластинок при забуривании и при попадании на твердые включения. Полезное использование твердого сплава, которым армированы коронки и резцы, совершенно ничтожно и составляет всего 5—8%. В основном этот сплав расходуется при переточках инструмента. Для повышения производительности и облегчения труда бурильщиков, наряду с усовершенствованием бурильных машин и организации буровых работ, особенно важно состояние бурового инструмента.

Современная технология изготовления бурового инструмента отличается большой трудоемкостью, связанной с необходимостью применения специализированного оборудования, значительного числа рабочих, длительного цикла производства и расхода большого количества дорого-

стоящих пластинок твердого сплава. Несмотря на прогресс в деле сового производства бурового инструмента, растущие из года в потребности в нем требуют изыскания такого технологического про который обеспечил бы

увеличение выпуска инструмента без ввода дополнительных п водственных площадей,

понижение стоимости,

повышение качества.

Дальнейшая автоматизация и рационализация процессов изгот ния бурового инструмента, конечно, возможна, однако экономиче эффективность при этом не будет значительной из-за больших на ных затрат.

Поэтому при разработке новой более прогрессивной технологи обходимо:

устранить трудоемкие кузнечные и станочные работы, связан изготовлением корпуса инструмента;

существенно сократить расход металла;

резко сократить расход рабочей силы, потребность в производс ной площади и ускорить цикл производства;

совместить по возможности процессы отливки корпуса инстру и армирования его режущими пластинками.

Эффективное решение поставленной задачи оказалось возмож с помощью литейной технологии, позволяющей, кроме того, изгото инструмент любой сложности и применять более легкие армиру пластинки из твердого сплава.

Однако изготовление мелкого бурового инструмента методом л как показали первые же опыты, затруднено сложностью массовой ливки стали в малоемкие формы, низкой стойкостью металлических и наличием в отливках литейных пороков. Однако, преимущества л ной технологии столь велики, что для решения указанной выше за оказалось необходимым объединить усилия работников Западно-Си ского филиала АН СССР, Кузнецкого машиностроительного за МУП СССР и шахты им. Орджоникидзе (Кузбасс).

Разработкой теоретических и экспериментальных предпосылок обходимых для решения поставленной задачи, занялась лаборат металловедения ЗСФАН; на долю завода выпала трудная задача – работка технологии массового производства бурового инструмента. пытание опытных партий инструмента взяла на себя шахта им. Орд никидзе, которая, кроме того, осуществила:

изучение характера износа и стойкости облегченных твердосплав пластинок,

анализ рентабельности применения литого инструмента.

В результате такой совместной научно-исследовательской ра было предложено и осуществлено несколько технологических схем сового производства литых угольных резцов РМ, РУ-6 и однодоло той коронки АПК-43.

Первая схема предусматривала отливку бурового инструмен постоянные двухместные чугунные формы. Детали, отлитые в эти фо имеют более плотную структуру, более высокую механическую п ность и сохраняют постоянство геометрических размеров, что дает можность уменьшить припуски на механическую обработку. Так процесс получения отливок по сравнению с земляной формовкой зн тельно упрощается, то в несколько раз повышается производитель труда и сокращается количество рабочих. Литье в металлические мы не требует высококвалифицированного производственного персон

Метод литья в металлические формы позволяет совместить процесс отливки корпуса инструмента с армированием его режущими пластинками.

Разливка металла по указанной схеме производилась в формы, установленные на поворотном столе карусельного типа. Крепление форм в гнездах карусельной машины несложно и осуществляется путем клинового соединения под влиянием собственного веса форм. Однако большая затрата вспомогательного времени, необходимого для удаления из форм готового литья и новой сборки форм, снижает эффективность такого метода отливки.

Поэтому для увеличения выпуска и получения инструмента высокого качества была разработана вторая схема производства бурового инструмента, согласно которой заливка производилась в многоместную форму, установленную на центробежную машину с вертикальным шпинделем. Такой технологический процесс обеспечил лучшую заливку и облегчил разборку и удаление отливок из формы. Но и его нельзя признать рентабельным из-за низкой стойкости металлических форм.

В результате дальнейших исканий была предложена третья технологическая схема, построенная на применении точного литья по выплавляемым моделям.

Наибольший эффект от применения точного литья достигается при массовом производстве мелких сложных деталей, вследствие значительного сокращения объема станочной обработки. Кроме того, этот метод позволяет получать сложные отливки высокой точности.

Установившаяся технология точного литья бурового инструмента, разработанная и внедренная на заводе, заключается в следующем.

В специальных стальных прессформах изготовляют выплавляемые модели, состоящие из 50% технического стеарина и 50% парафина.

После охлаждения модели собирают в модельный комплект — куст. Готовый модельный комплект в несколько приемов покрывают слоем специальной краски, главной составляющей которой является раствор этилсиликата с добавкой маршалита, просеянного через сито № 200.

Вследствие дефицитности этилсиликата в настоящее время проводятся опыты, имеющие целью замену этилсиликата жидким стеклом.

После окраски модельный комплект посыпают сухим кварцевым песком, сушат при комнатной температуре в течение 5—6 часов и заформовывают в металлическую опоку. Затем опоку помещают в сушильный шкаф для выплавления модельного состава. Выжигание следов модельной смеси и придание рабочей поверхности формы необходимой прочности осуществляется ее обжигом при температуре 850—900° С.

Обожженную горячую форму заливают жидким металлом, после охлаждения которого производят выбивку опок, отрезку литников и очистку отливок.

На рис. 1 показаны изготовленные методом точного литья угольные резцы РУ-6, предназначенные для бурения шпуров по крепким углям.

В качестве исходных шихтовых материалов для изготовления бурового инструмента применялись отходы углеродистой инструментальной стали У7-У8.

Учитывая опыт литейного производства, особенности плавки с помощью токов высокой частоты и результаты проведенных в Западно-Сибирском филиале АН СССР исследований, для отливки буровых резцов можно рекомендовать сталь следующего химического состава: $C = 0{,}45—0{,}6\%$; $Mn = 0{,}4—0{,}5\%$; $Si = 0{,}4—0{,}5\%$; $S \leqslant 0.04\%$; $P \leqslant 0{,}05\%$.

Изучение микроструктуры литых резцов указанного состава показало, что в этой стали избыточный феррит выделяется в виде четко вы-

раженной разорванной сетки при достаточно мелкозернистом пер
(рис. 2). Для микроструктуры штампованного резца характерно н
чие сплошной ферритной сетки и пластинчатого перлита (рис. 3).

Твердость резцов после отливки составляет 229—241 H_B, в свя
чем отпадает необходимость специального смягчающего отпуска.
струмент в состоянии отливки, т. е. без отпуска, по своим служеб
качествам, как оказалось, не уступает штампованному.

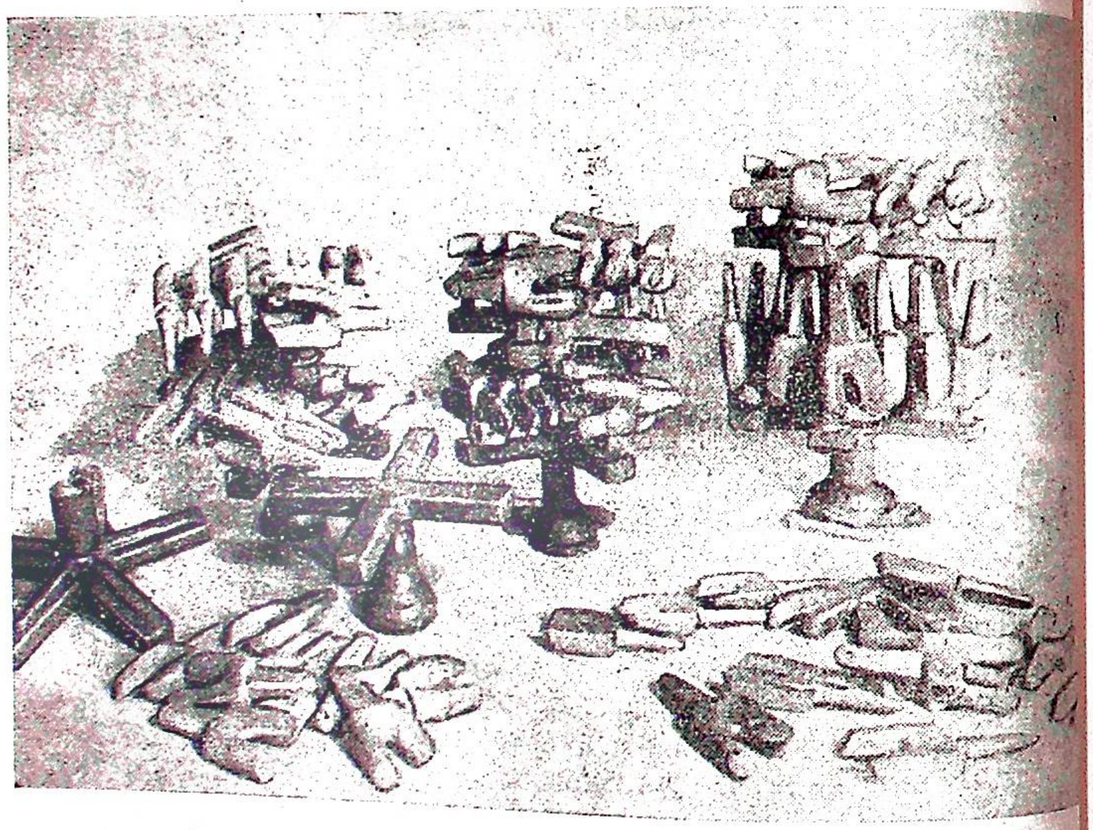


Рис. 1. Резцы РУ-6, изготовленные методом точного литья.

Для определения прочности корпуса угольных резцов, работаю
на кручение, они испытывались на скручивание.

Разрушающий крутящий момент резцов указанного химического
става оказался равным 28—30 *кГм*, что на 2—4 *кГм* меньше, чем у шт
пованных резцов.

Однако крутящий момент на шпинделе электросверла э
во время работы составляет всего 1,2 *кГм* и очень редко доходит
2,0—2,5 *кГм*. Следовательно, литые резцы имеют весьма высокий за
прочности.

Промышленные испытания, проведенные на шахте им. Орджо
кидзе (Кузбасс) и на шахте № 33 — «Капитальная» (Урал), показ
что средняя стойкость литых армированных резцов практически одина
ва со стойкостью штампованных резцов Кузнецкого машиностроите
ного завода. Эта стойкость на одну заточку составляла по крепким
зеловским углям от 5 до 15, а по мягким кузнецким углям — от 230
310 шпурометров.

За время освоения Кузнецкий машиностроительный завод выпус
около 200000 резцов, себестоимость которых на 1—2% ниже, чем ко
ных. Такое небольшое снижение себестоимости объясняется низким е
месячным выпуском (около 20000 резцов), не покрывающим предва
тельные затраты на организацию участка. Кроме того, еще не удас
отливка резцов, не нуждающихся в последующей механической об
ботке. Так, например, у большинства резцов фрезеруется площадка

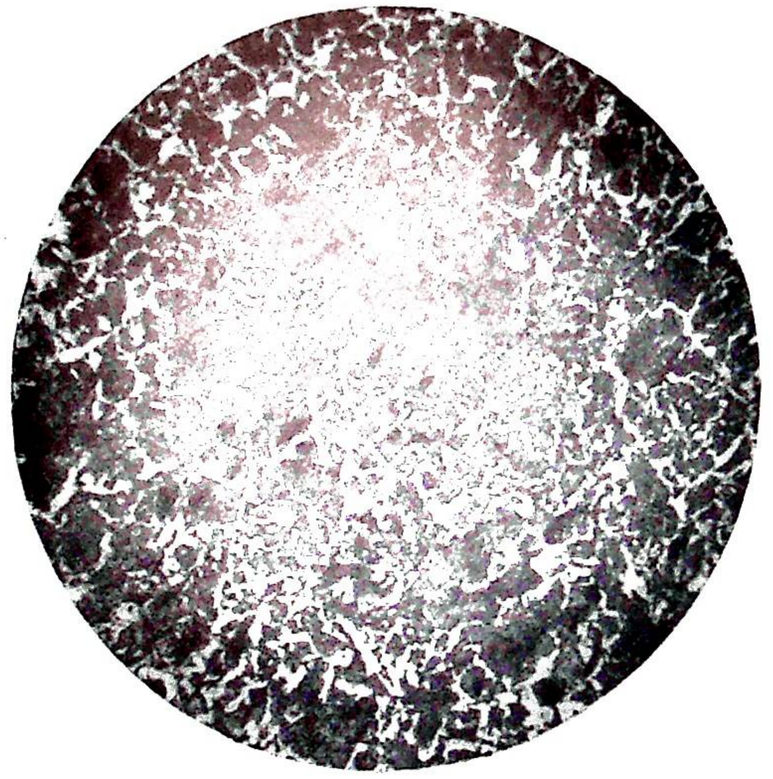


Рис. 2. Микроструктура хвостовика резца РУ-6 после отливки и отжига. ×200.

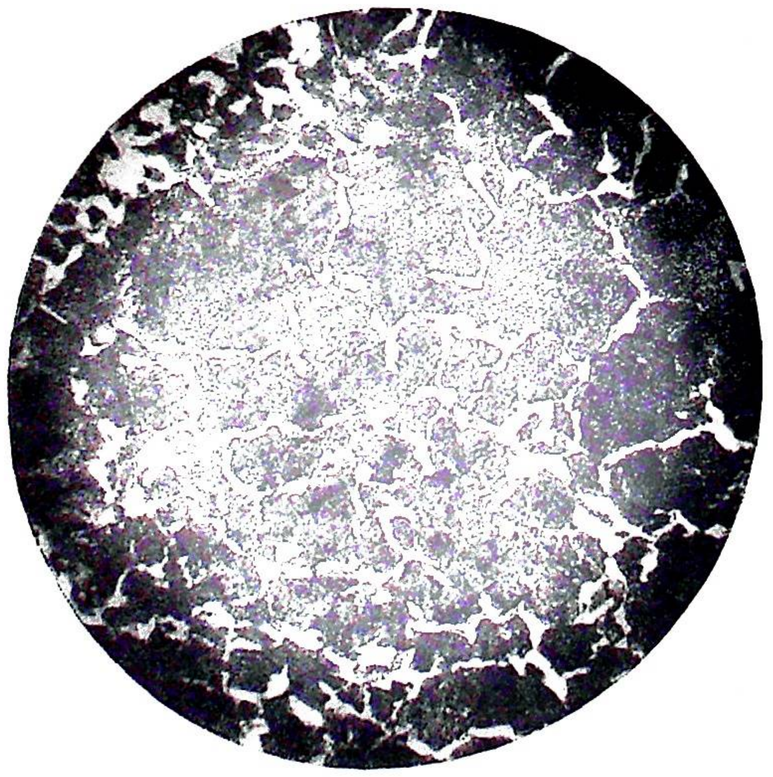


Рис. 3. Микроструктура хвостовика резца РУ-6 после штамповки и отжига. ×200.

твердосплавную пластинку, калибруется и крепежное отверстие в хвостовике резца.

В настоящее время усилия работников завода направлены на полное исключение указанных операций из производственного цикла и увеличение месячного выпуска до 40—50 тыс. резцов. В этом случае, как показывает технико-экономический расчет, себестоимость литого бурового инструмента будет на 10—15% ниже, чем кованого. Дальнейшее увеличение выпуска и проведение намеченной механизации некоторых операций технологического процесса позволят получить еще больший экономический эффект.

Таким образом, применение литейной технологии для производства угольных резцов свидетельствует о возможности и полной целесообразности перевода на путь литья многих других видов бурового инструмента.

АКАДЕМИЯ НАУК СССР
ЗАПАДНО-СИБИРСКИЙ ФИЛИАЛ
ТРУДЫ ХИМИКО-МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА
Вып. 11. Отв. ред. канд. техн. наук. К. А. Бессонов 1958

О. Ф. СТАНКЕВИЧ

К ВОПРОСУ ПРИМЕНЕНИЯ СТАЛИ ДЛЯ КОКИЛЕЙ МЕЛКИХ ОТЛИВОК ИЗ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СПЛАВОВ

Кристаллизация стальной отливки в значительной мере определяется материалом стенок литейной формы. Интенсивное переохлаждение жидкой стали у стенок металлической формы приводит к образованию мелких глобулярных кристаллов и более тонкому строению перлита, которое сохраняется и после повторных процессов вторичной кристаллизации.

Л. И. Леви [1] показал, что в случае кокильного литья обычных для литейного производства углеродистых сталей σ_b, σ_s и δ_{10} почти на 10—15% выше в литом и в термически обработанном состоянии, чем у отлитых в песчаные формы образцов. Наиболее заметно улучшаются механические свойства литой стали тонкостенных и малых по весу отливок.

Очень благоприятно сказывается ускоренное охлаждение в металлической форме при отливке мелкого инструмента из быстрорежущих сплавов — закалка от температур первичной кристаллизации непосредственно в форме предельно повышает легированность аустенита и продуктов его превращений вольфрамом, ванадием и хромом. Последующая обработка сводится только к отпуску.

Стойкость отлитого в металлической форме быстрорежущего инструмента при резании в полтора-два раза выше кованого.

Высокая экономичность литого быстрорежущего инструмента известна достаточно хорошо. Однако литейная технология будет себя оправдывать лишь в том случае, когда обработка отливок, полученных в металлических формах, сведется только к заточке режущих граней. Требуемая точность размеров отливки легко достигается в случае литья по выплавляемым моделям. Но последующая закалка не обеспечивает достаточной легированности сплава и, следовательно, высоких стойкостных показателей.

Изложенное выше привело первых исследователей в этой области [2] к необходимости опробования отливки быстрорежущего инструмента в стальных формах.

Заводская практика подтвердила целесообразность использования стальных кокилей вместо чугунных для отливок весом более одной тонны [3]. Сведения о работе стальных форм в условиях мелкого стального литья в литературе отсутствуют.

Настоящее исследование* было направлено на изучение услов
боты стальных кокилей для литья мелкого инструмента из быстро
щих сплавов и работоспособности ряда марок стали в этих услов

ВЛИЯНИЕ СТЕНКИ ФОРМЫ НА КРИСТАЛЛИЗАЦИЮ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СПЛАВОВ

Аналитическое решение задачи о толщине стенки металлич
формы для обеспечения заданной скорости охлаждения стали
сложно и приводит, как отмечает Ю. А. Нехендзи, к конструктив
прочным тонким стенкам. Поэтому при конструировании кокилей
щаются к эмпирическим данным. Ю. А. Нехендзи [4] рекомендует
менять чугунные кокили в полтора-два раза толще стальных от
(мелкое литье, толщина стенок не более 20 *мм*).

Быстрорежущие сплавы по сравнению с углеродистыми конс
ционными сталями имеют низкую критическую скорость закалки, а
пределение легирующих элементов между отдельными фазами в
чутко реагирует на изменение условий кристаллизации.

Исходя из этих положений, надлежало оценить влияние стал
стенок разной толщины на кристаллизацию быстрорежущих с
Опыты проводились со сплавами, близкими по составу к стандар
маркам Р18 и Р9 (табл. 1).

Табл

Состав выплавленных сталей

№ плавки	Химический состав, %			
	C	W	ΣCr	V
2	0,98	11,74	4,57	2,45
II	0,89	10,66	4,46	2,34
4	0,96	11,48	4,55	2,40
7	1,39	17,52	5,12	1,63
8	1,40	17,23	4,92	1,63
11	0,93	10,61	4,36	2,40

Все плавки в данной работе проводились в кислом тигле, инду
которого был подключен к высокочастотному генератору ГЗ-46. С
временно приготовлялось не более 1 *кг* стали. Для шихтовки испо
вались маркированные отходы Р18, Р9 и ферросплавы. Шлак наво
ся битым стеклом. Сталь раскислялась алюминием из расчета 0,6
Сборные формы из стали 20 были выполнены с одинаковыми вну
ними размерами: 12 × 12 × 120 *мм*. Стенки форм имели следующие
щины: 4,15 и 25 *мм*. Отлитые заготовки удалялись из форм достат
охлажденными (примерно до 150°).

В ходе исследования нас особо интересовала сталь типа Р9, ка
иболее экономичная и показавшая хорошие эксплуатационные ка
ва в литом исполнении. О ней в литературе нет интересующих
данных.

У всех образцов не обнаружено ориентации структурных сост
ющих по четко выраженной древовидной схеме. Лишь с повыше
температуры формы до 450° намечается слабо выраженная ориент
подобного типа.

* В работе принимали участие лаборанты С. А. Краев и Ю. А. Бори

Режущая способность стали существенно зависит от размеров и формы карбидных включений и характера их распределения в металлической основе. Известно, что среднее расстояние между кристаллами карбидов эвтектического происхождения кованой быстрорежущей стали, раздробленными при горячей деформации, составляет около 10—30 *мк*. Размеры карбидной сетки и равномерность распределения карбидов в аустените определяются степенью разветвленности дендритов. Оценивая размеры ветвей дендритов в баллах стандартной шкалы, можно сопоставить характер распределения карбидов в литом сплаве с картиной распределения эвтектических карбидов в кованой стали. Установлено, что высоковольфрамистые сплавы ($W \approx 16\%$, сечение образцов 12×12 *мм*), охлажденные в металлической форме, могут быть оценены в пределах 8—11 баллов стандартной шкалы, что соответствует расстоянию между ветвями дендритов 22 *мк* и менее [5]. Результаты измерения ветвей дендритов низковольфрамистой стали типа Р9 в центральной части образцов приведены в табл. 2.

Таблица 2

Размер участков ветвей дендритов

№ образцов	Толщина стенки кокиля, *мм*	Количество измеренных ветвей дендритов	x 200		Средний размер поперечника ветви, *мк*	Балл стандартной шкалы
			суммарная площадь ветвей дендритов	средняя площадь одной ветви		
			мм²			
II-12	4	45	966	21	23	7,9
II-22	15	46	783	17	20	8,3
II-32	25	68	921	13,5	18,5	8,5

Как видно из таблицы 2, при всех примененных толщинах стенки разобщенность карбидных ледебуритных участков в литой низковольфрамистой стали близка к распределению эвтектических карбидов в кованой стали Р18 и мало реагирует на изменение толщины стенки стальной формы.

Степень легированности аустенита и мартенсита вольфрамом, хромом и ванадием может быть охарактеризована в первом приближении красностойкостью. Методика оценки красностойкости литой стали аналогична кованой быстрорежущей стали и заключается в определении твердости образцов H_{R_c} после многократного отпуска при определенных температурах.

Образцы низковольфрамистого сплава II, прошедшие однократный отпуск при 570°, были подвергнуты четырехкратному нагреву при 570, 600 и 630°. Выдержка при заданной температуре продолжалась в течение одного часа с последующим охлаждением на спокойном воздухе.

График показывает (рис. 1.), что стальная стенка в 15 *мм* вполне обеспечивает нормальную для данного сплава красностойкость (при 600° $H_{R_c} > 60$).

Наблюдения за нагревом наружной поверхности стальных форм (толщина стенки 15 *мм*) показали, что температура ее после неоднократных наполнений может повыситься до 300° (стенки отливки не более 10 *мм*). Поэтому небезынтересно было выяснить, в какой мере нагрев формы может сказаться на красностойкости отлитых сплавов.

Установлено, что по мере повышения предварительного нагрева формы более резко снижается красностойкость низковольфрамистых сплавов. Нагрев наружной поверхности стальной формы выше 300°, в условиях проведенных опытов, недопустим, так как твердость отливок

оказывается ниже 60 единиц по шкале Роквелла С уже при температ испытания 600°.

Испытание резанием показало пониженную стойкость резцов (лее чем на 20%), отлитых в нагретую до 450° стальную форму, по ср нению с полученными в умеренно нагретой форме (~60°).

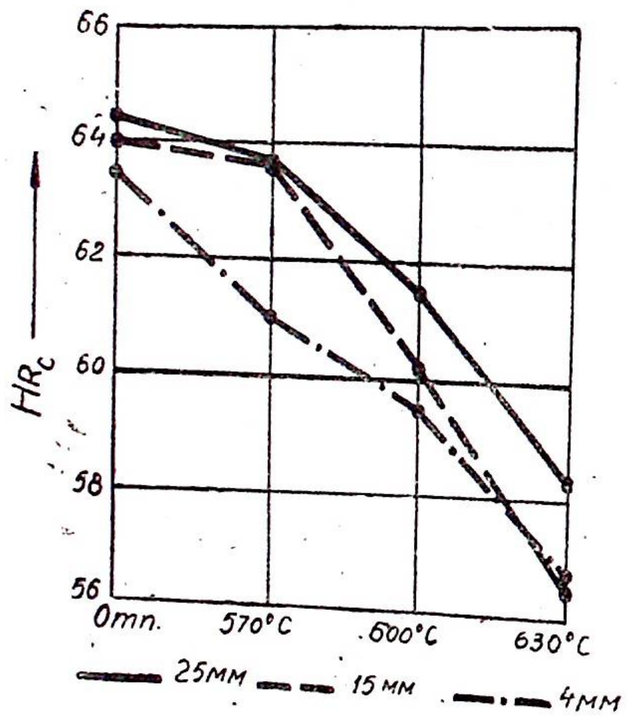


Рис. 1. Влияние толщины металлической стенки на красностойкость литой быстрорежущей стали.

У отлитых в стальн формы образцов обна живается мелкозернист поверхностный слой аус нита. Глубина слоя 0,5 *мм* (сталь типа Р

Отливка с минима ными припусками пос лит использовать эту соколегированную литей корку.

Стальная стенка ф мы толщиной 15 *мм* об спечивает мелким отливк из стали Р9 и Р18 благопр ятное распределение карб дов в высоколегирован основе, что после отпус обеспечивает высокую ст кость при резании. В эт случае литая сталь оказ вается лучше кованой.

ТЕМПЕРАТУРНОЕ ПОЛЕ СТАЛЬНОЙ ФОРМЫ

Сложность решения теплотехнической задачи — применение основ ного уравнения теплопроводности Фурье к рассматриваемому случаю тем более, в условиях нестационарного теплового потока, побудила на обратиться к экспериментальному изучению распределения температ в форме с момента наполнения ее металлом. Неоднократно велись н блюдения за температурным режимом крупных форм — кокилей для о беленных валков, изложниц для слитков среднего развеса — и толь в области цветного литья под давлением имеются исследования режим работы мелких стальных прессформ. Отмечается небольшое повышен температуры на глубине одного миллиметра от внутренней рабочей п верхности формы до 290° и на рабочей поверхности ее — до 500—60 (сплав заливался при $t \approx 700°$) [6].

В начальный момент наполнения формы жидкой сталью ($t_з \sim 1500$ должен произойти резкий скачок температуры в поверхностном сл стенки. Вследствие инерционности измерительной системы — гальван метр лабораторного типа и термопара, диаметр термоэлектродо 0,6 *мм*,— не удалось зафиксировать амплитуду скачка.

В дальнейших опытах был применен осциллограф с достаточ чувствительными шлейфами (тип 5Т, чувствительность 5,8—4,8 *мм/ма* и хромель-константановые термопары (диаметр термоэлектродов 0,2 *мм* В опытной стальной форме небольшого объема (~6 *см*³) термопар располагались в центральной части отъемной плоской стенки вдо вертикальной оси симметрии. На кинопленку одновременно произв дилась запись от трех термопар. Горячие спаи термопары находили

на рабочей поверхности (1), на расстоянии 0,45 *мм* (2) и 0,8 *мм* (3) от рабочей поверхности сменной стенки. У второй сменной стенки горячие спаи находились на глубине 1,46 *мм* (4), 3,6 *мм* (5) и 5,4 *мм* (6) от поверхности нагрева. Все стенки формы имели одинаковую толщину (15 *мм*). Контроль температуры жидкой стали перед заливкой осуществлялся платина-платинородиевой термопарой погружения в защитном кварцевом чехле. Колебание температуры жидкого металла было в пределах 1530—1580°.

На рис. 2 показано распределение температур в стальной стенке сразу после наполнения формы металлом. Наибольшая амплитуда поверхностной термопарой была достигнута через короткий промежуток времени (около 1 *сек.*) Если учитывать, что на подъем уровня металла до места установки термопары было затрачено около 0,5 сек, то можно считать задачу подбора малоинерционной измерительной системы выполненной. В рассматриваемом участке плоской стенки внутренняя поверхность нагревается со скоростью до 1000°/сек, а абсолютное значение температуры достигает 950°. По мере удаления от поверхности контакта формы с залитым металлом уменьшается наибольшая, отмечаемая в течение одного наполнения, температура и скорость ее достижения. Уже на глубине 0,45 *мм* температура не поднимается выше 520°, а в точке «6» (5,4 *мм*) температурный максимум (332°) достигается через 65 сек. Следовательно, однократное наполнение формы жидким металлом порождает тепловую волну, скорость распространения которой и температурный максимум ее понижаются примерно по экспоненциальной кривой по мере удаления от внутренней полости. Каждое наполнение вызывает температурный скачок в поверхностных слоях, который в технике получил название термического удара.

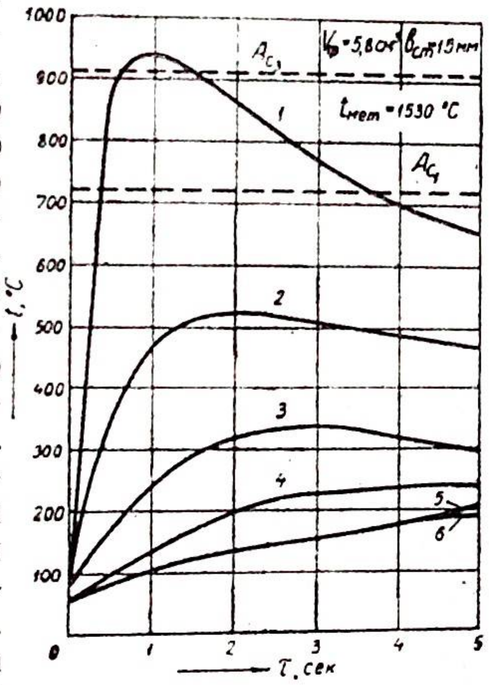


Рис. 2. Распределение температур в плоской части стальной формы после однократного наполнения.

Поставленные опыты показывают, что стальная форма для малых стальных отливок испытывает по сравнению с цветным литьем более резкий термический удар.

СКЛОННОСТЬ СТАЛИ К ТРЕЩИНООБРАЗОВАНИЮ

Эксплуатационные достоинства металлической формы определяются стойкостью материала формы к трещинообразованию и появлению сетки разгара, постоянством заданных размеров. Существенное значение, особенно в условиях стального литья, имеет также опасность привара и размыва формы жидкой сталью и окисляемость материала. Практически представляется возможным обезопасить форму от привара и размывания жидким металлом путем рационального решения технологии отливки и, в ущерб точности отливки, использования защитных покрытий.

В настоящем разделе работы рассматриваются опыты по изучению чувствительности к трещинообразованию стали (материала формы) и,

По мере повышения содержания углерода в углеродистых сталях с пластинчатым эвтектоидом повышается чувствительность к трещинообразованию (рис. 3). Стойкость зернистого перлита выше пластинчатого. Для перлито-ферритных чугунов характерен типичный хрупкий излом в надрезах после наименьшего количества циклов. На боковой по-

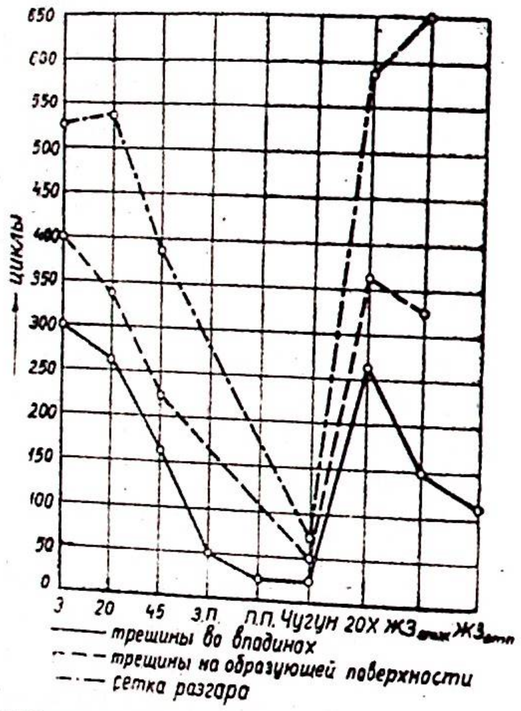


Рис. 3. Чувствительность к трещинообразованию при термическом ударе.

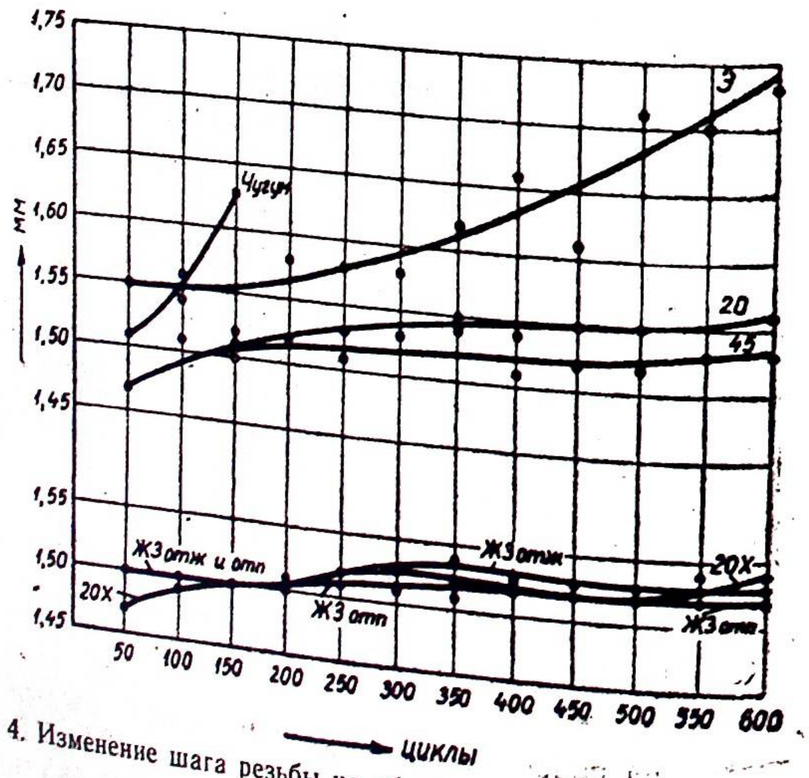


Рис. 4. Изменение шага резьбы на образцах при термическом ударе.

верхности чугунных образцов очень скоро появляется сетка разгара. Умеренно легированная хромом улучшенная сталь 20Х почти не уступает сплаву Э по чувствительности к трещинам во впадинах и по сравнению со сталью 20 имеет повышенную стойкость к появлению трещин и сетки разгара на цилиндрической поверхности.

В условиях высокочастотного нагрева стойкость к трещинообразо-

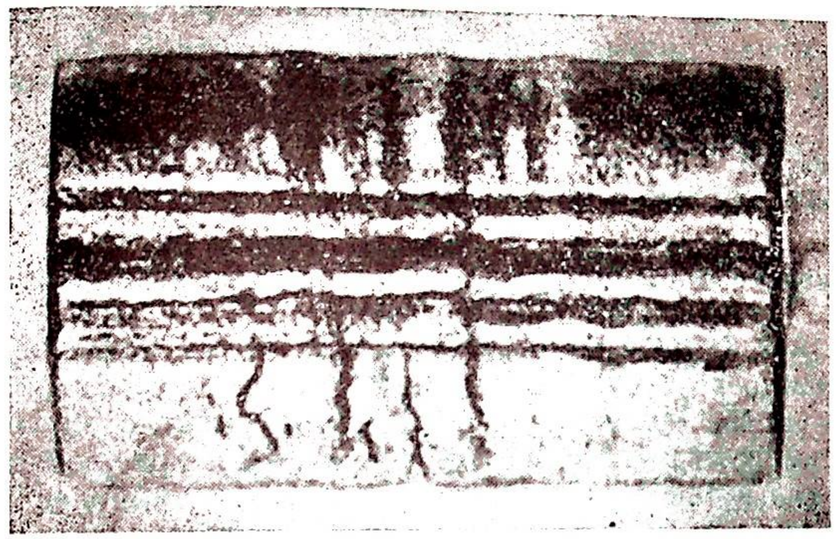


Рис. 5. Сталь Э.

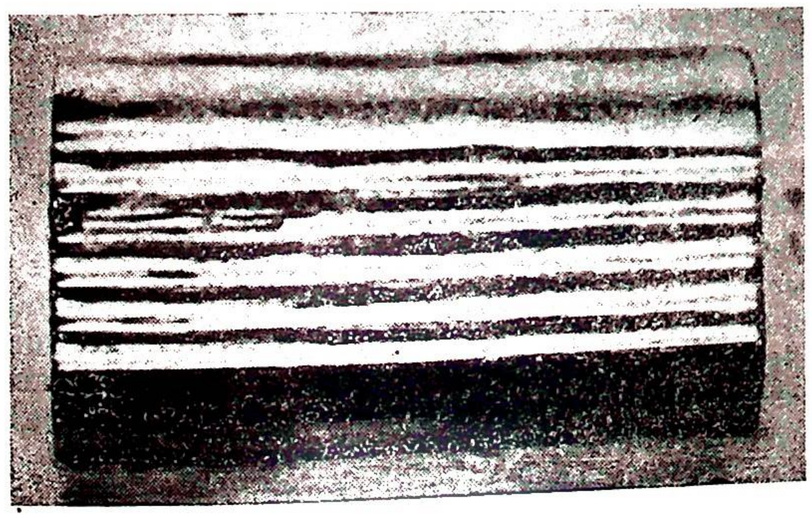


Рис 6 Перлито-ферритный чугун.

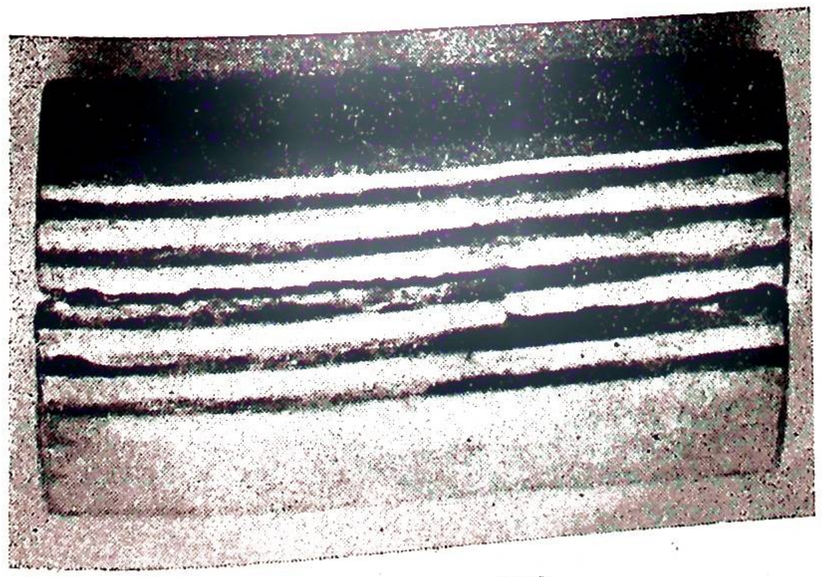


Рис. 7. Сталь ЖЗ.

ванию стали Ж3 в надрезах оказалась меньше, чем у 20Х. Однако развитие трещин у образцов из Ж3 происходило очень медленно.

На рис. 4 показан характер деформации образцов. Необходимо отметить, что менее других деформировалась сталь Ж3 (отпуск при 300°), и у нее не было обнаружено трещин на цилиндрической поверхности.

Состояние образцов из стали Э (600 циклов), чугуна (150 циклов) и Ж3 (зак.+ отп., 600 циклов) показано на рис. 5, 6 и 7.

Б. Испытание образцов в условиях контакта с жидкой сталью

Из образцов (15 × 20 × 30 *мм*) составлялась наборная форма небольшого объема, в которую под ферростатическим давлением вводилась жидкая сталь. Температура заливки колебалась около 1500° (по оптическому пирометру). Часть рабочей плоской поверхности образцов была выполнена в виде резьбы с шагом 1,5 *мм*. Наиболее склонной к трещинообразованию в данной партии образцов оказалась аустенитная сталь Я1Т — трещины по всей длине надрезов наблюдались уже после 60 наполнений. Почти одинаковую стойкость к трещинообразованию показали образцы из стали 20Х (360 циклов), 20 и Ж3 (по 380 циклов). Хуже стойкость у перлито-ферритного чугуна — 220 циклов, или на 40% ниже, чем у стали 20.

Резкий нагрев образцов у места ввода жидкого металла в формы вызывал их сильную деформацию в торцовой части. Уже после 60 наполнений у стали 45 наблюдалось исключительно сильное отклонение вершин резьбы по направлению к оси среднего зуба.

Формоизменение образцов как в средней их части, так и с торца и по профилю в меньшей степени отмечено у Ж3 и 20Х (наблюдалось уже после 120 наполнений). Микроструктура образцов претерпела сильное изменение в зоне перегрева в торцах образцов. Это изменение характеризуется у углеродистых сталей измельчением зерен феррита, повышением дисперсности и глобулярности эвтектоида и незначительной обезуглероженностью у поверхности (рис. 8, сталь 20, × 600).

Исходная сорбитообразная структура хромистых сталей изменилась в зоне перегрева до легированного хромистого феррита (рис. 9, Ж3, × 300). Толщина такого слоя у 20Х—0,1 *мм*, у Ж3—0,3 *мм*. В среднем сечении образца, в зоне меньшего перегрева, по краю профиля проходит узкая полоска переходной структуры с намечающейся сеткой феррита.

Вторая серия образцов (50Х14Н12В, Я1Т, СХ8, Ж3) была испытана в формах для получения вставных ножей к фрезам с литым рифлением. Формы наполнялись сталью под центробежным давлением.

И в этом случае сталь Ж3 показала наибольшую стойкость к трещинообразованию, выдержав до появления первой трещины 380 наполнений, т. е. столько же, как и при испытании под ферростатическим наполнением. Стойкость аустенитных сталей (50Х14Н12В и Я1Т) к трещинообразованию составляет около 13—20% от стойкости Ж3.

Деформирование образцов и в этом случае у стали Ж3 наблюдалось позднее, чем у остальных сталей.

О результатах исследования.

Успешная работа кокиля определяется в первую очередь высокой стойкостью против образования и развития трещин, минимальным изменением размеров в процессе работы формы. С этой точки зрения рассмотрим, в первую очередь, поведение железоуглеродистых сплавов,

Рис. 8. Сталь 20. × 600.

Рис. 9. Сталь Ж3. × 300.

Стойкость к трещинообразованию углеродистых сталей падает по мере повышения содержания углерода. Мы считаем, что в условиях проведенных испытаний термическим ударом сравнительная оценка испытанных углеродистых сталей может быть вполне осуществлена, так как разница в физических константах этих сплавов — магнитной проницаемости и удельном сопротивлении,— в рассматриваемом интервале незначительна. Принимая во внимание постоянство условий испытания этих сталей и допуская, что вследствие этого действие чисто термических напряжений проявлялось у всех указанных образцов почти в равной мере, можно считать, что одним из факторов, усиливающим трещинообразование, явились внутренние напряжения, возникшие в результате фазовых превращений при многократном переходе через точку A_1.

Лучшей оказалась сталь 20 и по результатам испытания в форме. Она несколько чувствительнее к трещинообразованию, чем сталь Э, но зато менее склонна к деформированию, что можно объяснить ее повышенными прочностными показателями в области высоких температур при практически одинаковой пластичности. Можно повысить ее стойкость сорбитизацией.

Более резкая смена температурных условий при термическом ударе очень сильно сказалась на повышении чувствительности к трещинообразованию хрупкого по своей природе и менее теплопроводного чугуна.

Однако и в условиях близких к рабочим чугун почти вдвое чувствительнее стали 20 к трещинообразованию и не способен сохранять тонкие очертания формы.

Практически одинаковую стойкость к трещинообразованию, как и у стали 20, показала хромистая сталь 20Х. Легирование хромом и улучшение уменьшили ее деформируемость. Если метод сопоставления результатов термического удара и испытания образцов в опытных формах применим и для малолегированной хромом стали, то для хромистой стали мартенситного класса Ж3 он не соблюдается. Преждевременное появление трещин в надрезах у стали Ж3 при испытании термическим ударом можно объяснить наличием иных температурных полей и, следовательно, напряженностью вследствие специфичности изменения удельного сопротивления стали Ж3 от температуры.

Учитывая специфику нагрева сплавов токами высокой частоты и имея сведения о температурном поле стенки формы, можно в ряде случаев применять методику термического удара ТВЧ для определения склонности к трещинообразованию, как предварительную оценку годности сплава, и, тем более, его состояния для службы в качестве материала кокиля.

Из числа опробованных сталей наиболее подходящим материалом для кокилей мелкого стального литья следует считать нержавеющую сталь Ж3, а затем 20Х и 20. Последние две стали значительно отличаются от Ж3 склонностью к формоизменению.

Высокую стойкость к трещинообразованию стали Ж3 в условиях цветного литья В. М. Пляцкий [11] объясняет крутым подъемом ударной вязкости в области высоких температур и значительной абсолютной величиной $a_к$ в тех же условиях (рис. 10). Сталь 20 по склонности к трещинообразованию практически одинакова с Ж3, которая испытывалась в тех же условиях. Кривая ударной вязкости стали 20 имеет явно выраженную тенденцию к понижению (рис. 10), что не вяжется с мнением В. М. Пляцкого. Ударная вязкость, нам думается, не может характеризовать склонность к трещинообразованию хотя бы потому,

что даже свойства металла при динамическом изгибе эта характеристика оценивает не однозначно, а механизм формирования трещин далек от природы пластической деформации и хрупкого разрушения при изгибе.

Разрушение орудийного ствола имеет много общего с износом кокиля. Изучая разгар стволов орудия и меры борьбы с ним, Д. К. Чернов поставил перед металлургами задачу отыскания состава стали с наименьшим коэффициентом теплового расширения [12]. Среди испытанных сталей средний коэффициент линейного расширения в рабочем интервале температур у стали Ж3 наиболее низкий, что частично может объяснить ее повышенные качества.

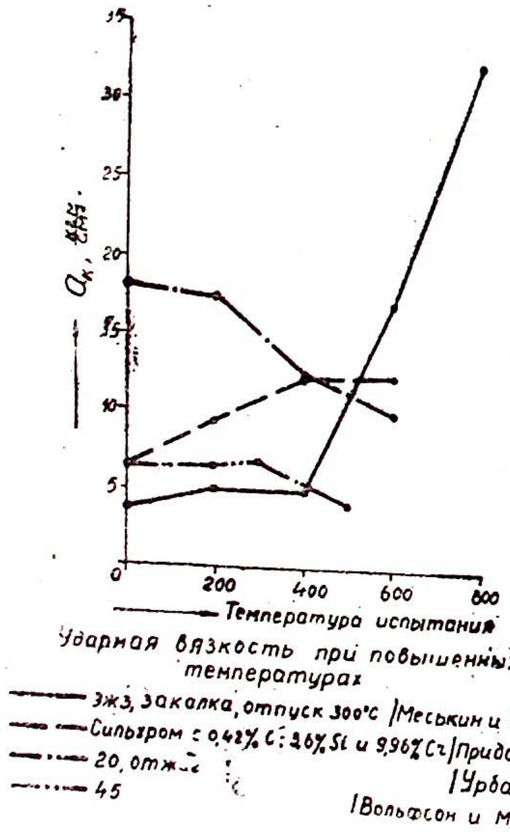


Рис. 10.

Сильхромовая сталь СХ8 как по стойкости к трещинообразованию, так и по деформируемости хуже Ж3. Повидимому, сказывается влияние большего температурного коэффициента расширения и меньшей теплопроводности стали СХ8.

Стали аустенитного класса ЯІТ и 50Х14Н12В показали очень низкую стойкость. Трещинообразование, особенно у ЯІТ, шло по границам зерен, непосредственно лежащих под рабочей поверхностью, и очень напоминает коррозионное разрушение, что, частично, связано с процессами дисперсионного твердения в результате цикличных нагревов и утолщения границ зерен. Имеется существенная разница между физическими свойствами аустенитных сталей и Ж3: очень низкая теплопроводность при невысоких температурах (~100°), низкая средняя теплопроводность и бо́льший в 1,6—1,8 раза коэффициент линейного расширения.

Нержавеющая хромистая сталь Ж3 имеет высокий комплекс механических свойств при повышенных температурах и, благодаря высокому положению точки A_{c_1} (800°), сохраняет стабильное состояние в условиях более высоких температур, что, надо полагать, улучшает ее стойкостные качества.

Однако металлическая форма из Ж3 не обеспечивает большего съема отливок с точным и сложным в литье профилем, например, вставных ножей к наборным фрезам с выполненным в литье рифлением. В случае применения абразивной зачистки рифления и снятия фаски у части резьбы можно добиться съема с одной формы до 300 отливок, что слишком мало с экономической точки зрения. Большие трудности представляет также создание технологии, обеспечивающей быструю и качественную сборку многоместной формы.

Технологически удачно решается отливка наборных ножей в комбинированных многоместных формах. Стальная пластина вставляется в

форму, приготовленную по методу выплавляемых моделей, и обеспечивает ускоренную кристаллизацию у рабочей режущей поверхности ножа. Опыты показали, что благодаря местному охлаждению толщина измельченного слоя высокой легированности достигает 1,8 *мм* (толщина отливки 6 *мм* и сплав типа Р9). У остальных стенок формы и во внутренней области отливки сохраняется типичная литая структура. Метод выплавляемых моделей обеспечивает высокую точность отливки в целом и, особенно, литого рифления, а применение местных кокилей — закалку рабочего слоя непосредственно в форме: Термообработка отлитого по предложенной схеме инструмента ограничивается только отпуском, а механическая обработка сводится к зачистке и заточке режущих граней. Экономичность комбинированного метода очевидна, и его следует осваивать для инструмента, для которого пока невозможно создать стойкую металлическую форму.

Смена температурных условий вызывает в материале формы циклические напряжения: временного характера в стадии нагрева и остаточные при охлаждении.

Совокупность циклических напряжений приводит к остаточным деформациям, что наглядно было показано Berger'ом [7].

У призматической свободной пластины (165 × 100 × 25 *мм*) после 374 циклов (нагрев до 600° и охлаждение в воде) наблюдалось приближение формы ее к сферической (113 × 74 × 67 *мм*). Деформация свободной пластины приводит к разрядке напряженного состояния.

Стенка формы может рассматриваться как закрепленная по периметру пластина, у которой пластическая деформация ограничена. В пластине в течение цикла наполнения формы металлом возникают термические напряжения и напряжения II рода. Термические напряжения, функционально связанные с температурным полем, изменяются по величине по всей толщине стенки. Вычисление термических напряжений становится возможным после решения двух основных задач: аналитического выражения температурного поля внутри плоской стенки и температурных напряжений в ней.

Первая задача очень усложняется ограниченностью линейных размеров стенки по сравнению с ее толщиной. Оценить краевые условия в данном случае весьма затруднительно. Кроме того, незначительная ширина внутренней полости формы исключает возможность рассматривать распределение теплового потока в этом направлении как равномерное,— сказывается наличие внутренних углов полости формы.

Задача о температурных напряжениях в тонких пластинках в первом приближении решена (деформация по толщине пластинки не рассматривается). Анализ термических напряжений закрепленной пластины ограниченных размеров в тройной системе координат с учетом краевых условий относится к разряду проблем теории упругости. Вводя ряд допущений, можно рассматривать форму как симметрично-нагретую полую длинную трубку, что позволит применить для выбранного случая частные решения из теории теплопередачи и теории упругости.

Рассматривая термические напряжения в совокупности с напряжениями II рода, которые возникают вблизи рабочей поверхности в функциональной зависимости от физических и упруго-пластических свойств материала, можно получить более достоверное представление об условиях работы стальной формы. Анализ напряженного состояния металлической формы составляет продолжение настоящей работы.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Леви Л. И.*, Вестник машиностроения, № 11—12, 1946.
2. *Добровидов А. Н., Розенберг А. М., Яковлев Г. М.*, Станки и инструмент, № 5, 1946.
3. *Жевтунов П. П.*, Специальные виды литья, ВНИТОЛ, Машгиз, 1947.
4. *Нехендзи Ю. А.*, Стальное литье, Металлургиздат, 1948.
5. *Бунин К. П., Данильченко Н. М.* и *др.*, Кристаллизация быстрорежущей стали в малых объемах. Научные труды Днепропетровского металлургического института им. Сталина, вып. XV, 1948.
6. *Передельский К. В.*, Литье цветных сплавов в металлические формы. Машгиз, 1951.
7. *Berger F.*, VDI, № 26, 1928.
8. *Гликман Л. А.* ЖТФ, том VII, вып. 3, 1937.
9. *Прищепа М. П.*, Термическая усталость сталей. Диссертация, ТЭМИТ, Томск, 1945.
10. *Жевтунов П. П.*, Общее машиностроение, № 2, 1941.
11. *Пляцкий В. М.*, Литье под давлением. Оборонгиз, 1946.
12. *Чернов Д. К.*, ЖРМО, № 1, 1915.

АКАДЕМИЯ НАУК СССР
ЗАПАДНО-СИБИРСКИЙ ФИЛИАЛ
ТРУДЫ ХИМИКО-МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА
Вып. II. Отв. ред. канд. техн. наук. К. А. Бессонов 1958

Р. П. РАДЧЕНКО

ВЛИЯНИЕ ПРОЦЕССА ВЫПЛАВКИ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА КАЧЕСТВО КРУПНЫХ ИЗДЕЛИЙ ИЗ КОНСТРУКЦИОННОЙ ЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ

Для управления процессами производства стали необходимо знать, как влияют отдельные технологические факторы на качество металла, которое принято оценивать с помощью тех или иных количественных показателей, отраженных в различных шкалах баллов и в требованиях к механическим свойствам стали. Качество металла является следствием действия значительного количества независимых факторов. Поэтому вопрос о причинах изменения свойств металла не всегда поддается однозначному решению. С целью улучшения качества металла нередко принимаются меры, не дающие положительных результатов. Так, например, брак по волосовинам труб, изготовленных из выплавляющейся на Кузнецком металлургическом комбинате конструкционной хромоникельмолибденовой стали, по неустановленным причинам повысился за 3 года с 0,24 до 14,9 изделий в плавке. С целью снижения брака завод предпринял ряд мер: было произведено увеличение времени наполнения слитка, снижено содержание закиси железа в шлаке, повышено содержание хрома в металле после расплавления шихты, установлено в течение процесса плавки некоторое неснижаемое содержание марганца в металле, повышена дача алюминия при раскислении стали с 0 до 0,4 *кг/т*. Все эти мероприятия, однако, не привели к положительным результатам. Далее, согласно ТУ, механические свойства металла на определенном расстоянии от внешней поверхности трубы не должны быть ниже установленных норм. Однако закалка на мартенсит на требуемую глубину не распространялась, в зоне вырезки образцов возникали иные структуры. Применение классических методов установления оптимального режима термообработки затруднялось необходимостью разрезки многих закаленных на высокую твердость проб, диаметр которых был равен 130 *мм*. В связи с этим возникла задача разработать новую методику определения режима термической обработки больших проб, основанную на использовании предложенных А. В. Лопатиным и А. В. Пировым термокинетических диаграмм превращения аустенита. Применение изотермических диаграмм не могло обеспечить надлежащей точности подбора режима термообработки, поскольку на интересующей нас глубине превращение аустенита идет в условиях **непрерывного** охлаждения.

Итак, производство поставило перед нами задачи, разрешение которых имело значение не только для хромоникельмолибденовой стали но и для любых легированных конструкционных марок стали. Весьма большой объем работы, связанный с установлением влияния технологии выплавки стали на количество волосовин и неметаллических включений, с разработкой более совершенных методов подбора режимов термической обработки, исключил возможность заняться одновременно изучением влияния на свойства стали режима прокатки, которая, кроме того, никаких подозрений не вызывала. В связи с указанным, предлагаемая работа содержит две части, из которых первая посвящена технологии выплавки стали и вторая — подбору оптимального режима термической обработки стали.

I. ТЕХНОЛОГИЯ ВЫПЛАВКИ СТАЛИ

Основная цель металлургического раздела работы заключалась в установлении источников появления в стали грубых неметаллических включений и мер борьбы с ними. При постановке исследований менялся состав шлаковой рафинировочной смеси. Для улучшения раскисления стали изменялось также количество алюминия, присаживаемого в печь перед выпуском металла. Оба указанных мероприятия, как следует из прилагаемой таблицы 1, оказали существенное влияние на количество и характер неметаллических включений в стали и, соответственно, на количество волосовин, наличие которых определяло отбраковку готовых изделий. По мере изменения шлака, при переходе от первого к последующим вариантам выплавки металла, происходит, как оказывается, уменьшение общего количества и размеров неметаллических включений, сопровождающееся снижением количества забракованных по волосовинам изделий.

На основании проведенных работ можно прийти к следующим заключениям:

1) Повышение температуры металла способствует размыванию огнеупорной кладки электропечи и разливочного припаса и поэтому увеличивает загрязненность металла, а также его газонасыщенность. В связи с этим встречаются волосовины, заполненные неметаллическими включениями, и «пустые» волосовины, заполненные газовых пузырей. Установлено, что при электрохимическом растворении металла заполняющие волосовины неметаллические включения не растворяются и выступают после травления за пределы поверхности образца на 0,5—2 *мм*.

2) Наиболее загрязнен волосовинами металл штанг «у», отвечающих низу слитка, так как в случае разливки стали сифоном первая порция более холодного металла, несущая в себе частицы огнеупоров из каналов поддона, очень быстро остывает в нижних застойных углах изложницы, в которых при последующем наполнении изложницы не возникает циркуляция металла. В нижней части слитка остаются и «заворoты» окисленной пленки первых порций металла. При допрессовке в нижнюю часть изложницы поступает холодный металл, из которого не всплывают даже крупные неметаллические включения. Необходимо отметить, что в основном бракуются по волосовинам изделия, изготовленные из штанг «у», особо загрязненных включениями силикатного типа. Характерно, что при выплавке стали по худшему I варианту максимальная отбраковка изделий по волосовинам отвечает максимальному содержанию в стали всех неметаллических

Зависимость степени загрязненности металла от варианта выплавки — Таблица 1

№ варианта	Особенности выплавки опытных плавок. Состав шлаковой рафинировочной смеси и добавка *Al* перед выпуском плавки	Длина волосовин на 1 пробе штанги „у", *мм*	Неметаллические включения: Контроль по ГОСТ 1778—42. средние баллы: в сульфиды	о окисды	Включения на металлографическом шлифе: просмотрено полей	% загрязненных полей зрения, баллы: 2,0	3,0	4,0	Величина и свойства неметаллических включений на шлифе	% устойчивых неметаллич. включ.	Выделенные электролизом: Микрохимический анализ	Петрографический анализ	К-во забракованных по волосовинам изделий на плавку, штук
I	Динасовый бой 60—70 *кг*. Шамот 50—60 *кг*. Плавиковый шпат 70—90 *кг*. Известь 500 *кг*. *Al* = = 0,3 *кг/т*.	до 87	1,30	1,77	6980	0,57	0,043	0,01	Грубые силикаты марганца и железа. Микротвердость 1200 H_μ. Кристаллы глинозема H_μ — 1400. В темном поле зрения включения прозрачны, в поляризованном — силикаты изотропны, глинозем — анизотропен.	0,0150	Шпинельно-глиноземистая фракция и силикаты, длина последних достигает 150×150×3000 μ	Корунд размером до 10μ. Шпинели, силикатные стекла, цементирующие мелкие кристалы корунда в отдельные крупные включения, достигающие величины 150 × 150 × × 300 μ	21,8
II	Шамот — 160 *кг*. Плавиковый шпат — 90 *кг*. Известь — 500 *кг*. *Al* = 0,3 *кг/т*.	49,5	0,87	1,75	9840	0,15	0,06	0	Отдельные довольно грубые включения силикатов марганца и строчки глинозема. Свойства те же	0,0095	Шпинельно-глиноземистая фракция и силикаты размером 20×20×50μ	Корунд размером до 10μ. Шпинели, силикатные стекла, цементирующие корунд в отдельные включения размером 20 × 20 × 50μ	18,2
III	Шамот — 160 *кг*. Плавиковый шпат — 90 *кг*. Известь — 500 *кг*. *Al* = 0,8 *кг/т*.	14	1,18	1,70	9760	0,35	0,02	0	Включения те же, что при варианте II	0,0090	Включения те же	Включения те же, что при II варианте.	13,1
IV	Плавиковый шпат — 125 *кг*. Известь — 500 *кг*. Al = 0,8 *кг/т*.	18	0,75	1,67	9940	0,07	0	0	Силикатных включений нет. Имеются кристаллы глинозема, несколько более крупные, чем при I, II и III вариантах.	0,0075	Шпинельно-глиноземистая фракция. Глинозем составляет 90% от всех включений.	Имеется только корунд размером от 5 до 20 μ.	8,2

ских включений и, в частности, глинозема. Последнего, однако, в I 1/2—2 раза меньше, чем устойчивых силикатных включений.

3) Исследование распределения включений в слитке показало также, что в верхней части слитка, отвечающей штанге «А», неустойчивых сульфидных включений значительно больше, чем в остальной части слитка.

Устойчивые включения оксидного типа, т. е. силикаты и глинозем, в основном располагаются в нижней части слитка, отвечающей штанге «у».

4) Опыт показал, что увеличение дачи алюминия в печь перед выпуском плавки с 0,3 до 0,8 *кг/т* стали при выплавке по IV варианту (табл. 1) не приводит к увеличению количества глинозема в стали. Следовательно, кислорода в стали содержится меньше того количества, которое смогло бы связать 0,3 *кг/т* алюминия в химическое соединение Al_2O_3. Правильность этих соображений подтверждается тем, что при даче алюминия 0,8 *кг/т* в металле спектральным анализом было обнаружено около 0,02% алюминия. Имеющееся у некоторых металлургов мнение о росте количества глинозема в стали с увеличением дачи алюминия подтверждается, следовательно, далеко не во всех случаях.

5) В итоге исследований был установлен оптимальный IV вариант технологии выплавки стали, при котором количество забракованных по волосовинам изделий оказалось самым малым. Металлографический, микрохимический и петрографический анализы неметаллических включений показали, что выплавленная по IV варианту сталь действительно не содержит грубых оксидных включений силикатного типа и общее количество устойчивых неметаллических включений в ней было наименьшим и на 90% состояло из мелкого корунда (Al_2O_3).

Повышение количества алюминия для окончательного раскисления плавки в нашем случае не увеличило количество глинозема в стали, но сказалось на свойствах аустенита и, как далее будет показано, на глубине прокаливаемости стали.

6) Таким образом, материалы исследования свидетельствуют, что при правильной шихтовке плавок по хрому, хорошей дегазации металлической ванны, надлежащем подборе шлаковой смеси для периода рафинировки, правильного нагрева металла в процессе плавки и тщательного раскисления металлической ванны алюминием (рис. 1) в конце плавки можно получать в дуговых печах хромоникельмолибденовую сталь, практически свободную от грубых неметаллических включений и свободную от волосовин, а следовательно, и устранить брак по этой причине на заводах — потребителях стали.

II. ПОДБОР ОПТИМАЛЬНОГО РЕЖИМА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ

Ввиду того, что трубы большого диаметра, сделанные из поставляемого Кузнецким металлургическим комбинатом металла, на заводе-потребителе иногда не выдерживали испытаний по механическим свойствам, комбинату было предложено увеличить размер контрольных труб, подвергавшихся термической обработке. Пробы размером 130×40×40 *мм* были заменены пробами диаметром 130 *мм* и длиною 300 *мм*. Обработка крупных проб по ранее установленному режиму не позволяла получать требуемых механических свойств, поэтому возникла необходимость подобрать новый режим термической обработки.

В настоящем исследовании для подбора оптимального режима тер-

Примечания:

1) I, II, III IV – номера вариантов выплавки

2) цифры на кривых показывают количество плавок

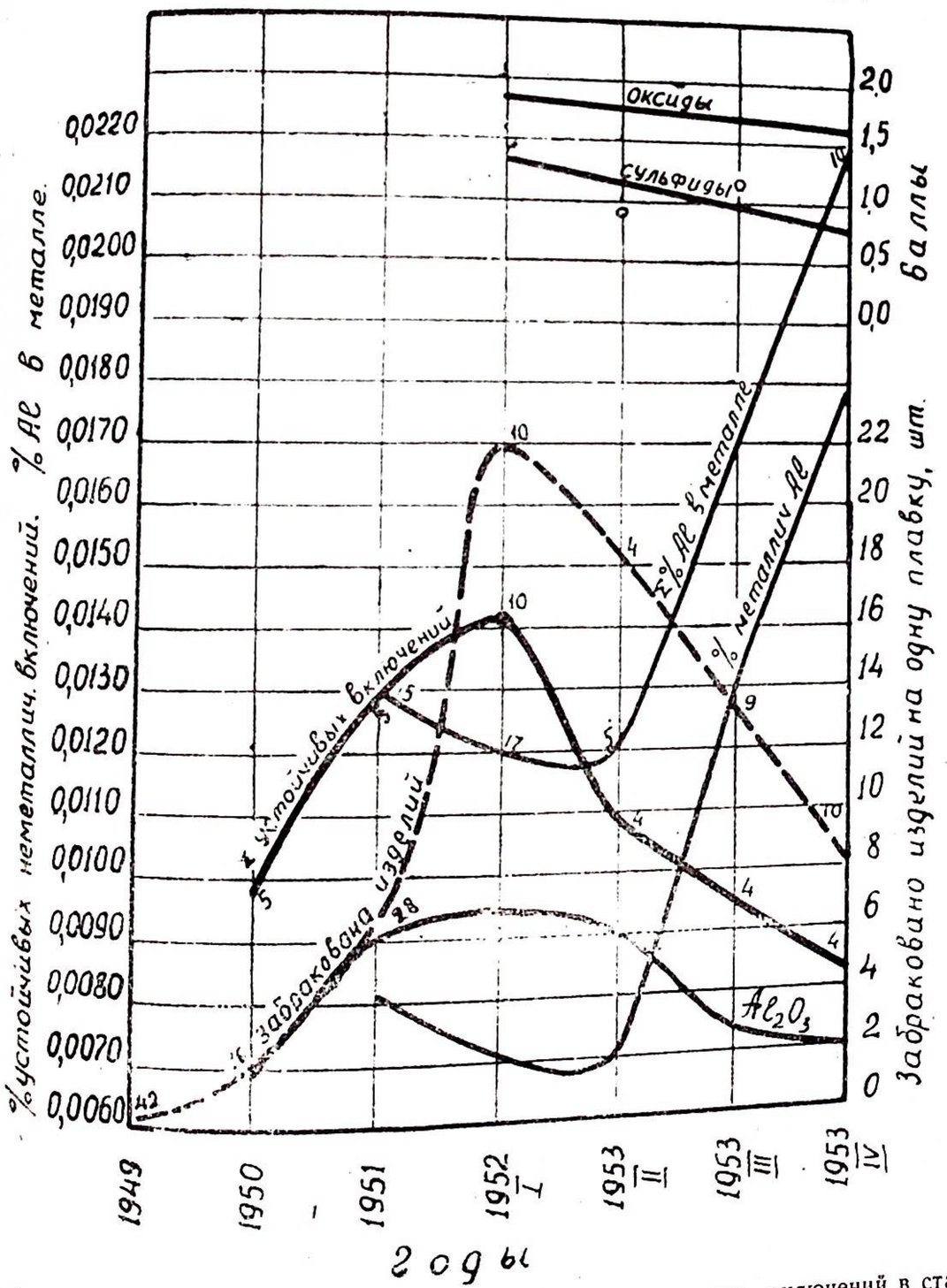


Рис. 1. Процент брака в готовых изделиях и изменение количества включений в стали в зависимости от варианта выплавки.

мической обработки проводилось изучение кинетики превращения аустенита при непрерывном охлаждении.

Как известно, структура и механические свойства продуктов распада аустенита определяются скоростью его охлаждения. При высокой скорости охлаждения у легированных хромом, никелем и молибденом конструкционных сталей образуется мартенсит, при малой скорости — феррит и перлит, при промежуточных скоростях образуются промежуточные структуры закалки, в которых содержится значительное количе-

ство остаточного аустенита и которые, после высокого отпуска, иногда дают сталь с низкими значениями ударной вязкости, сужения поперечного сечения и предела пропорциональности.

Охлаждая дилатометрические образцы с разной скоростью и определяя температуры начала и конца превращения в стали, можно построить термокинетическую диаграмму превращения аустенита, которая для хромоникельмолибденовой стали приведена на рис. 2. На этой диаграмме, вместо скорости охлаждения, на оси абсцисс показано время охлаждения, что для практики удобнее. На той же диаграмме показано, какие структуры получаются при разной длительности охлаждения

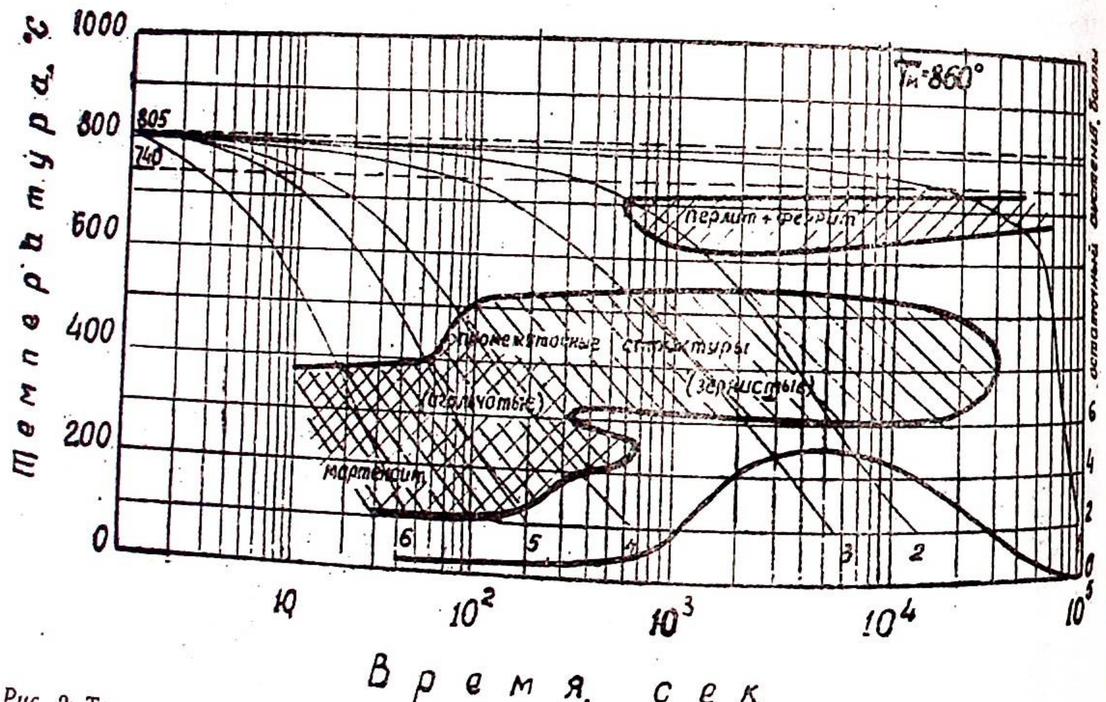


Рис. 2. Термокинетическая диаграмма превращения аустенита хромоникельмолибденовой стали.

стали. Если сталь охлаждается медленно, по режиму 1, кривая охлаждения пересекает лишь феррито-перлитную область, и структура стали будет состоять из феррита и перлита. При охлаждении по режиму 2 структура металла будет состоять из феррита, перлита и промежуточной структуры зернистого строения. Охлаждение по режиму 3 и 4 даст промежуточные структуры соответственно зернистого и игольчатого строения и по режиму 5 — даст мартенсит. Максимум остаточного аустенита наблюдается при получении промежуточных зернистых структур.

Из работы следует, что если какая-либо область металла в крупном изделии охлаждается с такой же скоростью, что и маленький дилатометрический образец, структура и свойства металла образца и указанной области будут одинаковы. Отсюда вытекает, что, зная время охлаждения в каждой зоне крупного изделия, в течение которого температура в ней понижается с A_{c_3} до 100°, по термокинетической диаграмме можно определить, какая структура металла возникает при охлаждении изделия в этой зоне. Механические свойства различных структур закалки и их свойства после разных отпусков можно установить для изучаемой марки стали заранее. Время охлаждения от A_{c_3} до 100° в любой зоне при заданных условиях охаждения изделия или большой пробы легко найти экспериментальным путем. Если, исходя из условий службы изделия, принято, что механические свойства стали в той или иной зоне изделия должны отвечать некоторым вполне определенным

требованиям, задавшись температурой отпуска, можно узнать, какая структура должна быть получена в этой зоне после закалки. По термокинетической диаграмме легко после этого найти необходимое время охлаждения металла в этой зоне, после чего по кривым охлаждения изделия можно определить режим охлаждения изделия при закалке (например, охлаждение изделия в воде, в масле и т. д.). Следовательно, для установления оптимального режима термической обработки можно обойтись и без испытания большого количества образцов, вырезанных из значительного количества изделий, термически обработанных по разным режимам. Чтобы внедрить указанный метод отыскания оптимального режима термической обработки, необходимо издать атлас термокинетических диаграмм для разных марок стали, включающий данные о механических свойствах структур сталей после закалки и разных отпусков. В подготовке к изданию такого атласа принимает участие и автор этой работы.

Установленный по термокинетическим диаграммам режим обработки больших проб был проверен при помощи классического метода подбора термической обработки. Оба метода, как и следовало ожидать, дали совпадающие результаты.

При изучении кинетики распада аустенита хромоникельмолибденовой стали* было также установлено, что местоположение областей термокинетической диаграммы, отвечающих разным структурам, зависит как от температуры начального нагрева стали под закалку, так и от особенностей ее выплавки.

Повышение температуры нагрева стали выше A_{c_3}, равно как и повышение длительности выдержки при максимальной температуре, увеличивает зерно аустенита и выравнивает в нем концентрацию углерода и остальных легирующих элементов, что в свою очередь повышает устойчивость аустенита, сдвигает области его превращений вправо и поэтому увеличивает глубину прокаливаемости стали (рис. 3).

Установлено также, что при даче алюминия в качестве раскислителя часть его переходит в твердый раствор, сдвигая области превращений аустенита на термокинетических диаграммах влево, т. е. алюминий, как легирующий элемент, в изученных пределах уменьшает устойчивость аустенита и по этой причине понижает глубину прокаливаемости стали.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

С целью выплавки конструкционных легированных сталей, по возможности свободных от волосовин в штангах «у», отвечающих нижней части слитка, которая обычно содержит наибольшее количество волосовин, необходимо особое внимание обращать на состав шлаковой рафинировочной смеси. Она должна составляться из извести и плавикового шпата. Дача алюминия в печь перед выпуском стали, в случае применения надлежащей шлаковой смеси, способствует почти полному устранению крупных включений силикатного типа, наличие которых приводит к появлению волосовин. Недопущение перегрева стали при выплавке предотвращает также появления в стали «пустых» волосовин, возникающих при прокатке газонасыщенного металла.

Обращаясь к рассмотрению механических свойств металла, необходимо отметить, что такие характеристики, как сужение поперечного сечения и ударная вязкость, понижаются не только с ростом загрязненности стали, но и в случае появления при закалке промежуточных струк-

* Выполнено совместно с инж. П. В. Романовым.

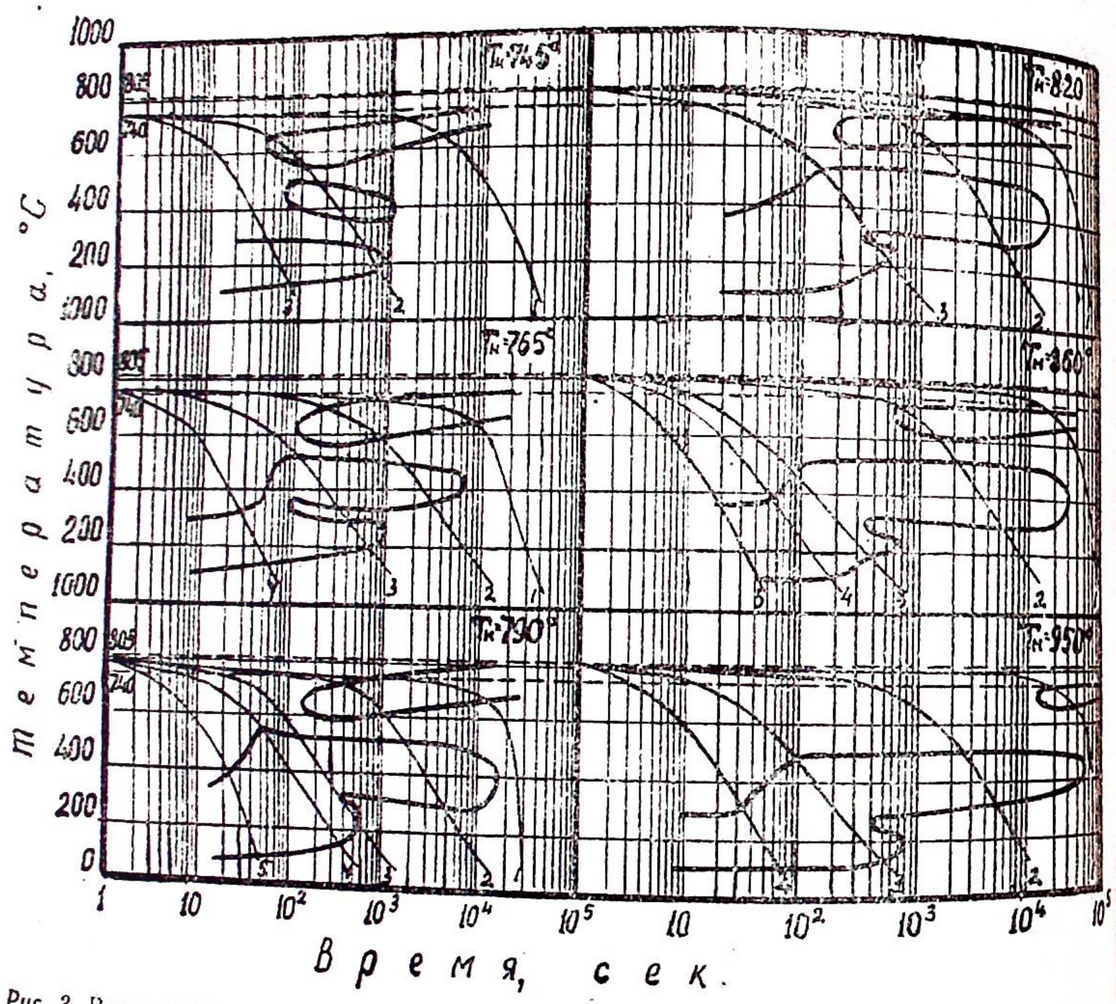


Рис. 3. Влияние температуры нагрева на превращения аустенита хромоникельмолибденовой стали.

тур зернистого характера, дающих после высокого отпуска не только низкую прочность, но и низкий предел пропорциональности.

Промежуточные структуры возникают при закалке в конструкционных легированных сталях при невысоких скоростях охлаждения, наблюдающихся в сердцевинных зонах крупных изделий. В связи с этим, для установления оптимального режима термической обработки крупных изделий и проб целесообразно пользоваться термокинетическими диаграммами превращений аустенита. С помощью этих диаграмм легко объяснить, почему глубина прокаливаемости стали зависит от температуры нагрева стали под закалку и от особенностей процесса раскисления стали алюминием.

АКАДЕМИЯ НАУК СССР
ЗАПАДНО-СИБИРСКИЙ ФИЛИАЛ
ТРУДЫ ХИМИКО-МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА
Вып. II. Отв. ред. канд. техн. наук. К. А. Бессонов 1958

РАЗДЕЛ II

ПРОЧНОСТЬ МЕТАЛЛОВ

АКАДЕМИЯ НАУК СССР
ЗАПАДНО-СИБИРСКИЙ ФИЛИАЛ
ТРУДЫ ХИМИКО-МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА
Вып. 11 Отв. ред. канд. техн. наук К. А. Бессонов 1958

Ю. Е. БОНДАРЕВ, Г. П. ЗАЙЦЕВ

ДЕФОРМИРОВАННЫЙ ОБЪЕМ ПРИ ИЗГИБЕ

1. ПОСТАНОВКА ВОПРОСА

При прочих равных условиях размер и форма объема металла, втянутого в пластическую деформацию, определяются способностью металла к относительному упрочнению, характеристикой которого служит равномерное удлинение при растяжении [1]. При равных диаметрах отпечатков одного и того же шарика пластически деформированный объем тем больше, чем больше равномерное удлинение металла, т. е. чем больше его способность к относительному упрочнению. При этом деформации в пределах деформированного объема будут, очевидно, больше у металла, имеющего малый деформированный объем. Следовательно, величины деформаций также зависят от равномерного удлинения.

Указанные закономерности должны проявляться и при изгибе ненадрезанных и надрезанных образцов. Поскольку величина деформированного объема находится в непосредственной связи с величиной ударной вязкости металла, то изучение законов его формирования необходимо. В литературе имеются работы, посвященные изучению деформированного объема при изгибе [2], однако в них не учитывается влияние безразмерного параметра пластичности — равномерного удлинения,— что делает их несколько неполноценными.

2. ДЕФОРМИРОВАННЫЙ ОБЪЕМ ПРИ ИЗГИБЕ ОБРАЗЦОВ

При изгибе образца в пластическую деформацию втягивается только средняя его часть. При образцах одинакового размера деформации растяжения и сжатия волокон целиком определяются величиной деформированного объема, который у образцов из разных металлов при равных углах изгиба оказывается различным. Для нахождения связи деформированного объема при изгибе с величиной равномерного удлинения при растяжении были взяты металлы, сильно разнящиеся по значениям δ_p. Механические свойства примененных в исследовании ме-

Таблица 1

Механические свойства примененных в исследовании металлов

№ п/п	Металлы	σ_s кГ/мм²	$S_в$ кГ/мм²	$\delta_р$	$\psi_к$
1	Сталь 40Х, закалка 850°, в масло, отпуск 500°, 1 час	100	116	0,057	0,59
2	Сталь 38ХМЮА, горячекатаная	—	114	0,100	0,535
3	Сталь 3, горячекатаная	27,4	48	0,160	0,678
4	Сталь 20, горячекатаная	26	57	0,227	0,63
5	Алюминий холоднокатаный, отжиг 500°, 6 часов	2,54	10,75	0,376	0,846
6	Медь холоднокатаная	—	29,8	0,408	0,71
7	Латунь холоднокатаная, отжиг 400°, 1 час	14,6	61	0,64	0,773
8	Латунь холоднокатаная, отжиг 700°, 2 часа	5,3	56,2	0,980	0,882

таллов приведены в таблице 1. Ненадрезанные и надрезанные образцы стандартных размеров, сериями по три штуки, изгибались на копре однократными ударами маятника до разных углов изгиба. Для определения величины деформированных объемов на боковую поверхность всех образцов перед испытанием была нанесена сетка квадратных ячеек с базой 1 *мм*. Риски наносились на инструментальном микроскопе, оборудованном для этой цели специальным приспособлением, состоящим из головки для крепления иглы, заменявшей объектив микроскопа, и столика для установки образца. Точность нанесения сетки составляла $\pm 5\%$. Для лучшего контраста линий сетки поверхность образца, предварительно тщательно промытая в ацетоне, покрывалась тонким слоем черной туши. После изгиба образцы фотографировались с трехкратным увеличением. Подсчитывая по фотографии количество искаженных ячеек сетки и полагая, на основании закона сохранения объема при пластической деформации, что объем призмочек, основанием которых они служат, при изгибе не изменился, можно определить их суммарный объем в исходном состоянии образца по формуле:

$$V = nbF_0, \qquad (1)$$

где n — число искаженных ячеек,

b — ширина образца,

F_0 — площадь ячейки в исходном состоянии.

На рис. 1 показаны кривые изменения деформированных объемов в функции угла изгиба для ненадрезанных образцов. На рис. 2 такие же кривые построены для надрезанных образцов. Как видно из рисунков, у ненадрезанных и у надрезанных образцов деформированные объемы возрастают с увеличением угла изгиба, причем интенсивность их роста тем больше, чем больше равномерное удлинение $\delta_р$ данного металла. Объясняется это тем, что при изгибе первые пластические деформации появляются в сечениях, где действуют наибольшие напряжения. Для ударного образца, представляющего нагруженную сосредоточенной силой двухопорную балку, это сечение расположено в середине длины. В результате прошедшей пластической деформации сопротивление металла повышается. Для дальнейшей деформации требуется увеличение на-

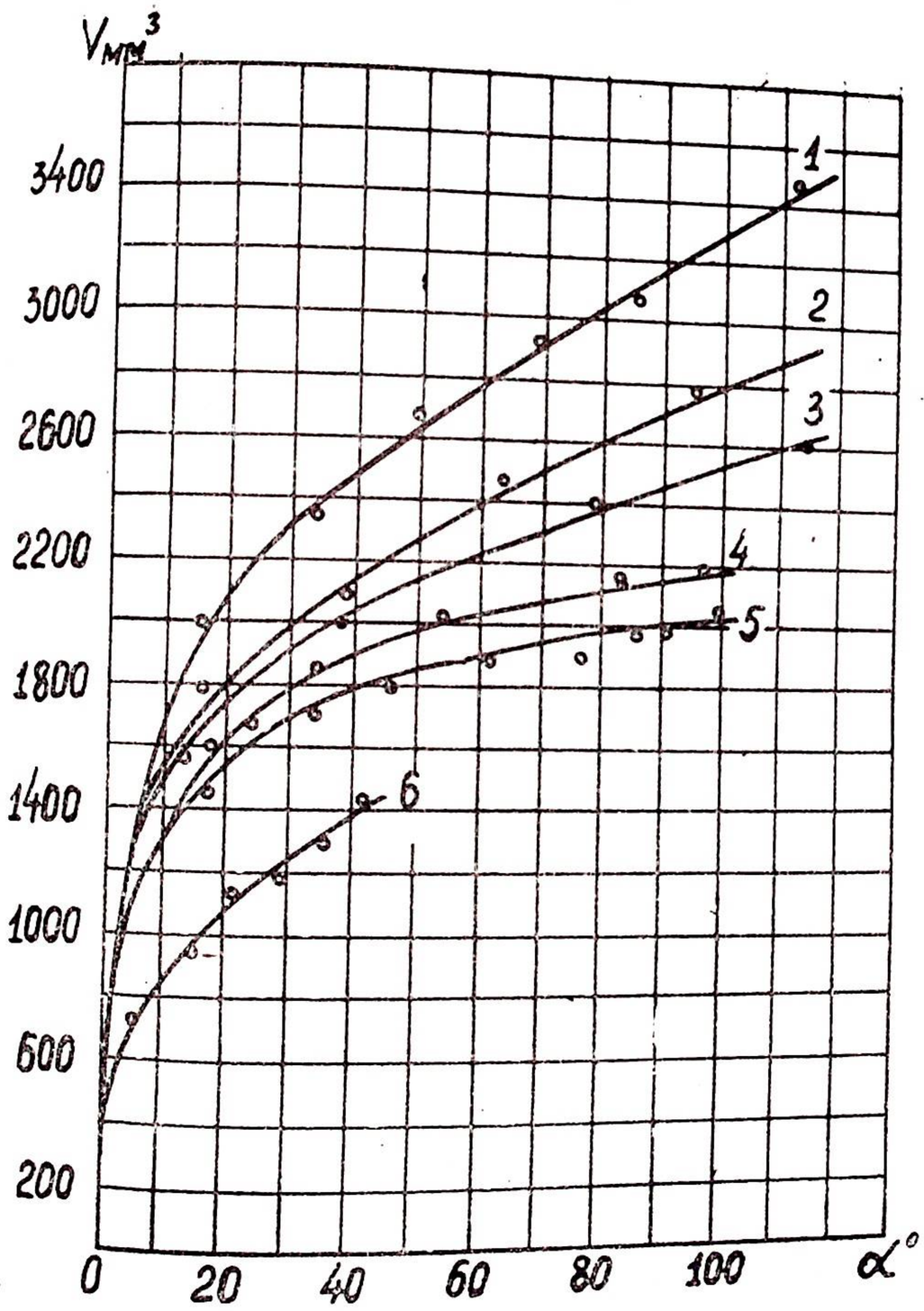


Рис. 1. Изменение деформированных объемов в зависимости от угла изгиба у ненадрезанных образцов стандартных размеров:
1 — латунь, отжиг 700°, $\delta_р = 0{,}98$; *2* — латунь, отжиг 400°, $\delta_р = 0{,}64$; *3* — алюминий, $\delta_р = 0{,}38$; *4* — Ст20, $\delta_р = 0{,}23$; *5* — Ст3, $\delta_р = 0{,}16$; *6* — Ст40Х, $\delta_р = 0{,}06$.

грузки. Расположенные рядом недеформированные сечения, оказывающие меньшее сопротивление, также начинают вовлекаться в деформацию и упрочняться. По мере роста угла изгиба образца растет и количество сечений, втянутых в пластическую деформацию. Если способность металла к относительному упрочнению велика, то увеличение деформации в уже деформированных участках все больше и больше повышает их сопротивление и деформированный объем оказывается большим. При малом $\delta_р$ разница между напряжениями в начале и в конце пластической деформации мала и поэтому соседние сечения, в которых изгибающий момент меньше, втягиваются в деформацию с трудом, деформированный объем оказывается малым.

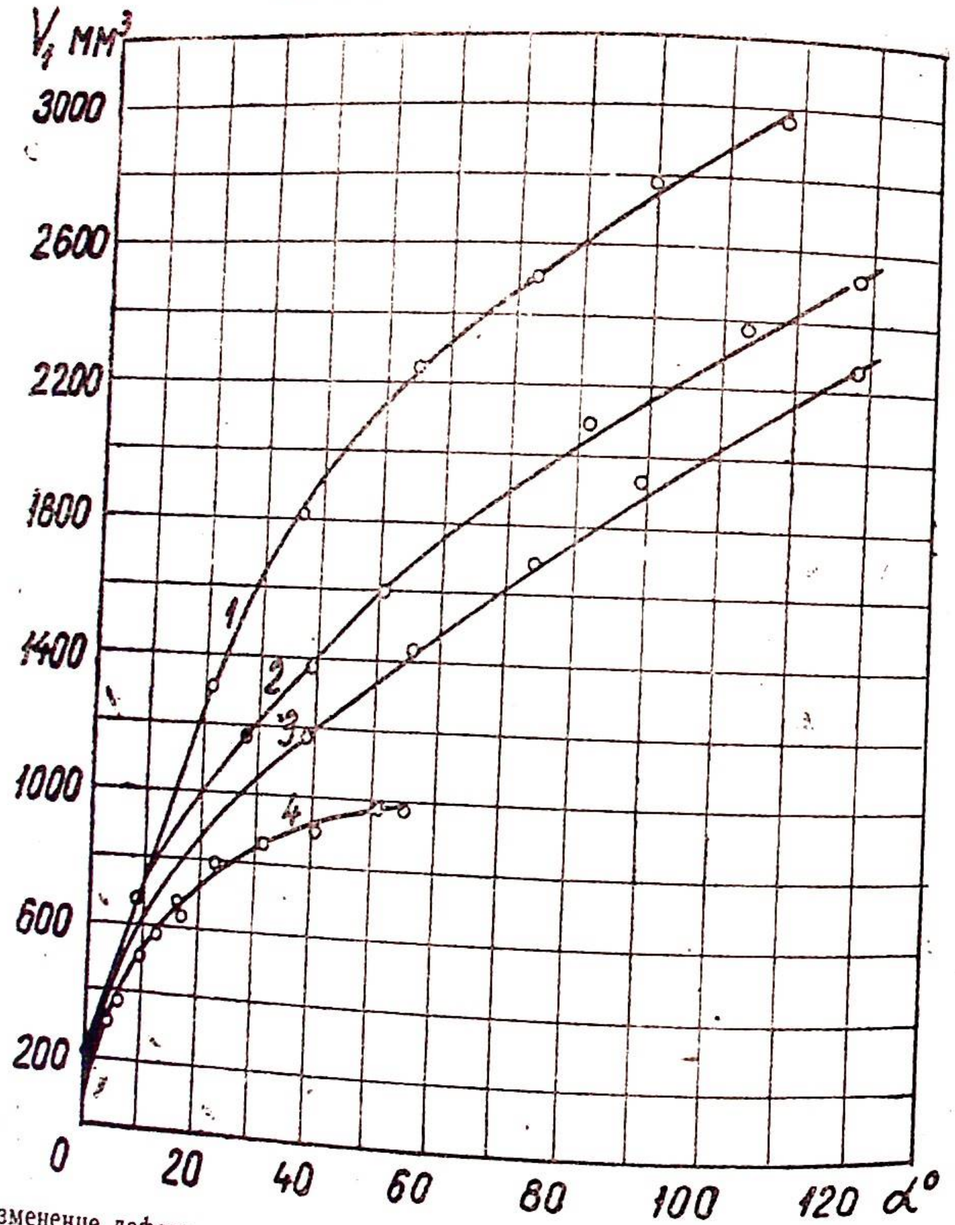


Рис. 2. Изменение деформированных объемов в зависимости от угла изгиба надрезанных стандартных образцов:
1 — латунь, отжиг 700°; *2* — латунь, отжиг 400°, *3* — алюминий, *4* — Ст20, Ст3, 40Х.

3. РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ДЕФОРМАЦИЙ В НЕНАДРЕЗАННЫХ ОБРАЗЦАХ

С величиной деформированного объема связаны величина и характер распределения деформаций растяжения и сжатия волокон в отдельных сечениях образца. Разрушение начинается в виде трещины в максимально деформированном сечении крайнего растянутого волокна, расположенном в середине длины образца. На рис. 3 показана схема изгиба двух образцов на равные углы α из металлов с разными значениями δ_p. До изгиба крайние наружные волокна обоих образцов имеют одинаковую длину. После изгиба они также остаются примерно равными, т. е. получают одинаковые абсолютные удлинения. Но, у металла *1*, с малым δ_p, деформированный объем мал, поэтому абсолютное удлинение волокна в целом складывается из удлинений малого числа ячеек, в силу чего деформации отдельных ячеек оказываются бóльшими, чем у металла *2*, имеющего большой деформированный объем. При одинаковых углах изгиба этих образцов максимальная деформация металла *1* все время больше максимальной деформации металла *2*. Если у обоих металлов предельные деформации, при которых происходит разрушение, оцениваемые $\psi_к$, равны, то, очевидно, образец *1* сломается при меньшем угле изгиба, чем образец *2*.

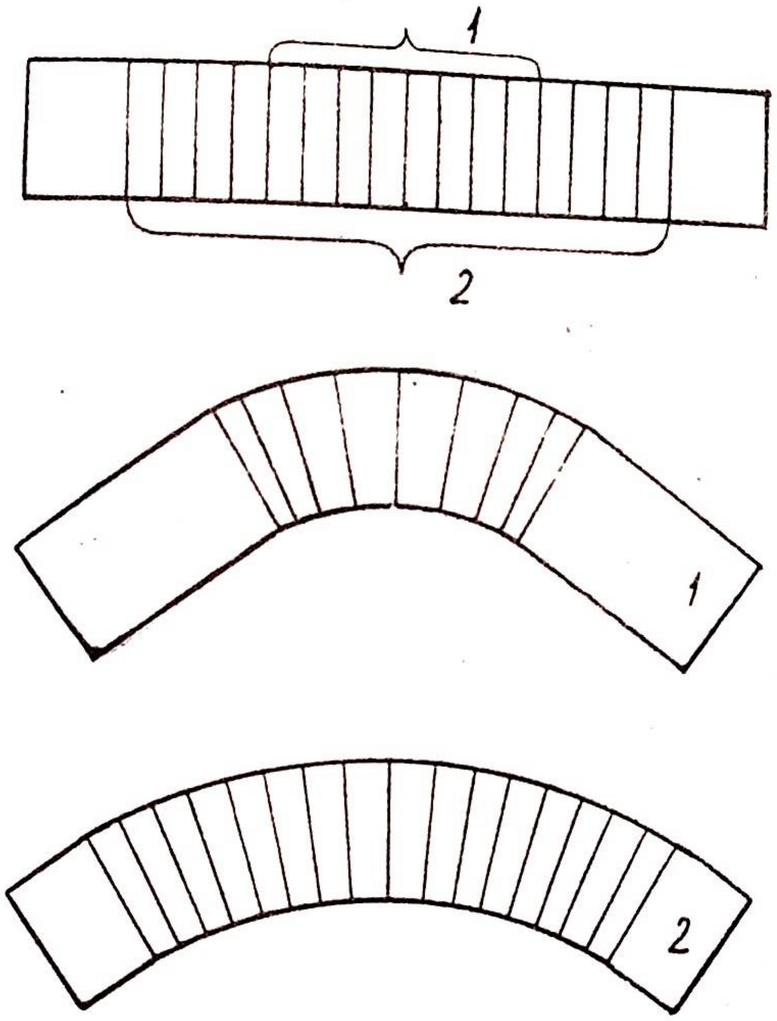


Рис. 3. Схема распределения деформаций в отдельных сечениях крайнего растянутого волокна при разной величине деформированных объемов.

Поскольку величина деформированного объема связана со значением равномерного удлинения металла δ_p можно ожидать, что и максимальная деформация крайнего растянутого волокна также будет связана с δ_p, т. е. должна существовать функциональная зависимость

$$\delta_{max} = f(\delta_p ; \alpha) . \qquad (2)$$

Для нахождения вида этой функции максимальная деформация была измерена на всех испытанных образцах. Результаты измерений представлены на рис. 4. Оказалось, что по мере увеличения угла изгиба деформация δ_{max} растет пропорционально α, причем интенсивность ее роста действительно определяется значениями δ_p. Деформация больше у металлов с малыми δ_p и меньше у металлов с большими δ_p.

Для семейства прямых, показанных на рис. 4, можно написать уравнение

$$\delta_{max} = M\alpha , \qquad (3)$$

где $M = tg\beta$ — коэффициент пропорциональности, легко определяемый из рис. 4 и являющийся функцией δ_p.

На рис. 5 в координатах $\frac{1}{M}$; δ_p, произведено построение функциональной зависимости $\frac{1}{M}$ от равномерного удлинения δ_p. Оказалось, что экспериментальные точки хорошо укладываются на прямую, не проходящую через начало координат.

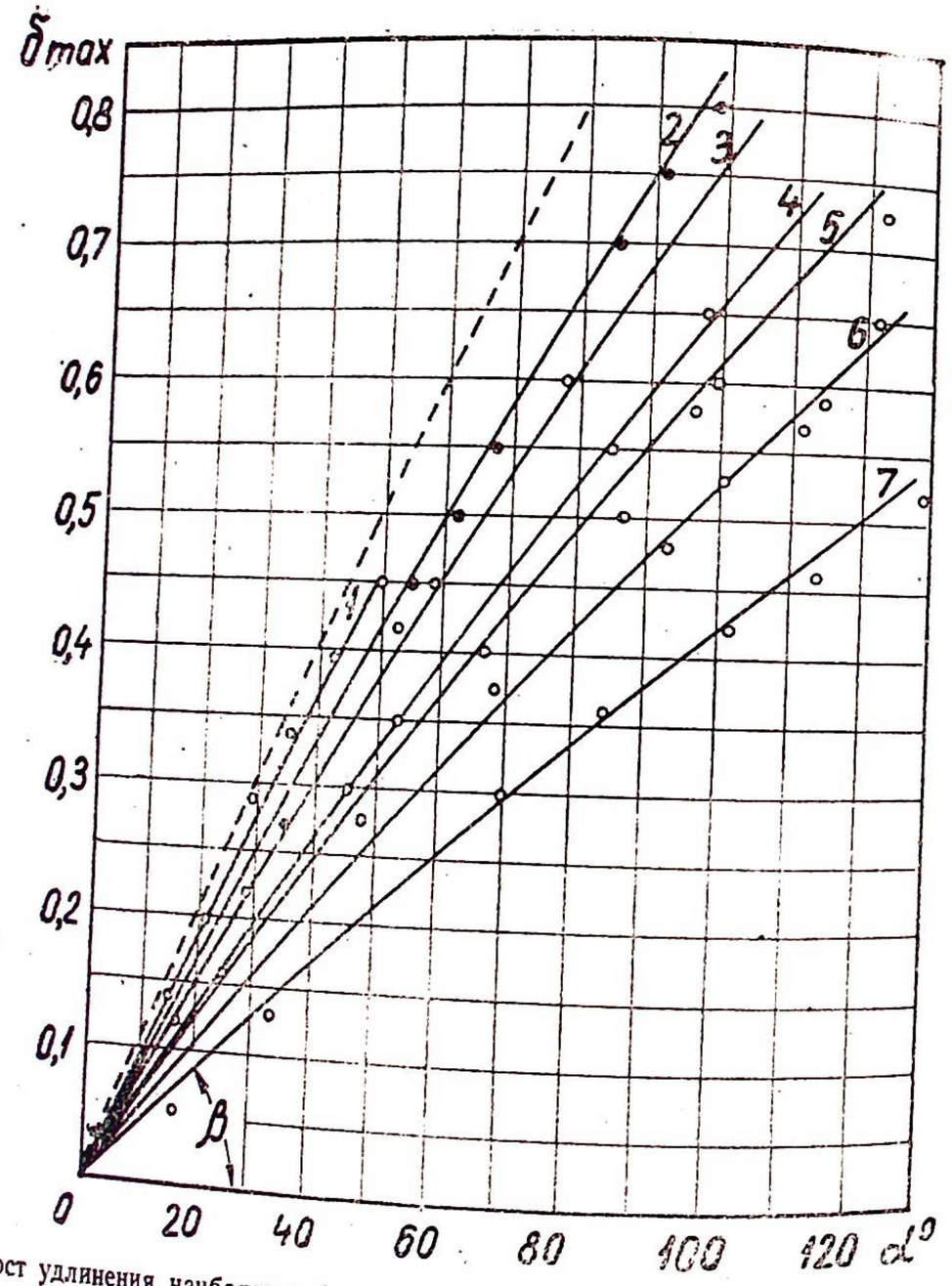


Рис. 4. Рост удлинения наиболее деформированного участка крайнего растянутого волокна у надрезанных образцов:
1 — Ст40Х, *2* — Ст3, *3* — Ст20, *4* — алюминий, *5* — медь, *6* — латунь, отжиг 400°, *7* — латунь, отжиг 700°.

Полученная прямая может быть описана уравнением

$$\frac{1}{M} = K\delta_p + a. \qquad (4)$$

Коэффициенты $K = \operatorname{tg}\gamma$ и a, определенные по рис. 5, равны

$$K = 152;\ a = 102.$$

При этих значениях K и a уравнение (4) принимает вид

$$M = \frac{1}{152\,\delta_p + 102}. \qquad (5)$$

Подстановка M в уравнение (3) приводит к выражению

$$\delta_{max.} = \frac{a}{152\,\delta_p + 102}. \qquad (6)$$

Прямые линии на рис. 4, построенные по экспериментальным точкам, как и следовало ожидать, совпадают с прямыми, построенными

по формуле (6). Расхождение вычисленных и экспериментальных значений нигде не превышает $\pm 5\%$, т. е. точности нанесения сетки и измерения деформаций. Пунктирная прямая на рис. 4 построена для случая $M = \frac{1}{a}$ при $\delta_p = 0$. Так как реальные металлы не имеют значений $\delta_p < 0$, то эта прямая является своего рода предельной.

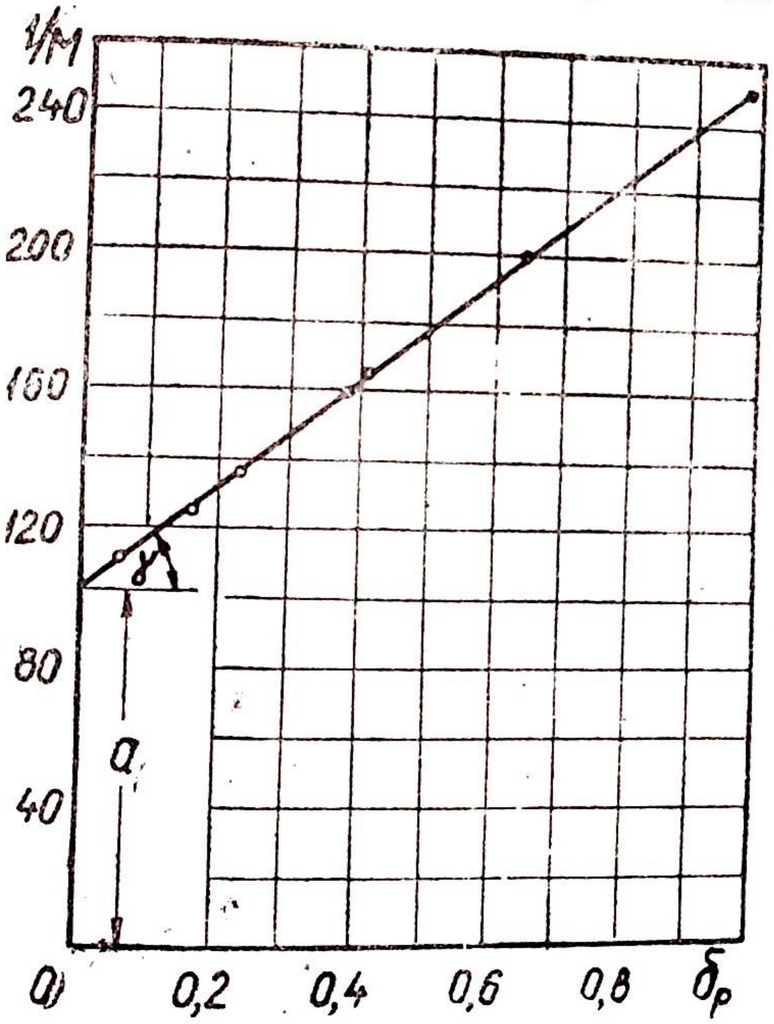


Рис. 5. Связь между угловыми коэффициентами прямых и равномерным удлинением.

Поскольку значения коэффициента M определены эмпирически, формула (6) годится только для ненадрезанных образцов стандартных размеров.

Установить формулу аналогичную формуле (6) для надрезанных образцов, к сожалению, не удалось, так как принятая база сетки (1 *мм*), соизмеримая с диаметром надреза, оказалась слишком большой. Однако есть все основания считать, что такая связь должна существовать и для надрезанных образцов, поскольку введение надреза свойств самого металла не изменяет. Такую формулу можно установить, перейдя на меньшую базу сетки.

4. ВЛИЯНИЕ НАДРЕЗОВ НА МЕТАЛЛЫ

Влияние надрезов на прочность металла должно находиться в самой непосредственной связи с его равномерным удлинением, определяющим темп упрочнения в надрезе. Описанные выше опыты позволяют проследить действие надрезов на металлы с разными значениями δ_p при динамическом изгибе образцов. Из сравнения кривых на рис. 1—2. вид-

но, что введение надреза приводит к уменьшению деформированных объемов у всех металлов, но в различной степени. Это следует из рассмотрения кривых на рис. 6, которые показывают зависимость отношения величин деформированных объемов надрезанных и ненадрезанных образцов от равномерного удлинения металлов при одинаковых углах изгиба. Как и на других графиках, эти кривые располагаются в порядке, соответствующем способности металлов к относительному упрочнению. Наиболее высокое положение занимает кривая латуни, отожженной при 700°, равномерное удлинение которой равно 0,98. Наиболее низкое — кривая стали 3, у которой равномерное удлинение $\delta_p = 0{,}16$. Кривые металлов, имеющих промежуточные значения δ_p, располагаются между ними.

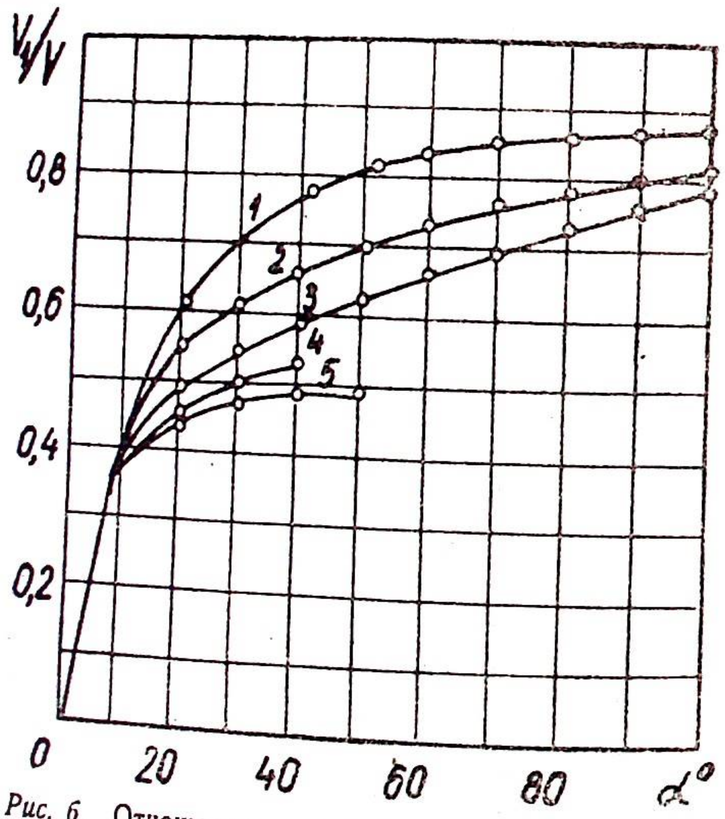


Рис. 6. Отношение деформированных объемов надрезанных и ненадрезанных образцов при равных углах изгиба:
1 — латунь, отжиг 700°, *2* — латунь, отжиг 400°, *3* — алюминий, *4* — Ст20, *5* — Ст3.

Таким образом, действие надрезов на величину пластически деформированного объема оказывается наиболее сильным у металлов с малой способностью к относительному упрочнению, т. е. с малым δ_p, и поэтому способствует особо сильной локализации деформаций и, следовательно, разрушению образцов при малых углах изгиба. У металлов с большими δ_p надрезы мало снижают деформированные объемы и оказывают малое влияние на локализацию деформации и угол, при котором происходит разрушение. Действительно, ни один надрезанный образец из цветных металлов не разрушился. Только алюминий и медь, обладающие в сравнении с латунью меньшими значениями δ_p, давали в надрезе поверхностные рванины, не распространяющиеся в тело образца. Надрезанные образцы из ферритных сталей при испытании на удар всегда разрушались.

Широко распространенное мнение о том, что надрезы уменьшают пластичность металлов, грубо ошибочно, так как предельная деформация металла в надрезе почти не отличается от предельной деформации шейке ненадрезанных образцов. П. О. Пашков нашел, что удлинения надрезе достигают 130—150%, что соответствует $\psi = 60\%$. Измерения деформаций, проведенные в настоящей работе, подтверждают выводы, сделанные П. О. Пашковым. Из этого следует, что надрез уменьшает не пластичность металла, а зону распространения пластической деформации по длине образца.

5. ВЛИЯНИЕ ШИРИНЫ НЕНАДРЕЗАННЫХ ОБРАЗЦОВ

В заключение было произведено исследование влияния ширины образцов на величину деформированных объемов и распределение в них деформаций. Для опытов использовались ненадрезанные образцы шириной 5 *мм*, 7,3 *мм* и 10 *мм* с постоянной высотой 10 *мм*. В результате исследований было обнаружено, что уменьшение ширины ведет к снижению величины деформированных объемов. Уменьшение объемов при равных углах изгиба происходит непропорционально уменьшению ширины. Оказывается снижение величины деформированного объема вызывается не только уменьшением сечения, но и сокращением длины образца, втянутой в пластическую деформацию. В соответствие с этим, величина деформаций волокон с уменьшением ширины возрастает, что приводит к излому образцов при меньших углах изгиба. Влияние ширины по-разному сказывается у металлов с различной величиной δ_p. Оно сильнее проявляется у металлов с малыми δ_p. Из сказанного можно прийти к выводу, что уменьшение ширины образцов влияет в том же направлении, что и нанесение надреза.

ВЫВОДЫ

В работе показано, что при изгибе образцов величина пластически деформированного объема и наибольшей деформации крайнего растянутого волокна находится в самой тесной связи со способностью металла к относительному упрочнению и, следовательно, с его равномерным удлинением.

Равномерное удлинение является основным фактором, определяющим отношение металла к надрезу. Надрез не снижает способности металла к пластической деформации. Он лишь увеличивает локализацию напряжений и деформаций и тем сильнее, чем меньше равномерное удлинение металла.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Зайцев Г. П.*, Сб. трудов института строймеханики АН УССР, 10, 1949. (О коэфф. относит. упрочнений).
2. *Давиденков Н. Н.*, Динамические испытания металлов, ОНТИ, 1936.

АКАДЕМИЯ НАУК СССР
ЗАПАДНО-СИБИРСКИЙ ФИЛИАЛ
ТРУДЫ ХИМИКО-МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА
Отв. ред. канд. техн. наук К. А. Бессонов
Вып. II. 1958

Г. П. ЗАЙЦЕВ

ТВЕРДОСТЬ ПО РОКВЕЛЛУ, КАК ФУНКЦИЯ ПАРАМЕТРОВ ПЛАСТИЧНОСТИ МЕТАЛЛА И УСЛОВИЙ ОПЫТА

Метод определения твердости H_R по ОСТ 10242-40 является наиболее распространенным и наименее изученным. Недостаточное понимание метода и его возможностей часто приводит к ошибкам при составлении технических условий на поставку металла и к возникновению конфликтов, беспочвенных по своему существу.

В предлагаемой работе даются развернутые формулы чисел твердости H_R, которые послужат основанием для разработки теории погрешностей и правил юстировки приборов.

I. ГРАФИЧЕСКОЕ ВЫРАЖЕНИЕ ФОРМУЛЫ ТВЕРДОСТИ

Конструкция приборов и методы работы на них таковы, что читаемое на шкале индикатора прибора число твердости H_R равно

$$H_R = \frac{k-(h_2-h_1)}{C}. \qquad (1)$$

В этой формуле k, h_2, h_1 и C выражаются в *мм*, причем k и C — постоянны.

Под действием предварительной нагрузки $P_1 = 10$ *кГ*, наконечник прибора вдавливается в металл на глубину h_1. После этого стрелка индикатора прибора устанавливается на деление шкалы, равное $\frac{k}{C}$, затем к наконечнику прилагается полная нагрузка P_2, под действием которой он вдавливается в металл на глубину h_2. Для исключения влияющих на отсчет упругих деформаций прибора и образца, возникающих при увеличении нагрузки от P_1 до P_2, нагрузка на наконечник снижается до значения P_1, и по индикатору прибора берется отсчет твердости H_R.

На рис. 1 твердость H_R выражается отрезком $t = k - (h_2 - h_1)$, равным расстоянию наконечника при нагрузке P_2 от воображаемой плоскости AA, отстоящей от наконечника при нагрузке P_1 на обусловленное методом расстояние k.

Поскольку благодаря наличию специального рычажка с отношением плеч $m = 5$ перемещение наконечника передается индикатору прибора с пятикратным увеличением, одно деление индикатора, равное 0,01 *мм*, отвечает перемещению наконечника на $C = 0{,}002$ *мм*.

В связи с этим численное значение твердости H_R, выраженное числом делений индикатора, будет равно $H_R = \frac{t}{C}$. Здесь C — условная единица длины, равная 0,002 *мм*.*

Увеличение предварительной нагрузки P_1, повышая h_1, смещает плоскость AA вниз, чему отвечает увеличение отрезка t и числа H_R.

Увеличение полной нагрузки P_2 повышает h_2, не влияя на местоположение плоскости AA, что приводит к уменьшению отрезка t и твердости H_R.

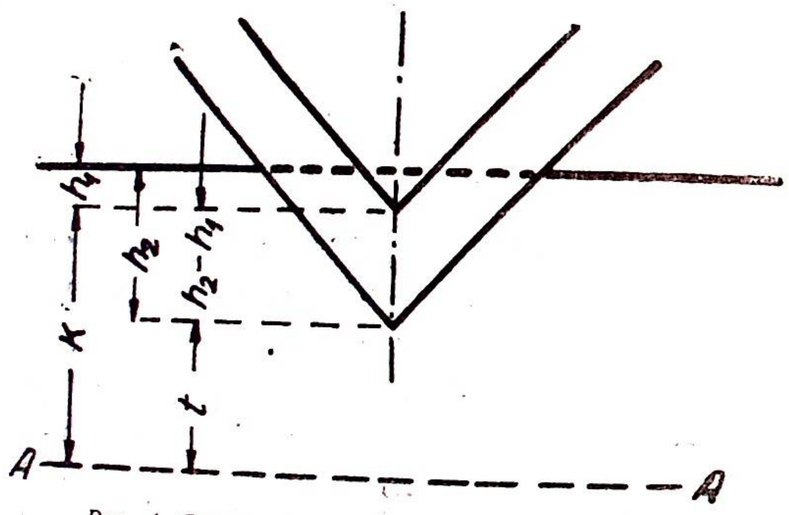


Рис. 1. Схема определения твердости H_R.

Если при нагрузке P_2 наконечник достигает плоскости AA, отрезок t и твердость H_R обращаются в нуль.

Если при P_2 наконечник проникает ниже плоскости AA, отрезок t и твердость H_R принимают отрицательные значения.

II. ВЫВОД ФОРМУЛ ЧИСЕЛ ТВЕРДОСТИ H_R

При обусловленных методом значениях $k = 0{,}26$ *мм* или $k = 0{,}2$ *мм*, отвечающих применению шарикового или конусного наконечников, и при цене деления индикатора $C = 0{,}002$ *мм*, числа твердости равны:

$$H_{R_b} = \frac{0{,}26}{C} - \frac{h_2 - h_1}{C} = 130 - \frac{h_2 - h_1}{C},$$

$$H_{R_C} = \frac{0{,}2}{C} - \frac{h_2 - h_1}{C} = 100 - \frac{h_2 - h_1}{C}. \qquad (2)$$

Хотя величины отношений $\frac{0{,}26}{C}$ и $\frac{0{,}2}{C}$ зависят от истинной цены деления C, однако, согласно методу, при нагрузке P_1 стрелку индикатора надлежит устанавливать на «130» или на «100», полагая $C \equiv 0{,}002$ *мм*.

В дальнейшем мы будем пользоваться формулами (2), более точно отражающими методику испытаний, чем формула 1.

Входящие в формулу (2) значения h_2 и h_1 неявно зависят от параметров пластичности металла, нагрузки и формы наконечника.

Ставится задача обратить неявные функции (2) в явные. Ее легко выполнить, поскольку установлены формулы вдавливания в металл наконечников шаровй и конусной формы (1, 2).

$$P_ш = a_ш d_ш^2 \left(\frac{d}{D}\right)^{n-2}, \qquad (3)$$

$$P_к = a_к d_к^2 \cos^{n-2}\beta, \qquad (4)$$

в которых P — нагрузка в *кГ*, d — диаметры соответственных отпечатков в *мм*, a — характерные для вдавливания наконечников указанной формы параметры пластичности металла, имеющие размерность напряжений, n — безразмерный параметр пластичности, D — диаметр шарика и 2β — угол конусного наконечника.

Формула (3), правильность которой проверена для конусов с острой вершиной, как оказывается, применима и для конусов с закругленной вершиной. Притупление или закругление острия, улучшая обтекаемость формы наконечника, при равных прочих условиях приводит к весьма незначительному росту диаметров отпечатков (1—3%), тем меньшему, чем глубже отпечаток.

Перейдем теперь к выводу интересующих нас формул.

А. Формула числа H_{R_b}

Перемещения наконечника h_2 и h_1 по отношению к плоскости шлифа образца (рис. 2) меньше соответственных глубин отпечатков h_2^* и h_1^*.

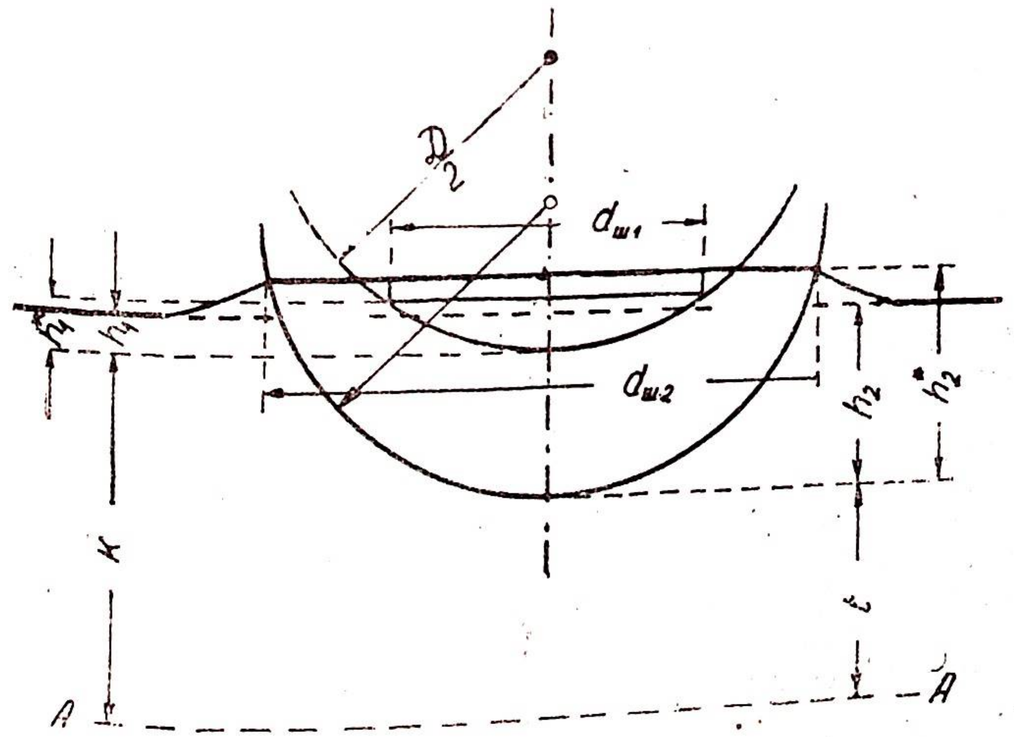


Рис. 2. Схема определения твердости H_{R_b}.

Положив отношение $\frac{h}{h^*}$ равным η, получим

$$H_{R_b} = 130 - \frac{h_2 - h_1}{C} = 130 - \eta \frac{h_2^* - h_1^*}{C}. \qquad (5)$$

Глубина отпечатков шарикового наконечника, согласно формуле (3), равна

$$h^* = \frac{D}{2}\left[1 - \sqrt{1 - \left(\frac{d}{D}\right)^2}\right] = \frac{D}{2}\left[1 - \sqrt{1 - \left(\frac{P/D^2}{a_ш}\right)^{\frac{2}{n}}}\right]. \qquad (6)$$

---

* Отсюда следует, что вопреки указаниям ОСТ 10242-40 числа твердости H_R не безразмерны, а имеют размерность длины.

Цена деления индикатора C равна $\frac{0{,}01}{m}$ *мм* при $m = 5$.

Подстановка значений h^* и C в формулу (5) даст:

$$H_{R_b} = 130 - \eta_1 \cdot 50\, mD \left[\sqrt{1 - \left(\frac{P_1/D^2}{a_ш}\right)^{\frac{2}{n}}} - \sqrt{1 - \left(\frac{P_2/D^2}{a_ш}\right)^{\frac{2}{n}}} \right]. \quad (7)$$

Б. Формулы числа H_{R_C} при наконечниках правильной формы

В точном соответствии с методикой при определении H_{R_C} надлежит применять наконечник, конусная часть которого сопрягается со сферической по касательной (рис. 3а).

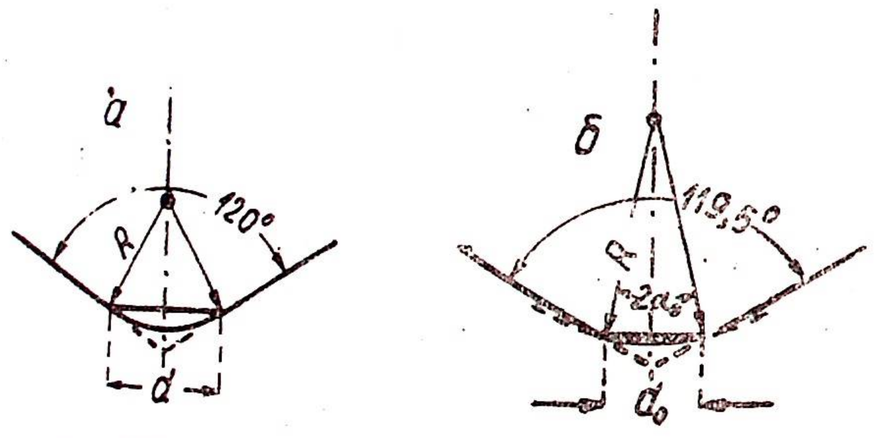


Рис. 3. Правильная и неправильная форма конусных наконечников.

В зависимости от твердости образца, можно предположить три случая:

а) если металл «весьма тверд», при нагрузках P_1 и P_2 в него будет внедряться лишь сферическая часть наконечника,

б) если металл «тверд», при нагрузке P_1 будет внедряться сферическая, а при нагрузке P_2 — конусная часть наконечника,

в) если металл «мягок», при нагрузках P_1 и P_2 в металл будет внедряться не только сферическая, но и конусная часть наконечника.

Указанная здесь условность в оценке степени твердости металлов будет сохраняться и в дальнейшем изложении.

Число твердости H_{R_C} «весьма твердых» металлов

Число H_{R_C} весьма твердых металлов будет выражаться формулой, вывод которой сходен с выводом формулы для числа H_{R_b}, с той лишь разницей, что в качестве уменьшаемого будет стоять не «130», а «100».

Если радиус сферической части наконечника $R = \frac{D}{2}$, независимо от угла конуса получим

$$H_{R_C} = 100 - \eta\, 100 mR \left[\sqrt{1 - \left(\frac{P_1/R^2}{4a_ш}\right)^{\frac{2}{n}}} - \sqrt{1 - \left(\frac{P_2/R^2}{4a_ш}\right)^{\frac{2}{n}}} \right]. \quad (8)$$

Число твердости H_{R_C} «твердых» металлов

Из рис. 4 следует, что

$$h_2^* = h_{к_2}^* - h_к + s = \frac{d_{к_2}}{2\,\mathrm{tg}\,\beta} - \frac{d}{2\,\mathrm{tg}\,\beta} + R(1 - \sin\beta) =$$

$$= \frac{d_{к_2}}{2\,\mathrm{tg}\,\beta} - \frac{2R\cos\beta}{2\,\mathrm{tg}\,\beta} + R(1 - \sin\beta) = \frac{1}{2\,\mathrm{tg}\,\beta}\left(d_{к_2} - 2R\,\frac{1 - \sin\beta}{\cos\beta}\right).$$

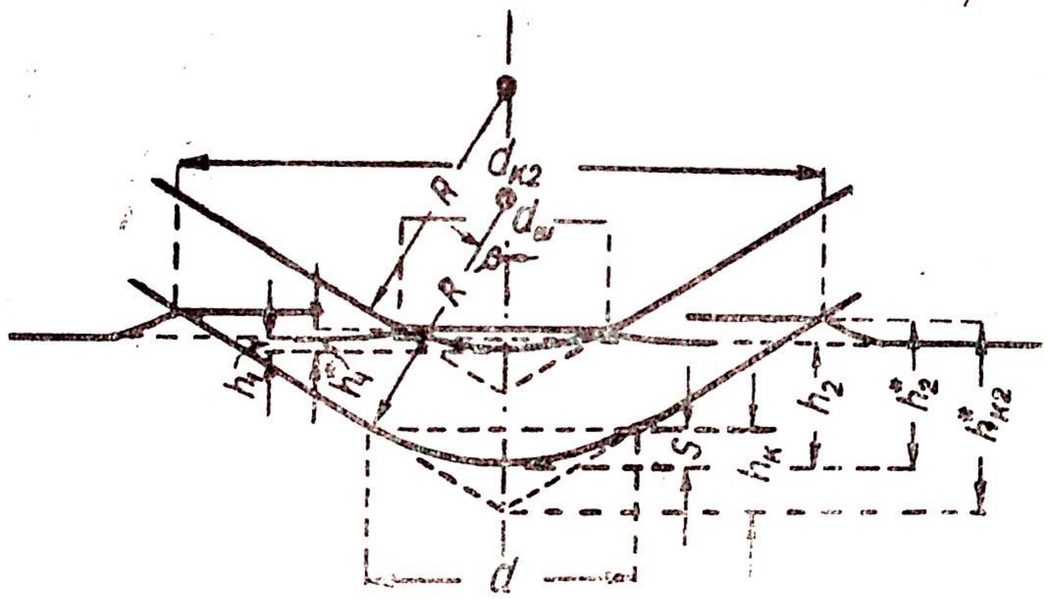


Рис. 4. Схема определения твердости H_{R_C} «твердых» металлов.

Выразив $d_{к_2}$ по формуле (4) через остальные величины и учтя формулу (6), получим

$$H_{R_C} = 100 - \eta\,\frac{h_2^* - h_1^*}{C} = 100 - \eta\,\frac{50\,m}{\sin\beta}\left\{ \sqrt{\frac{P_2}{a_к}\cos^{\frac{4-n}{2}}\beta} - \right.$$

$$\left. -2R\left[1 - \sin\beta\sqrt{1 - \left(\frac{P_1/R^2}{4a_ш}\right)^{\frac{2}{n}}}\right]\right\}. \quad (9)$$

Число твердости H_{R_C} «мягких» металлов

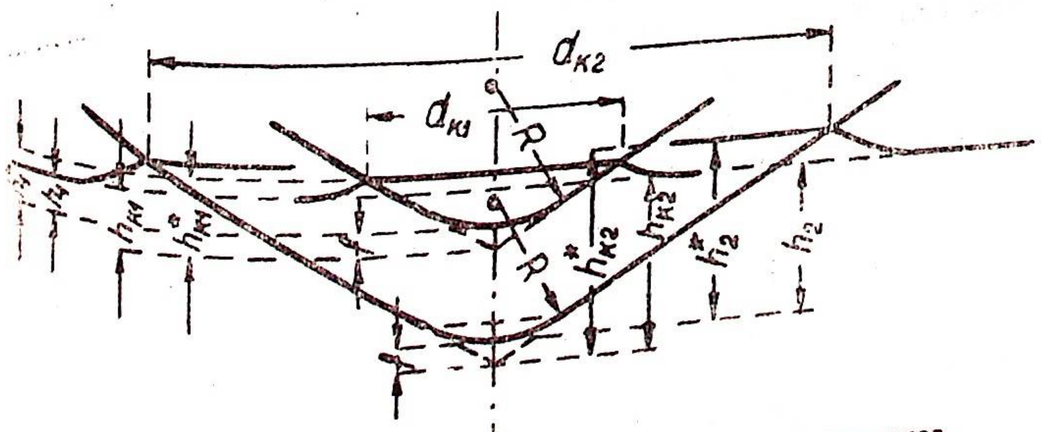


Рис. 5. Схема определения твердости H_{R_C} «мягких» металлов.

Из рис. 5 и формулы (4) следует, что

$$H_{R_C} = 100 - \eta \frac{h_2^* - h_1^*}{C} = 100 - \eta \frac{50m}{\sin\beta} \cdot \frac{\sqrt{P_2} - \sqrt{P_1}}{\sqrt{a_к}} \cdot \cos^{\frac{4-n}{2}}\beta. \quad (10)$$

В. Формулы чисел твердости $H_{R_C}^*$ при наконечниках неправильной формы

Алмазные наконечники к приборам обычно выполняются так, что их конусная и условно сферическая поверхности не касаются, а пересекаются по окружности, диаметр которой равен d_0 (рис. 3б). Такие наконечники характеризуются тремя независимыми параметрами: 2β, R, d_0, причем наиболее часто встречаются наконечники, у которых $2\beta \approx 119{,}5°$, $R \approx 0{,}25$ *мм* и $d_0 \approx 0{,}15$ *мм*.

При указанных наконечниках формула H_{R_C} также имеет три разновидности, из которых формулы для весьма твердых и для мягких металлов точно совпадают с формулами 8 и 10, а формула для твердых металлов имеет иной вид.

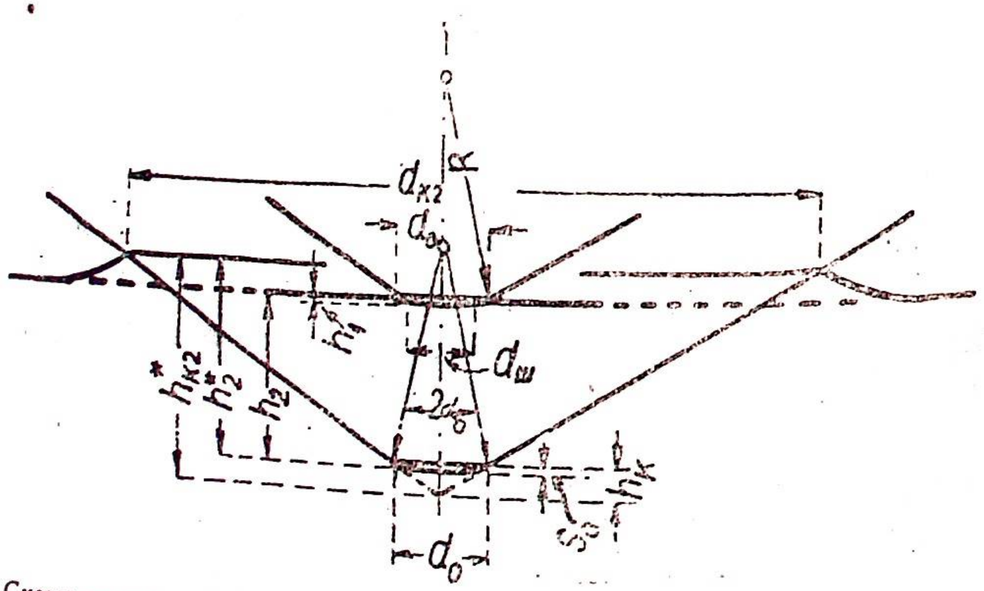


Рис. 6. Схема определения твердости H_{R_C} «твердых» металлов при наконечниках неправильной формы.

В соответствии с рис. 6

$$h_2^* = h_{к_2}^* - h_к + s_0 = \frac{d_{k_2}}{2\operatorname{tg}\beta} - \frac{d_0}{2\operatorname{tg}\beta} + R(1 - \cos\alpha_0).$$

Учтя, что

$$\sin\alpha_0 = \frac{d_0}{2R} \quad \text{и} \quad \cos\alpha_0 = \frac{1}{2R}\sqrt{4R^2 - d_0^2},$$

а также используя формулы (4) и (6), получим:

$$H_{R_C}^* = 100 - \eta 50m \left[\sqrt{\frac{P_2}{a_к}} \cdot \frac{\cos^{\frac{4-n}{2}}\beta}{\sin\beta} - \frac{d_0}{\operatorname{tg}\beta} - \sqrt{4R^2 - d_0^2} + 2R\sqrt{1 - \left(\frac{P_1/R^2}{4a_ш}\right)^{\frac{2}{n}}} \right]. \quad (11)$$

Следует помнить, что d_0 и α_0, как параметры наконечника, не зависят от металла образца и нагрузки, в то время как d_{k_2} и $d_ш$ от них зависят.

У наконечников правильной формы при $2\beta = 120°$ диаметр окружности касания его конусной и сферической частей d_0 равен радиусу шаровой поверхности R. При $d_0 = R$ формула (11) приводится к формуле (9).

III. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОБЛАСТЕЙ ПРИМЕНЕНИЯ ВЫВЕДЕННЫХ ФОРМУЛ

Из принятого определения степени твердости металлов следует, что границей раздела применимости формул твердости весьма твердых и твердых металлов является такая твердость и такие параметры пластичности металлов, при которых полной нагрузке P_2 отвечает вдавливание наконечника до линии касания или пересечения его конической и сферической поверхностей. Достижение той же линии при нагрузке P_1 определяет границу применимости формул твердости мягких и твердых металлов.

Предельно большой отпечаток сферической части конусного наконечника, полученный вдавливанием до линии касания или пересечения его сферической и конической поверхностей, определяется условиями:

1) $\frac{d}{D} = \frac{R}{2R} = 0{,}5$ для наконечников правильной формы с углом $2\beta = 120°$,

2) $\frac{d_0}{D} = \frac{d_0}{2R} = \frac{0{,}15}{2 \cdot 0{,}25} = 0{,}3$ для наконечников неправильной формы с любым углом при вершине.

Формула (3) и приведенные выше условия позволяют подсчитать граничные значения размерного параметра пластичности

$$a_ш = \frac{P/D^2}{(d/D)^n}. \quad (12)$$

При наконечниках правильной формы получаем:

1) для границы между твердыми и весьма твердыми металлами $a_ш = \frac{150/0{,}4^2}{0{,}5^n} = \frac{937}{0{,}5^n}$ при $2\beta = 120°$.

2) для границы между мягкими и твердыми металлами $a_ш = \frac{10{,}0/4^2}{0{,}5^n} = \frac{62{,}5}{0{,}5^n}$.

При наконечниках неправильной формы, если $d_0 = 0{,}15$ *мм*, $R = 0{,}25$ *мм*:

1) для границы между твердыми и весьма твердыми металлами $a_ш = \frac{150/0{,}5^2}{0{,}3^n} = \frac{600}{0{,}3^n}$.

2) для границы между мягкими и твердыми металлами $a_ш = \frac{10/0{,}5^2}{0{,}3^n} = \frac{40}{0{,}3^n}$.

Обычно у металлов понижение n сопровождается увеличением a, причем строго однозначной зависимости между ними не существует. Однако у некоторых групп металлов, например у ферритных ненаклепанных сталей, между пределом прочности σ_b и равномерным удлинением δ_p, а значит между a и n, имеется некоторая среднестатистическая зависимость (см. табл. 1), позволяющая произвести приближенный подсчет критических значений a.

Таблица 1

Подсчет чисел твердости по параметрам пластичности металлов

δ_p %	$\sigma_в$ кГ/мм²	n	$a_ш$ кГ/мм²	$a_к$ кГ/мм²	$a_п$ кГ/мм²	H_B	H_D	H_{R_b}	H_{R_C}	$H^*_{R_C}$ 2β=120°
60	22,2	2,6	64,4	66,6	40,9	49,9	42,1	1,2		
60	24,1	2,6	69,7	72,3	44,3	53,3	45,6	11,9		
50	25,9	2,5	75,1	77,6	47,6	60,5	55,1	22,4		
40	29,3	2,4	85,8	87,9	53,9	74,0	67,8	35,5	−36,6	−36,6
30	37,1	2,3	105	111	68,2	103	94,4	57,7	−17,4	−17,4
20	55,6	2,2	155	167	102	160	157	79,6	7,6	7,6
15	74,2	2,15	202	222	137	215	219	95,0	21,2	21,2
9,2	111	2,092	292	333	204	326	347	107	38,6	36,94
5	185	2,05	476	555	340	545	603	116	54,5	51,9
3,5	259	2,035	642	776	476	766	856	120	63,0	62,4
2,0	335	2,02	811	1005	616	990	1120	122	68,9	68,5
1,5	408	2,015	980	1223	750	1207	1373	123	72,8	72,5

ПРИМЕЧАНИЕ: Первые четыре значения H_B подсчитаны для условий испытания, определяемых отношением $P/D^2 = 10$, остальные значения H_B для $P/D^2 = 30$.

Для подсчета $a_ш$ металлов, лежащих на границе между «мягкими» и «твердыми», можно принять $n = 2{,}1$, а на границе между «твердыми» и «весьма твердыми» $n = 2$.

Вычислив $a_ш$, по таблице 1 можно подсчитать соответственные значения $a_к$, H_{R_C} и $H^*_{R_C}$.

Результаты этих подсчетов показаны на схематическом рис. 7, которым и следует пользоваться для установления областей применимости формул чисел твердости H_{R_C}.

Рис. 7. Области применимости формул подсчета H_{R_C} и $H^*_{R_C}$ для весьма твердых, твердых и мягких металлов.

IV. СООТНОШЕНИЕ МЕЖДУ ЧИСЛАМИ ТВЕРДОСТИ РАЗНЫХ ШКАЛ

Мы располагаем теперь формулами для подсчета H_{R_b}, H_{R_C} и ранее опубликованными формулами [3]

$$H_B = \frac{2}{\pi} \cdot \frac{P/D^2}{1 - \sqrt{1 - \left(\frac{P/D^2}{a_ш}\right)^{\frac{2}{n}}}}, \qquad (13)$$

$$H_D = 2a_n \sin\beta \cdot \cos^{n-2}\beta.$$

В формуле (14) 2β — угол между противоположными гранями алмазной пирамиды.

Как показал опыт, безразмерный параметр пластичности n не зависит от формы вдавливаемого наконечника, по крайней мере в пределах погрешностей измерений.

Размерные параметры $a_ш$, $a_к$, $a_п$ зависят не только от основного размерного параметра — предела прочности σ_b, но также и от формы вдавливаемого наконечника, чистоты его поверхности, определяющей коэффициент трения, наконец — от вида функции, описывающей вдавливание наконечника в металл.

Действительно, форма и коэффициент трения наконечника определяют характер напряженного состояния и сказываются поэтому на величине a.

Подобие деформаций [4] при вдавливании конуса или пирамиды выполняется в случае равенства безразмерных параметров пластичности металлов. Однако даже при неравенстве этих параметров отношения $\frac{a_п}{\sigma_b}$ и $\frac{a_к}{\sigma_b}$ обладают относительным удовлетворяющим практику постоянством, поскольку степень деформации металла не зависит от глубины вдавливания указанных наконечников.

Подобие деформаций разных металлов при вдавливании шарика выполняется лишь при одновременном соблюдении двух условий:

1) при равенстве безразмерных параметров n,

2) при равенстве отношений $\frac{P/D^2}{a_ш}$.

При испытаниях металлов разной твердости второе условие не выполняется, в силу чего отношение $\frac{a_ш}{\sigma_в}$ не обладает даже относительным постоянством, как это легко заключить из таблицы 1.

Далее, если, например, в формуле вдавливания пирамиды

$$P_n = a_n d_n^2 \cos^{n-2}\beta$$

линейным элементом площади проекций отпечатка считать не диагональ, d_n, а сторону квадрата $b = \frac{d_n}{\sqrt{2}}$, то

$$P_n = a_n 2b^2 \cos^{n-2}\beta = a'_n b^2 \cos^{n-2}\beta.$$

Ясно, что в этом случае новый параметр a'_n будет равен $2a_n$.

На основании большого количества испытаний разных металлов, изложить которые здесь не представляется возможным, было установлено следующее:

1. Между равномерным удлинением δ_p и безразмерным параметром n существует зависимость (15)

$$n \approx 2 + \delta_p.$$

2. Между пределом прочности металлов, дающих при растяжении шейку, и параметрами a, отвечающими принятым наконечникам, имеются зависимости

$$a_п : \sigma_b \approx 1{,}84, \quad a_к : \sigma_b \approx 2{,}70, \quad a_ш : \sigma_b \approx \text{от } 2{,}4 \text{ до } 2{,}9.$$

3. У ферритных сталей и некоторых других металлов между σ_b и δ_p существует среднестатистическая приближенная зависимость, показанная в таблице 1.

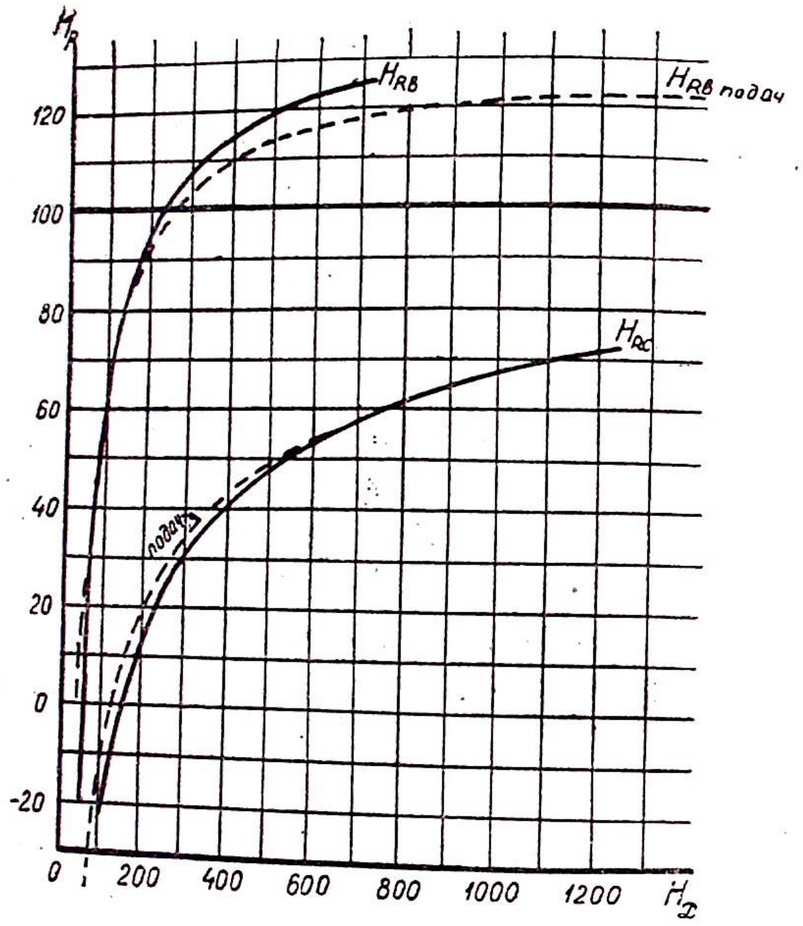


Рис. 8. Сопоставление подсчитанных и табличных значений H_{R_b}, H_{RC} и H_D.

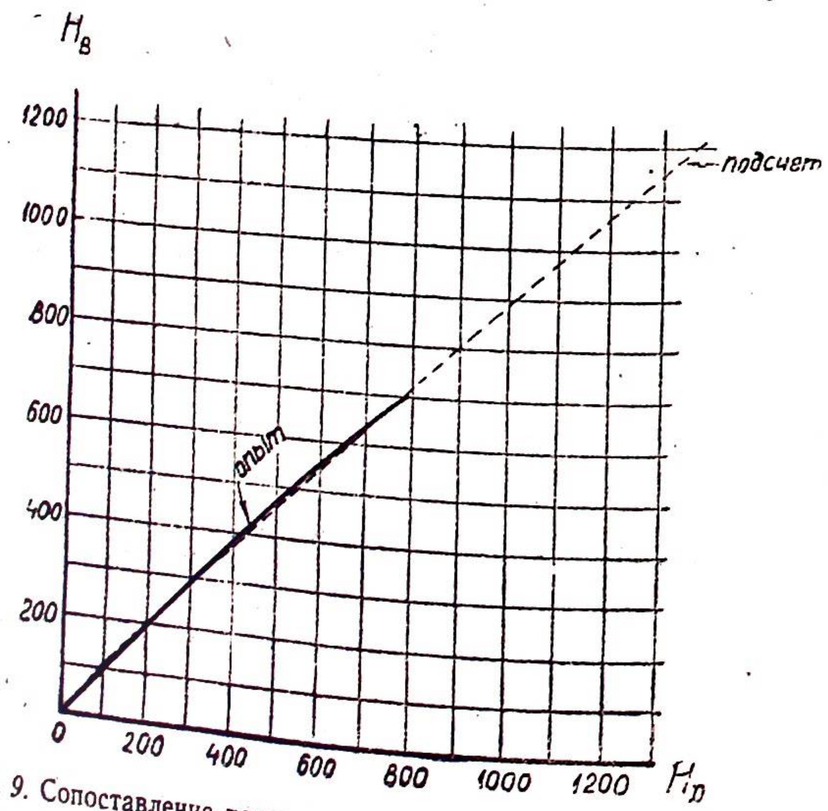


Рис. 9. Сопоставление подсчитанных и табличных значений H_B и H_D.

Учитывая изложенное, для ряда значений δ_p и σ_b были подсчитаны соответственные значения n, $a_к$, a_n, $a_ш$ и числа твердости H_{Rb}, H_{RC}, H^*_{RC}, H_D, H_B (см. табл. 1).

Отношения подсчитанных чисел твердости показаны на рис. 8—9 пунктирными кривыми. Отношения чисел твердости, взятых из экспериментальных переводных таблиц, показаны сплошными линиями. На рис. 10 точки взяты из таблиц.

Удовлетворительное совпадение указанных теоретических и экспериментальных кривых свидетельствует не только о достаточной точности выведенных формул для $H_{R_в}$, H_{R_C}, H_D и H^*_B, но также и о том, что числа твердости являются функциями основных параметров пластичности и условий опыта.

Лучшего совпадения теоретических и экспериментальных кривых было бы трудно ожидать, поскольку:

1) формулы, описывающие вдавливание в металл различных наконечников, не вполне точны,

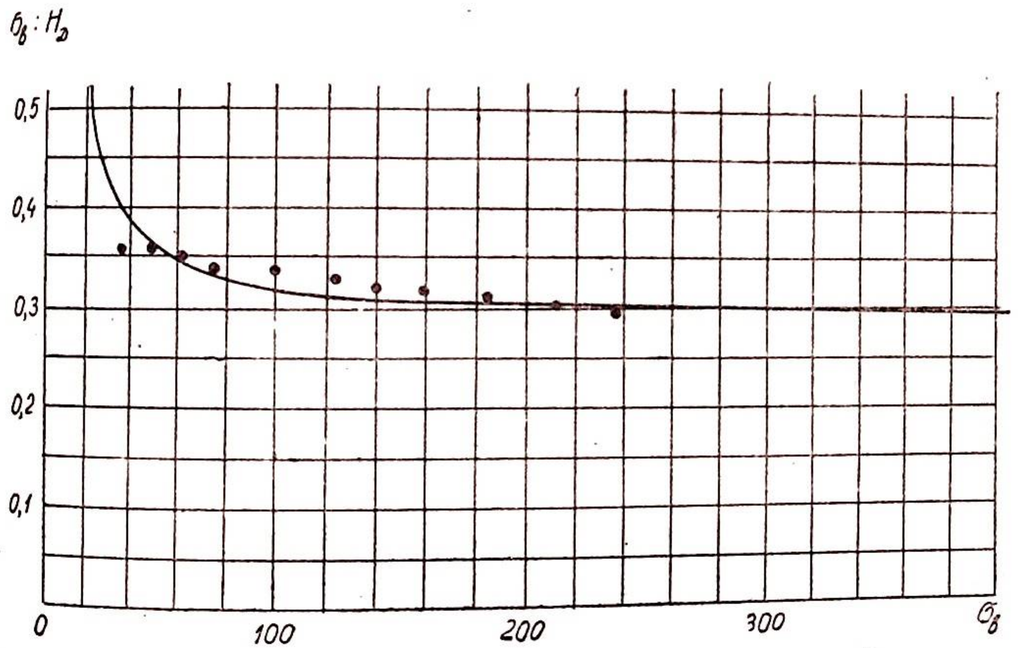


Рис. 10. Зависимость между пределом прочности $\sigma_в$ и твердостью по Викерсу металлов, дающих при растяжении шейку.

2) сочетания пар параметров σ_b и δ_p или a и n, принятые при подсчетах чисел твердости, имеют лишь среднестатистический приближенный характер,

3) экспериментальная зависимость между числами твердости разных шкал не может быть однозначной [5],

4) при выводе формул предполагалось **постоянство** твердости металла по всему сечению, чего в действительности не бывает,

5) точное значение коэффициента η, определяющего величину валыва около отпечатка, не устанавливалось; значение $\eta = 0{,}85$ является приближенным.

Рассмотрим, наконец, вопрос о размерности чисел твердости. Независимо от физической сущности твердости, как понятия, размерность чисел твердости определяется лишь видом функций, их выражающих. Так, числа H_B и H_D имеют размерность напряжений, числа H_{R_b}, H_{RC} — размерность длины. Однако и те и другие являются функциями основных параметров пластичности σ_b и δ_p и характера объемного напряженного состояния в области отпечатка. Основные параметры σ_b и δ_p могут быть определены из опытов вдавливания в металл конусных или

* Экспериментальная кривая $HR_в = f(H_D)$ на рис. 8 в области высокой твердости несколько завышена, так как продолжение кривой пересекает при $H_D \approx 900$ горизонтальную прямую, отвечающую предельному значению $H_D = 130$, вместо того, чтобы асимптотически приближаться к этой прямой.

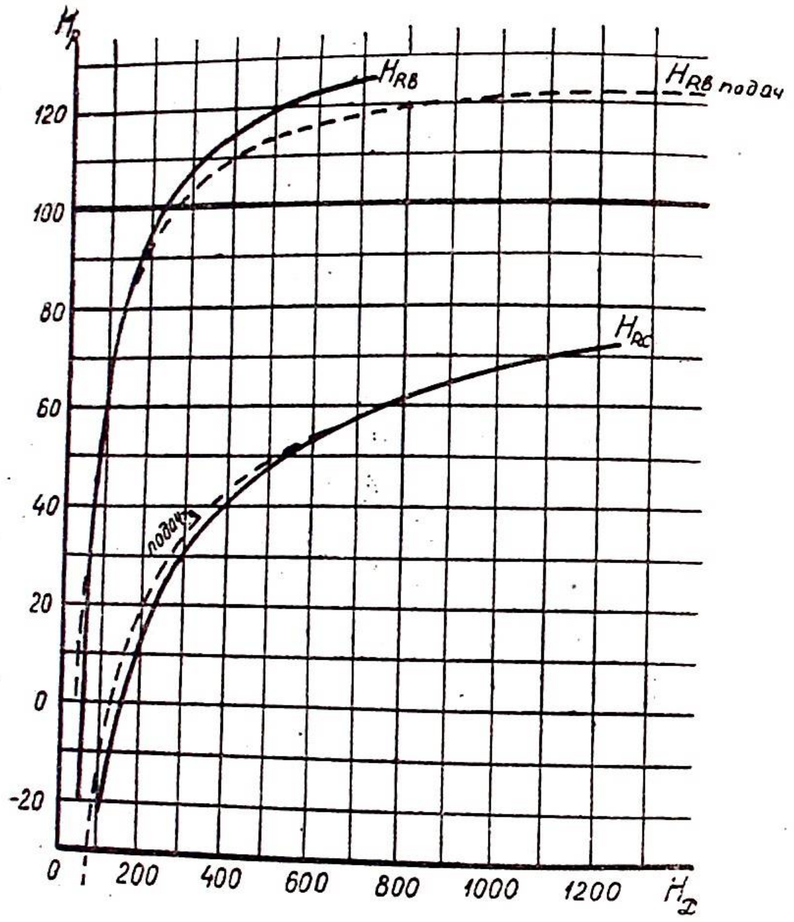


Рис. 8. Сопоставление подсчитанных и табличных значений H_{R_b}, H_{RC} и H_D

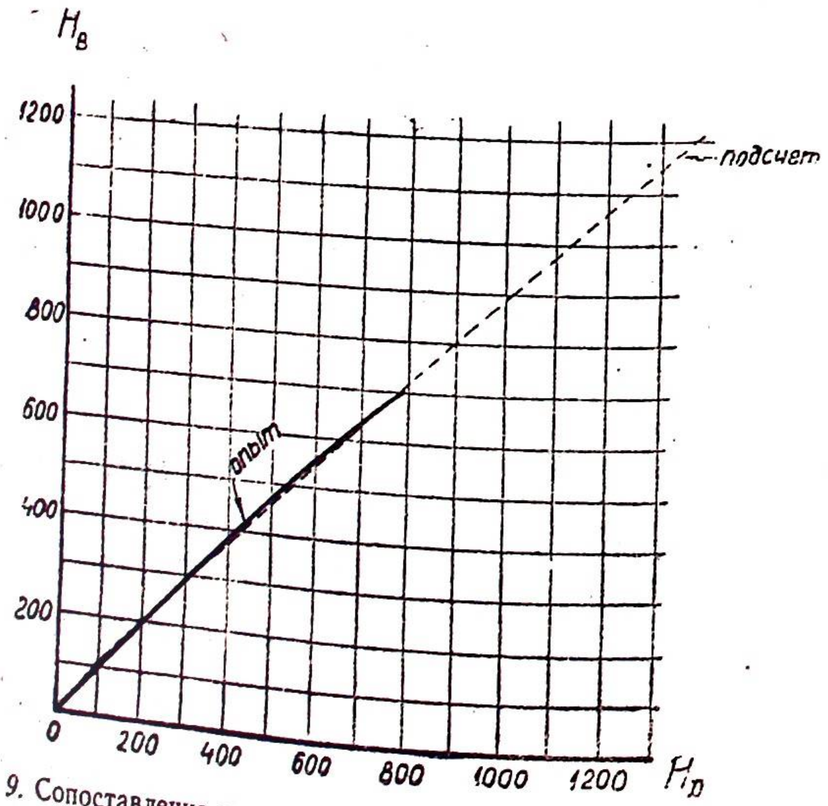


Рис. 9. Сопоставление подсчитанных и табличных значений H_B и H_D.

Учитывая изложенное, для ряда значений δ_p и σ_b были подсчитаны соответственные значения n, $a_к$, a_n, $a_ш$ и числа твердости H_{Rb}, H_{RC}, H^*_{RC}, H_D, H_B (см. табл. 1).

Отношения подсчитанных чисел твердости показаны на рис. 8—9 пунктирными кривыми. Отношения чисел твердости, взятых из экспериментальных переводных таблиц, показаны сплошными линиями. На рис. 10 точки взяты из таблиц.

Удовлетворительное совпадение указанных теоретических и экспериментальных кривых свидетельствует не только о достаточной точности выведенных формул для $H_{R_в}$, H_{R_C}, H_D и H^*_B, но также и о том, что числа твердости являются функциями основных параметров пластичности и условий опыта.

Лучшего совпадения теоретических и экспериментальных кривых было бы трудно ожидать, поскольку:

1) формулы, описывающие вдавливание в металл различных наконечников, не вполне точны,

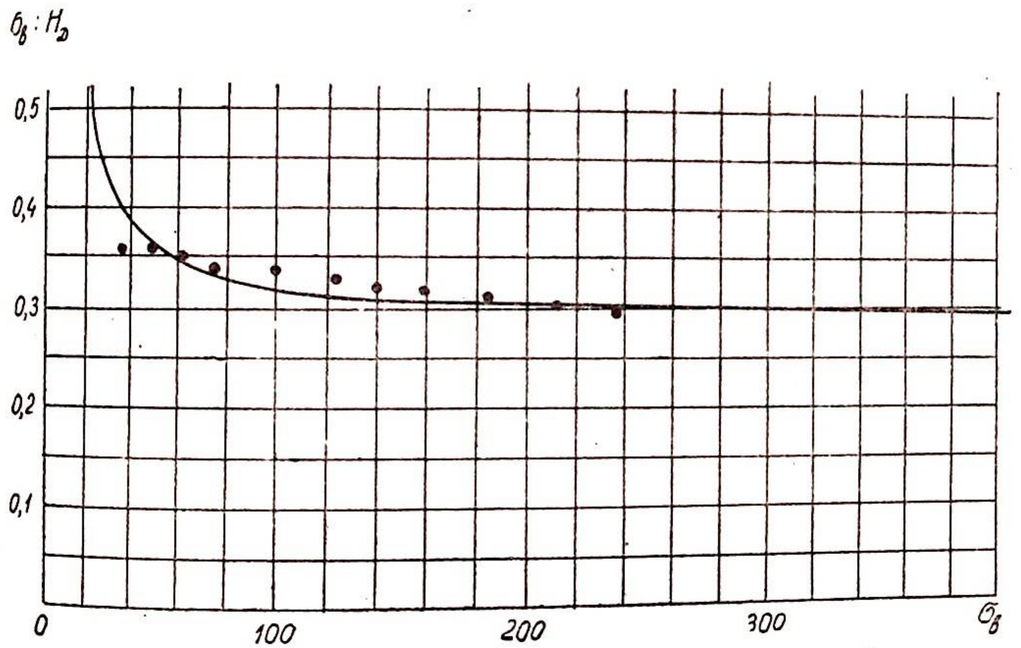


Рис. 10. Зависимость между пределом прочности $\sigma_в$ и твердостью по Викерсу металлов, дающих при растяжении шейку.

2) сочетания пар параметров σ_b и δ_p или a и n, принятые при подсчетах чисел твердости, имеют лишь среднестатистический приближенный характер,

3) экспериментальная зависимость между числами твердости разных шкал не может быть однозначной [5],

4) при выводе формул предполагалось **постоянство** твердости металла по всему сечению, чего в действительности не бывает,

5) точное значение коэффициента η, определяющего величину навала около отпечатка, не устанавливалось; значение $\eta = 0{,}85$ является приближенным.

Рассмотрим, наконец, вопрос о размерности чисел твердости. Независимо от физической сущности твердости, как понятия, размерность чисел твердости определяется лишь видом функций, их выражающих. Так, числа H_B и H_D имеют размерность напряжений, числа H_{R_b}, H_{RC} — размерность длины. Однако и те и другие являются функциями основных параметров пластичности σ_b и δ_p и характера объемного напряженного состояния в области отпечатка. Основные параметры σ_b и δ_p могут быть определены из опытов вдавливания в металл конусных или

* Экспериментальная кривая $HR_в = f(H_D)$ на рис. 8 в области высокой твердости несколько завышена, так как продолжение кривой пересекает при $H_D \approx 900$ горизонтальную прямую, отвечающую предельному значению $H_D = 130$, вместо того, чтобы асимптотически приближаться к этой прямой.

пирамидальных наконечников с разными углами при вершине. Опыты вдавливания шарика при разных значениях отношения $\frac{P}{D^2}$ дают менее надежные результаты вследствие недостаточного постоянства отношения $\frac{a_ш}{\sigma_b}$.

ВЫВОДЫ

Установлена функциональная зависимость чисел твердости по Роквеллу от основных параметров пластичности — предела прочности σ_b и равномерного удлинения δ_p и от стандартизованных условий опыта.

Числа твердости при любой методике ее измерения, будучи функциями параметров пластичности σ_b и δ_p, не отражают каких-либо принципиально новых свойств металлов, отличных от свойств, познаваемых при растяжении.

Числа твердости, как функции **двух** параметров пластичности, могут быть одинаковы при ряде сочетаний величин этих параметров. Равенство чисел твердости разных металлов еще не свидетельствует поэтому о тождественности пластических свойств таких «равнотвердых» металлов.

Параметры пластичности σ_b и δ_p легко определить из опытов вдавливания конусов или пирамид с разными углами при вершине.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Зайцев Г. П.*, Заводская лаборатория, XV, 6, 1949.
2. *Зайцев Г. П., Смолич С. А.*, Заводская лаборатория, XVI, 11, 1950.
3. *Зайцев Г. П., Славина Н. П.*, Металловедение и прочность металлов. Сб. трудов ХМИ, выпуск 11, 1958.
4. *Зайцев Г. П.*, Заводская лаборатория, XVI, 5, 1950.
5. *Зайцев Г. П.*, Заводская лаборатория, XVII, 6, 1951.

АКАДЕМИЯ НАУК СССР
ЗАПАДНО-СИБИРСКИЙ ФИЛИАЛ
ТРУДЫ ХИМИКО-МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА
Вып. 11. Отв. ред. канд. техн. наук К. А. Бессонов 1958

Г. П. ЗАЙЦЕВ, Н. П. СЛАВИНА

ФОРМУЛА ВДАВЛИВАНИЯ В МЕТАЛЛ ПИРАМИДАЛЬНЫХ НАКОНЕЧНИКОВ

Для установления математической связи между числами твердости, определенными по разным шкалам, необходимо, прежде всего, найти формулы, описывающие вдавливание в металл наконечников различной принятой в технике формы. Эти формулы должны связывать между собой условия опыта и параметры пластичности, характеризующие механические свойства металла. Указанная задача уже решена для вдавливания шарика и конуса [1, 2].

Ниже приводится решение для случая вдавливания пирамиды.

I. ФОРМУЛА ВДАВЛИВАНИЯ ПИРАМИДЫ

На основании теоретических предпосылок, базирующихся на анализе размерностей (3), была установлена формула вдавливания конуса

$$P_к = a_к d_к^2 \cos^{n-2}\beta_к, \tag{1}$$

где $P_к$ — нагрузка на конус в *кГ*,
$d_к$ — диаметр отпечатка конуса в *мм*, 2β — угол конуса при вершине, $a_к$ и n — размерный $\left(\frac{кГ}{мм^2}\right)$ и безразмерный параметры пластичности металла, легко определяемые из опытов вдавливания в металл конусных наконечников с разными углами при вершине и не зависящие от нагрузки и угла конуса.

Какой-либо принципиальной разницы между наконечниками конической и пирамидальной формы не имеется, что позволяет обобщить формулу (1) и на случай вдавливания пирамиды, написав ее в виде

$$P = ad^2 \cos^{n-2}\beta, \tag{2}$$

где P — нагрузка на пирамиду в *кГ*, d — диагональ отпечатка в *мм*, β — угол между противоположными гранями пирамиды, a $\frac{кГ}{мм^2}$ и n — соответственно размерный и безразмерный параметры пластичности, определяемые из опытов вдавливания в металл пирамид с разными углами при вершине и также не зависящие от $\frac{P}{d^2}$ и угла 2β.

II. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ПРОВЕРКА ФОРМУЛЫ

Проверка правильности формулы 2 была проведена на шести разных металлах, отличающихся по способности к относительному упрочнению, характеризуемому безразмерным параметром.

На брусках из указанных металлов девятью пирамидами с разными углами при вершине было взято девять отпечатков — по одному отпечатку каждой пирамидой.

Нагрузка на эти пирамиды была одинакова и подбиралась так, чтобы диагонали отпечатков имели длину 3—4 *мм*.

Результаты одной из серий этих опытов для отожженной стали ХВГ приведены в таблице 1.

Таблица 1

Результаты проверки формулы 2

s	2β	$\lg\cos\beta$	$\lg\frac{\cos\beta_{s+1}}{\cos\beta_s}$	$\frac{P}{d^2}$	$\lg\frac{P}{d^2}$	$\lg\frac{P/d^2_{s+1}}{P/d^2_s}$	$n-2$	$(n-2)\lg\cos\beta_s$	$\lg a$	a
1	136°	−0,42642		124,8	2,09621					
			0,05237			0,01505	0,287	−0,1046	2,20081	158,8
2	130°	−0,37405		129,2	2,11126			−0,0916	2,20286	159,5
			0,03748			0,00898	0,239			
3	125°8′	−0,33657		131,9	2,12024			−0,0824	2,20264	159,5
			0,03224			0,00784	0,243			
4	120°30′	−0,30433		134,3	2,12808			−0,0745	2,20258	159,5
			0,03055			0,00673	0,220			
5	115°40′	−0,27378		136,4	2,13481			−0,0670	2,20181	159,2
			0,01567			0,00318	0,203			
6	113°	−0,25811		137,4	2,13799			−0,0632	2,20119	158,9
			0,03619			0,00878	0,242			
7	106°8′	−0,22121		140,2	2,14 75			−0,0541	2,20085	158,8
			0,02318			0,00554	0,239			
8	101°20′	−0,19803		142,0	2,15229			−0,0485	2,20079	158,8
			0,01929			0,00547	0,284			
9	97°	−0,17874		143,8	2,15776			−0,0438	2,20156	159,1
						Среднее	0,245		Среднее	159,1

Приведенные в этой таблице значения 2β получены в результате измерений пирамид, значения $\frac{P}{d^2}$, показанные на рис. 1 кружками, получены из опытов.

Из системы двух уравнений

$$\frac{P}{d_s^2} = a\cos^{n-2}\beta_s$$

$$\frac{P}{d_{s+1}^2} = a\cos^{n-2}\beta_{s+1},$$

составленных для двух смежных по значениям 2β отпечатков, определяется

$$n-2 = \frac{\lg\frac{P/d_{s+1}^2}{P/d_s^2}}{\lg\frac{\cos\beta_{s+1}}{\cos\beta_s}}. \qquad (3)$$

Подсчитанные по парам смежных отпечатков значения $n-2$ оказались близкими между собой, что позволило их усреднить. Для каждого

отпечатка, зная среднее значение $n-2$, оказалось возможным по формуле

$$a = \frac{P/d_s^2}{\cos^{n-2}\beta_s} \qquad (4)$$

подсчитать отдельные значения a и их также усреднить. Усреднение значений $n-2$ и a производилось с целью снижения влияния погрешностей, сопровождавших определение величин $\frac{P}{d^2}$ и 2β.

После подстановки усредненных значений $n-2$ и a в формулу (2) мы получили выражение, описывающее вдавливание пирамид с любыми углами при вершине в брусок из стали ХВГ:

$$\frac{P}{d^2} = 159{,}1\cos^{0.245}\beta. \qquad (5)$$

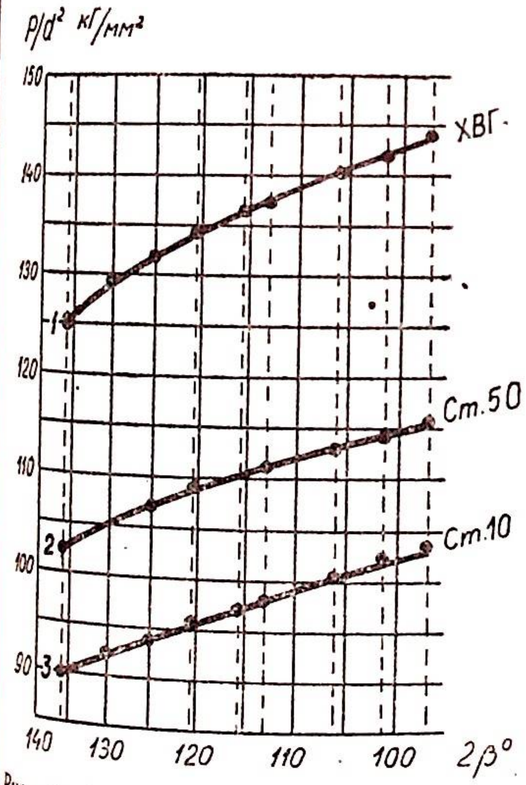


Рис. 1. Зависимость отношения P/d^2 от угла пирамиды 2β:
1 — для отожженной стали ХВГ, *2* — для стали 50, *3* — для стали 10.

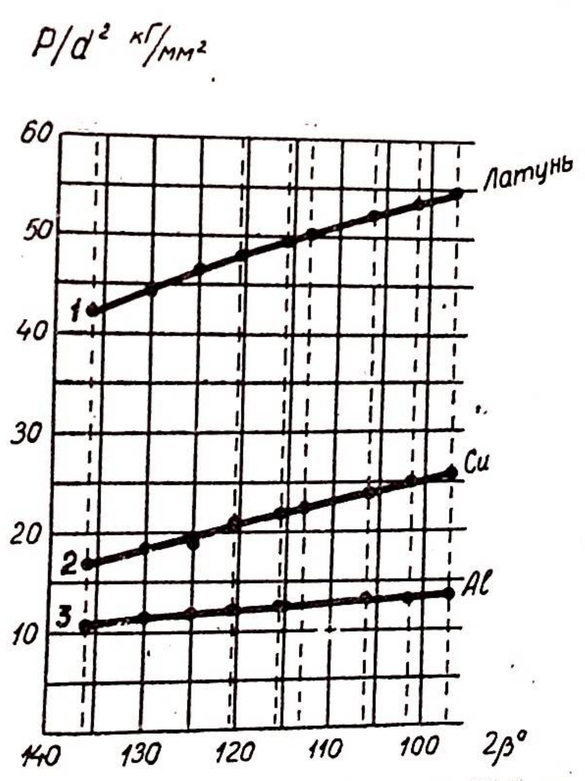


Рис. 2. Зависимость отношения P/d^2 от угла пирамиды 2β для отожженных цветных металлов:
1 — для латуни, *2* — для меди, *3* — для алюминия.

По формуле (5) для наших пирамид были подсчитаны значения $\frac{P}{d^2} = f(a, n, \beta)$ и по ним построена кривая, показанная на рис. 2. Близость экспериментальных значений $\frac{P}{d^2} = f(\beta)$, показанных точками, к теоретической кривой свидетельствует о правильности формулы (5) для стали ХВГ.

В таблице 2 и на рис. 1 и 2 приведены результаты опытов на всех шести материалах, свидетельствующие о правильности формулы (2).

Чтобы избежать разброса экспериментальных точек, работа должна проводиться весьма тщательно на однородном по твердости материале.

Следует помнить, что при $\frac{P}{d^2} = \text{const}$ завышение значений n приводит к получению завышенных значений a, и наоборот.

Если необходимо, пользуясь методом вдавливания пирамид с раз-

Таблица 2

Результаты опытов для исследованных материалов

Материал	a кГ/мм²	n	Формула
Медь отожженная	34,83	2,748	$P/d^2 = 34,83 \cos^{0,748}\beta$
Латунь »	66,12	2,460	$P/d^2 = 66,12 \cos^{0,460}\beta$
Алюминий »	16,07	2,412	$P/d^2 = 16,07 \cos^{0,412}\beta$
Сталь 10 »	114,5	2,259	$P/d^2 = 114,5 \cos^{0,259}\beta$
Сталь ХВГ »	159,1	2,245	$P\,d^2 = 159,1 \cos^{0,245}\beta$
Сталь 50 »	126,3	2,214	$P/d^2 = 126,3 \cos^{0,214}\beta$

ными углами, определять значения параметров пластичности a и n, то целесообразно применять только две пирамиды и каждой из них следует сделать несколько отпечатков, затем, усреднив полученные значения $\frac{P}{d^2}$, по формулам (3) и (4) подсчитывают n и a.

Формула (2) проверялась и при малых нагрузках порядка нескольких $кГ$. Оказалось, что при этом снижается лишь точность определений, так как с уменьшением размера отпечатков увеличивается относительная погрешность измерений диагоналей.

При изучении пластической деформации многофазных металлов необходимо знать способность отдельных структурных составляющих к относительному упрочнению, отражаемую безразмерным параметром n. Используя при определении микротвердости пирамиды с разными углами при вершине, можно было бы установить параметры пластичности отдельных структурных составляющих металла.

III. ЧИСЛА ТВЕРДОСТИ H_D.

Установленная ОСТ формула $H_D = \frac{2P \sin\beta}{d^2}$ (6), определяющая числа твердости при вдавливании пирамиды с углом 2β между противоположными гранями, не отражает присущих металлу индивидуальных пластических свойств.

При совместном решении уравнений (2) и (6), исключая $\frac{P}{d^2}$, получаем

$$H_D = 2a \sin\beta \cos^{n-2}\beta . \qquad (7)$$

Из формулы (7) следует, что числа твердости H_D зависят лишь от параметров пластичности a и n и от угла пирамиды 2β.

Как показывает опыт, числа H_D от нагрузки не зависят, так как для любого заданного металла при $2\beta = \text{const}$, в силу закона подобия, отношение $\frac{P}{d^2}$ сохраняет постоянство.

Относительное изменение величины $\frac{P}{d^2}$, как следует из формулы 2, равно

$$\frac{P/d^2}{a} = \cos^{n-2}\beta . \qquad (8)$$

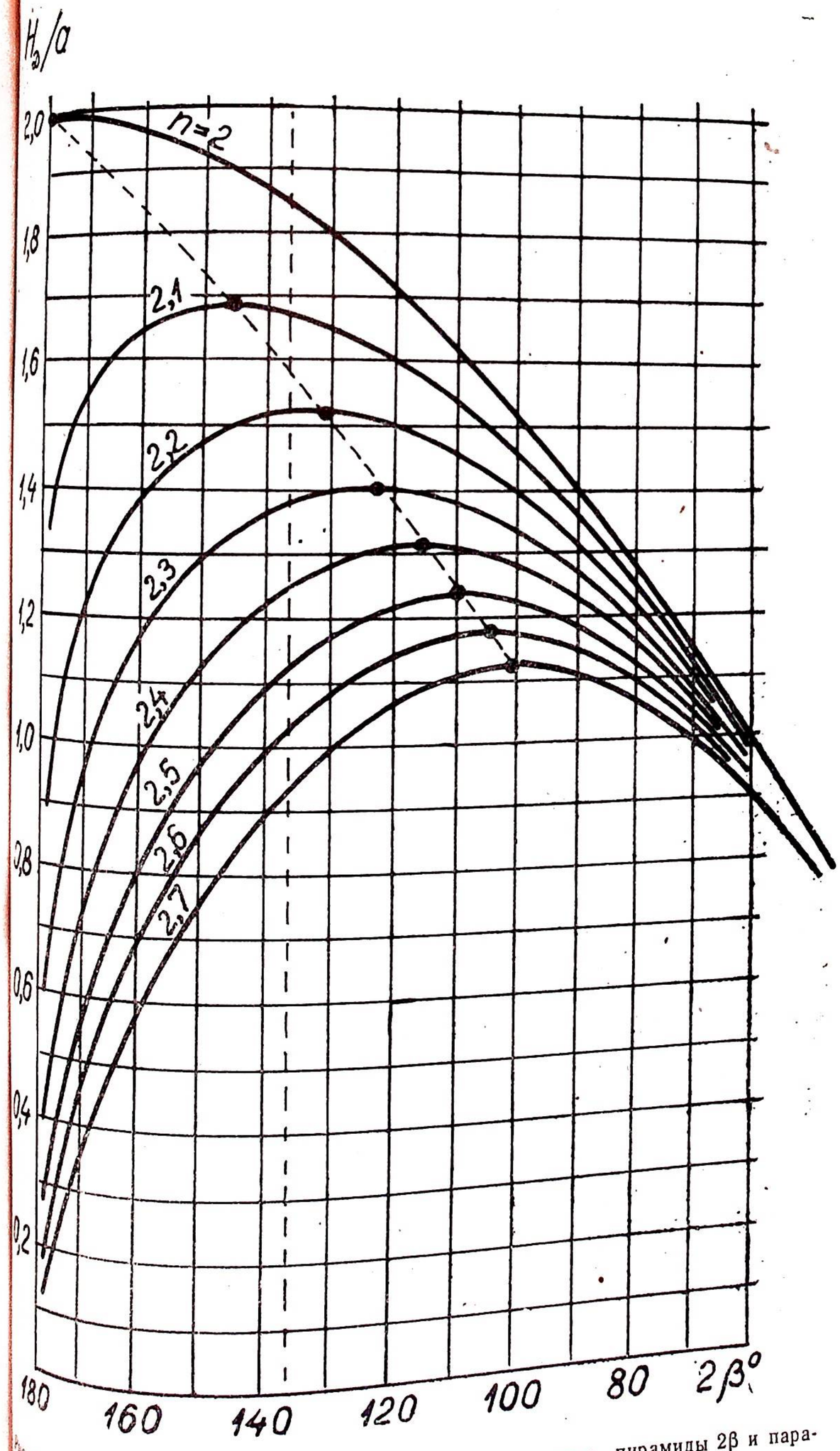


Рис. 3. Изменение значения $\frac{H_D}{a}$ в зависимости от величин угла пирамиды 2β и параметра пластичности n.

Оно зависит не только от изменения угла пирамиды 2β, но и от способности металла к относительному упрочнению, выражаемому безразмерным параметром n.

Изменение значений H_D, в зависимости от угла пирамиды и параметра n, удобнее выражать графиком типа

$$\frac{H_D}{a} = 2 \sin\beta \cos^{n-2}\beta, \tag{9}$$

поскольку каждая кривая этого графика обнимает всю совокупность металлов, обладающих одинаковым безразмерным параметром n (рис. 3). Эти кривые имеют максимум, местоположение которого зависит от параметра n и определяется формулой

$$\operatorname{ctg}\beta_n = \sqrt{n-2}. \tag{10}$$

Формула (10) получается из условия максимума функции H_D, выражаемой уравнением (7).

Значения углов $2\beta_n$, которые соответствуют максимумам H_D, показаны на рис. 4. Чем выше способность металла к относительному упрочнению (чем больше n), тем меньше будет угол $2\beta_n$, отвечающий максимуму числа H_D.

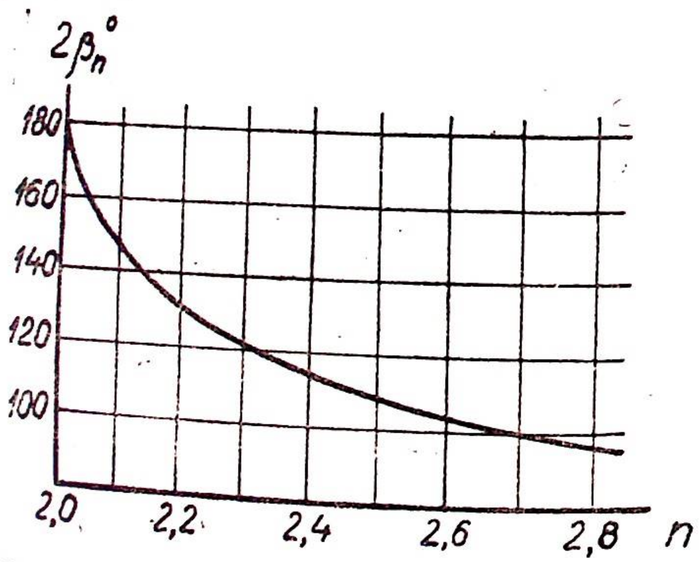


Рис. 4. Значения углов пирамид $2\beta_n$, соответствующих максимумам чисел твердости H_D, при разных безразмерных параметрах пластичности n.

Частные значения чисел твердости H_D для стандартной пирамиды с углом 136° лежат на вертикальном пунктире, нанесенном на рис. 3.

Если в качестве стандартной пирамиды была бы выбрана пирамида с каким-либо иным углом, например 100°, мы получили бы для одних и тех же металлов не только иные числа, но и иные отношения между ними, как это легко заключить из рис. 3.

Отсюда следует, что числа твердости H_D, как, впрочем, числа твердости и по иным шкалам, сильно зависят от выбранных параметров опыта, например от угла пирамиды или от отношения $\frac{P}{D^2}$ в случае испытания шариком.

Далее, поскольку $H_D = f(a, n, \beta)$, при $\beta = \text{const}$ всегда можно подобрать ряд пар значений a и n, при которых будет сохраняться постоянство значения H_D. Следовательно, тождественность чисел твердости нескольких металлов отнюдь не свидетельствует о тождественности их механических параметров. Действительно, известно, что при равенстве твердости, измеренной по методу Бринеля, в случае углеродистой и легированной стали их пределы прочности и значения равномерного удлинения будут различны, а значит будут различны и параметры a и n. Указанное справедливо и для чисел твердости H_D.

Пластические свойства металлов выражаются двумя параметрами пластичности, поэтому их механические свойства не могут быть выражены однозначно каким-либо одним числом, например каким-либо числом твердости. Поэтому попытки составления точных универсальных таблиц, выражающих соответствие чисел твердости, определенных по разным шкалам, заранее обречены на неудачу [4].

ВЫВОДЫ

1. Установлена формула

$$P = ad^2 \cos^{n-2}\beta,$$

описывающая вдавливание в металл пирамиды с углом при вершине 2β и связывающая между собой нагрузку на пирамиду P, диагональ отпечатка d и два параметра пластичности металла. Параметр a имеет размерность напряжения, параметр n — безразмерный.

2. Выведена формула для чисел твердости

$$H_D = 2a \sin\beta \cos^{n-2}\beta,$$

связывающая число твердости H_D с углом пирамиды и параметрами пластичности, а также дан анализ этой формулы.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Зайцев Г. П.*, Заводская лаборатория, XV, 6, 1949.
2. *Зайцев Г. П., Смолич С. А.*, Заводская лаборатория, XVI, 11, 1950.
3. *Зайцев Г. П.*, Заводская лаборатория, XVI, 5, 1950.
4. *Зайцев Г. П.*, Заводская лаборатория, XVII, 6, 1951.

АКАДЕМИЯ НАУК СССР
ЗАПАДНО-СИБИРСКИЙ ФИЛИАЛ
ТРУДЫ ХИМИКО-МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА
Отв. ред. канд. техн. наук К. А. Бессонов
Вып. II. 1958

Г. П. ЗАЙЦЕВ

ПОГРЕШНОСТЬ ИЗМЕРЕНИЙ ТВЕРДОСТИ ПО РОКВЕЛЛУ

Из всех видов механических испытаний металлов измерение твердости по Роквеллу, несмотря на высокую производительность и простоту, причиняет работникам лабораторий наибольшие неприятности, связанные с исключительной трудностью держать показания приборов в норме.

Сложность обеспечения высокой точности измерений твердости H_R определяется следующими обстоятельствами:

1) метод Роквелла имеет органический недостаток, заключающийся, как это будет показано, в весьма неудачном выборе величины предварительной нагрузки;

2) число H_R является функцией 5—6 независимых параметров опыта, из которых многие трудно воспроизводимы, не поддаются регулированию и даже достаточно точным измерениям. К ним относятся параметры наконечников;

3) приборы Роквелла совмещают функции прессов, создающих нагрузки на наконечник, и функции приборов, предназначенных для проведения весьма точных линейных измерений малых величин — разностей глубин погружений наконечника в металл при действии предварительной и полной нагрузки.

Погрешность измерений этой разности, составляющая всего лишь один микрон, вызывает погрешность в числах твердости, равную 0,5 единицы H_R;

4) не разработана теория погрешностей приборов, что крайне затрудняет их юстировку и не позволяет установить, осуществима ли она при заданном алмазном наконечнике;

5) одинаково замаркированные образцовые бруски (меры) твердости разных дат выпуска и разного происхождения при их испытании на одном и том же приборе часто отличаются по твердости на 1—2 и более единиц, в связи с чем исчезает доверие к брускам и уверенность в правильности показаний прибора.

В предлагаемой статье ставится две задачи: дать теорию систематических погрешностей измерений твердости H_R и, на базе критического анализа основных нормативных документов, регламентирующих измерение твердости по Роквеллу, внести некоторые предложения об изменении этих документов.

Первая задача базируется на работе автора «Твердость по Роквел-

лу, как функция параметров пластичности металлов и условий опыта» (1), из которой заимствованы основные формулы и обозначения.

Если известен вид функции

$$H_R = f(P_1, P_2, m, \beta, R, \ldots),$$

а также если систематические погрешности аргументов функции малы и их высшими степенями можно пренебречь, систематическая погрешность измерений твердости будет равна

$$\Theta H_R = \frac{\partial H_R}{\partial P_1}\Theta P_1 + \frac{\partial H_R}{\partial P_2}\Theta P_2 + \frac{\partial H_R}{\partial m}\Theta m + \frac{\partial H_R}{\partial \beta}\Theta\beta + \frac{\partial H_R}{\partial R}\cdot\Theta R + \ldots.$$

Не приводя здесь ранее опубликованных формул H_{R_b}, H_{R_C}, H'_{R_C} и выражений их частных производных, дадим лишь кривые частных погрешностей типа $\frac{\partial H_R}{\partial x}\Theta x$, подсчитанных для круглых положительных значений Θx.

Пользуясь этими кривыми, легко определить частные погрешности, отвечающие любым малым значениям Θx, как положительным, так и отрицательным.

Подсчеты частных погрешностей велись для тех же пар параметров пластичности, что и в указанной выше работе.

I. ПОГРЕШНОСТИ ПОКАЗАНИЙ ПРИБОРОВ ПО ШКАЛЕ «В»

Из рис. 1 следует, что отклонения от номинала нагрузок P_1, P_2, диаметра шарика D и отношения плеч m рычажка, передающего перемещения наконечника с пятикратным увеличением индикатору прибора, отражаются на числах H_{R_b} тем сильнее, чем мягче металл.

Поскольку все кривые сходятся в одной точке при $H_{R_b} = 130$ и ход этих кривых близок к линейному, путем изменения одного из аргументов алгебраическую сумму ординат этих кривых для одного и того же значения твердости легко свести к нулю. Следовательно, юстировку приборов по шкале «В» легко осуществить изменением значений одного из аргументов, например подбором шарика надлежащего размера.

О правомочности этой операции, противоречащей требованиям ОСТ в части диаметра шарика, будет сказано ниже.

Юстировка прибора по шкале «В» путем подбора шарика удобна тем, что не отражается на показателях прибора, предварительно отъюстированного по шкале «С».

Из рис. 1 следует, что при $H_{R_b} = 40$ допускаемая ОСТ погрешность полной нагрузки $\Theta P_2 = \pm 1$ *кГ* сказывается на H_{R_b} в 36 раз сильнее, чем допускаемая погрешность $\Theta D = \pm 0{,}0005$ *мм*.

Ранее существовавший допуск $\Theta D = \pm 0{,}001$ *мм* при пересмотре ОСТ в 1942 году был заменен допуском $\Theta D = \pm 0{,}0005$ *мм*, что создало ничем не обоснованные затруднения при подборе шариков к приборам. Тогда же был устранен допуск на величину предварительной нагрузки $\Theta P_1 = \pm 0{,}1$ *кГ*, значимость которого в четыре раза выше значимости допуска $\Theta D = \pm 0{,}0005$ *мм*.

Следует отметить, что никаких требований к точности цены деления индикатора, имеющей исключительное значение, ОСТ не предъявляет...

Схождение кривых частных погрешностей в одной точке и их почти линейный ход позволяют поверять шкалу «В» прибора всего лишь по одному бруску, по возможности малой твердости.

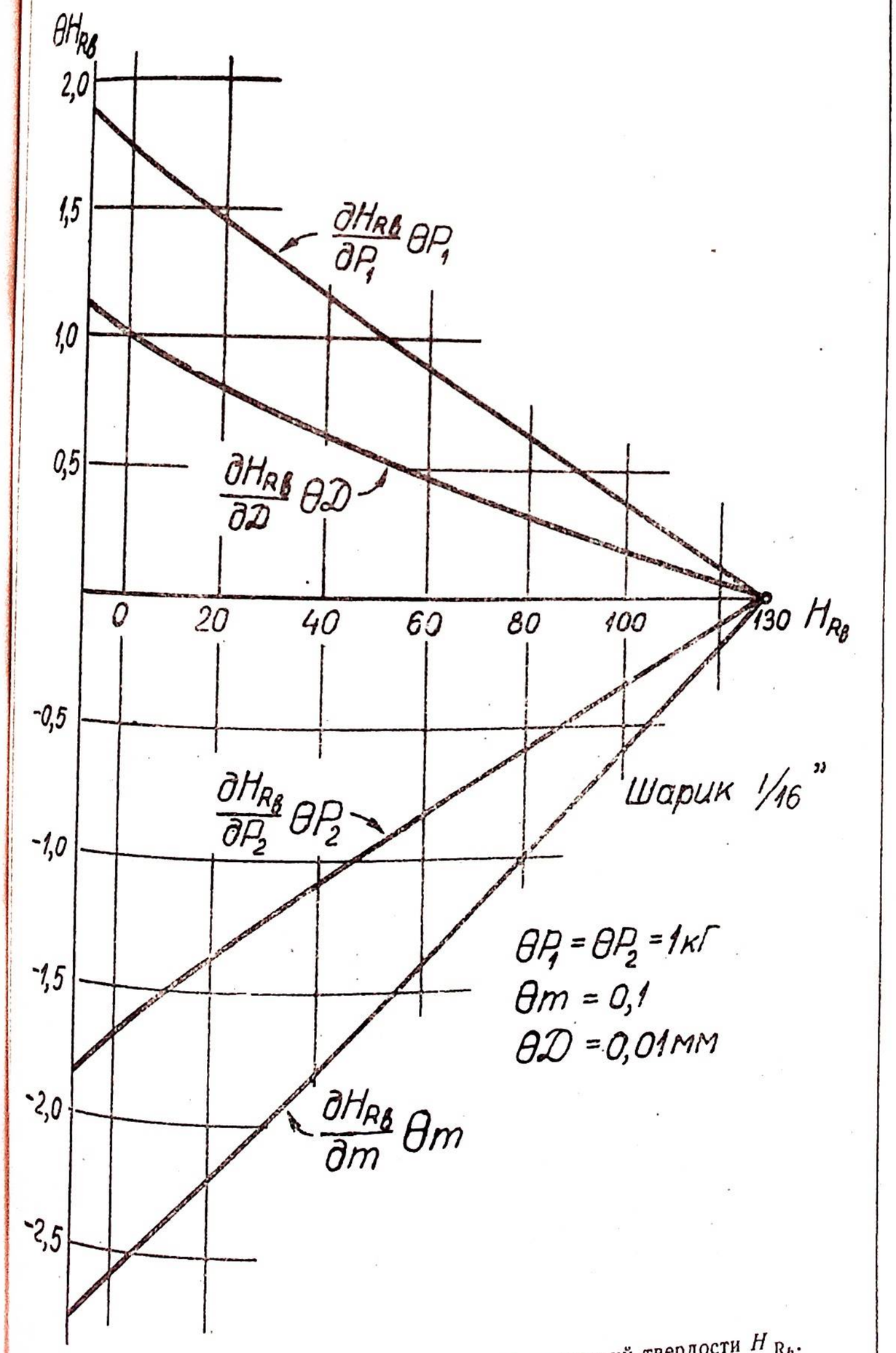


Рис. 1. Кривые частных погрешностей измерений твердости H_{R_b}.

II. ПОГРЕШНОСТЬ ПОКАЗАНИЙ ПРИБОРА ПО ШКАЛЕ «С»

А. Для случая применения обусловленных ОСТ алмазных наконечников, коническая и сферическая поверхности которых сопрягаются по касательной, кривые частных погрешностей показаны на рис. 2.

Ход большинства этих кривых аналогичен ходу кривых на рис. 1, и если погрешность ΘR была бы равна нулю, все сказанное о погрешности ΘH_{R_b} относилось бы и к ΘH_{R_C}. Юстировка приборов была бы в этом случае весьма проста.

В отличие от кривых частных погрешностей, сходящихся в точке, отвечающей $H_{R_C} = 100$, кривая $\frac{\partial H_{R_C}}{\partial R} \cdot \Theta R$ в рабочем диапазоне твердости имеет встречный ход: ее ординаты с увеличением твердости растут. Последнее весьма затрудняет юстировку приборов и уже при $\Theta R \geqslant 0{,}03$ *мм* делает ее невозможной.

В самом деле, если сумма ординат кривых на рис. 2, связанных с погрешностями ΘP_1, ΘP_2, $\Theta\beta$ и Θm при $H_{R_C} = 30$ равна $\Theta H_{R_C} = -1$ ед. H_{R_C}, эта сумма при $H_{R_C} = 65$ будет равна $\Theta H_{R_C} = -0{,}5$ ед. H_{R_C}. Чтобы сумма ординат всех кривых при $H_{R_C} = 65$ была меньше $+1$ ед. H_{R_C}, $\frac{\partial H_{R_C}}{\partial R} \cdot \Theta R$ не должно превышать при $H_{R_C} = 65 + 1{,}5$ ед. H_{R_C}, а следовательно, ΘR не должно быть больше $\sim 0{,}03$ *мм*.

Как следует из приведенного анализа, важнейшим параметром наконечников, у которых сферическая и коническая поверхности сопрягаются по касательной, является радиус закругления R, так как отклонение R от номинала более чем на $\pm 0{,}03$ *мм* исключает возможность отъюстировать прибор в соответствии с требованиями Инструкции 55—49.

Вернемся вновь к рассмотрению рис. 1.

Если металлы столь тверды, что даже при полной нагрузке в них внедряется лишь сферическая часть конусного наконечника, кривая $\frac{\partial H_{R_C}}{\partial R} \Theta R$ с ростом H_{R_C} круто падает и приходит в точку $H_{R_C} = 100$.

Этот участок кривой в принципе ничем не отличается от кривой $\frac{\partial H_{R_b}}{\partial D} \cdot \Theta D$ на рис. 1. Разница сводится лишь к абсолютному значению кривизны вдавливаемого в металл наконечника $D = \frac{1}{16''} = 1{,}59$ *мм*, $2R = 0{,}4$ *мм*.

Б. Вследствие трудности изготовления алмазных наконечников с сопряжением конической и сферической поверхности по касательной, обычно сначала шлифуют конус, после чего его вершину притупляют вручную на вращающемся круге. В результате коническая и условно-сферическая поверхности наконечника пересекаются по некоторой кривой, близкой к окружности с диаметром d_0.

В Инструкции 55—49 Комитета по делам мер и измерительных приборов узаконен угол конусных наконечников $119° {}^{+0}_{-1{,}5°}$, и промышленность, стремясь попасть в середину поля допуска, выполняет наконечники с углом, близким 119° 30′.

Как показывает опыт, параметры выпускаемых промышленностью наконечников в среднем равны: $2\beta = 119° 30'$, $R = 0{,}25$ *мм* и $d_0 = 0{,}15$ *мм*.

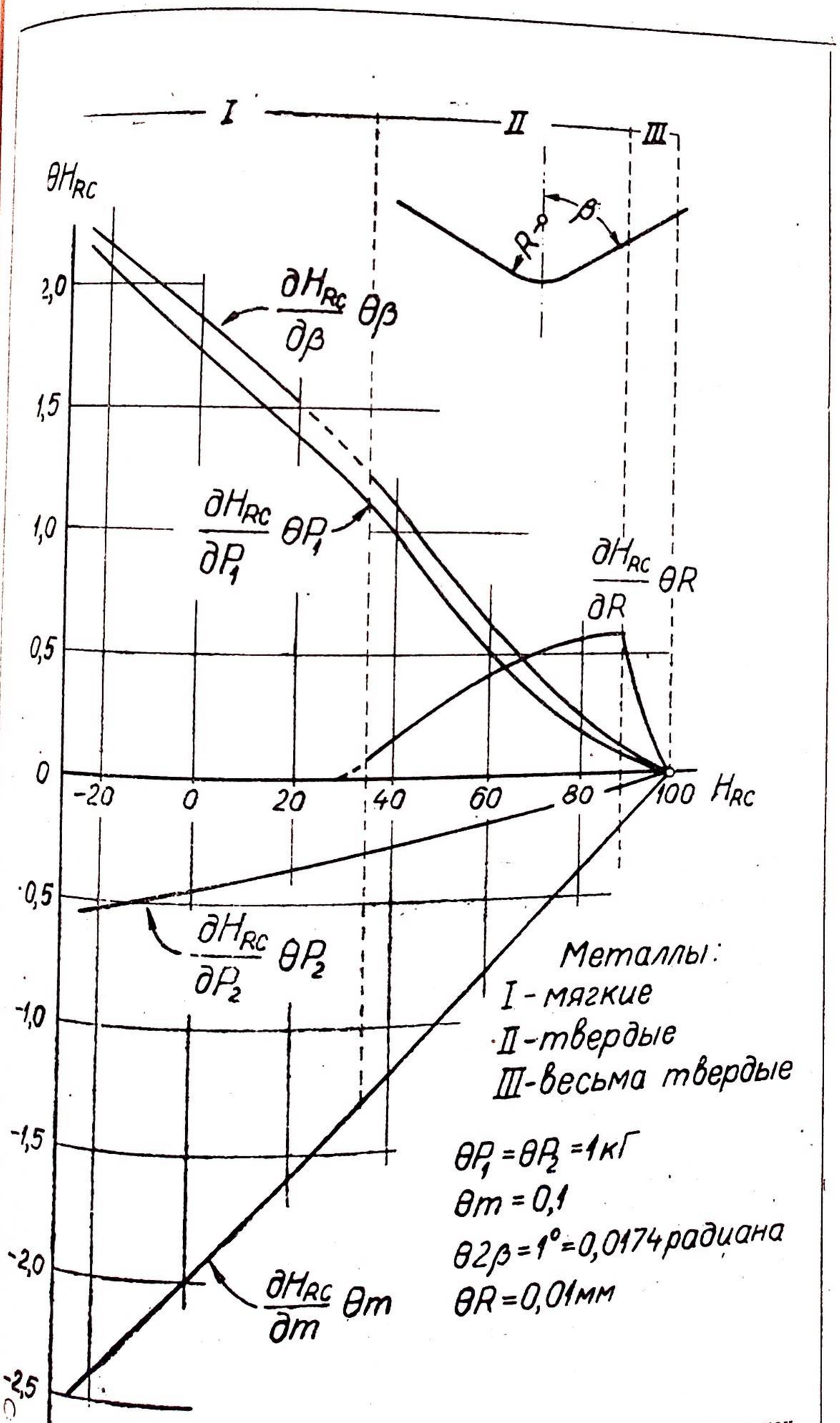


Рис. 2. Кривые частных погрешностей измерений твердости H_{RC} при наконечниках, коническая и сферическая поверхность которых сопрягаются по касательной.

При только что описанных наконечниках формула твердости H^*_{Rc} несколько отличается от формулы твердости H_{RC}, отвечающей наконечникам, у которых коническая и сферическая поверхности сопрягаются по касательным.

Чтобы оценить систематическую погрешность, вызванную заменой строго стандартных наконечников фактически выпускаемыми, необходимо:

1) для заданных пар параметров пластичности σ_b и δ_p подсчитать числа твердости $\left(H^*_{Rc}\right)_0$, соответствующие наконечникам с некоторыми строго определенными **условно-стандартными** параметрами, например — $2\beta = 120°$, $R = 0{,}25$ *мм* и $d_0 = 0{,}15$ *мм*, а также подсчитать числа твердости $(H_{RC})_0$, соответствующие строго стандартным наконечникам с параметрами $2\beta = 120°$, $R = 0{,}2$ *мм*;

2) построить по подсчетам кривые частных погрешностей $\frac{\partial H^*_{Rc}}{\partial x} \cdot \theta x$, вызываемых отклонениями параметров наконечников от указанных выше условно-стандартных параметров $2\beta = 120°$, $R = 0{,}25$ *мм* и $d_0 = 0{,}15$ *мм*.

В упоминавшейся выше работе приведены соответственные значения чисел твердости $\left(H_{RC}\right)$ и $\left(H^*_{RC}\right)_0$. Если воспользоваться рисунком 3, легко установить соответственные значения H^*_{RC} для наконечников с параметрами $2\beta = 119°30'$, $R = 0{,}25$ *мм* и $d_0 = 0{,}15$ *мм*.

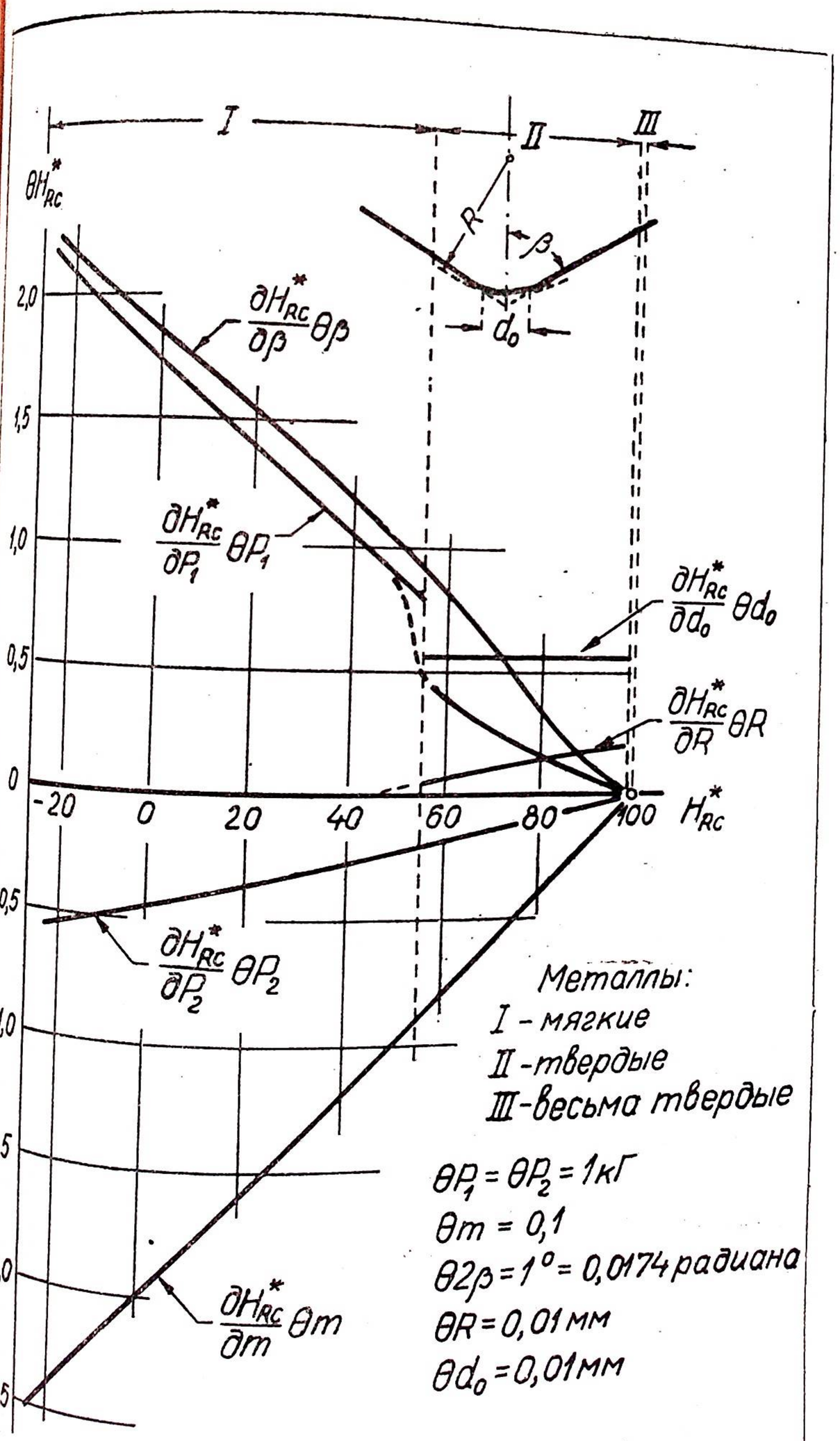
Взаимосоответствие упомянутых только что чисел твердости приведено в таблице 1.

Таблица 1

									$2\beta^\circ$	R мм	d_0 мм
$(H_{RC})_0$	−17,4	7,6	21,2	38,6	54,5	63,0	68,9	72,8	120	0,20	—
$(H^*_{RC})_0$	−17,4	7,6	21,2	36,9	51,9	62,4	68,5	72,5	120	0,25	0,15
H^*_{RC}	−18,4	6,7	20,5	36,3	51,4	62,0	68,2	72,3	119°30′	0,25	0,15
$H^*_{RC} - (H_{RC})_0$	−1,0	−0,9	−0,7	−2,3	−3,1	−1	−0,7	−0,5			
$\frac{\partial H^*_{RC}}{\partial \beta} \cdot \theta\beta$	−1,05	−0,94	−0,75	−0,62	−0,48	−0,38	−0,30	−0,25	$\theta\beta = -0{,}0043$ радиана $= -15'$		

Из таблицы 1 следует, что переход от строго стандартных наконечников к наконечникам, наиболее часто встречающимся в практике, должен приводить их к понижению чисел твердости, равному $\left[H^*_{RC} - \left(H_{RC}\right)_0\right]$ и показанному в четвертой строке таблицы 1. Принятый в Инструкции 55—49 односторонний отрицательный допуск на угол наконечника дает понижение чисел твердости, показанное в нижней ее строке. Предполагается при этом, что остальные параметры опыта — P_1, P_2, m — остаются без изменения и отвечают стандарту.

Перейдем теперь к анализу рисунка 3. Кривые частных погрешностей, связанных с отклонением от установленных ОСТ номинальных значений 2β, P_2, m, близки к прямым и сходятся в точке $H^*_{RC} = 100$. Следовательно, путем надлежащего изменения одной из указанных ве-



Фиг. 3. Кривые частных погрешностей измерений твердости H^*_{RC} при наконечниках, коническая и сферическая поверхности которых пересекаются.

личин, алгебраические суммы ординат указанных кривых легко свести к нулю и добиться хорошей юстировки приборов.

Кривая частной погрешности $\frac{\partial H^*_{R_C}}{\partial R}\Theta R$ идет так же, как и на рис. 2, но имеет меньшие ординаты.

Кривая $\frac{\partial H^*_{R_C}}{\partial P_1}\cdot\Theta P_1$, отражающая погрешность ΘP_1 величины предварительной нагрузки, по подсчетам, при $H^*_{R_C}\approx 54{,}5$ имеет скачок. Поскольку, однако, пересечение конической и сферической поверхностей наконечника всегда несколько размыто, участки кривой в областях I и II диаграммы (рис. 3), по-видимому, сопрягаются по пунктирной кривой.

В результате кривые $\frac{\partial H_{R_C}}{\partial P_1}\cdot\Theta P_1$ на рис. 1 и 2 близки между собой, в силу чего погрешность предварительной нагрузки сравнительно слабо зависит от формы конца наконечника.

В отличие от рис. 2, на рис. 3 появляется новая кривая — точнее, прямая, параллельная оси абсцисс, выражающая погрешность $\frac{\partial H^*_{R_C}}{\partial d_0}\cdot\Theta d_0$. К физическому смыслу этой прямой мы вернемся позже.

Поскольку в области встречающихся на практике значений твердости ($H_{R_C}<67$) кривые $\frac{\partial H^*_{R_C}}{\partial R}\Theta R$ и $\frac{\partial H^*_{R_C}}{\partial d_0}\cdot\Theta d_0$ не направлены к точке схода остальных кривых, при $\Theta R\neq 0$ и $\Theta d_0\neq 0$ юстировка прибора крайне затруднена.

Не имея мастерской для шлифовки алмазов, изменить параметры наконечника R и d_0 мы не можем. При компенсации вредного влияния отклонения параметра d_0 от оптимального его значения путем изменения m, P_2 или P_1, мы тотчас встречаемся с опасностью недопустимо исказить показания прибора в области малых твердостей, поскольку ординаты кривых $\frac{\partial H^*_{R_C}}{\partial m}\cdot\Theta m$, $\frac{\partial H^*_{R_C}}{\partial P_2}\cdot\Theta P_2$ и $\frac{\partial H^*_{R_C}}{\partial P_1}\cdot\Theta P_1$ растут с уменьшением твердости. Точно так же, если бы мы захотели, например, значение твердости $H^*_{R_C}=51{,}9$ во второй строке таблицы 1 увеличить на 2 единицы путем увеличения d_0 на 0,035 *мм*, мы увеличили бы также на две единицы значение $H^*_{R_C}=62{,}4$, получив вместо него 64,4 и превысив $(H_{R_C})_0=63$ на 1,4 единицы.

Оказывается, при неблагоприятных параметрах наконечников, в ряде случаев, нет никакой возможности отъюстировать прибор так, чтобы его показания не отличались от нормы более чем на ± 1 ед. H_{R_C} в диапазоне твердости $20\rightarrow 65$. Практика этот вывод полностью подтверждает.

III. ОСНОВНЫЕ ЗАМЕЧАНИЯ, КАСАЮЩИЕСЯ ОСТ 10242—40 И ИНСТРУКЦИИ 55—49

Из рассмотрения рис. 1, 2, 3 вытекает следующее:

1) Одна и та же систематическая погрешность некоторых параметров метода, например P_1, P_2, m, D, 2β, приводит к систематической погрешности определения чисел твердости H_R, тем большей, чем мягче металл. Из рис. 2 следует, например, что при $\Theta 2\beta=1°$ погрешность $\Theta H_{R_C}=0{,}5$ ед. H_R, если $H_{R_C}=65$, и погрешность $\Theta H_{R_C}=1{,}5$ ед. H_{R_C}, если $H_{R_C}=20$.

Согласно Инструкции, погрешность показаний прибора ΘH_R не должна превышать по абсолютной величине 1 ед. H_R во всем диапазоне твердости. Это значит, что прибор должен работать тем точнее, чем мягче испытываемая продукция. Ни к одному прибору в области механических испытаний, в том числе к приборам Бринеля и Викерса, таких своеобразных требований не предъявляется.

Очевидно, допускаемая погрешность прибора, выраженная в единицах H_R, должна быть тем больше, чем мягче образцовый брусок или металл.

2) По Инструкции, неоднородность твердости образцовых брусков во всем ее диапазоне не должна превышать 1 ед. H_R.

Это значит, что металл бруска должен быть тем однороднее, чем ниже его твердость.

Указанный вывод легко проверить, оценив относительное изменение твердости при ее увеличении на 1 ед. H_R. Условность нуля шкалы H_R и ее неравномерность заставляют для этой оценки воспользоваться приближенными соотношениями между числами твердости H_R и H_D. Результаты этой оценки даны в таблице 2:

Таблица 2

H_{R_C}	H_D	$\Delta H_D/H_D$	H_{R_b}	H_D	$\Delta H_D/H_D$
66 65	859 832		101 100	242 235	
$\Delta=1$ 46 45	$\Delta=27$ 465 452	3,2%	$\Delta=1$ 51 50	$\Delta=7$ 93 92	2,9%
$\Delta=1$ 21 20	$\Delta=13$ 245 240	2,8%	$\Delta=1$ -10 -11	$\Delta=1$ 46 45,65	1,1%
$\Delta=1$	$\Delta=5$	2,0%	$\Delta=1$	$\Delta=0{,}35$	0,7%

Из таблицы вытекает, что допускаемая неоднородность твердости продукции должна устанавливаться с учетом абсолютных значений H_R. Чем ниже H_R, тем шире должно быть поле допусков, выражаемое числом единиц H_R.

Таблица объясняет, почему изготовление образцовых брусков с $H_{R_b}=30$ при допускаемой неоднородности твердости 1 ед. H_{R_b} представляет весьма значительную трудность по сравнению с изготовлением более твердых брусков.

3) Исключительная сложность и работоемкость поверки отдельных параметров приборов P_1, P_2, m, 2β, R, d_0 и др. привели к тому, что в практике укоренилась юстировка и поверка приборов с помощью набора образцовых брусков разной твердости.

Без перешлифовки наконечника изменить его параметры 2β, R, d_0 нельзя, поэтому юстировка прибора сводится к надлежащему воздействию на параметры прибора P_1, P_2 и $C=\frac{0{,}01\ мм}{m}$.

При недостаточно стандартных наконечниках одновременное выполнение двух требований о близости отдельных параметров прибора к

норме и о правильности показаний прибора при поверке с помощью брусков,— является несовместимым.

В связи с этим из ОСТ 10242-40 и Инструкции 55—49 следует изъять указания о допустимых погрешностях отдельных параметров наконечников и приборов, разработав одновременно ГОСТ на алмазные наконечники.

Инструкция должна содержать сведения:

а) о допустимой погрешности образцовых брусков,

б) о допустимой погрешности рабочих приборов по отношению к брускам.

Обычно указаний о погрешности образцовых мер не дается, так как она считается пренебрежимо-малой по сравнению с допустимой погрешностью рабочих приборов.

В нашем случае это «золотое правило» метрологии не соблюдается, так как встречаются в обращении образцовые бруски, погрешность градуировки которых соизмерима с допускаемой погрешностью приборов.

Промышленность должна знать погрешность градуировки брусков, чтобы иметь возможность составить правильное представление о накоплении погрешности при передаче меры твердости от эталона рабочему прибору и установить разумные допуски на неоднородность твердости своей продукции.

IV. ОСНОВНОЙ ДЕФЕКТ МЕТОДА РОКВЕЛЛА

Опыт поверки приборов показывает, что их погрешность по шкале «В» по крайней мере в два раза ниже, чем по шкале «С». При тождественности приборов эту разницу приходится отнести за счет формы острия конусных наконечников.

Кривые частных погрешностей, связанных с формой острия, располагаются на рис. 2, 3 в области II твердых металлов.

Если бы удалось сдвинуть границу областей I—II вправо за пределы наибольшей твердости стали $H_{RC} \approx 67$ количество и характер кривых частных погрешностей твердости по шкалам H_{RC} и H_{R_b} полностью бы совпали и точность измерений H_{RC} повысилась бы.

Указанный сдвиг легко осуществить одним из двух способов:

1) уменьшением номинальных значений R и d_0,

2) увеличением предварительной нагрузки P_1, которая в методе Роквелла выбрана слишком малой.

Напомним, что граница областей I—II определяется каким-либо из сочетаний P_1, R и d_0, при котором наконечник вдавливается в металл под действием нагрузки P_1 до линии пересечения его сферической и конической поверхностей.

Для осуществления указанного сдвига увеличивать остроту наконечника в интересах его прочности нецелесообразно. Проще повысить предварительную нагрузку P_1, для чего достаточно заменить создающую ее пружину на более жесткую.

Изменение метода Роквелла в сторону повышения предварительной нагрузки значительно повысит точность измерений твердости, сделает ее нечувствительной к форме острия наконечников и сильно упростит юстировку приборов.

В случае повышения предварительной нагрузки разность глубин погружения в металл притупленных наконечников станет равной разности глубин погружения острых наконечников. Это создаст предпосылки для построения серии приборов с сильно отличающимися нагрузками, показания которых при испытании одного и того же металла будут одинаковы.

Взамен твердости H_B при больших нагрузках, твердости H_R при средних, и твердости по шкалам суперроквеллов при малых нагрузках можно было бы при аналогичных нагрузках определять твердость по одной шкале, используя при этом или конусные, или шариковые наконечники.

В самом деле, приняв, что $H = \frac{k-(h_2-h_1)}{C}$, и помня, что увеличение нагрузок P_2 и P_1 в Z раз приводит к увеличению глубин погружения наконечника в $\sqrt{Z}$ раз, достаточно увеличить в $\sqrt{Z}$ раз величины k и C, чтобы сохранить постоянство значения твердости H.

Заманчивость такого предложения заключается также в возможности использования имеющегося парка приборов Роквелла и алмазных наконечников.

Правильность теоретических кривых частных погрешностей, приведенных на рис. 1, 2, 3, подтверждается экспериментальной работой Г. П. Зайцева и Н. П. Славиной, публикуемой в этом сборнике.

ВЫВОДЫ

В работе приведены анализ возникновения систематических погрешностей измерений твердости по Роквеллу и некоторые соображения о повышении точности ее измерений.

ЛИТЕРАТУРА

Зайцев Г. П., Твердость по Роквеллу, как функция параметров пластичности металла и условий опыта. Металловедение и прочность металлов. Сборник трудов ХМИ, выпуск 11, 1958.

Зайцев Г. П., Смолич С. А., Определение параметров пластичности металлов методом вдавливания конусов с разными углами при вершине. Заводская лаборатория, № 11, 1950.

Зайцев Г. П., Славина Н. П., Металловедение и прочность металлов. Сборник трудов ХМИ, выпуск 11, 1958.

АКАДЕМИЯ НАУК СССР
ЗАПАДНО-СИБИРСКИЙ ФИЛИАЛ
ТРУДЫ ХИМИКО-МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА
Вып. II. Отв. ред. канд. техн. наук К. А. Бессонов 1958

Г. П. ЗАЙЦЕВ, Н. П. СЛАВИНА

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ СИСТЕМАТИЧЕСКИХ ПОГРЕШНОСТЕЙ ИЗМЕРЕНИЯ ТВЕРДОСТИ ПО РОКВЕЛЛУ

Вопрос о количественном влиянии на измерение твердости H_R отклонений условий опыта от номинала представляет для машиностроительной промышленности исключительный интерес. Этот вопрос до сих пор еще не разрешен, по-видимому, в связи с тем, что числа твердости H_R являются неявными функциями многих аргументов: предварительной нагрузки P_1, полной нагрузки P_2, отношения плеч m рычажка, связывающего перемещения наконечника и штока индикатора, диаметра шарика D при работе по шкале «В», угла конусного наконечника 2β и радиуса его закругления R при работе по шкале «С». Кроме того, числа твердости H_R зависят от сопротивления металла вдавливаемому наконечнику.

Однако имеется возможность дать численную оценку влияния отклонений условий опыта от номинала даже в том случае, если вид функций

$$H_{R_b} = f(P_1,\ P_2,\ m,\ D),$$

$$H_{R_C} = \varphi(P_1\ P_2,\ m,\ \beta,\ R)$$

не известен.

Систематическая погрешность чисел твердости H_R будет равна

$$\Theta H_R = \frac{\partial H_R}{\partial P_1} \cdot \Theta P_1 + \frac{\partial H_R}{\partial P_2} \cdot \Theta P_2 + \frac{\partial H_R}{\partial m} \cdot \Theta m + \ldots,$$

где ΘP_1, ΘP_2, Θm, ΘD, $\Theta\beta$ — отклонения условий опыта от установленного в ОСТ-10242-40 номинала.

Значения частных производных типа $\frac{\partial H_R}{\partial x}$ в ряде случаев легко определить экспериментальным путем, для чего необходимо построить опытную кривую $H_R = f(x)$ и определить угловой коэффициент касательной к этой кривой в точке $x = x_0$, где x_0 — установленное ОСТ номинальное значение аргумента, влияние которого изучается. Этот угловой коэффициент и будет равен частной производной $\frac{\partial H_R}{\partial x}$.

При изменении аргумента x все остальные аргументы опыта не меняются и имеют установленное ОСТ значение.

На рис. 1 приведены такие экспериментальные кривые для $x = P_1$ и $x = P_2$, полученные при испытании брусков разной твердости по шкалам «В» и «С».

Найденные значения $\frac{\partial H_R}{\partial x}$ использованы при построении кривых $\frac{\partial H_R}{\partial P_1}\Theta P_1$ и $\frac{\partial H_R}{\partial P_2}\Theta P_2$ на рис. 2. Эти кривые должны сойтись в точках $H_{R_b} = 130$ и $H_{R_C} = 100$, поскольку указанные значения твердости 130 и 100 соответствуют твердости гипотетического абсолютно-твердого материала, в который наконечник не вдавливается ни при каких нагрузках, в связи с чем погрешность нагрузок на отсчете твердости не скажется. Напомним попутно, что при $P_1 = 10$ *кГ* путем подъема стола на индикаторе прибора устанавливаются по шкалам «В» и «С» начальные отсчеты 130 и 100, а не «30» и «0», как это часто говорят.

Обратимся теперь к оценке влияния величины Θm, т. е. систематической погрешности отношения плеч передаточного рычажка.

Число твердости равно

$$H_R = \frac{K}{C} - \frac{h_2 - h_1}{C},$$

где $C = \frac{0{,}01\ мм}{m}$. При $K = 0{,}26$ *мм* и $C = 0{,}002$ *мм*, т. е. при $m = 5$, отношение $\frac{K}{C}$ при работе по шкале «В» $= 130$. При работе по шкале «С» K принимается равным 0,2 *мм* и $\frac{K}{C} = 100$.

Согласно принятой методике работы, при $P_1 = 10$ *кГ* стрелку индикатора устанавливают на отсчет «130» или «100» совершенно точно, независимо от истинного значения величины C, в связи с чем отношение $\frac{K}{C}$ является постоянной величиной, и было бы правильнее формулы твердости писать так:

$$H_{R_b} = 130 - \frac{h_2 - h_1}{C} = 130 - 100\,m\,(h_2 - h_1), \qquad (1)$$

$$H_{R_C} = 100 - \frac{h_2 - h_1}{C} = 100 - 100\,m\,(h_2 - h_1). \qquad (2)$$

Отсюда получаем:

$$\frac{\partial H_{R_b}}{\partial m} = -100\,(h_2 - h_1) = -\frac{130 - H_{R_b}}{m}, \qquad (3)$$

$$\frac{\partial H_{R_C}}{\partial m} = -100\,(h_2 - h_1) = -\frac{100 - H_{R_C}}{m}. \qquad (4)$$

По этим формулам построены на рис. 5—6 кривые $\frac{\partial H_R}{\partial m} \cdot \Theta m$.

Перейдем к рассмотрению влияния на числа твердости H_R параметров наконечников.

а) Влияние диаметра шарика на числа $H_{R_в}$

Как известно, глубина отпечатка шарика

$$h = 0{,}5\,(D - \sqrt{D^2 - d^2})$$

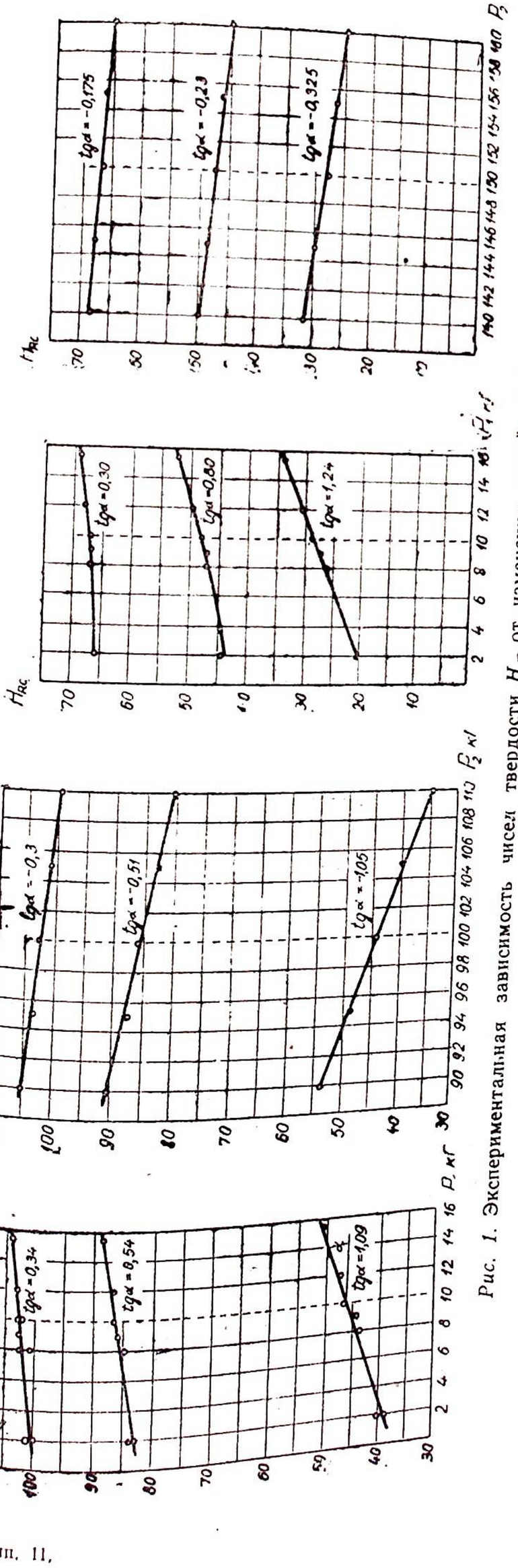


Рис. 1. Экспериментальная зависимость чисел твердости H_R от изменения одной из нагрузок на наконечник.

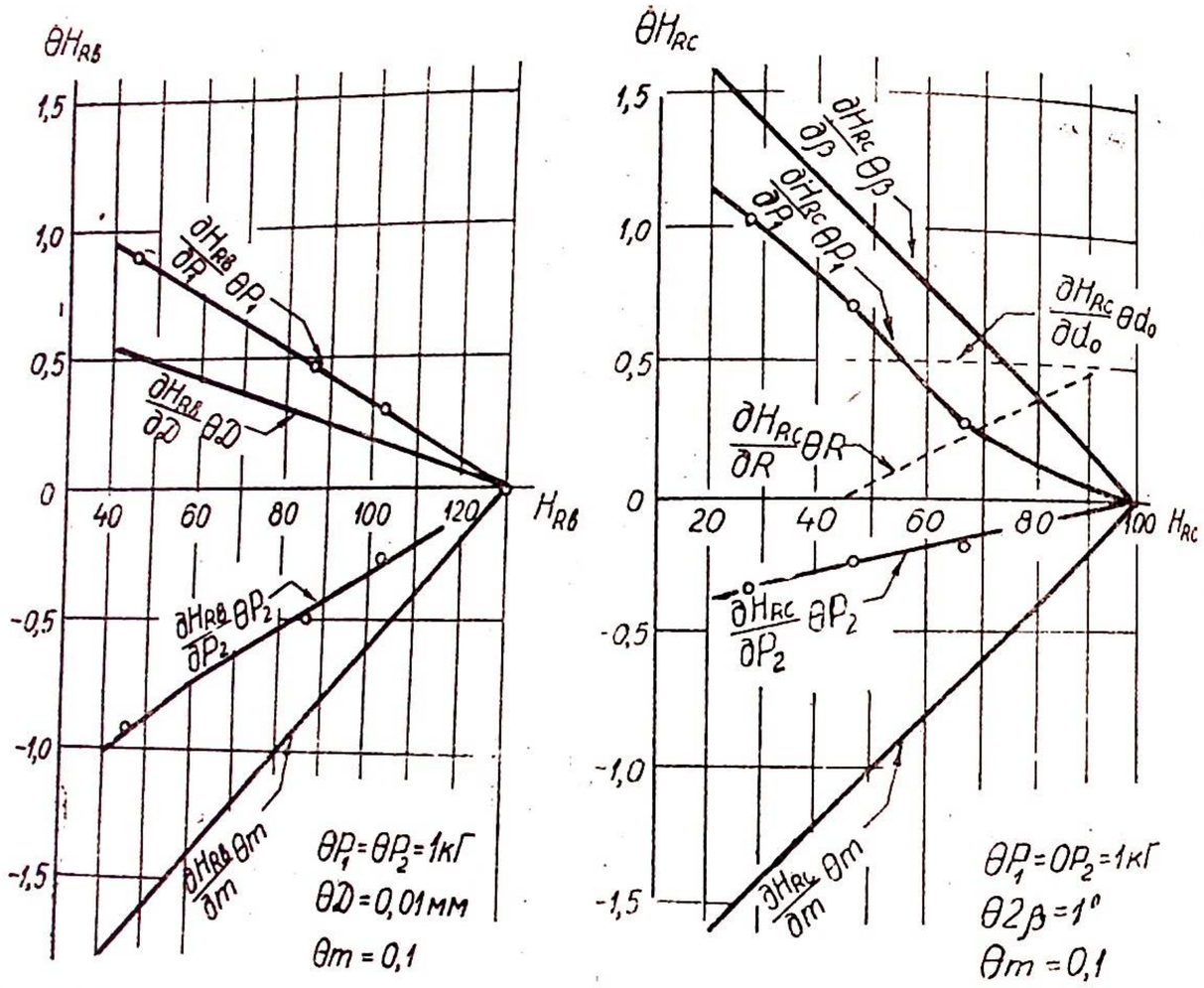


Рис. 2. Систематическая погрешность измерений твердости H_R, как функция систематических погрешностей отдельных условий опыта и твердости металла.

Дифференцируя это выражение и заменяя знак дифференциала знаком систематической погрешности, помня, что

$$\sqrt{D^2 - d^2} = D - 2h,$$

получим:

$$\Theta h = \frac{d^2}{D - 2h} \cdot \frac{\Theta d}{2d} - \frac{hD}{D-2h} \cdot \frac{\Theta D}{D}.$$

Из формулы вдавливания шарика в металл $P = a \frac{d^n}{D^{n-2}}$, при $P = \text{const}$, дифференцируя, получаем [1]

$$\frac{\Theta d}{d} = \frac{n-2}{n} \cdot \frac{\Theta D}{D}.$$

Подставляя в выражение погрешности Θh значения $d^2 = 4h(D-h)$ и $\frac{\Theta d}{d}$, придем к выражению

$$\Theta h = -\frac{1}{D-2h}\left[\frac{4-n}{n} \cdot h + \frac{n-2}{n} \cdot \frac{2h^2}{D}\right] \Theta D.$$

Приняв в среднем для сталей, испытываемых по шкале «В», безразмерный параметр пластичности n равным 2,2 и помня, что h^2 — весьма малая величина, можно без большой погрешности считать, что

$$\Theta h \approx -h \frac{\Theta D}{D}.$$

Поскольку $H_{R_b} = 130 - 500(h_2 - h_1)$

$$\Theta H_{R_b} = -500(\Theta h_2 - \Theta h_1) \approx 500(h_2 - h_1)\frac{\Theta D}{D} \approx (130 - H_{R_b})\frac{\Theta D}{D}. \quad (5)$$

При $D = 1{,}59$ *мм*,

$$\frac{\partial H_{R_b}}{\partial D} \cdot \Theta D \approx 0{,}6\,(130 - H_{R_b})\,\Theta D. \quad (6)$$

б) Влияние угла конуса

Дифференцируя формулу вдавливания конуса (2) $P = a_к d_к^2 \cos^{n-2}\beta$, заменяя знак дифференциала на знак систематической погрешности, при P, a и n постоянных, помня, что $d = 2h\operatorname{tg}\beta$, получим

$$\Theta d = (n-2)\,h\operatorname{tg}^2\beta \cdot \Theta\beta.$$

Из $d = 2h\operatorname{tg}\beta$ следует, что

$$\Theta d = 2\operatorname{tg}\beta\,\Theta h + 2h\frac{\Theta\beta}{\cos^2\beta}.$$

Приравняв выражения Θd, при $2\beta = 120°$ найдем, что

$$\Theta h = \frac{h}{\operatorname{tg}\beta}\left[\frac{n-2}{2}\operatorname{tg}^2\beta - \frac{1}{\cos^2\beta}\right]\Theta\beta = 0{,}577\,h \times$$

$$\times\left(\frac{n-2}{2} \cdot 3 - 4\right)\Theta\beta. \quad (7)$$

Приняв для испытываемых алмазным конусом твердых сталей n равным, в среднем, 2,1, получим

$$\Theta h \approx -2{,}5n \cdot \Theta\beta.$$

Тогда

$$\Theta H_{R_C} \approx -500(\Theta h_2 - \Theta h_1) = 500 \cdot 2{,}5\,(h_2 - h_1)\,\Theta\beta =$$

$$= 2{,}5\,(100 - H_{R_C})\,\Theta\beta. \quad (8)$$

При $\Theta 2\beta = 1°$ или $\Theta\beta = 0{,}00873$ радиана,

$$\Theta H_{R_C} \approx 0{,}02\,(100 - H_{R_C}). \quad (9)$$

Эта формула послужила для подсчета кривой $\frac{\partial H_{R_C}}{\partial\beta} \cdot \Theta\beta$ на рис. 6.

в) Качественная оценка влияния радиуса закругления конусного наконечника

Чтобы иметь возможность судить о влиянии на H_{R_C} радиуса закругления конусного наконечника, необходимо, прежде всего, выяснить, как отражается на диаметре отпечатка конуса закругление или затупление его вершины.

Специально поставленные опыты свидетельствуют, как это видно из таблицы 1, что затупление или закругление острия конуса приводит к незначительному увеличению диаметра отпечатка за счет улучшения проникаемости наконечника. Кроме того, с увеличением глубины отпечатка влияние формы конца конуса сказывается на диаметре отпечатка все меньше и меньше.

11*

Необходимо учесть также экспериментальный факт, что диаметры отпечатков на твердых или любых сильно наклепанных металлах (при $n \approx 2$) практически не зависят ни от угла конуса, ни от диаметра шарика (2,1).

Таблица 1

Влияние затупления или закругления конуса с углом при вершине 90° на диаметры отпечатков

Нагрузка в *кГ*	250	750	1000	250	750	1000	Примечание
материал	сталь			латунь			
Острый конус, *d мм*	1,15	1,98	2,30	1,43	2,42	2,82	*d′* — диаметр сечения конуса около его вершины
Усеченный конус, *d мм*							
при *d′* = 0,75 *мм*	1,18	2,00	2,32	1,44	2,46	2,83	
при *d′* = 1 *мм*	1,24	2,04	2,34	1,48	2,50	2,90	
Закругленчый конус, *d мм*	1,28	2,06	2,36	1,53	2,52	2,90	
при *R* ≈ 0,7 *мм*	0,90	0,96	0,98	0,93	0,96	0,97	

Как следует из изложенного, при определении H_{RC} твердых металлов диаметры глубоких отпечатков конуса практически не зависят от формы конца наконечника.

Последнее дает возможность, путем графических построений, качественно оценить влияние на H_{RC} радиуса закругления R алмазных наконечников, у которых конусная и шаровая поверхности сопрягаются по касательной, а также оценить влияние диаметра d_0 окружности пересечения указанных поверхностей у наконечников общеупотребительной формы (рис. 3).

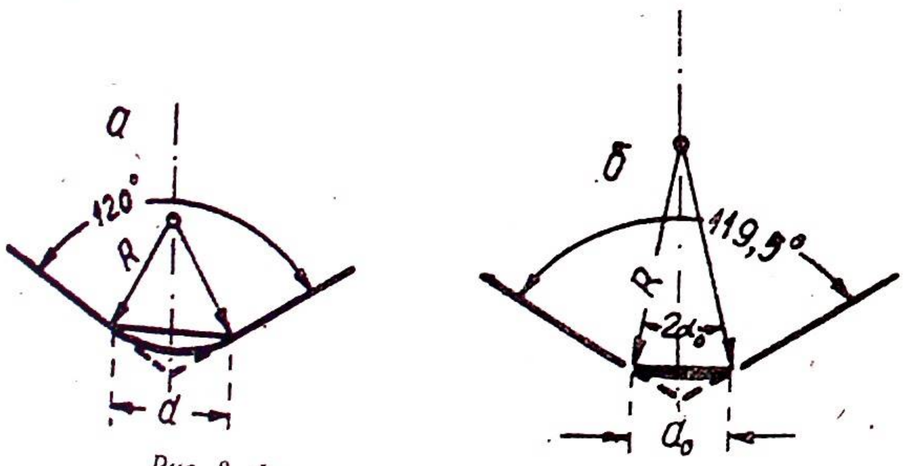


Рис. 3. Форма конусных наконечников:
а — отвечающая требованиям ОСТ; *б* — не отвечающая требованиям ОСТ.

На рисунках 8—10 даны графические построения, основанные на формуле

$$H_{RC} \cdot C = K - (h_2 - h_1) = t.$$

Левая и правая половины этих рисунков отличаются по величине одного из параметров наконечников.

Из рис. 4 вытекает, что увеличение радиуса закругления R приводит к росту чисел H_{RC} твердых металлов, у которых под влиянием предварительной нагрузки вдавливается в металл только сферическая часть наконечника. Проделав ряд таких построений для меньших глубин погружений, можно показать, что $\frac{\partial H_{RC}}{\partial R}$ с ростом H_{RC} увеличивается.

Рис. 5 дает, что у твердых металлов увеличение диаметра d_0 окруж-

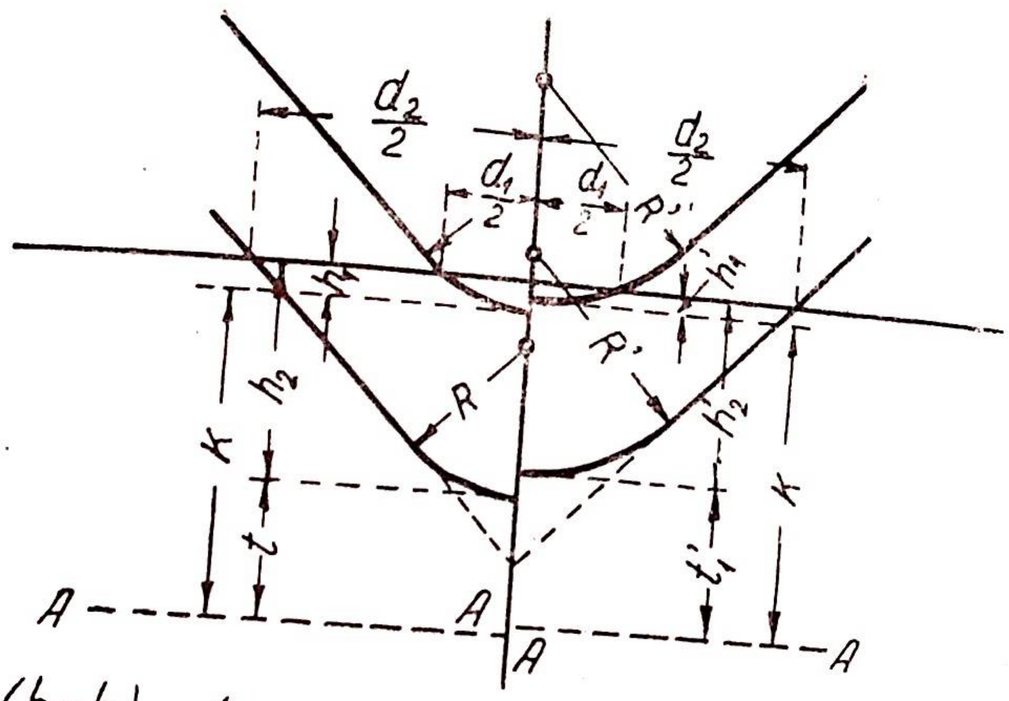


Рис. 4. Влияние на H_{RC} увеличения радиуса закругления конусного наконечника.

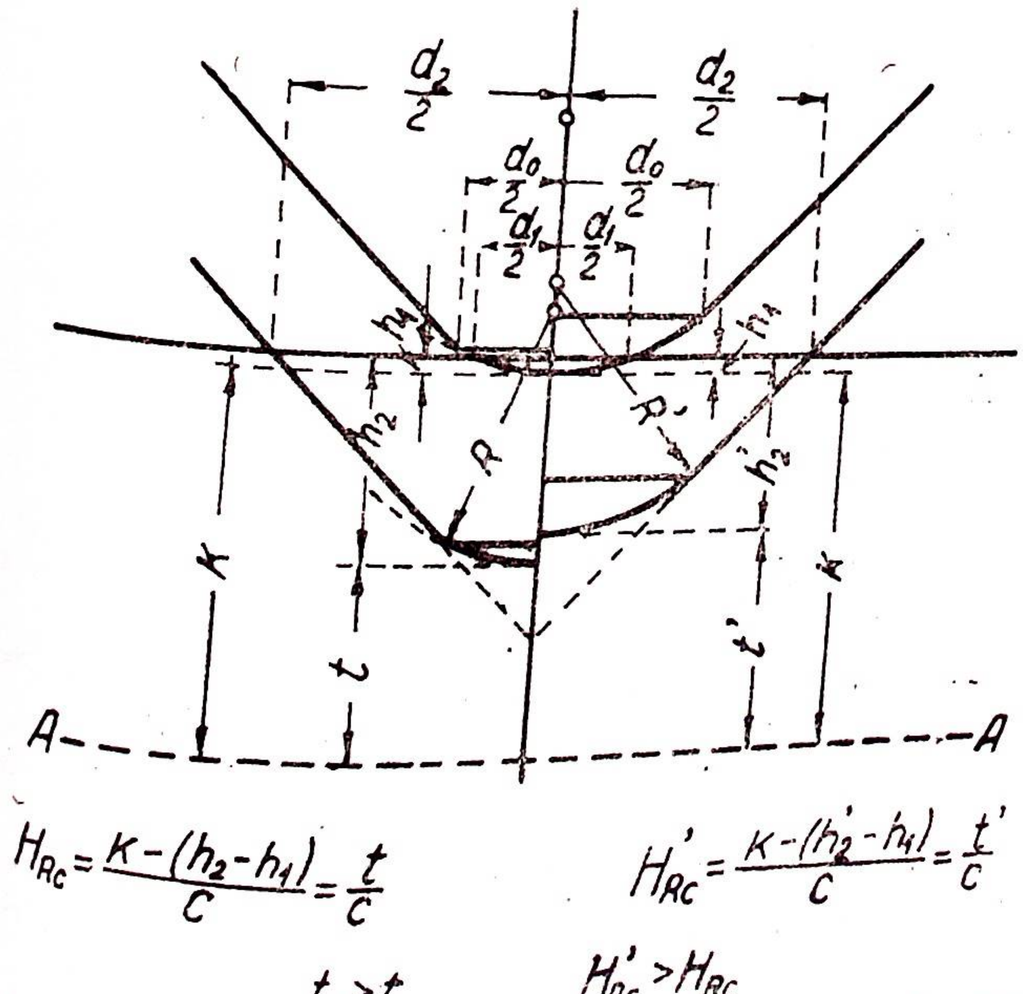
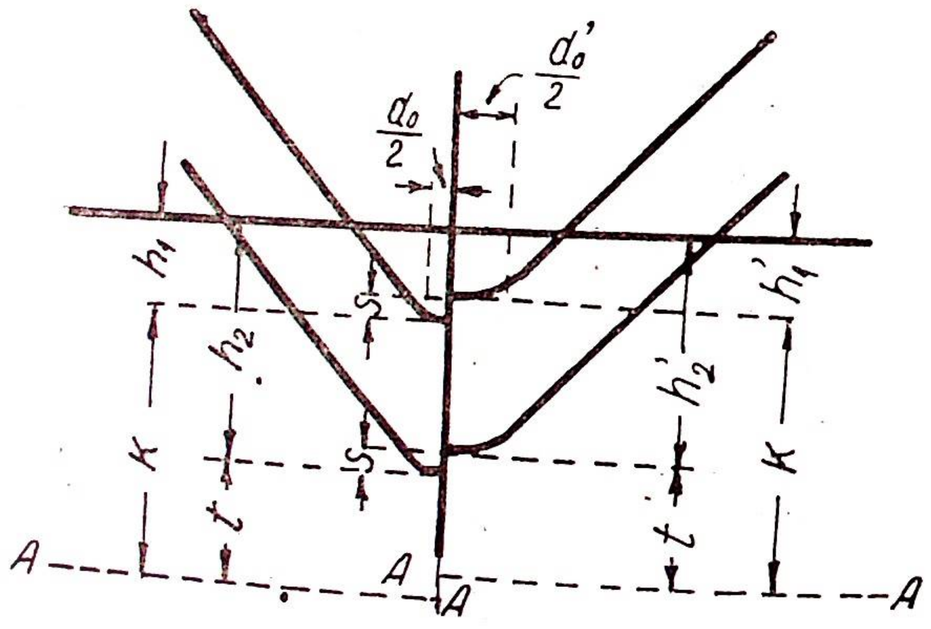


Рис. 5. Влияние на H_{RC} увеличения диаметра окружности пересечения d_0 конической и сферической поверхностей наконечника.

ности пересечения конусной и сферической поверхностей наконечника также приводит к росту H_{RC}. В некоторых пределах изменения твердости, пока при $P_1 = 10$ кГ вдавливается в металл лишь сферическая часть наконечника, разность $h_2 - h'_2$, как следует из рисунка, от твердости металла не зависит, и разность $H'_{RC} - H_{RC}$ сохраняет постоянство. Следовательно, на рис. 6 кривая $\frac{\partial H_{RC}}{\partial d_0} \cdot \Theta d_0$ для твердых металлов должна выражаться отрезком прямой, параллельной оси абсцисс.

Если подвергающийся испытанию металл обладает малой твердостью и при P_1 в металл внедряется уже конусная часть наконечника, число твердости, как следует из рис. 6, от формы конца наконечника не зависит и малые отклонения от нормы параметра наконечника R или малые изменения d_0 на числах твердости H_{RC} не отразятся.



$$H^*_{RC} = \frac{K-(h_2-h_1)}{C} = \frac{t}{C} \qquad H^*_{RC} = \frac{K-[(h_2-s)-(h_1-s)]}{C} = \frac{t}{C}$$

Рис. 6. Независимость твердости H_{RC} мягких металлов от формы острия конусного наконечника.

На рис. 6 показан пунктиром принципиальный ход кривых $\frac{\partial H_{RC}}{\partial R} \cdot \Theta R$ и $\frac{\partial H_{RC}}{\partial d_0} \Theta d_0$. Точное положение этих кривых можно было бы получить, или установив вид формулы

$$H_{RC} = f(P_1,\ P_2,\ m,\ \beta,\ R,\ d_0),$$

или проведя опыты с применением серии наконечников, отличающихся только по значению какого-либо **одного** параметра, например R или d_0. Таких наконечников в распоряжении авторов не имелось.

Рисунки 5—6 составлены для круглых положительных значений систематических погрешностей аргументов, что облегчает подсчет ΘH_R для любых малых положительных и отрицательных значений этих аргументов.

ВЫВОДЫ

Установлено влияние на результаты измерений твердости по Роквеллу систематических погрешностей условий опыта — нагрузок, цены деления индикатора и формы применяемых наконечников.

Показано, что при прочих равных условиях систематическая погрешность измерений твердости является функцией величины твердости.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Зайцев Г. П.*, Заводская лаборатория, № 6, 1949.
2. *Зайцев Г. П., Смолич С. А.*, Заводская лаборатория, № 11, 1950.

АКАДЕМИЯ НАУК СССР
ЗАПАДНО-СИБИРСКИЙ ФИЛИАЛ
ТРУДЫ ХИМИКО-МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА
Отв. ред. канд. техн. наук К. А. Бессонов
Вып. II. 1958

Г. П. ЗАЙЦЕВ

ПОГРЕШНОСТИ ИЗМЕРЕНИЙ ТВЕРДОСТИ, ОПРЕДЕЛЯЕМОЙ ПРИ ВДАВЛИВАНИИ АЛМАЗНОЙ ПИРАМИДЫ

Важный для практики вопрос о погрешностях измерений твердости H_D и микротвердости H_μ оказалось возможным теоретически решить только после установления формулы

$$P = ad^2 \cdot \cos^{n-2}\beta, \qquad (1)$$

в которой P — нагрузка на пирамиду, 2β — угол между ее противоположными гранями, d — диагональ отпечатка, a — параметр пластичности металла, имеющий размерность напряжений, и n — безразмерный параметр пластичности, характеризующий способность металла к относительному упрочнению при его пластической деформации.

Число твердости

$$H_D = 2\frac{P}{d^2}\sin\beta, \qquad (2)$$

как известно, при постоянстве угла пирамиды от нагрузки не зависит, поскольку, в силу закона подобия, отношение

$$\frac{P}{d^2} = a\cos^{n-2}\beta$$

сохраняет постоянство.

В практике укоренились некоторые определенные нагрузки ($P_0 = 5$, 10, 30, 50 ... $кГ$), для которых составлены включенные в ГОСТ таблицы, облегчающие подсчет чисел твердости.

Рассмотрим три разновидности чисел твердости:

1. Если угол пирамиды строго стандартен, т. е. $2\beta = 2\beta_0 = 136°$, ему отвечает отношение $(P/d^2)_0 = P_0/d_0^2 = a\cos^{n-2}\beta_0$ и число твердости

$$H_D = 2\frac{P_0}{d_0^2}\sin\beta_0, \qquad (3)$$

этого соответствующее требованиям ГОСТ 2999-45.

2. При угле пирамиды 2β, не равном стандартному, отношение P/d^2 будет иным, чем при угле $2\beta_0$. Иным будет и число твердости

$$H_D = 2\frac{P}{d^2}\sin\beta, \qquad (4)$$

котором P, d и β — истинные значения величин.

3. Подсчет чисел твердости по прилагаемым к ГОСТ таблицам эквивалентен подсчету этих чисел по формуле

$$H_D = 2\frac{P_0}{d^2}\sin\beta_0, \qquad (5)$$

в которой вместо истинных значений β и P подставлены близкие им номинальные значения β_0 и P_0, тогда как полученная путем измерений диагональ отпечатка d соответствует истинным значениям β и P.

Совместное решение каждой из формул (3), (4), (5) и формулы (1) дает для одного и того же металла три числа твердости:

$$H_{D_0} = 2a\sin\beta_0\cos^{n-2}\beta_0, \qquad (6)$$

$$H_D = 2a\sin\beta\cos^{n-2}\beta, \qquad (7)$$

$$H_D^* = 2aP_0\sin\beta_0\frac{\cos^{n-2}\beta}{P} = A\frac{\cos^{n-2}\beta}{P}. \qquad (8)$$

Первое из этих чисел отвечает строгому соблюдению требований ГОСТ, второе — вычислению H_D по формуле ГОСТ при подстановке в нее истинных значений β, P, d, третье — подсчету H_D^* по прилагаемым к ГОСТ таблицам.

1. СИСТЕМАТИЧЕСКИЕ ПОГРЕШНОСТИ ИЗМЕРЕНИЙ ТВЕРДОСТИ

Обозначим буквой Θ разность действительного и номинального (по ГОСТ) значений интересующих нас величин. Предположение о малости этих разностей позволяет пользоваться при проведении вычислений формулами дифференциального исчисления.

Дифференцируя формулы (7, 8) и заменяя знак дифференциала знаком Θ, получим:

$$\frac{\Theta H_D}{H_D} = \left[\frac{1}{\operatorname{tg}\beta} - (n-2)\operatorname{tg}\beta\right]\cdot\Theta\beta, \qquad (9)$$

$$\frac{\Theta H_D^*}{H_D^*} = -\left[\frac{\Theta P}{P} + (n-2)\operatorname{tg}\beta\cdot\Theta\beta\right]. \qquad (10)$$

Формула (9) дает оценку систематической относительной погрешности при подсчете чисел твердости по формуле ГОСТ, формула (10) — при их подсчете по таблицам.

При малости $\Theta\beta$ и ΘP числа H_D, H_D^* и H_{D_0} близки по величине, в связи с чем в формулах (9, 10) отношения $\frac{\Theta H_D}{H_D}$, $\frac{\Theta H_D^*}{H_D^*}$ могут быть соответственно заменены отношениями $\frac{\Theta H_D}{H_{D_0}}$, $\frac{\Theta H_D^*}{H_{D_0}}$. Указанная замена производится также при выводе формул (11, 12).

В начале статьи отмечалось, что разработка теории погрешностей на базе только формулы ГОСТ не представляется возможной. В самом деле, дифференцируя формулы (4, 5), соответственно получаем:

$$\frac{\Theta H_D}{H_{D_0}} = \frac{\Theta P}{P} + \frac{\Theta\beta}{\operatorname{tg}\beta} - 2\frac{\Theta d}{d}, \qquad (11)$$

$$\frac{\Theta H_D^*}{H_{D_0}} = -2\frac{\Theta d}{d}. \qquad (12)$$

Значения $\Theta P = P - P_0$ и $\Theta\beta = \beta - \beta_0$, характеризующие соответствие параметров прибора требованиям ГОСТ, легко определяются из опыта, в то время как $\Theta d = f(\Theta P, \Theta\beta, a, n)$ подсчету не поддается, если вид функции $F(P, \beta, a, n) = 0$ неизвестен.

Следовательно, формулы (11, 12) ценности для практики не представляют.

Для определения $\frac{\Theta H_D}{H_{D_0}}$ или $\frac{\Theta H_D^*}{H_{D_0}}$ остается лишь чисто эмпирический путь сличения показаний двух приборов, из которых один признан верным. Однако этот путь исключает возможность теоретического предвидения и не дает, как будет показано, однозначных результатов при сличении приборов.

Дифференцирование формулы 1, описывающей вдавливание в металл пирамидального наконечника, показывает, что

$$2\frac{\Theta d}{d} = \frac{\Theta P}{P} + (n-2)\operatorname{tg}\beta\,\Theta\beta. \qquad (13)$$

Подстановка значения $2\frac{\Theta d}{d}$ в формулы (11, 12) приводит к уже известным нам формулам (9 и 10). Из них и вытекает, что результат сличения показаний двух приборов, снабженных отличающимися по углу наконечниками, зависит от безразмерного параметра пластичности металла бруска, применяемого для сличения.

Пусть, например, два прибора создают одинаковые нагрузки, но углы их наконечников отличаются на 2°, т. е. $\Theta\beta = 1° = \frac{\pi}{180}$ радианов.

Сличение показаний этих приборов даст:

а) при пользовании бруском из наклепанной красной меди с $n = 2$

$$\frac{\Theta H_D^*}{H_{D_0}} = -(n-2)\operatorname{tg}\beta\cdot\Theta\beta = -(2-2)\cdot 2{,}475\cdot\frac{\pi}{180} = 0;$$

б) при пользовании бруском из отожженной красной меди с $n = 2{,}6$

$$\frac{\Theta H_D^*}{H_{D_0}} = -(2{,}6-2)\cdot 2{,}475\cdot\frac{\pi}{180} = -2{,}6\%.$$

Как оказывается, изменение угла пирамиды почти не влияет на результаты испытаний весьма твердых или сильно наклепанных металлов с $n \approx 2$ и сильно отражается при испытании мягких отожженных сталей и цветных металлов.

Из сопоставления формул (9 и 10) следует также, что изменение угла пирамиды сказывается на числах твердости по-разному, в зависимости от того, подсчитываются ли они по формуле ГОСТ или по таблицам. Объясняется это тем, что при подсчете по формуле учитывается изменение **площади** отпечатка, вызываемое изменением угла 2β, при подсчете по таблицам учитывается лишь изменение **проекции** отпечатка, так как они составлены для угла $2\beta = 2\beta_0 = \text{const}$.

Поскольку подсчет H_D по таблицам общепринят, при установлении допустимых отклонений угла пирамиды от номинала следует пользоваться формулой (10).

В предыдущем изложении повсюду принималось, что диагонали отпечатков измерялись с абсолютной точностью и что их изменения вызывались изменениями угла пирамиды или нагрузки.

Однако возможна также систематическая погрешность **измерений**

диагоналей, связанная с дефектами микрометренного винта или иными причинами. Так как $\Theta d_{изм}$ от P и β не зависит, взяв частную производную H_D по d в формулах (2 и 4), получим:

$$\left(\frac{\Theta H_D}{H_{D_0}}\right)_{изм} = \left(\frac{\Theta H_D^*}{H_{D_0}}\right) = -2\left(\frac{\Theta d}{d}\right)_{изм}. \qquad (14)$$

Перейдем теперь к учету влияния формы наконечника. Очень редко все четыре грани пирамидального наконечника сходятся в одной точке, создавая острую вершину. Чаще наконечник заканчивается «гребнем» (рис. 1).

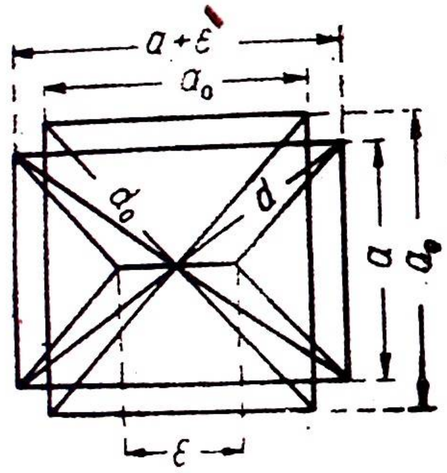


Рис. 1. Проекция отпечатков пирамид с острой вершиной и с вершиной в виде «гребня».

Подсчитаем влияние последнего на числа H_D.

Числа твердости H_B и H_D равны частному от деления действующих сил на площади отпечатков шарика и пирамиды. Хотя их форма сильно отличается, числа H_B и H_D в широком диапазоне твердости почти совпадают. Тем более будут совпадать числа твердости, подсчитанные с учетом площадей отпечатков пирамид, имеющих **одинаковые** углы при вершине и отличающихся лишь формой острия (точка или «гребень»).

При тождественных нагрузках равенство чисел твердости предопределяет равенство площадей отпечатков F, а следовательно, равенство проекций отпечатков $F\sin\beta$, если углы пирамид равны.

Решение поставленной задачи основано, следовательно, на предпосылке о равенстве площадей проекций отпечатков:

$$F\sin\beta = a_0^2 = a(a+\varepsilon). \qquad (15)$$

Здесь $a_0, a, a+\varepsilon$ — стороны отпечатков и ε — длина гребня пирамиды.

Квадрату и прямоугольнику с площадями a_0^2 и $a(a+\varepsilon)$ соответствуют диагонали

$$d_0 = a_0\sqrt{2},$$

$$d = \sqrt{a^2+(a+\varepsilon)^2} \approx \left(a+\frac{\varepsilon}{2}\right)\sqrt{2}.$$

Поскольку в данном случае $\Theta d = d - d_0$ обязано своим появлением только наличию гребня на пирамиде и от каких-либо других параметров опыта не зависит, систематическая погрешность числа твердости, связанная с гребнем, будет равна, в соответствии с формулой (14),

$$\left(\frac{\Theta H_D}{H_{D_0}}\right)_{греб} = \left(\frac{\Theta H_D^*}{H_{D_0}}\right)_{греб} = \frac{\partial H_D}{\partial d}\frac{\Theta d}{H_D} = -2\frac{d-d_0}{d_0} = -2\left(\frac{d}{d_0}-1\right) =$$

$$= -2\left[\frac{\left(a+\frac{\varepsilon}{2}\right)\sqrt{2}}{a_0\cdot\sqrt{2}} - 1\right] = -\frac{2\left(a+\frac{\varepsilon}{2}-a_0\right)}{a_0}.$$

Из формулы (15) следует, что $a^2+\varepsilon a - a_0^2 = 0$,

откуда

$$a = -\frac{\varepsilon}{2} + \sqrt{\frac{\varepsilon^2}{4}+a_0^2} = -\frac{\varepsilon}{2} + a_0 + \frac{\varepsilon^2}{8a_0}.$$

Подставив значение a, получим:

$$\left(\frac{\Theta H_D}{H_{D_0}}\right)_{греб} = \left(\frac{\Theta H_D^*}{H_{D_0}}\right)_{греб} = -\frac{2\left(-\frac{\varepsilon}{2}+a_0+\frac{\varepsilon^2}{8a_0}+\frac{\varepsilon}{2}-a_0\right)}{a_0} =$$

$$= -\frac{\varepsilon^2}{4a_0^2} = -\frac{\varepsilon^2}{2d_0^2}. \qquad (16)$$

Объединив формулы (9 и 10) с формулами (14 и 16), получим

$$\frac{\Theta H_D}{H_{D_0}} = \left[\frac{1}{\operatorname{tg}\beta_0} - (n-2)\operatorname{tg}\beta_0\right]\cdot\Theta\beta - 2\frac{\Theta d_{изм}}{d_0} - \frac{\varepsilon^2}{2d^2}, \qquad (17)$$

$$\frac{\Theta H_D^*}{H_{D_0}} = -\left[\frac{\Theta P}{P_0} + (n-2)\operatorname{tg}\beta_0\cdot\Theta\beta + 2\frac{\Theta d_{изм}}{d_0} + \frac{\varepsilon^2}{2d_0^2}\right]. \qquad (18)$$

Формулы (17 и 18) в равной степени пригодны для оценки систематических погрешностей чисел H_D и чисел микротвердости H_μ.

Для практики будет удобнее в этих формулах диагональ d заменить значением из формулы (2), в которой H_D выражено в $кГ/мм^2$, P — в $Г$, d — в *мм*.

В случае микротвердости число H_μ равно

$$H_\mu = 1000\frac{2P\sin\beta}{d^2}, \qquad (19)$$

где H_μ выражается в $кГ/мм^2$, P — в $Г$, d — в микронах.

Произведя надлежащие подстановки, получим:

а) при подсчетах чисел твердости по формуле ГОСТ:

$$\approx\left[\frac{1}{\operatorname{tg}\beta_0} - (n-2)\operatorname{tg}\beta_0\right]\cdot\Theta\beta - 1{,}47\sqrt{\frac{H_D}{P_0}}\cdot\Theta d_{изм} - 0{,}27\frac{H_D}{P}\varepsilon^2, \qquad (20)$$

$$\approx\left[\frac{1}{\operatorname{tg}\beta_0} - (n-2)\operatorname{tg}\beta_0\right]\cdot\Theta\beta - 0{,}0463\sqrt{\frac{H_\mu}{P_0}}\Theta d_{изм} - 27\cdot10^{-5}\frac{H_\mu}{P_0}\varepsilon^2; \qquad (21)$$

б) при подсчетах чисел твердости по таблицам:

$$\approx\left[\frac{\Theta P}{P_0} + (n-2)\operatorname{tg}\beta_0\cdot\Theta\beta + 1{,}47\sqrt{\frac{H_D}{P_0}}\cdot\Theta d_{изм} + 0{,}27\frac{H_D}{P_0}\varepsilon^2\right], \qquad (22)$$

$$\frac{\theta H_\mu^*}{H_{\mu_0}} = -\left[\frac{\theta P}{P_0} + (n-2)\operatorname{tg}\beta_0 \cdot \theta\beta + 0{,}0463\sqrt{\frac{H_\mu}{P_0}} \cdot \theta d_{изм} + \right.$$
$$\left. + 27.10^{-5}\frac{H_\mu}{P_0}\varepsilon^2\right]. \qquad (23)$$

Из подсчетов, которые здесь не приведены, легко заключить, что для сталей ферритного класса с $n \leqslant 2{,}25$ допускаемое ГОСТ отклонение угла пирамиды от нормы приводит к относительной погрешности чисел H_D равной 0,2—0,3%.

Невелико влияние на числа H_D и гребня пирамиды длиной до $\varepsilon = 0{,}003$ *мм* даже при малых нагрузках порядка 5 *кГ*. Оно также не превышает 0,2—0,3%.

Однако, в случае измерения микротвердости, гребень длиною $\varepsilon = 1{,}5\mu$ при $P = 10$ *Г* и $H_\mu = 1000$ *кГ/мм*^{2} приводит к погрешности около 6%, с чем уже приходится считаться.

Наиболее важным членом формул (19—22) является член, связанный с погрешностью измерений диагоналей. Он быстро растет с увеличением твердости металла и уменьшением нагрузки. График значений этого члена показан на рис. 2.

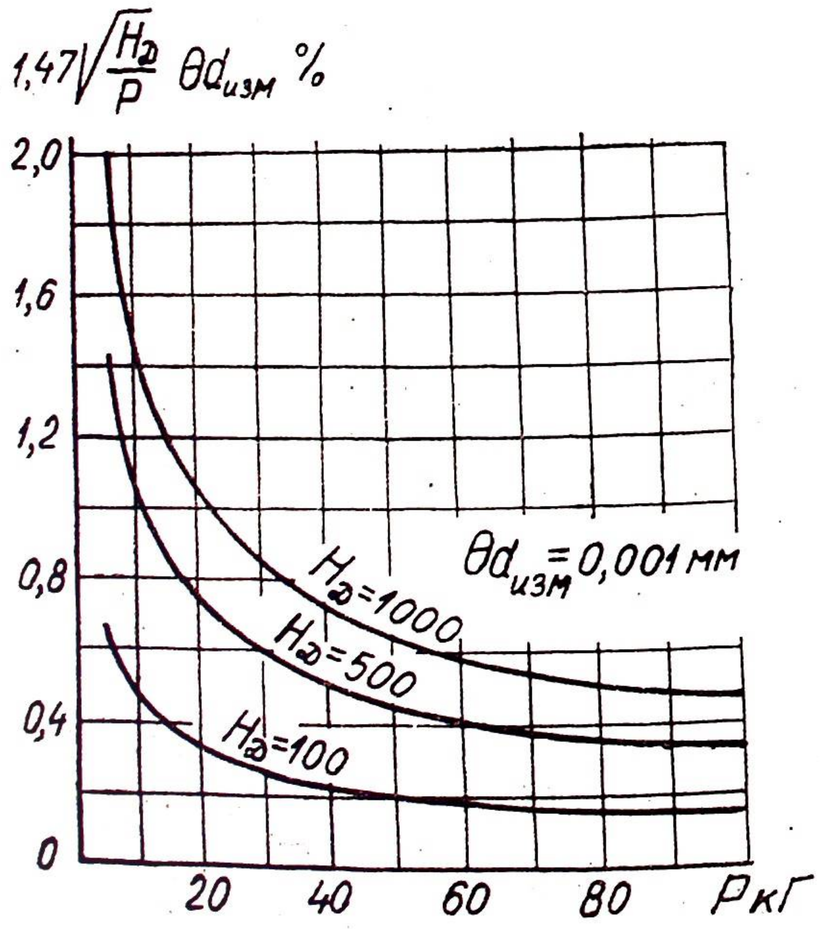


Рис. 2. Влияние погрешности измерения диагоналей отпечатка на числа твердости H_D.

Значительный интерес представляет влияние на числа H_D плавного затупления острия пирамиды. Можно считать, что плавное затупление, улучшая «обтекаемость» наконечника, будет приводить к незначительному увеличению диагоналей и понижению чисел твердости.

Это заключение основано на опытах с конусами, плавное затупление острия которых приводит обычно к некоторому увеличению диаметров отпечатков.

Необходимо отметить, что правильность формулы (16) нами на опыте не проверялась. Эту работу целесообразно осуществить на заводе, выпускающем приборы микротвердости, который имеет возможность изготовить наконечники с гребнем и без гребня.

Для получения значений твердости, отвечающих строгому выполнению требований ГОСТ, необходимо:

а) или добиться, чтобы отклонения величин P и 2β от номинальных, а также систематические погрешности измерений диагоналей d были сведены к пренебрежимо малым величинам,

б) или же, чтобы к измеренным значениям твердости были добавлены поправки, равные систематическим погрешностям θH_D и θH_μ, взятым с обратным знаком.

II. СЛУЧАЙНЫЕ ПОГРЕШНОСТИ ИЗМЕРЕНИЙ ТВЕРДОСТИ

При измерении любой величины неизбежны случайные погрешности, знак и величину которых в каждом отдельном случае определить нельзя.

Однако путем многократных измерений интересующей нас величины возможно установить один из критериев точности измерений, например, среднеквадратичное отклонение

$$\sigma = \sqrt{\frac{\Sigma(x_i - \bar{x})^2}{N-1}},$$

в котором x_i — результаты отдельных измерений, $\bar{x}$ — их среднее арифметическое, N — количество измерений.

Возможность определения указанным способом среднеквадратичного отклонения твердости σ_{H_D} исключается, так как нельзя произвести многократные измерения твердости в одном и том же месте образца, определение же твердости в разных его местах даст представление не столько о точности измерений, сколько о степени однородности твердости образца.

Имеется, однако, возможность подсчитать σ_{H_D} по общеизвестной формуле

$$\sigma_{H_D} = \sqrt{\left(\frac{\partial H_D}{\partial P}\cdot\sigma_P\right)^2 + \left(\frac{\partial H_D}{\partial\beta}\cdot\sigma_\beta\right)^2 + \left(\frac{\partial H_D}{\partial d}\cdot\sigma_d\right)^2}, \qquad (24)$$

в которой среднеквадратичные отклонения аргументов σ_P, σ_β и σ_d могут быть подсчитаны из рядов измерений величин P, β и d.

Как показал анализ, который здесь не приводится, первыми двумя членами подкоренного выражения в формуле (24) можно пренебречь как малыми по сравнению с последним членом. В силу этого

$$\frac{\sigma_{H_D}}{H_{D_0}} = \frac{\sigma_{H_D^*}}{H_{D_0}} \approx \frac{\partial H_D}{\partial d}\cdot\sigma_d = -2\frac{\sigma_d}{d_0} = -1{,}47\sqrt{\frac{H_D}{P}}\cdot\sigma_d, \qquad (25)$$

$$\frac{\sigma_{H_\mu}}{H_{\mu_0}} = \frac{\sigma_{H_\mu^*}}{H_{\mu_0}} \approx \frac{\partial H_\mu}{\partial d}\cdot\sigma_d = -2\frac{\sigma_d}{d_0} = -0{,}0463\sqrt{\frac{H_\mu}{P}}\cdot\sigma_d. \qquad (26)$$

Знак (—) в формулах (25, 26) можно опустить, поскольку σ имеет знак ±.

Для приборов среднего качества, как показывает опыт, $\sigma_d \cong 0{,}0015$ *мм* при определении H_D и $\sigma_d \cong 0{,}15$ микрона при определении микротвердости H_μ.

Величина σ_d определяется при этом из ряда измерений длины одной и той же диагонали отпечатка.

Как известно, вероятная погрешность результата измерений равна

$$\rho = \frac{2}{3}\frac{\sigma}{\sqrt{N}}.$$

В практике каждую диагональ обычно измеряют один раз, т. е. $N = 1$, в связи с чем $\rho = \frac{2}{3}\sigma$.

Отсюда следует, что результат отдельного измерения твердости равен $d \pm \rho$.

Для получения правильных значений измеряемой величины из нее следует вычесть систематическую погрешность, поэтому правильные значения твердости равны

$$H_D - \Theta H_D \text{ при } \rho_{H_D} = \pm\frac{2}{3}\cdot 1{,}47\sqrt{\frac{H_D}{P_0}}\cdot\sigma_d H_D,$$

$$H_\mu - \Theta H_\mu \text{ при } \rho_{H_\mu} = \pm\frac{2}{3}\cdot 0{,}0463\sqrt{\frac{H_\mu}{P_0}}\cdot\sigma_d H_\mu,$$

где ρ — вероятная погрешность измерения, имеющая размерность напряжения.

Если определить твердость в разных точках идеально однородного по механическим свойствам бруска, за счет погрешностей измерения диагоналей мы получим разные значения твердости. В 50% случаев разности отдельных значений и их среднеарифметического будут превышать и в 50% случаев будут меньше величин

$$\rho_{H_D} = \frac{2}{3}\cdot 1{,}47\sqrt{\frac{H_D}{P_0}}\sigma_D H_D \text{ и } \rho_{H_\mu} = \frac{2}{3}\cdot 0{,}0463\sqrt{\frac{H_\mu}{P}}\sigma_d H_\mu,$$

но не будут превышать $4{,}5\rho$, поскольку предельная погрешность $\lambda = 4{,}5\rho$. Указанное обстоятельство следует учитывать при рассмотрении вопроса о возможности поверки приборов микротвердости с помощью образцовых брусков твердости.

Если $H_\mu = 300$ *кГ/мм²* и $P = 10$ *Г*, то

$$\rho_{H_\mu} = \frac{2}{3}\cdot 0{,}0463\sqrt{\frac{300}{10}}\cdot 300\cdot 0{,}15 = \pm 7{,}6 \text{ } кГ/мм^2 \text{ и}$$

$\lambda_{H_\mu} = \pm 34{,}2$ *кГ/мм²*, что соответственно дает $\frac{\rho_{H_\mu}}{H_\mu} = \pm 2{,}5\%$ и

$\frac{\lambda_{H_\mu}}{H_\mu} = \pm 11{,}4\%$.

Оказывается, строго однородный по твердости брусок при испытании может казаться неоднородным.

III. ПРЕДЕЛЬНАЯ ПОГРЕШНОСТЬ СОВОКУПНОСТИ ИЗМЕРЕНИЙ ТВЕРДОСТИ ОДНОГО И ТОГО ЖЕ ОДНОРОДНОГО МЕТАЛЛА НА РАЗНЫХ ПРИБОРАХ

В практике часто возникает вопрос, насколько могут расходиться между собой результаты испытаний одного и того же однородного металла на разных приборах.

Присущие отдельным приборам систематические погрешности их отдельных параметров по отношению к большой совокупности приборов выступают как случайные. Предельные значения этих погрешностей λ указаны в ГОСТ. Они предопределяют величину предельной погрешности измерения твердости на разных приборах, подсчитываемой по формуле (24), с заменой σ на λ.

Учтя формулы (22, 23), найдем, что

$$\frac{\lambda_{H_D^*}}{H_D} = \sqrt{\left(\frac{\lambda_P}{P_0}\right)^2 + \left[(n-2)\operatorname{tg}\beta_0\cdot\lambda_\beta\right]^2 + \left(1{,}47\sqrt{\frac{H_D}{P}}\lambda_d\right)^2}. \quad (27)$$

$$\frac{\lambda_{H_\mu^*}}{H_{\mu_0}} = \sqrt{\left(\frac{\lambda_P}{P_0}\right)^2 + \left[(n-2)\operatorname{tg}\beta_0\lambda_\beta\right]^2 + \left(0{,}0463\sqrt{\frac{H_\mu}{P}}\cdot\lambda_d\right)^2}. \quad (28)$$

Принимая, в соответствии с ГОСТ 2999-45, $\lambda_P = 0{,}01\ P$, $\lambda_\beta = 0{,}25° = 0{,}00436$ диана, $\lambda_d = 0{,}005\ d$ *мм* при $d \geqslant 0{,}2$ *мм* и $\lambda_d = 0{,}001$ *мм* при $d < 0{,}2$ *мм*.

Если $H_D = 1000$ *кГ/мм²*, $P = 10$ *кГ* и безразмерный параметр пластичности $n = 2{,}1$ формула (27) даст:

$$\frac{\lambda_{H_d^*}}{H_{d_0}} \approx \pm 1{,}8\%.$$

Следовательно, разность показаний приборов при указанных условиях испытаний может достигать 3—4%.

При испытании твердых металлов и при малых нагрузках первыми двумя членами подкоренных выражений в формулах (27, 28) можно пренебречь, как малыми. Оказывается, точность работы приборов определяется, в основном, точностью средств измерений диагоналей отпечатков.

Хотя приборы микротвердости имеют особо точные средства измерений диагоналей, при $H_\mu = 1000$ *кГ/мм²* и $P = 10$ *Г*:

$$\frac{\lambda_{H_\mu}}{H_{\mu_0}} \approx \pm 7\%,$$

а предельные разности показаний двух приборов, а также предельные разности смежных показаний одного и того же прибора, могут в нашем случае достигать ± 14%.

IV. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ПРОВЕРКА ВЫВЕДЕННЫХ ФОРМУЛ

Факт независимости отношения P/d^2 для заданных металла и пирамиды общеизвестен и специальной проверки не требует.

Обратимся поэтому к проверке правильности формулы (9), характеризующей зависимость H_D от угла пирамиды.

Помня, что $\Theta H_D = \frac{\partial H_D}{\partial \beta} \cdot \Theta\beta$, из формулы (9) получаем:

$$\frac{\partial H_D}{\partial \beta} = 2\frac{\partial H_D}{\partial 2\beta} = \left[\frac{1}{\operatorname{tg}\beta} - (n-2)\operatorname{tg}\beta\right] H_D .$$

В публикуемой в этом сборнике статье [1] на рис. 1, 2 были приведены экспериментальные значения $P/d^2 = f(2\beta)$ для шести разных металлов, а также подсчитаны значения безразмерных параметров пластичности n.

Использовав формулу (2), легко подсчитать H_D и построить экспериментальный график $H_D = f(2\beta)$, показанный на рис. 3.

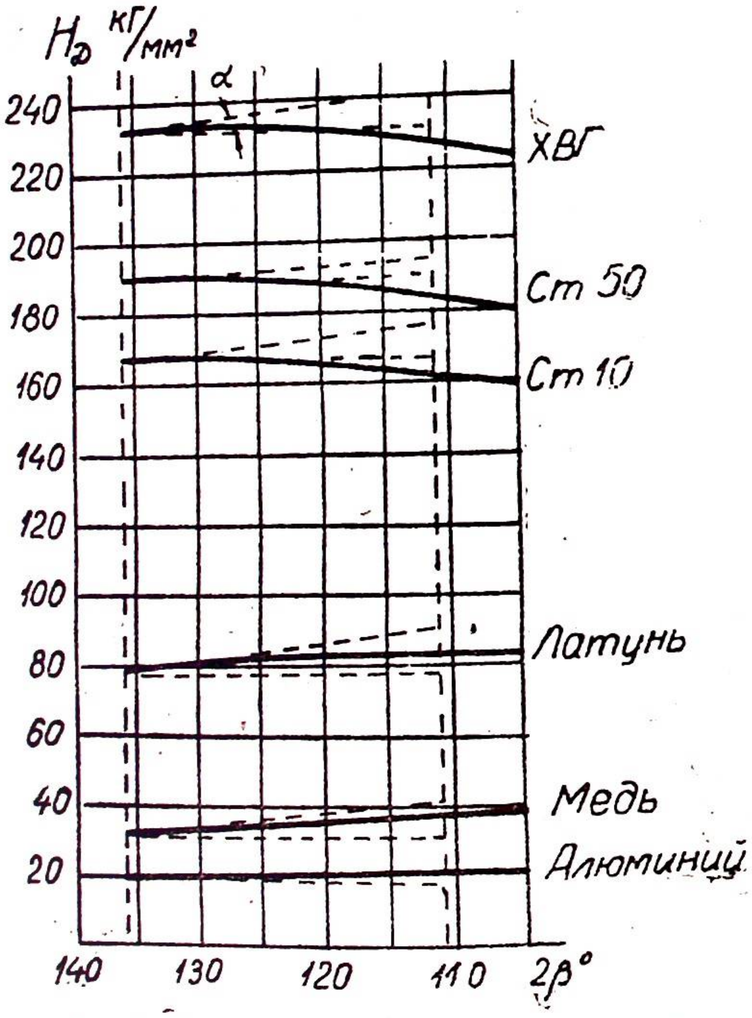


Рис. 3. Кривые твердости H_D шести металлов.

Тангенс угла касательных к кривым $H_D = f(2\beta)$ в точках, отвечающих углу $2\beta = 136°$, дает значения $\frac{\partial H_D}{\partial 2\beta} = \frac{1}{2} \cdot \frac{\partial H_D}{\partial \beta}$, которые могут быть сопоставлены с результатами вычислений по формуле (9).

Для стали ХВГ, характеризуемой параметром пластичности $n = 2{,}245$, из рис. 3 следует, что

$$\frac{\partial H_D}{\partial \beta} = 2\frac{\partial H_D}{\partial 2\beta} = 2\operatorname{tg}\alpha = 2\,\frac{10\ кГ/мм^2}{-25°} = -2\,\frac{10\ кГ/мм^2}{\frac{\pi}{180}\ 25\ \text{радиан}} = -45{,}8\ кГ/мм^2 .$$

Подсчет по формуле (9) дает

$$\frac{\partial H_D}{\partial \beta} = \left[\frac{1}{\operatorname{tg}68°} - (2{,}245 - 2)\operatorname{tg}68°\right] \cdot 232 = -46{,}8\ кГ/мм^2 .$$

Подсчитанные и экспериментальные значения $\frac{\partial H_D}{\partial \beta}$, как оказывается, совпадают с точностью до погрешностей измерений P/d^2 и $\operatorname{tg}\alpha$. Такое же совпадение получается для остальных пяти металлов, что и подтверждает правильность формулы (9). Другие формулы, как следствия основных, верны при верности вычислений.

ВЫВОДЫ

Разработаны формулы для подсчета систематических и учета случайных погрешностей измерений твердости, основанных на вдавливании алмазной пирамиды. Указанные погрешности существенно различаются при подсчетах чисел твердости по формуле и по прилагаемым к ГОСТ таблицам.

ЛИТЕРАТУРА

Зайцев Г. П., Славина Н. П., Формула вдавливания в металл пирамидальных наконечников. Металловедение и прочность металлов. Сборник трудов ХМИ, выпуск II, 1958.

АКАДЕМИЯ НАУК СССР
ЗАПАДНО-СИБИРСКИЙ ФИЛИАЛ
ТРУДЫ ХИМИКО-МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА
Вып. II Отв. ред. канд. техн. наук К. А. Бессонов 1958

Ю. К. ФАВСТОВ

НОВАЯ УСТАНОВКА ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ В МЕТАЛЛАХ ИВТ-1

Для определения внутреннего трения по методу затухания свободных колебаний имеется целый ряд оригинальных приборов.

В зависимости от применяемого метода нагружения приборы подразделяются на три типа:

приборы для определения затуханий при крутильных колебаниях,
приборы для определения затуханий при поперечных колебаниях,
приборы для определения затуханий при продольных колебаниях.

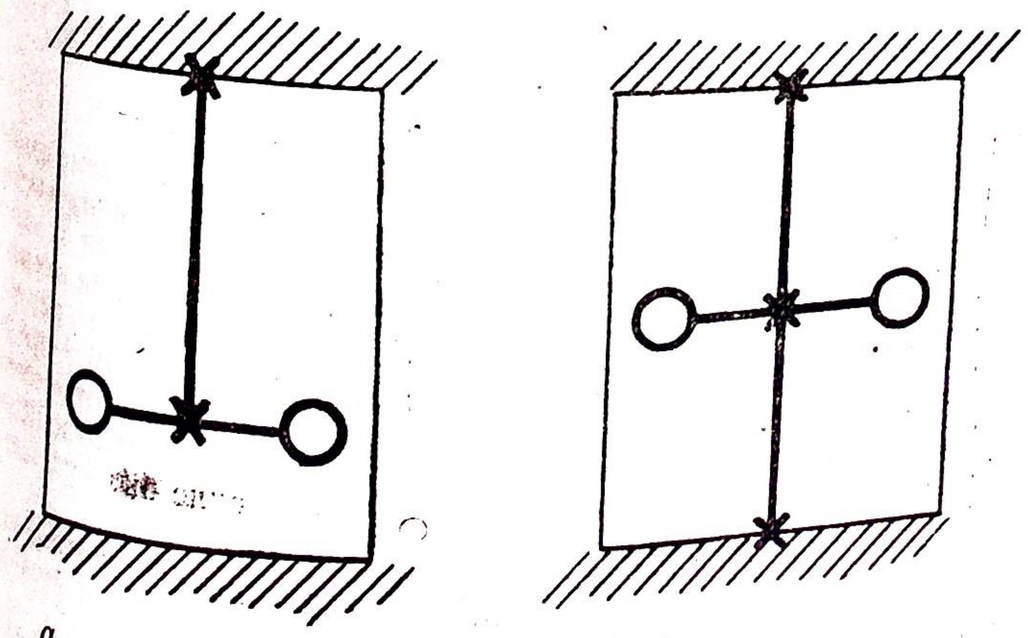


Рис. 1. Схемы конструкции приборов для определения внутреннего трения при крутильных колебаниях:
а — неподвижно зажат один конец, маятник укреплен на второй конец; *б* — неподвижно зажаты оба конца, маятник укреплен посредине.

Наибольшее распространение получили приборы первого типа. В этих приборах образцы зажимаются наглухо одним или двумя концами в неподвижные гнезда и в первом случае вторым концом, во втором середине зажимаются в маятнике (рис. 1).

Собственная частота колебаний образца с закрепленным на нем

маятником зависит от геометрических параметров образца и маятника и может изменяться в широких пределах порядка $1 \cdot 10^{-1}$ до $1 \cdot 10^{-3}$ колебаний в секунду. При периоде колебаний, равном 1 секунде или больше, наблюдения, как правило, производятся визуально [3]. При меньших периодах колебаний применяются фотографические или электрические методы [2, 1].

Возбуждение колебаний производится механическим или электромагнитным способом.

В приборах для определения внутреннего трения при поперечных колебаниях образец, применяемый, как правило, без добавочной массы, подвешивается в двух узловых точках на нитях [3] или неподвижно зажимается одним концом.

Возбуждение колебаний производится обычно электромагнитным способом; снятие характеристик — фотографическим или электрическим методами.

Наибольшего интереса из созданных в последнее время приборов для изучения внутреннего трения заслуживает, на наш взгляд, прибор К. Мишека [5], позволяющий с большой точностью снимать характеристики внутреннего трения как при крутильных, так и при поперечных и продольных колебаниях. Несмотря на большое число моделей приборов ни один из них, либо из-за малой надежности, либо из-за большой сложности, не нашел широкого применения на практике.

Необходимость в надежном и простом как в изготовлении, так и в эксплуатации приборе, позволяющем исследовать явления внутреннего трения металлов в широкой области амплитуд напряжений и по возможности на небольших стандартных образцах, поставила перед нами задачу создания такого прибора.

I. КОНСТРУКЦИЯ ПРИБОРА

Сконструированный нами прибор по принципиальной схеме подобен известному прибору для измерения относительного затухания крутильных колебаний Фепля-Пертца [1], но значительно отличается от последнего по своей конструкции (рис. 2). Прибор предназначен для измерения затухания свободных крутильных колебаний в интервале амплитуд, соответствующих относительному сдвигу $\gamma = (0{,}02 \div 2)\ 10^{-3}$ при температурах от 100°С до температуры жидкого воздуха. Частота собственных колебаний образца с маятником лежит в диапазоне от 20 до 100 герц.

При конструировании прибора большое внимание было уделено его простоте и универсальности.

Для возбуждения колебаний применяется электромагнитный метод, измерения амплитуды колебаний производятся с помощью индукционного датчика.

В качестве возбудителя применяется звуковой генератор типа ЗГ-10, который настраивается в резонанс с собственными колебаниями системы образец — маятник.

Выводы от индукционного датчика подключаются непосредственно к катодному осциллографу или через усилитель к шлейфовому осциллографу. Общий вид установки дан на рис. 3.

Весь прибор компактно смонтирован в стальном цилиндре с наружным диаметром 140 *мм* и высотой 200 *мм*. Цилиндр с толщиной стенки 18 *мм*, обеспечивающей прибору большую жесткость, с внутренней стороны по всей длине имеет резьбу. Вес прибора — 9 *кг*.

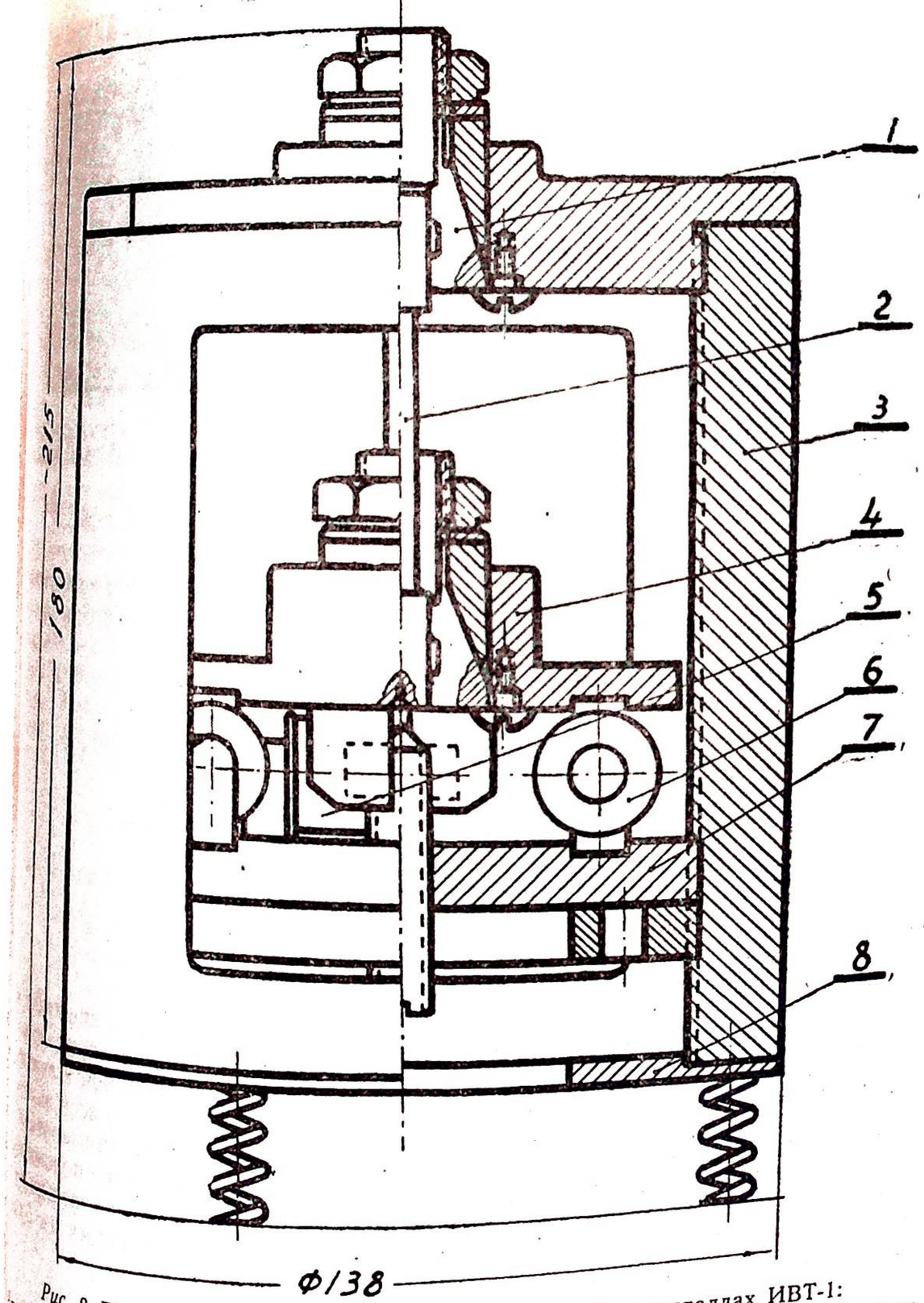


Рис. 2. Прибор для определения внутреннего трения в металлах ИВТ-1: 1 — цанга, 2 — образец, 3 — корпус прибора, 4 — маятник, 5 — возбудитель, 6 — датчик, 7 — электропанель, 8 — пружинная подставка.

Испытуемый цилиндрический образец (рис. 4) по своей форме подобен стандартным гагаринским. Полная длина образца в зависимости от условий опыта может колебаться в пределах от 70 до 190 *мм*, соответственно длина рабочей части образца может быть изменена от 40 до 90 *мм*. Диаметр рабочей части образца может меняться от 3 до 8 *мм*. Применные цанговые зажимы позволяют применять образцы с диаметром головок от 4 до 10 *мм*.

Образец своим верхним неподвижным концом крепится при помощи цанги в крышке цилиндра, наглухо навинчивающейся на цилиндр. На нижний, закручиваемый конец образца. крепится также при помощи цанги маятник, представляющий собою диск диаметром 110 *мм*

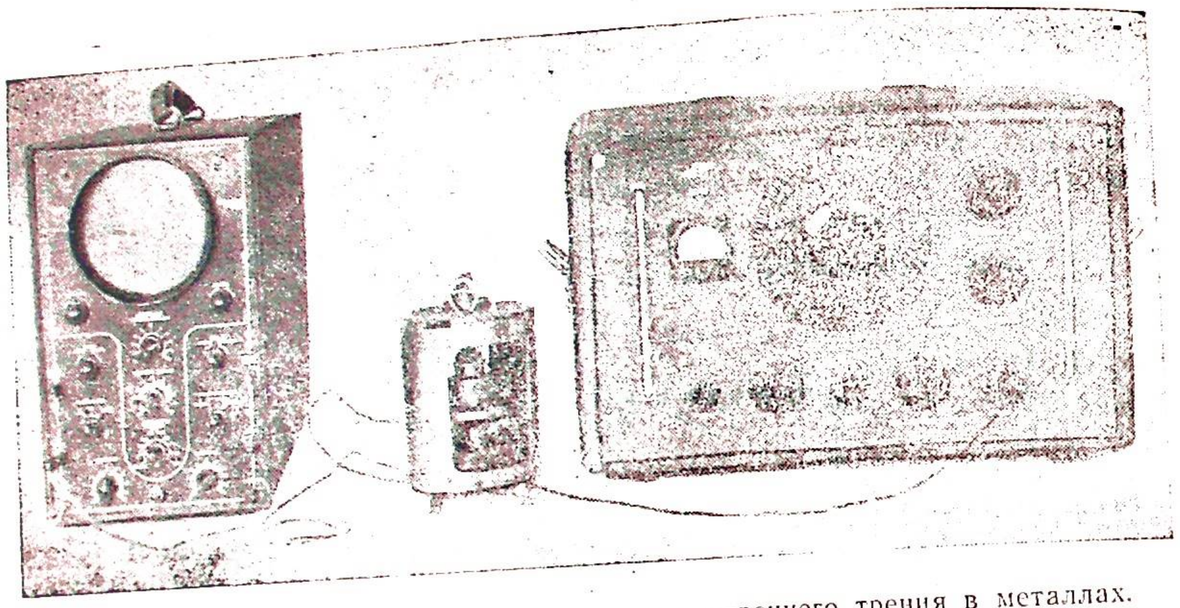


Рис. 3. Общий вид установки для определения внутреннего трения в металлах.

и толщиной 10 *мм*. На маятнике установлены два башмачка из мягкого железа и два постоянных магнита, индуцирующих при колебании маятника ток в индукционных катушках.

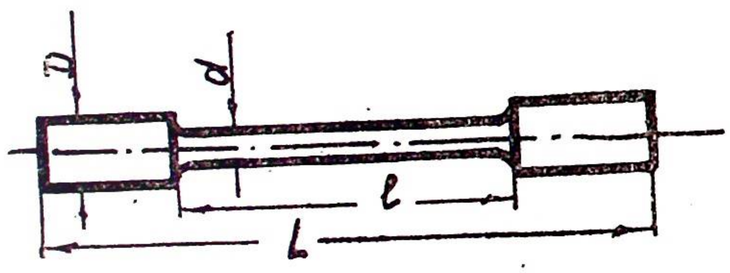


Рис. 4. Образец для испытания на внутреннее трение.

Электромагниты, приводящие систему в колебательное движение, и индукционные катушки, в которых наводится отмечаемая осциллографом ЭДС, крепятся на дисковом столе, снабженном резьбой и ввинчивающемся в цилиндр. Так как цилиндр снабжен резьбой по всей высоте, то стол можно установить в любом месте, что позволяет применять образцы разной длины. Фиксирование стола в надлежащем положении осуществляется контргайкой. При работе оба электромагнита и индукционные катушки устанавливаются против соответствующих им башмачков и магнитов.

2. РАБОТА ПРИБОРА

Рассматриваемый прибор предназначен для фиксаций характеристик затухания свободных крутильных колебаний.

Маятник, образец и цилиндр составляют замкнутую систему. Масса маятника значительно больше массы образца, что дает нам возможность в системе образец — маятник массой образца пренебречь. Масса цилиндра, в свою очередь, значительно превышает массу маятника, и амплитуда колебаний цилиндра по сравнению с амплитудой колебаний маятника чрезвычайно мала. Однако не считаться с этой малой амплитудой, как будет показано ниже, нельзя.

Колебательные движения сообщаются маятнику двумя электромаг

нитами, питаемыми генератором, настроенным в резонанс с собственной частотой колебаний системы. Амплитуда напряжений в образце может при этом достигать значительной величины.

При достижении необходимой амплитуды питание возбудителя выключается. Крутильные колебания маятника начинают затухать.

Характеристики затухающих колебаний определяются с помощью катодного или шлейфового осциллографов, клеммы которых соединены либо непосредственно, либо через усилитель с выходными концами индукционных датчиков прибора.

Возможно также одновременное измерение амплитуды колебаний маятника оптико-механическим методом или путем непосредственного наблюдения амплитуды колебаний с помощью измерительного микроскопа. Измеренная указанными способами амплитуда колебаний служит для подсчета углов закручивания образца и возникающих в нем напряжений, которые для образцов диаметром 5 *мм* могут находиться в пределах от 100 *Г/мм*^{2} до 10 *кГ/мм*^{2}.

Определение внутреннего трения при пониженных температурах производится путем установки всего прибора в камеру холода, которая при незначительных габаритах прибора сама имеет небольшие размеры.

Прибор позволяет нам непосредственно снимать виброграмму затухающих свободных колебаний (в этом случае прибор подключается к шлейфовому осциллографу) или получить некоторые цифровые первичные данные, по которым можно вычислить параметры внутреннего трения, например логарифмический декремент затухания δ.

$$\delta = \frac{1}{n} \ln \frac{a_0}{a_n}, \qquad (1)$$

$\frac{a_0}{a_n}$ — отношение двух амплитуд, следующих друг за другом через «*n*» циклов;

«*n*» — количество циклов колебаний между измеряемыми амплитудами,

ν — частота колебаний, показываемая звуковым генератором,

t — время, затрачиваемое на «*n*» колебаний, измеренное по секундомеру.

Кроме этого, на приборе можно определить модуль сдвига «*G*», а также зависимость модуля сдвига от различных внешних факторов, от условий опыта.

Характер изменения модуля сдвига «*G*» определяется из отношения:

$$\frac{G_1}{G_2} = \frac{\nu_1^2}{\nu_2^2}, \qquad (2)$$

ν_1 и ν_2 — частоты собственных колебаний, измеренные при различных условиях опыта, например при разных температурах или способах механической обработки образца, G_1 и G_2 — соответствующие значения модуля сдвига.

Для определения численных значений модуля сдвига необходимо знать одно из указанных значений модуля и соответствующую ему частоту собственных колебаний системы при каких-либо вполне определенных условиях опыта.

Расчет модуля «*G*» производится по формуле: (3)

$$G = AB\nu^2 \; [ML^{-1}T^{-2}],$$

A — постоянная прибора, определяемая его геометрическими

параметрами. Постоянная A определяется из формулы (3) по известным значениям G, B, ν, для чего необходимо иметь образец с известным значением модуля сдвига, т. е. эталон.

$B[ML^{-4}]$ — постоянная образца, зависит от геометрических размеров последнего и определяется по следующей формуле:

$$B = \frac{l\rho}{d^2} \ [ML^{-4}], \qquad (4)$$

l — длина рабочей части образца,
d — диаметр рабочей части образца,
ρ — плотность материала образца.

3. НАДЕЖНОСТЬ РАБОТЫ ПРИБОРА

Надежность результатов эксперимента в значительной мере зависит от чувствительности прибора к различным внешним факторам. На результаты опыта могут оказывать влияние жесткость крепления образца, подставка, на которой укреплен прибор, относительное расположение магнитов маятника и индукционных катушек и ряд других моментов.

Чтобы выяснить, насколько влияют перечисленные выше факторы на результаты опыта, были проведены специальные исследования.

1. При недостаточной жесткости крепления образца в цанговых зажимах прибора неизбежны утечки энергии системы на необратимые сдвиги в зажимах. Многократное предельное нагружение образца и последующие определения положения маятника по отношению к корпусу прибора с помощью микроскопа показали достаточную жесткость крепления образца. О том же свидетельствовала высокая повторяемость ряда последовательных опытов при многократной перестановке в зажимах одного и того же образца.

2. В идеальном случае прибор следует считать замкнутой системой, количество движения в этой системе должно быть равно 0. Это значит, что колебаниям маятника должно соответствовать встречное по фазе колебание корпуса прибора, амплитуда которого будет тем меньше, чем больше масса корпуса.

Всякая утечка энергии колебаний из системы должна привести к увеличению декремента затуханий. Такая утечка будет происходить через связи, соединяющие прибор с фундаментом, на котором он установлен.

Этот теоретический прогноз получил подтверждение на опыте (рис. 5). Установка прибора на легкую пружинную подставку или подвеска прибора на стальном тросике дают наименьшее затухание. Быстрее всего колебания образца затухают, когда прибор установлен на резиновой прокладке, причем интенсивность затухания зависит от толщины используемого резинового листа. Каждой частоте колебаний соответствует вполне определенная толщина листа, обеспечивающая наибольшее демпфирование колебаний. Изменение толщины резинового листа в любую сторону от оптимальной значительно уменьшает демпфирующие свойства прокладки.

По интенсивности затухания колебаний одного и того же образца можно, следовательно, судить о способности к демпфированию колебаний в резиновых листах, что позволяет разработать простой и удобный метод быстрой оценки демпфирующих свойств резины.

3. Исследование влияния вертикальности установки прибора на

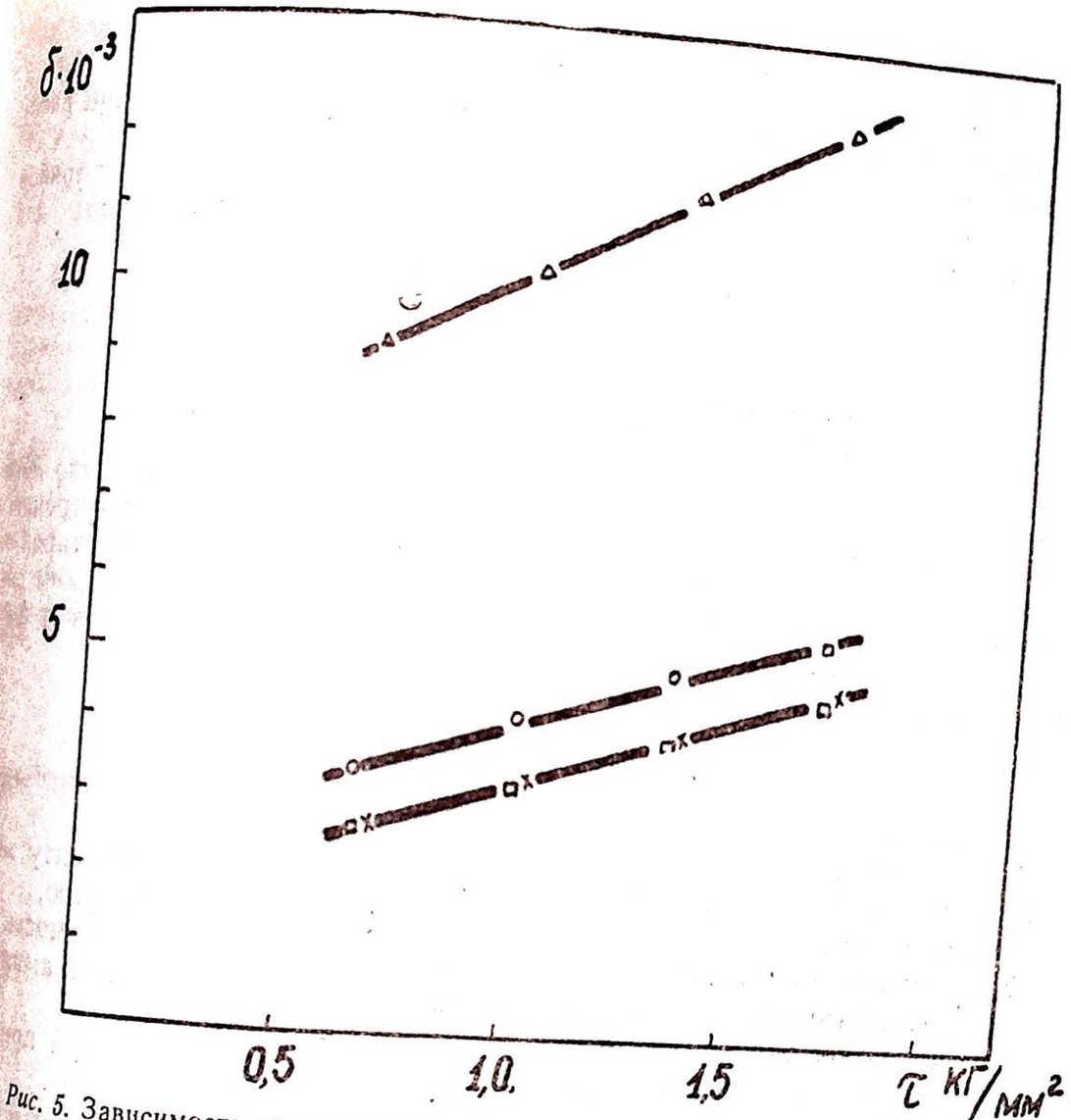


Рис. 5. Зависимость показаний прибора от типа его связи с фундаментом:
△ — прибор на резиновой прокладке.
○ — прибор установлен непосредственно на столе.
□ — прибор установлен на пружинную подставку.
× — прибор подвешен на стальном тросике.

результаты измерений показало, что наклон прибора до 5 градусов не влияет на показания, и только дальнейший наклон приводит к заметному увеличению декремента.

4. Для выяснения влияния относительного расположения магнитов маятника и индукционных катушек были проведены исследования при различных положениях магнитов по отношению к катушкам. При этом измерялось расстояние между сердечником электромагнита и концом башмачка, закрепленного на маятнике. Эксперимент показал, что изменение указанного расстояния от 0,25 до 2 *мм* практически на показания прибора не отражается.

5. Для определения влияния электромагнитной части прибора на затухание колебаний был проведен ряд замеров затухания свободных колебаний оптико-механическим методом как в обычном рабочем положении прибора, так и с вывинченным столом, на котором укреплены электромагниты и индукционные катушки.

Результаты измерений показали, что в пределах точности опыта электромагнитная часть прибора в целом не оказывает влияния на интенсивность затухания колебаний.

Многочисленные эксперименты, проведенные нами на приборе Т-1, показали хорошую повторяемость результатов опытов. Кривые зависимости логарифмического декремента затухания от амплитуды

напряжения, построенные по данным наших опытов для нескольких образцов из одного и того же материала, совпадают.

Прибор чрезвычайно прост в эксплуатации и не требует при работе на нем техника высокой квалификации.

Все это позволяет нам рекомендовать созданный нами прибор в качестве основы при конструировании стандартного прибора для определения внутреннего трения в металлах.

4. РЕЗУЛЬТАТЫ НЕКОТОРЫХ ИСПЫТАНИЙ, ПРОВЕДЕННЫХ НА ПРИБОРЕ ИВТ-1

Многочисленные экспериментальные данные показывают, что логарифмический декремент затухания, являющийся мерой внутреннего трения, зависит от величины амплитуды деформации, при которой он замерялся; причем функциональная связь между логарифмическим декрементом затухания и амплитудой деформации линейна и может быть представлена следующей формулой;

$$\delta = \delta_0 + k\gamma,$$

где δ — текущее значение логарифмического декремента затухания,

γ — амплитуда деформации,

δ_0 — постоянная, отвечающая логарифмическому декременту затухания при амплитуде деформации, стремящейся к нулю,

k — тангенс угла наклона прямой, отражающей зависимость логарифмического декремента затухания от величины амплитуды колебаний.

Мы считаем целесообразным за меру внутреннего трения принять постоянные δ_0 и k.

Предложенные нами параметры внутреннего трения являются независимыми друг от друга величинами; одни и те же факторы могут влиять на изменения величин δ_0 и k различно. Нами были проведены эксперименты по изучению влияния термообработки и степени наклепа на изменение величин параметров δ_0 и k. В качестве материала для исследования были взяты две марки стали (ст. 10 и ст. 55).

А. Влияние термообработки на параметры внутреннего трения

Как показывают экспериментальные данные, графически представленные на рис. 6 и 7, значения параметров внутреннего трения в значительной степени зависят от вида термообработки, причем степень влияния термообработки на эти параметры различна.

Термообработка очень сильно влияет на величину параметра k. Закалка стали уменьшает значение k, отпуск повышает. Наибольшее значение k имеют стали в отожженном и нормализованном состояниях. Значение k после закалки примерно в 10 раз меньше, чем в отожженном состоянии.

Влияние термообработки на δ_0 менее сильно и неопределенно. Закалка у Ст. 55 несколько повышает значение δ_0, а у Ст. 10 понижает, при этом величина δ_0 изменяется не более чем на 20—25% у Ст. 55 и на 50% у Ст. 10.

На основании вышеизложенного можно сделать вывод, что в деталях, подвергнутых циклической нагрузке при значительных амплитудах деформаций, применение термообработки целесообразно. Термообработка в этом случае может значительно изменить склонность стали к рассеянию энергии за счет внутреннего трения.

В случае малых амплитуд деформаций применение термообработки нецелесообразно.

Б. Влияние наклепа на параметры внутреннего трения

В оценке влияния наклепа на внутреннее трение имеются противоречивые мнения. В некоторых работах было показано, что наклеп увеличивает внутреннее трение [6]. В других, наоборот, указывается на уменьшение внутреннего трения [7].

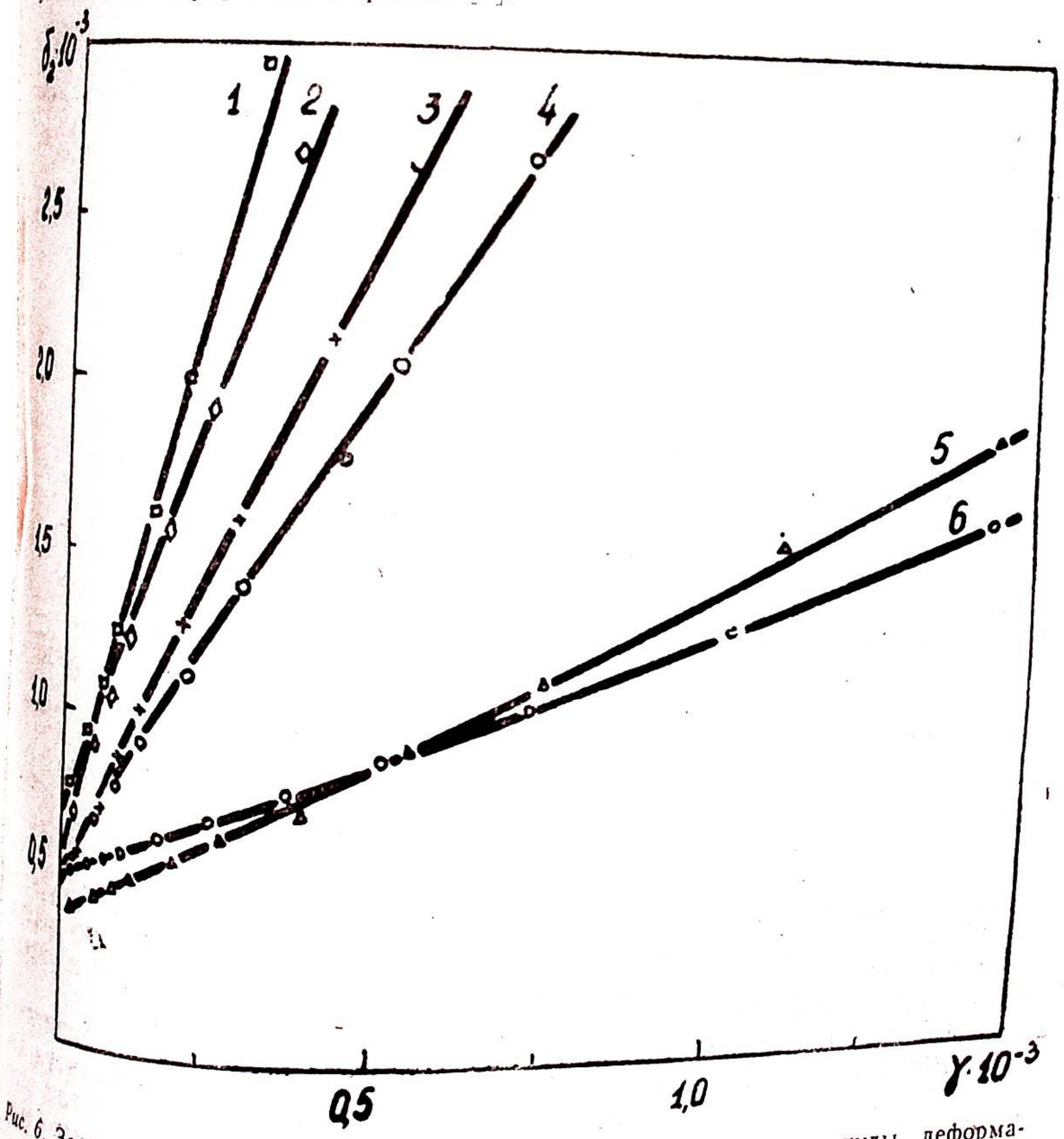


Рис. 6. Зависимость логарифмического декремента затухания от амплитуды деформации для Ст. 10 после различной термообработки:
1 — отжиг 880°, *2* — нормализация 880°, *3* — закалка 880°в. Отпуск 660° — 20 часов. Охлаждение с печью, *4* — закалка 750°в. *5* — закалка 880°в. Отпуск 660° — 2 часа. Охлаждение на воздухе. *6* — закалка 880°в.

Гликман, анализируя эти противоречивые работы, пришел к выводу, что разные исследователи проводили анализ зависимости внутреннего трения от степени наклепа при различных амплитудах напряжения, т. е. различие полученных результатов заключается в различных условиях проведения опыта [8].

Повышение внутреннего трения вследствие наклепа наблюдалось,

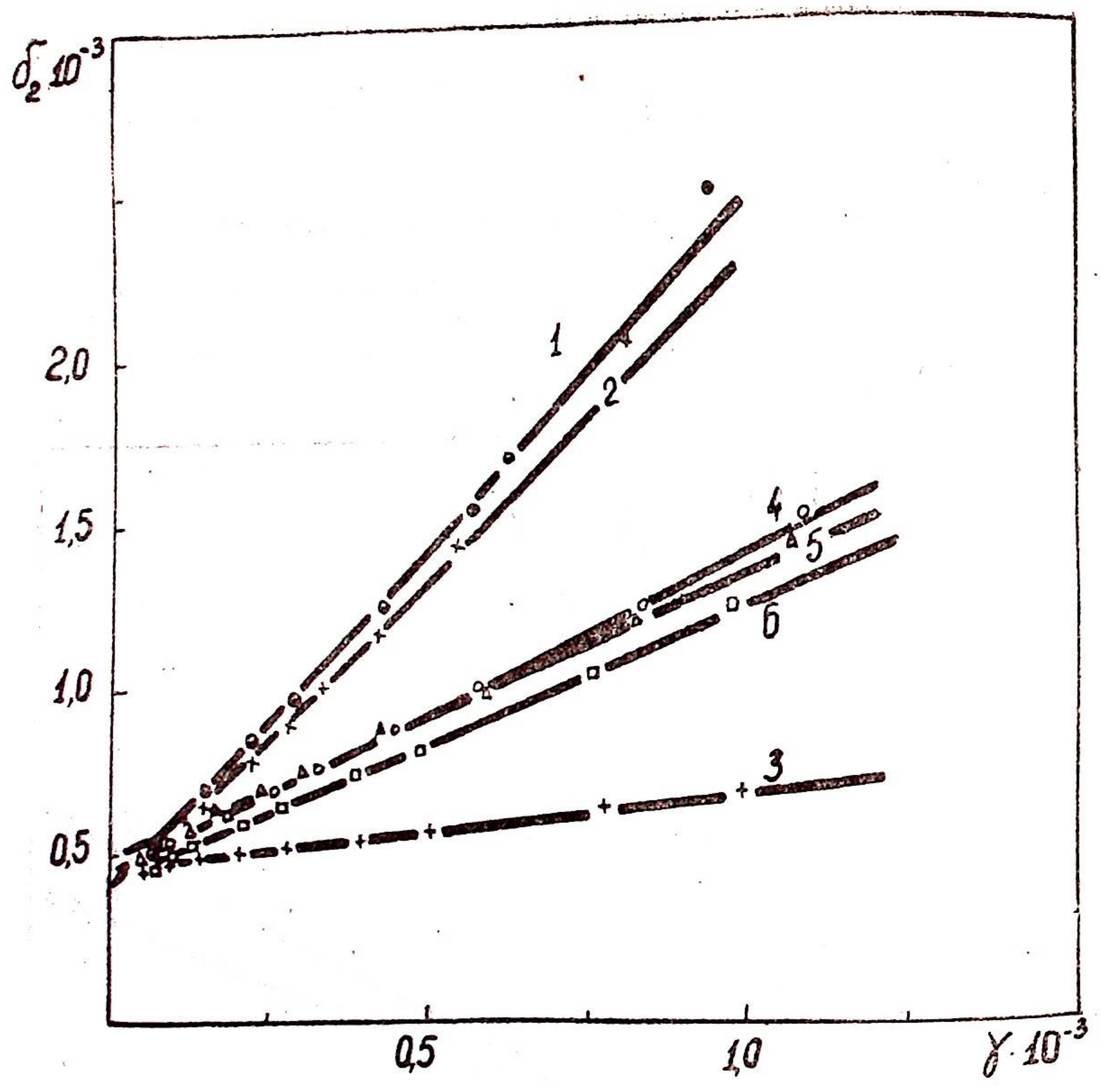


Рис. 7. Зависимость логарифмического декремента затухания от амплитуды деформации для Ст. 55 после различной термообработки:

1 — отжиг 820°, *2* — нормализация 820°, *3* — закалка 820° м, *4* — закалка 820° м. Отпуск 620°. Охлаждение с печью, *5* — закалка 750° м, *6* — закалка 820° м. Отпуск 620°. Охлаждение на воздухе.

как правило, при малых амплитудах напряжения, уменьшение внутреннего трения — при больших. Гликман пришел к заключению, что наклеп увеличивает затухание в области малых амплитуд напряжения и уменьшает в области больших амплитуд напряжения.

Вывод Гликмана носит чисто качественный характер и применим лишь для вполне определенных довольно узких областей амплитуд напряжений и степени наклепа. Наши исследования расшифровали этот вывод и на основании применения новых параметров внутреннего трения сделали возможным установление зависимости между степенью наклепа и внутренним трением при любых уровнях амплитуд напряжений в упругой области.

Как видно из рисунка 8, влияние наклепа на изменение параметров внутреннего трения δ_0 и k различно. Наклеп уменьшает значение k и увеличивает значение δ_0. Увеличение δ_0 связано с величиной наклепа в широком диапазоне его изменений линейной функцией (рис. 9). В наших экспериментах наклеп создавался путем растяжения образцов. Линейная зависимость δ_0 от степени наклепа имела место вплоть до образования шейки.

Зависимость k от степени наклепа носит более сложный характер (рис. 10). Величина коэффициента k резко уменьшается при незначительном наклепе (до 3—4%); дальнейшее увеличение наклепа на величину k практически не влияет. Зная закон изменения δ_0 и k от степени наклепа, мы можем рассчитать значение внутреннего трения металла в зависимости от степени наклепа и амплитуды напряжений, т. е. получить металл с заранее заданным физическим свойством.

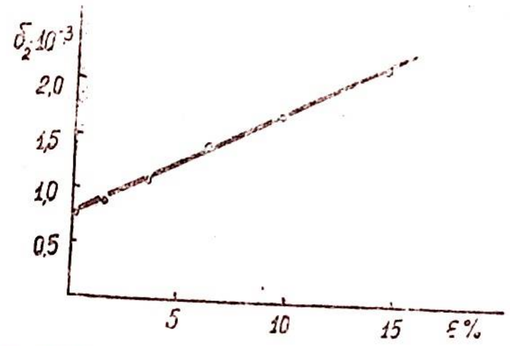


Рис. 9. Зависимость постоянной внутреннего трения от степени наклепа для Ст. 10.

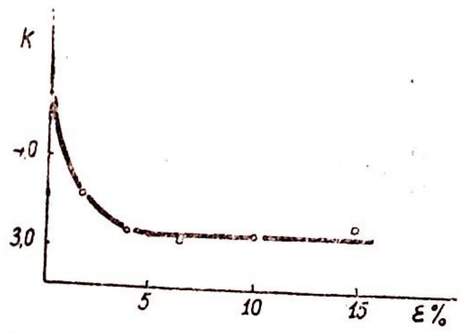


Рис. 10. Зависимость коэффициента «k» от степени наклепа для Ст. 10.

Полученная нами зависимость между степенью наклепа при растяжении и логарифмическим декрементом затухания при помощи двух параметров внутреннего трения δ_0 и k еще раз подтверждает целесообразность их использования в исследовательских работах.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Болховитинов Н. Ф.*, Величина зерна и свойства стали. Металлургиздат, 1943.
2. *Cottell. J.* Jnst. Mettalls. 1948. 373—424.
3. *Ке Тин-суй*, Сб. Упругость и неупругость металлов, ИЛ, М., 1954, 271—305.
4. *Жуков В. А.*, Заводская лаборатория, № 5, 1948.
5. *Мишек К.*, Чехословацкий физический журнал, 4 (1954). 1.
6. *Föster F. Köster W.* Z. G. f. Metallkunde, 29, № 4, 1937.
7. *Куканов Л. И.*, Заводская лаборатория, № 6, 1937.
8. *Гликман Л. А., Хайн Е. И.*, ЖТФ № 3, 1952.

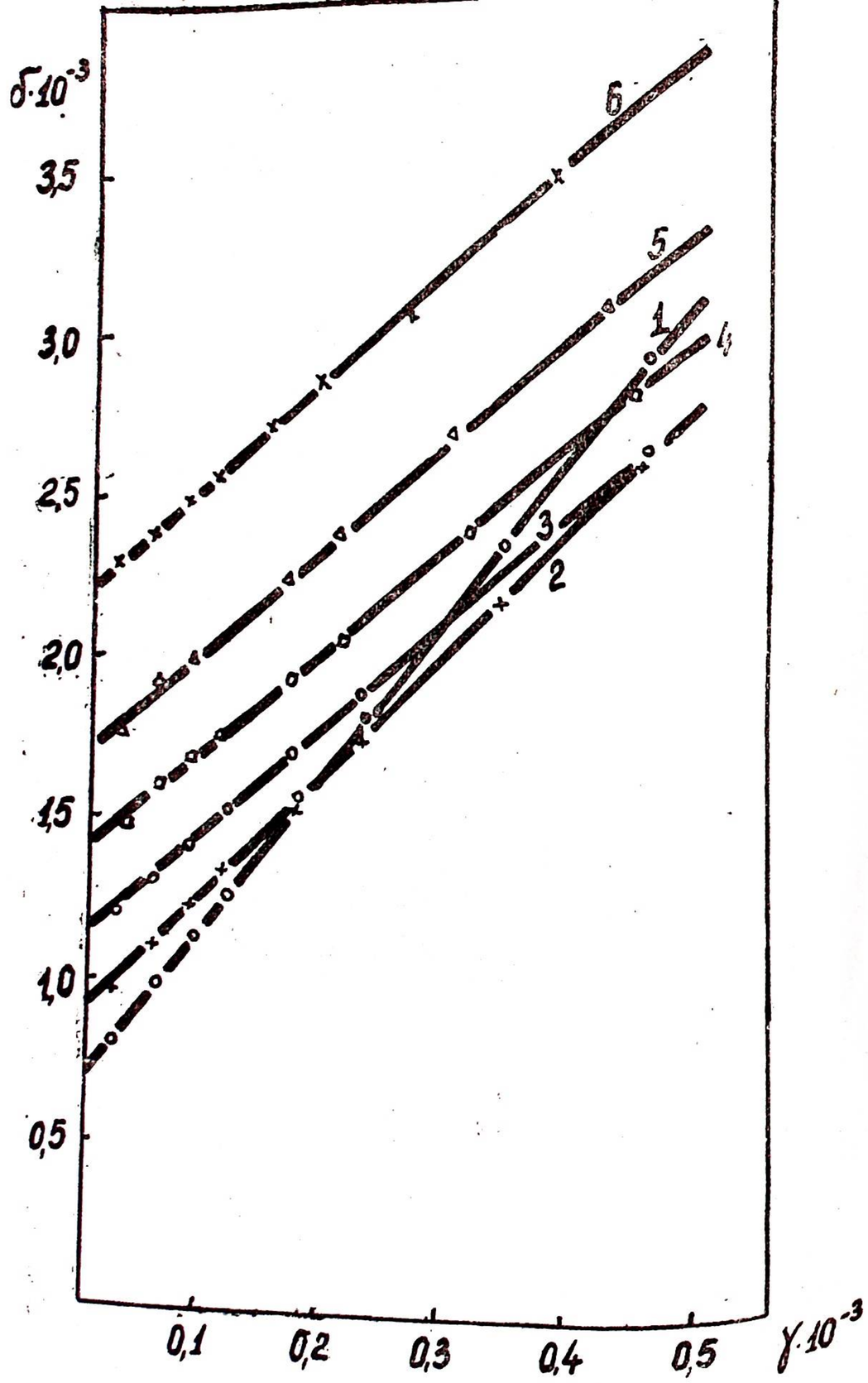


Рис. 8. Зависимость логарифмического декремента затухания от амплитуды деформации для Ст. 10 в зависимости от степени наклепа:

1 — исходное состояние; *2* — наклеп растяжением: 1,5 проц.; *3* — 3,6 проц.; *4* — 6,2 проц.; *5* — 9,7 проц.; *6* — 14,4 проц.

СОДЕРЖАНИЕ

РАЗДЕЛ I. МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ

П. В. РОМАНОВ. К вопросу о природе промежуточного превращения аустенита 5

П. В. РОМАНОВ. Исследование скорости коррозии стали на образцах с торцовой закалкой 37

Г. П. ЗАЙЦЕВ и В. Д. ОРЕШКИН. К вопросу о качестве азотированной поверхности стали 38ХМЮА 47

К. А. БЕССОНОВ. Использование тепла ковочного нагрева для термической обработки 51

К. А. БЕССОНОВ. Средневольфрамистая никельсодержащая быстрорежущая сталь для литого инструмента сложной формы . . . 57

В. Д. ОРЕШКИН. Облегченные твердосплавные пластинки для литых резцов и коронок 67

В. Д. ОРЕШКИН. Цельнолитые резцы для бурения слабых углей 73

В. Д. ОРЕШКИН, А. М. БРЫНДИН, В. П. ЕФИМОВ, Г. П. ЗАЙЦЕВ, Н. В. ОЖЕРЕЛЬЕВ, А. Я. РЫБКИН. Перевод производства бурового инструмента на путь литья 79

О. Ф. СТАНКЕВИЧ. К вопросу применения стали для кокилей мелких отливок из быстрорежущих сплавов 85

Р. П. РАДЧЕНКО. Влияние процесса выплавки и термической обработки на качество крупных изделий из конструкционной легированной стали 99

РАЗДЕЛ II. ПРОЧНОСТЬ МЕТАЛЛОВ

Ю. Е. БОНДАРЕВ, Г. П. ЗАЙЦЕВ. Деформированный объем при изгибе 109

Г. П. ЗАЙЦЕВ. Твердость по Роквеллу, как функция параметров пластичности металла и условий опыта 119

Г. П. ЗАЙЦЕВ, Н. П. СЛАВИНА. Формула вдавливания в металл пирамидальных наконечников 131

Г. П. ЗАЙЦЕВ. Погрешность измерений твердости по Роквеллу . 139

Г. П. ЗАЙЦЕВ, Н. П. СЛАВИНА. Экспериментальное определение систематических погрешностей измерения твердости по Роквеллу . 151

Г. П. ЗАЙЦЕВ. Погрешности измерений твердости, определяемой при вдавливании алмазной пирамиды 161

Ю. К. ФАВСТОВ. Новая установка для определения внутреннего трения в металлах ИВТ-1 173