

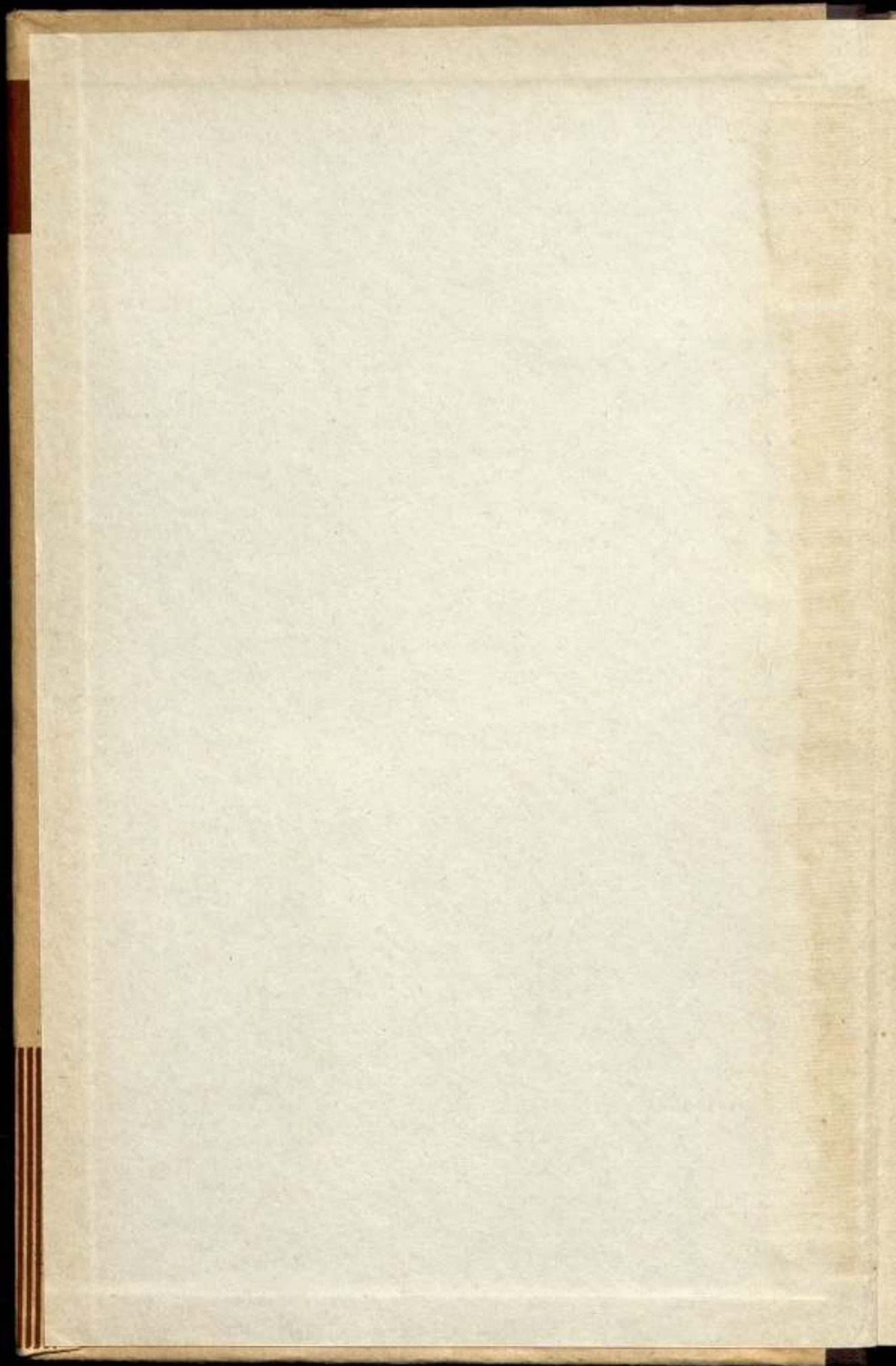
ВСЕСОЮЗНЫЙ НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ
ИНСТИТУТ МЕТРОЛОГИИ
им. Д. И. МЕНДЕЛЕЕВА

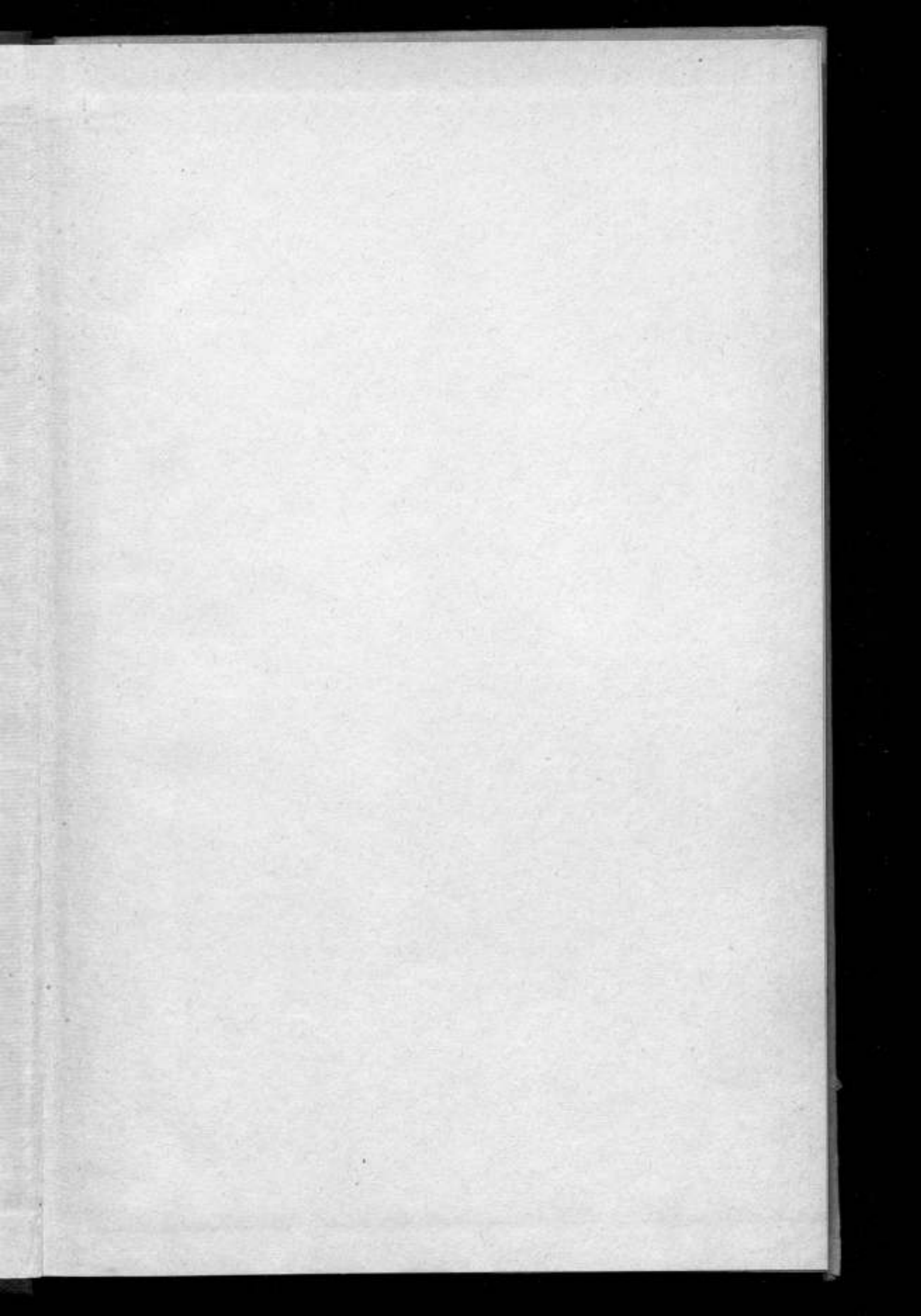
ИССЛЕДОВАНИЯ В ОБЛАСТИ
ИЗМЕРЕНИЯ ТВЕРДОСТИ

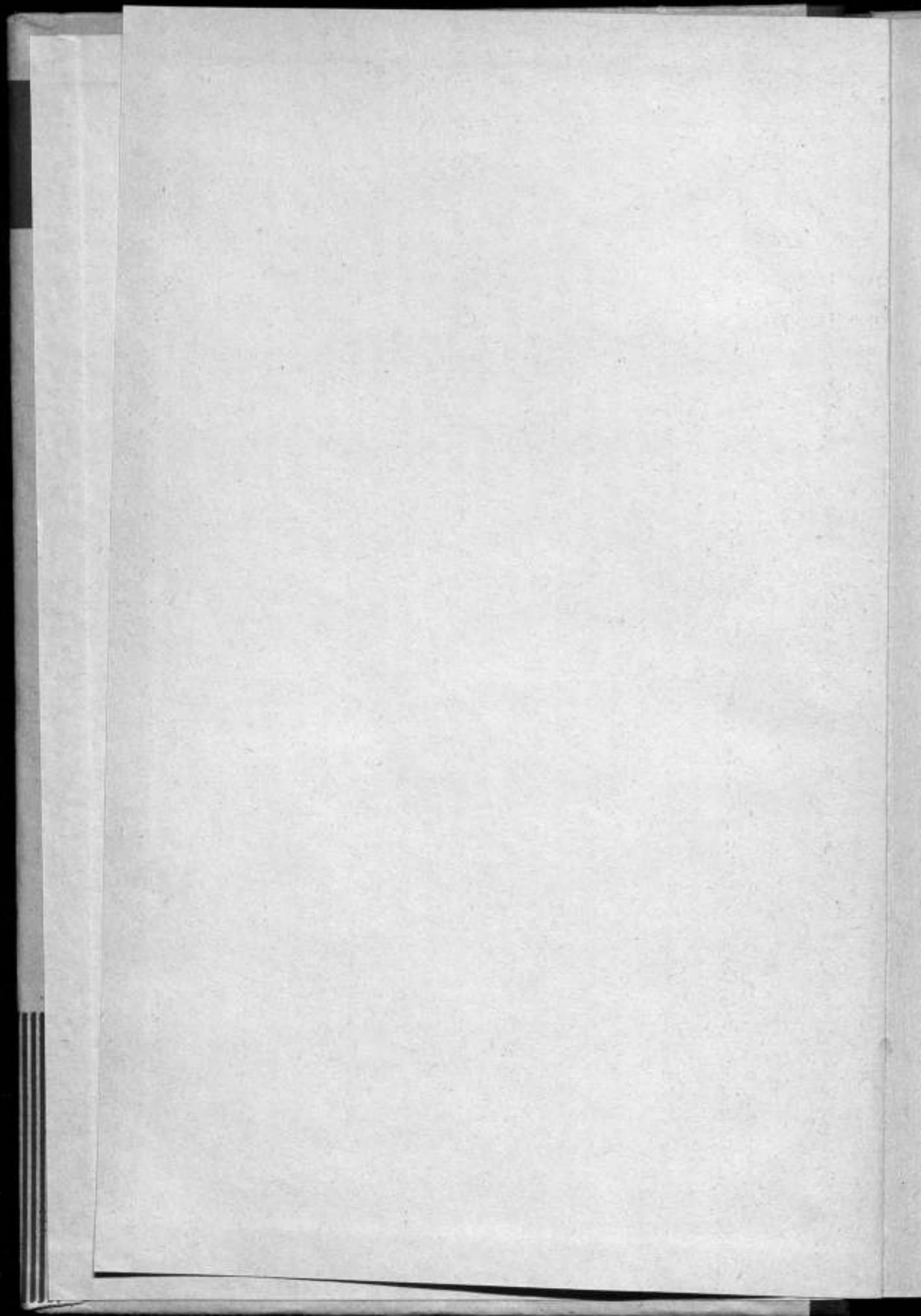
ТРУДЫ МЕТРОЛОГИЧЕСКИХ ИНСТИТУТОВ СССР

ВЫПУСК 91 (151)









ВСЕСОЮЗНЫЙ НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ
ИНСТИТУТ МЕТРОЛОГИИ им. Д. И. МЕНДЕЛЕЕВА

ИССЛЕДОВАНИЯ В ОБЛАСТИ ИЗМЕРЕНИЯ ТВЕРДОСТИ

ТРУДЫ МЕТРОЛОГИЧЕСКИХ ИНСТИТУТОВ СССР

Выпуск 91 (151)

Под редакцией
канд. техн. наук Б. И. ПИЛИПЧУКА

ж 13792



ИЗДАТЕЛЬСТВО СТАНДАРТОВ
Москва — Ленинград
1967

Ответственный редактор
д-р техн. наук проф. В. О. АРУТЮНОВ

РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:

П. Н. Агалецкий, Н. Н. Александрова, В. О. Арутюнов, С. В. Горбачев, Е. Ф. Долинский, М. К. Жоховский, Л. М. Закс, В. В. Кандыба, Л. К. Каяк, И. И. Киренков, Д. К. Коллеров, Е. Т. Чернышев, К. П. Широков, Е. Г. Шрамков, Б. М. Яновский

ПРЕДИСЛОВИЕ

Измерения твердости широко применяются в современной технике как экономичный и производительный скоростной метод механического испытания изделий, как средство технологического контроля и проведения разного рода научных исследований. В материаловедении, в частности, измерения твердости используются для косвенного определения локальных механических характеристик.

Вопросы измерения твердости являются предметом многочисленных работ советских и зарубежных ученых. До настоящего времени состоялись три международные конференции (Бремен, 1952 и 1955 г., Дортмунд, 1959 г.), в работе которых принимали участие советские делегации. В Москве в 1950 и 1963 гг. по инициативе Института машиноведения были проведены два широких совещания по микротвердости. Своевременной явилась инициатива ВНИИМ, поддержанная Московским энергетическим институтом, Каунасским политехническим институтом и другими научными и промышленными учреждениями, по организации 1-й научно-технической конференции по твердости, которая состоялась 2—4 февраля 1965 г. в Ленинграде.

Настоящий сборник содержит сокращенные тексты докладов, заслушанных на этой конференции, целью которой было подвести итоги работ, проводимых в СССР по измерению твердости, а также наметить основные пути дальнейшего их развития. Сборник состоит из пяти разделов.

Первый раздел — «Общие вопросы теории и практики измерений твердости» — содержит доклады, посвященные современным проблемам теории твердости, задаче унификации оценки твердости, теоретическому и экспериментальному решению задачи вдавливания наконечников, вопросам обеспечения единства измерений твердости в СССР.

Второй раздел — «Зависимости между твердостью и другими механическими характеристиками металлов» — включает доклады, посвященные установлению пределов упругости и текучести, временного сопротивления, равномерного удлинения и сужения по результатам измерений твердости.

Третий раздел посвящен докладам, относящимся к решению различных технологических и материаловедческих задач с помощью измерений твердости.

Четвертый раздел — «Измерение микротвердости» — содержит доклады, посвященные результатам измерения микротвердости для изучения некоторых физических явлений, а также аппаратуре для измерения микротвердости при низких температурах.

Пятый раздел — «Измерение твердости неметаллических материалов» — включает доклады по измерению твердости полимеров и металлокерамических материалов.

Конференция наметила следующие перспективные направления развития научно-исследовательских работ в области изучения твердости.

1. Развитие теоретических работ по твердости металлов и неметаллических материалов на основе последних достижений в области механики материалов и реологии, а также физики твердого тела.

2. Расширение работ по установлению зависимостей между механическими характеристиками различных материалов и их твердостью.

3. Исследование возможности введения единого метода измерения твердости для предпочтительного его применения.

4. Проведение международных сличений результатов измерения твердости, которые особенно необходимы при использовании шкалы С Роквелла.

Редактор

1. ОБЩИЕ ВОПРОСЫ ТЕОРИИ И ПРАКТИКИ ИЗМЕРЕНИЙ ТВЕРДОСТИ

Б. И. ПИЛИПЧУК

СОВРЕМЕННЫЕ ПРОБЛЕМЫ ТЕОРИИ ТВЕРДОСТИ

Измерения твердости в настоящее время получили широкое распространение как наиболее простой вид надежных скоростных механических испытаний, не вызывающих разрушения контролируемых предметов. Несмотря на большое практическое значение измерений твердости, их теория разработана еще недостаточно. Расширение диапазона измерений по значениям измеряемых чисел твердости (сверхтвердые материалы) и параметров внешних условий (высокие и низкие температуры), охват новых материалов, повышение точности измерений — все это требует развития теории твердости.

Понятие твердости. Наши осязательно-мышечные ощущения являются источником нескольких пар противоположных понятий: слабый—сильный, холодный — теплый, мягкий — твердый. Первые две пары понятий давно уже получили строгое научное определение и нашли количественное выражение в единицах силы и температуры. Понятие твердости оказалось в особом положении, так как оно до сих пор не имеет общепризнанного определения и, кроме того, пока не существует какой-либо единой шкалы твердости.

Предложено около сотни различных приборов для определения твердости, но измеряемые с их помощью величины, которые можно по праву назвать «эмпирическими числами» твердости, служат только условными характеристиками материала, зависящими не только от его механических свойств, но и от условий измерения. Основатель Главной палаты мер и весов Д. И. Менделеев был в России пионером в области измерений твердости. В 90-е годы XIX в. в связи с работой по возобновлению русских прототипов массы и длины он создал дифференциальный склерометрический маятник. К сожалению, Д. И. Менделееву своевременно не удалось опубликовать результаты своих опытов, и о них стало известно только в 1929 г. после его смерти.

В настоящее время в промышленности наибольшее значение имеют статические методы измерения твердости и микротвердости с помощью наконечника (индентора). Они основаны на образовании вмятины (отпечатка) на плоской поверхности тела при осевом нагружении наконечника стандартной формы, изготовленного из определенного материала и установленного перпендикулярно к испытываемой поверхности. Если иметь в виду только эти методы, то формально твердость можно определить как

свойство вещества, находящегося в твердом состоянии, сопротивляться образованию вмятины на небольшом участке поверхности тела, изготовленного из него. Указание о том, что площадь вмятин мала, необходимо для того, чтобы одноосное сжатие цилиндрических или призматических образцов нельзя было причислить к разновидностям испытаний на твердость.

Для количественной оценки твердости необходимо выбрать формулу для определения числа твердости в зависимости от усилия вдавливания наконечника и размеров образующегося отпечатка. Заслуживают упоминания формулы, предложенные Бринеллем, Мейером, Мартелем, Роквеллом, Русселем и Шпетом. Чаще всего пользуются формулой Бринелля, по которой вычисляют некоторое условное среднее напряжение — отношение усилия вдавливания к поверхности отпечатка. С теоретической же точки зрения следует отдать предпочтение твердости по Мейеру — отношению усилия вдавливания к проекции поверхности отпечатка на исходную плоскость, которое представляет собой среднее давление на поверхность отпечатка, если пренебречь силами трения между наконечником и материалом. Вычисление твердости по Мартелю как отношения работы вдавливания к объему отпечатка применяется почти исключительно при ударном вдавливании наконечников. При использовании метода Роквелла ограничиваются указанием некоторой линейной функции деформации при определенной последовательности приложения двух различных нагрузок. Предложения Русселя и Шпета противоречат закону механического подобия.

Во всех методах, применяемых для измерения твердости, распределение напряжений, прилагаемых к материалу, имеет настолько сложный характер, что необходимо признать твердость вторичной величиной, производной от величин, встречающихся в случаях более простых деформаций таких, как одноосное растяжение или чистый сдвиг. Физическое содержание понятия любой величины раскрывается путем установления ее функциональных связей с другими величинами. Установление эмпирических связей в лучшем случае может быть отнесено к накоплению фактического материала для создания теории. Для научного обоснования понятия твердости необходима разработка удовлетворительной теории конкретного процесса измерения с учетом всех существенных условий опыта.

Если отвлечься от возможности появления в ближайшем будущем каких-либо радикально новых методов измерения твердости, то в первую очередь необходимо решить задачу статического вдавливания наконечников в форме шара, конуса и пирамиды в твердые тела разной структуры. Известно, что резина по своему механическому поведению далека от металлов, однако имеются вещества с еще более парадоксальными свойствами. Есть, например, вещества, которые легко мнутся руками, но не претерпевают заметных деформаций при ударе молотком. Таким образом, необходимо решение задачи вдавливания для каждой отдельной физической модели материала. Технические металлы имеют поликристаллическое строение, и удовлетворительной моделью для них может служить изотропная сплошная среда. В дальнейшем изложении мы будем иметь в виду только этот случай.

Теория физических явлений может развиваться в двух направлениях — атомистическом и макроскопическом. Атомистическую теорию твердости следует отнести к физике твердого тела, макроскопическую — к механике сплошной среды, точнее к механике материалов.

В физике твердого тела существует двоякий подход к понятию твердости. Одни авторы пытались заменить его каким-либо иным понятием с более ясным физическим содержанием. Так, В. Д. Кузнецов предлагал рассматривать вместо твердости поверхностную энергию твердого тела.

Другие авторы искали эмпирические зависимости между числами твердости в их традиционном определении и какими-либо физическими величинами. Так; Б. М. Ровинский сопоставил твердость по Виккерсу с коэффициентом жесткости кристаллической решетки, а Паф — твердость по Бринеллю с модулем сдвига и вектором Бюргерса. Работы первого направления пока не привели к общепризнанной замене понятия твердости, а в работах второго направления принято готовое понятие, и связи установлены чисто эмпирическим путем.

Твердость в механике сплошной среды. Механика сплошной среды в применении к твердому телу может быть разделена на теорию упругости и теорию пластичности. Задача обеих теорий — математическое исследование напряжений и деформаций в твердых телах.

Новая наука о текучести — реология, претендующая на слияние этих теорий, по отношению к металлам пока не дала ничего нового. Теория «неупругости», учитывающая неоднозначность связи малых деформаций с напряжениями, не вызывающими пластического течения, как нам известно, еще не применялась для рассмотрения задач вдавливания.

В 1881 г. немецкий физик Генрих Герц разрешил в теории упругости задачу сдавливания двух изотропных упругих тел, ограниченных идеально гладкими поверхностями. Успешное решение этой общей контактной задачи побудило Герца сделать попытку «нового, простого и точного определения» твердости. Абсолютная твердость по Герцу — это давление в центре площадки касания, при котором в какой-либо точке тела напряжение достигнет предела упругости. Такое определение имеет следующие недостатки:

- 1) экспериментальное измерение твердости возможно только у хрупких тел;
- 2) твердость зависит от радиусов кривизны сдавливаемых образцов и, следовательно, не может быть названа абсолютной;
- 3) тела одинаковой твердости могут сильно различаться в области пластических деформаций, особенно важной для практического приложения.

Несмотря на постигшую неудачу, Герц явился основоположником теории твердости, а его формулами упругого вдавливания широко пользуются инженеры-практики и исследователи.

Теория пластичности требует прежде всего установления согласующегося с опытами критерия пластичности, который указывал бы условия наступления пластических деформаций. Пластические деформации наблюдаются при самых разнообразных сочетаниях напряжений и деформаций, и поэтому искомый критерий выражается сложной функцией напряжений и деформаций. Если в упругой области существует однозначная зависимость между деформациями и напряжениями, то критерий упрощается и сводится к функции одних только напряжений. Для достижения простых и удобных математических формулировок приходится принять ряд допущений: напряжения не нарушают изотропности вещества; гидростатические напряжения не влияют на наступление состояния пластичности; упрочнение при пластической деформации отсутствует; эффект Баушингера не наблюдается.

Было предложено несколько критериев, удовлетворяющих перечисленным допущениям. Два из них — Треска—Сен Венера и Губера—Мизеса — получили наибольшее распространение. Исследования показали, что для металлов более пригодным является критерий Губера—Мизеса, который допускает две равноценных его интерпретации — максимальных октаэдрических напряжений (Надан) или максимальной энергии упругого формоизменения (Генки).

В настоящее время на основании теории пластичности, основанной на критерии Губера—Мизеса, удалось математически строго решить только задачи вдавливания в идеально пластическое полупространство бесконечно длинного плоского жесткого штампа и бесконечно длинного жесткого клина.

Решение задач вдавливания осесимметричных тел, очень важных для теории твердости, возможно только при использовании критерия пластичности Хаара—Кармана, согласно которому окружное напряжение оказывается равным одному из главных напряжений в меридиональных плоскостях.

Задача вдавливания шарика была решена А. Ю. Ишлинским в 1944 г. путем численного интегрирования по методу характеристик. При решении задачи предполагалось, что трение в месте контакта шарика со средой отсутствует, а также не учитывалось искривление поверхности среды вокруг отпечатка.

Задача вдавливания конуса с углом 170° была решена аналогичным путем в 1959 г. И. Н. Тылевицем для трех разных значений коэффициента трения между конусом и средой.

В 1964 г. В. В. Варнелло решил задачу о вдавливании конусов с разными углами, исходя из аналогии поля линий скольжения при вдавливании конуса с полем линий скольжения при вдавливании соответствующего клина.

Результаты вычислений, выполненных А. Ю. Ишлинским, И. Н. Тылевицем и В. В. Варнелло, позволяют сделать вывод (см. таблицу) о существовании постоянного отношения между числом твердости по Мейеру и пределом текучести при заданном угле вдавливания и заданном значении коэффициента трения между наконечником и пластической средой. Это отношение возрастает при увеличении коэффициента трения.

Автор	Коэффициент трения	Форма наконечника					Образование налива вокруг отпечатка	
		Шарик при угле вдавливания $44,2^\circ$	Конус с углом при вершине					
			180°	170°	136°	120°		90°
Ишлинский А. Ю. [1]	0	2,65	2,84	—	—	—	—	
Тылевиц И. Н. [2]	0	—	—	2,80	—	—	Не учтено	
	0,05	—	—	2,94	—	—		
	0,15	—	—	3,03	—	—		
Варнелло В. В. [3]	0	—	2,85	2,76	2,44	2,30	2,10	Учтено

Кривая твердости. Рассматривая упрочняющиеся материалы, мы встречаемся с двумя важными фактами.

1. При вдавливании конуса (или пирамиды) на разные глубины образуются подобные поля деформаций и получаются подобные отпечатки. Твердость по Мейеру, т. е. среднее давление на поверхности отпечатка, оказывается величиной постоянной.

2. При вдавливании шарика на разные глубины твердость по Мейеру изменяется в зависимости от угла вдавливания или от степени нагружения. Вдавливание шарика под действием различных нагрузок приводит к построению «кривой твердости», которая дает большую информацию о материале, чем вдавливание конуса или пирамиды, так как твердость по конусу или пирамиде отвечает всего лишь одной точке на этой кривой.

Изучение кривой является, по существу, центральной задачей теории и практики измерений твердости. Необходимо установить уравнение кривой твердости, с одной стороны, и найти взаимосвязь между этой кривой и кривой одноосного растяжения, с другой.

Соответствие точек этих кривых послужило отправным пунктом практически важных работ М. П. Марковца (вдавливание шарика), И. Н. Тылевича и Л. А. Гликмана (вдавливание пирамиды с углом 170°), С. С. Васаускаса и В. Ю. Жидониса (вдавливание конусов с разными углами).

Не будем останавливаться на деталях этих работ, так как они хорошо известны и некоторые из них будут сообщены на конференции, ограничимся только несколькими замечаниями.

1. Вопрос об аналитическом представлении кривых твердости тесно связан с аналитическим представлением диаграмм растяжения. Наиболее известная попытка установить эмпирическое уравнение кривой вдавливания принадлежит Е. Мейеру, который в 1908 г. опубликовал степенной закон усиления вдавливания шарика. Поскольку параметры закона не всегда оказываются постоянными, необходимо в каждом частном случае провести специальную проверку.

2. При экспериментах следует исключить искажающее влияние трения.

3. Существование оценок отношения твердости к пределу текучести, приведенных выше, позволяет хотя бы в самом грубом приближении выполнить программу Генки, который в 1923 г. высказал мысль, что сравнение теоретических значений с результатами экспериментов «может выявить влияние упрочнения, которое пока еще не поддается теоретической разработке».

4. Задача вдавливания конуса в настоящее время имеет приближенное решение в теории пластичности, но решение задачи вдавливания пирамиды, вероятно, будет получено еще не скоро. Учитывая преимущества пирамидального наконечника, необходимо экспериментальным путем уточнить условия, при соблюдении которых вдавливание пирамиды дает те же числа твердости, что и вдавливание конуса.

З а к л ю ч е н и е

В области измерений твердости можно указать следующие наиболее актуальные задачи теории и эксперимента.

1. Дальнейшая разработка теории поверхностного деформирования методами теории пластичности применительно к различным веществам (металлы, пластмассы и т. д.).

2. Экспериментальное изучение влияния режима нагружения на развитие деформаций во времени.

3. Введение в стандарты на существующие методы измерения твердости более строгих научно-обоснованных требований к условиям испытания (режим нагружения, температура и т. д.).

4. Изучение возможности введения единого метода измерения твердости.

5. Дальнейшее отыскание эмпирических связей между числами твердости и другими механическими характеристиками металлов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ишлинский А. Ю. Осесимметричная задача пластичности и проба Бриелли. «Прикладная математика и механика», 1943, т. 8, стр. 201.

2. Тылевич И. Н. Определение механических свойств судостроительных материалов методом вдавливания. Труды ЦНИИ технологии судостроения, вып. 25, Л., Судпромгиз, 1959.

3. Варнелло В. В. Приближенное решение задачи о вдавливании пологих конусов в жестко-пластическую среду. «Журнал прикладной механики и технической физики», 1964, № 4, стр. 105.

ПРОБЛЕМА УНИФИКАЦИИ ОЦЕНКИ ТВЕРДОСТИ

При большом разнообразии как методов испытания на твердость, которые могут быть использованы в настоящее время, так и способов выражения результатов таких испытаний, представляется целесообразным введение унификации оценки твердости. Эта унификация не предполагает замену разных способов испытаний каким-либо одним и не имеет в виду использование его во всех случаях выражения твердости. Речь идет о том, чтобы в научно-исследовательских работах, в которых определяется твердость, наряду с данными, полученными при принятых методах испытания, приводились также числа твердости по методу, выбранному за основной, т. е. лежащему в основе унификации оценки, причем эти числа могут быть получены или путем параллельного испытания основным методом, или путем пересчета чисел твердости по стандартным переводным таблицам. Выбор унифицированного способа оценки твердости связан с выбором как основного метода испытания, так и основного способа выражения твердости в результате этого испытания.

Основной позицией в этой проблеме является обобщение практического опыта. Прежде всего следует остановиться на рассмотрении метода Бринелля, который обеспечил широкое практическое применение испытаний на твердость. Бринеллем было найдено, а затем фундаментальными исследованиями в ряде лабораторий подтверждено, что имеется прямая пропорциональная зависимость между временным сопротивлением σ_b и числом твердости НВ

$$\sigma_b = c\text{НВ}, \quad (1)$$

где коэффициент c практически постоянен для отдельных групп стали и некоторых других катаных сплавов. Существование эмпирической связи (1) логически оправдано тем, что как усилие вдавливания шарика при испытании на твердость, так и максимальное усилие, по которому рассчитывается временное сопротивление при растяжении, имеют одинаковый смысл сопротивления упругому и пластическому деформированию.

Методу Бринелля присущи следующие недостатки:

1) измерение диаметра восстановленного отпечатка требует некоторой затраты времени;

2) для вдавливания шарика на определенную относительную глубину с целью получения сопоставимых результатов следует подобрать диаметр шарика и нагрузки в зависимости от твердости объекта;

3) при твердостях объекта свыше 350 кгс/мм^2 деформация стального шарика приводит к погрешностям числа твердости свыше 5%.

С 1920 г. известен метод испытания на твердость по Роквеллу, применяемый в двух вариантах — при вдавливании стального шарика и алмазного скругленного конуса. Прибор Роквелла полуавтоматический, его характерной конструктивной особенностью явилось введение особых

шкал твердости соответственно сочетаниям индентора и нагрузки (теперь общее число шкал около 30). Успех этого метода обусловлен потребностью массового производственного контроля в быстродействующем приборе.

Недостатки метода Роквелла:

1) в зависимости от твердости и размеров объекта приходится применять разные шкалы;

2) наименьшая возможная нагрузка 15 кгс слишком велика;

3) числа твердости являются произвольно выбранными функциями линейного перемещения индентора при его вдавливании, не имеющими непосредственного физического смысла.

Главное достоинство метода — высокая производительность испытаний — является результатом существенного снижения точности выражения чисел твердости.

Метод, основанный на вдавливании алмазной квадратной пирамиды с углом при вершине между противоположными гранями 136° , известен при испытаниях в области нагрузок от 5 до 120 кгс как метод Виккерса, в области нагрузок менее 200 гс — как метод микротвердости при вдавливании (для краткости этот метод будем называть испытанием на твердость по пирамиде, имея в виду возможность применения разных нагрузок).

Выражение числа твердости, получаемого при этом методе, аналогично числу твердости по Бринеллю как отношение нагрузки к боковой поверхности невосстановленного отпечатка, что является общепринятым. У другого возможного показателя в виде нагрузки, деленной на проекцию невосстановленного отпечатка (предложение В. К. Григоровича), нет практических преимуществ; их различие заключается в значении постоянного множителя.

Достоинства метода: получение геометрически подобных (невосстановленных) отпечатков; огромный диапазон возможных нагрузок — от 1 гс до 120 кгс; возможность применения для испытания самых твердых объектов и весьма малых структурных составляющих; в области испытания конструкционных материалов — наличие такой же зависимости между числом твердости по Виккерсу и временным сопротивлением, которое установлено для чисел твердости по Бринеллю.

Неудобства этого метода связаны с затратой времени на измерение отпечатка, и в случае испытания на микротвердость — с необходимостью проведения работы квалифицированным лаборантом. Однако достоинства, указанные выше, настолько велики при сравнении этого метода с другими, что именно метод определения твердости по пирамиде целесообразно принять за основной. Такая мысль высказывалась и раньше [1, 2].

Основным доводом в пользу выбора метода испытания на твердость при вдавливании пирамиды является наличие количественной зависимости между числами твердости, определенными этим методом, и числами твердости, которые могут быть получены при надлежащем применении других методов испытания на твердость, например, сошлифовыванием, царапаньем, динамическим вдавливанием и др. Ограничимся здесь рассмотрением только связей чисел твердости по пирамиде с износостойкостью и с твердостью по царапанью.

Испытание на абразивное изнашивание, осуществляемое методом, разработанным в Институте машиноведения [3], является по существу одной из разновидностей испытаний на твердость методом сошлифовывания [4]. Не останавливаясь здесь на изложении этого метода, неоднократно описанного ранее, приведем полученные результаты, где сопоставлены: твердость H при вдавливании квадратной пирамиды (до испытаний на сошлифовывание) и показатель результатов испытания на сошлифовывание, называемый относительной износостойкостью e . На рис. 1 показаны резуль-

при вдавливании и твердости k по Бирбауму для металлов и минералов соответствует выражению

$$H = 0,4k. \quad (4)$$

На рис. 2 приведены результаты испытаний, полученные для металлов.

В 1947 г. были описаны результаты проведенного автором испытания минералов шкалы Мооса на микротвердость вдавливанием [1]. Последующая обработка этих результатов [5] позволила найти приближенную эмпирическую зависимость между числом Мооса M и числом твердости H при вдавливании пирамиды для эталонов № 1—9

$$M = 0,675 \sqrt[3]{H}, \quad (5) \quad \text{кг/см}^2$$

а также предложить замену шкалы Мооса новой шкалой твердости H_0 , являющейся производной результатов испытания на микротвердость вдавливанием H :

$$H_0 = 0,7 \sqrt[3]{H}. \quad (6)$$

Выражение (5) было подтверждено работами, проведенными в СССР и за рубежом. Предложенная шкала классов твердости, нашедшая в СССР практическое применение [6—8] у минералогов и исследователей в области абразивов, непосредственно связана с предлагаемой здесь унифицированной оценкой твердости.

Соображения, приведенные выше, подтверждают правильность идеи о целесообразности и возможности введения унифицированной оценки твердости, особенно в сфере научно-исследовательских работ. Эта идея может быть положена в основу специального международного стандарта, так как в ее реализации заинтересованы все промышленно развитые страны.

При выражении твердости предлагаемым единообразным способом результаты исследований, проводимых в разных лабораториях, будут дополнять друг друга, допуская непосредственное сопоставление материалов, значительно различающихся по твердости. Для ряда очень твердых, практически важных материалов (между 9 и 10 номерами шкалы Мооса), которые до недавнего времени оценивались только по Моосу, будет введено точное выражение твердости.

Вместе с тем имеется ряд ограничений в применении как основного метода испытания на твердость, так и других методов, связанных с вдавливанием твердого индентора:

а) неоднородность испытуемого объекта, состоящего из ряда структурных компонентов, обладающих разными свойствами; в этом случае можно определять или среднюю (агрегатную) твердость тела, сделав большой отпечаток, или твердость отдельных кристаллитов объекта;

б) в области микротвердости имеется нижняя граница размеров отпечатка (разная для разных материалов), при дальнейшем уменьшении кото-

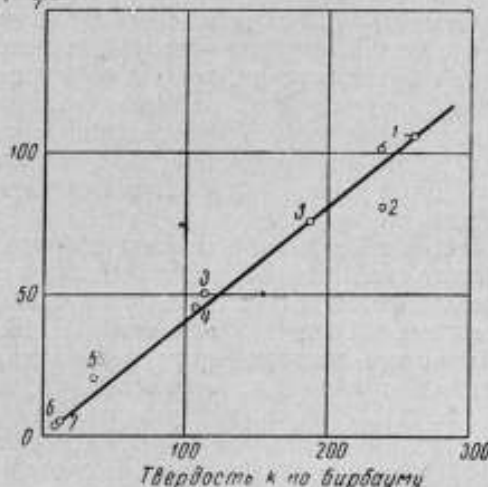


Рис. 2. Соответствие между твердостью H при вдавливании пирамиды и твердостью k по Бирбауму для металлов небольшой твердости:

1 — Ni; 2 — Fe; 3 — Cu; 4 — Pd; 5 — Cb; 6 — Pb; 7 — Sn.

рых число твердости начинает повышаться; объяснение, предложенное Бюкле [9], связывает это явление с погрешностью измерения вследствие отражения света от деформированных участков материала у углов диагонали отпечатка.

Выводы

1. Твердость, определяемую путем вдавливания квадратной пирамиды с углом 136° (применяемой для испытаний по Виккерсу и на микротвердость), целесообразно принять за основу унифицированной оценки твердости во всех научных и научно-исследовательских работах.

2. Под числом твердости, получаемым в результате испытания при вдавливании пирамиды, следует понимать число, вычисляемое как частное от деления нагрузки на площадь невосстановленного отпечатка.

3. В тех случаях, когда в исследовательской работе применяется испытание на твердость не вдавливанием алмазной квадратной пирамиды, а другим методом, рекомендуется параллельно с результатами, полученными при выбранном методе, приводить значения твердости по унифицированной оценке, используя переводные таблицы, принятые в качестве стандартных.

4. Необходимо организовать фундаментальные исследования с целью составления для основных металлических материалов точных переводных таблиц соответствия чисел твердости по пирамиде, по Бринеллю и по основным шкалам Роквелла — А, В, С. При этом следует учитывать возможное влияние на это соответствие не только состава металлических материалов, но и их состояния, что явится уточнением таблиц.

5. Введение унифицированного метода оценки твердости, как указано в п. 1, ни в какой мере не ограничивает применения методов Бринелля и Роквелла, а также других методов, принятых в качестве стандартных и в каких-либо отношениях практически более удобных.

ЛИТЕРАТУРА

1. Хрущов М. М. О выборе основного метода определения твердости материалов. «Заводская лаборатория», 1947, № 4.
2. Григорович В. Н. Об основном методе измерения и расчета твердости. «Заводская лаборатория», 1949, № 4.
3. Хрущов М. М., Бабичев М. А. Исследования изнашивания металлов, изд-во АН СССР, М., 1960.
4. Хрущов М. М., Бабичев М. А. О связи между твердостью при вдавливании и твердостью при шлифовании металлов и минералов. «Заводская лаборатория», 1957, № 2.
5. Хрущов М. М. О введении новой шкалы твердости. «Заводская лаборатория», 1949, № 2.
6. Кондаков В. Г., Федорова Н. И. Определение микротвердости и классов твердости естественных абразивных материалов. «Заводская лаборатория», 1952, № 10.
7. Лебедева С. И. Определение микротвердости минералов, изд-во АН СССР, М., 1963.
8. Ильинский Г. А. Определение микротвердости минералов методом вдавливания. ЛГУ, 1963.
9. Bückle H. L'essai de microdureté et ses applications, Paris, 1960.

О КРИТЕРИЯХ ТВЕРДОСТИ ПРИ ВДАВЛИВАНИИ И ЕДИНОМ МЕТОДЕ ИСПЫТАНИЯ НА ТВЕРДОСТЬ

Среди многочисленных методов определения свойств машиностроительных материалов методы испытания на твердость являются самыми простыми и распространенными. Эти методы позволяют быстро производить предварительную оценку свойств материалов и качества проведенной обработки, а также осуществлять стопроцентный контроль качества продукции в массовом производстве. Большое различие свойств металлов и сплавов, применяемых в современной технике, обусловило появление большого числа различных методов испытаний. Сравнение критериев оценок сопротивления вдавливанию инденторов в испытуемый металл стало затруднительным, а подчас — невозможным. Возникла необходимость выбора единого метода испытаний и единой шкалы для оценки твердости, пригодной для всех или большинства применяемых в народном хозяйстве металлов и сплавов.

Наиболее распространенными критериями твердости при вдавливании являются числа Бринелля, Мейера и шкалы Роквелла. Другими критериями пользуются редко и только в исследовательских работах. Критерий Бринелля, предложенный первоначально для шариковой пробы, применяют сейчас и при испытании остроконечными инденторами (микротвердость, пробы типа Виккерса). Критерий твердости, (число твердости), как и любая другая механическая характеристика, должен быть неизменным при испытании однородного материала в подобных условиях, т. е. при соблюдении механического, геометрического и структурного подобия. Рассмотрим условия подобия и установим возможные критерии твердости при испытании вдавливанием шарика и остроконечного индентора.

Испытание шариком. Переменными величинами при вдавливании шарика (рис. 1, а) являются: диаметр D , нагрузка P и размеры получаемого отпечатка — диаметр d или глубина h . Механическое подобие при испытании требует соблюдения соотношения

$$\frac{P_1}{D_1^2} = \frac{P_2}{D_2^2} = \frac{P}{D^2} = \text{idem.} \quad (1)$$

Геометрическое подобие обеспечивается равенством угла вдавливания шариков

$$\cos \frac{\alpha}{2} = \left(1 - \frac{2h}{D}\right) = \text{idem.}$$

Это второе условие можно записать проще:

$$\frac{h_1}{D_1} = \frac{h_2}{D_2} = \frac{h}{D} = \text{idem.} \quad (2)$$

Критерий твердости при испытании одного и того же материала в различных, но подобных условиях, будет одинаков, если он будет функцией

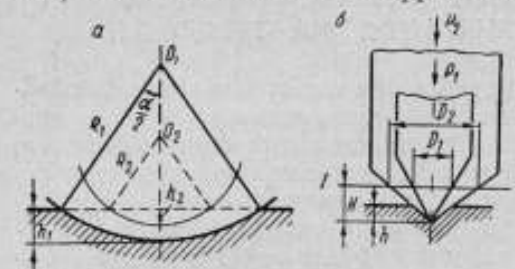
величин, входящих в выражения (1) и (2). В простейшем случае он может быть их отношением

$$\Pi_1 = \frac{P}{D^2} \cdot \frac{h}{D} = \frac{P}{Dh}; \quad (3)$$

или произведением

$$\Pi_2 = \frac{P}{D^2} \cdot \frac{h}{D} = \frac{Ph}{D^3}. \quad (4)$$

Первый из этих критериев наиболее прост: он включает все три переменные величины P , D , h в первой степени и имеет размерность напряжения, что позволяет искать корреляционную связь между ним и прочностными характеристиками (например, пределом прочности при растяжении).



При испытании шариками одного и того же диаметра значение D как постоянное может быть опущено, и тогда критерий твердости будет представлять собой обычный модуль вдавливания

$$\Pi = \frac{P}{h}. \quad (5)$$

Рис. 1. Схема вдавливания инденторов
 а — шарик различного диаметра; б — остроконечные инденторы с разными углами заострения.

Оценочная значимость критерия не изменяется при умножении его на любой постоянный коэффициент.

Умножая на $1/\pi$ критерий в формуле (3), получаем хорошо известное выражение числа твердости Бринелля

$$HB = \frac{P}{\pi Dh}. \quad (6)$$

Второй критерий (4) несколько сложнее первого. Он пропорционален работе деформации металла, отнесенной к единице объема шарика.

Недостатком этого критерия является большая зависимость его числового значения от параметров испытания. Если испытывать один и тот же материал при разных нагрузках, значение первого критерия при пропорциональном росте нагрузки и глубины вдавливания не изменится, в то время как второй критерий заметно увеличится — тем больше, чем больше будет нагрузка.

При вдавливании постоянной нагрузкой ($P = \text{const}$) этот критерий выражает не «твердость», а «мягкость» материала, так как числовые значения его растут с увеличением глубины вдавливания h . Однако, вычитая значение h из какой-либо постоянной величины a , получаем характеристику твердости ($a - h$), как это и принято в методе Роквелла.

Второй критерий будет также пригодным, если испытания на твердость проводить при переменных нагрузках, обеспечивая одинаковую глубину вдавливания для всех испытуемых материалов (что одновременно обеспечило бы и структурное подобие, т. е. одинаковую степень деформации всех испытуемых материалов). В этом случае равная степень деформации более твердых материалов достигается при большем значении нагрузки, т. е. числовое значение критерия растет с повышением твердости материала.

Число твердости Мейера хотя и имеет ясный физический смысл — оно является истинным средним давлением индентора на испытуемый материал — является довольно сложной функцией двух рассмотренных критериев Π_1 и Π_2 :

$$HM = \frac{4P}{\pi d^2} = \frac{P}{\pi(D-h)h} = \frac{1}{\pi} \frac{P_1}{1 - \sqrt{\frac{P_2}{P_1}}} \quad (7)$$

Исходя из изложенного, автор рекомендует в качестве основного критерия твердости критерий P_1 , а при испытании шариками одного и того же диаметра (значением которого можно пренебречь как постоянным) — критерий, представляющий собой обычный модуль вдавливания. При испытании шариками разного диаметра полученный критерий следует рассматривать как «приведенный» модуль вдавливания, т. е. модуль вдавливания при «приведенной» нагрузке $\frac{P}{D^2}$.

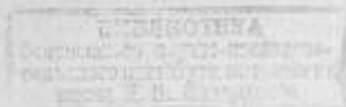
$P, кг$	$\frac{P}{D^2}$	Эталок 26,9 HRC			Сталь 55		
		$h_{пл}, мм$	$\frac{h}{D}$	$\frac{P}{Dh}$	$h_{пл}, мм$	$\frac{h}{D}$	$\frac{P}{Dh}$
Шарик $d = 2,5 мм$							
10	1,6	3,35	1,36	1194	6,6	2,64	606
62,5	10	21,15	8,48	1182	37,8	15,12	661
100	16	33,55	13,45	1192	66,0	26,4	606
125	20	41,85	16,75	1195	79,1	31,64	632
150	24	51,35	19,2	1170	96,1	38,45	624
187,5	30	64,95	26,0	1156	115,2	46,1	651
250	40	89,75	35,95	1114	144,9	57,98	690
Шарик $d = 1,588 мм$							
10	4,0	5,6	3,59	1124	10,4	6,55	611
62,5	24,8	34,3	21,65	1146	63,0	39,68	625
100	39,7	56,4	35,6	1118	104,4	65,6	606
125	49,6	70,8	44,65	1113	128,8	81,1	611
150	59,5	83,3	52,5	1135	150,0	94,5	629
187,5	74,4	104,0	65,5	1135	181,6	114,4	650
250	99,2	128,9	81,25	1222	206,7	130,2	760

В качестве примера вычислений первого критерия в таблице приведены результаты испытаний образцовой меры твердости 26,9 HRC и образцов из стали 55 на твердомере ХП250 Лейпцигского завода испытательных машин (ГДР) шариками диаметром 1,588 и 2,5 мм при нагрузках от 10 до 250 кгс с измерением глубины пластического вдавливания индикатором.

При этих условиях $\frac{h}{D}$ изменялась пропорционально $\frac{P}{D^2}$, в результате чего критерий оставался практически неизменным вплоть до $\frac{P}{D^2} = 75$ независимо от диаметра шариков (рис. 2). Только при $\frac{P}{D^2} \approx 100$ наблюдалось некоторое повышение критерия, свидетельствующее о значительном наклепе испытуемых материалов. Для образцов из стали 55 среднее значение критерия $\frac{P}{Dh}$ было равно 639 ед. при $d = 2,5 мм$ и 622 ед. при $d = 1,588 мм$, т. е. разница составляла 2,7%. Для образцовой меры твердости 26,9 HRC эта разница была несколько больше — 3,9%, а средние значения соответственно были равны 1174 и 1128 ед.

Испытания остроконечными инденторами. Применяя остроконечные инденторы (конус или пирамиду с тремя или четырьмя гранями), следует также соблюдать условия механического и геометрического подобия.

Рассмотрим сечение I—I остроконечных инденторов на произвольном расстоянии H от вершины (рис. 1, б). Диаметры этого сечения конусов



(или диагонали пирамид) обозначим через D_1 и D_2 . Тогда условие механического подобия может быть записано подобно предыдущему (1).

Условие равенства углов вдавливания будет удовлетворено отношением $\frac{H}{D} = \text{idem}$. В отличие от испытания шариком (при котором глубина вдавливания определялась величиной угла вдавливания) индентор здесь имеет постоянный угол вдавливания. Поэтому геометрическое подобие должно быть дополнено условием постоянства глубины вдавливания индентора при испытании одного и того же материала $\frac{h}{H} = \text{idem}$. Таким

образом, условием геометрического подобия здесь также будет

$$\frac{H}{D} \cdot \frac{h}{H} = \frac{h}{D} = \text{idem}. \quad (8)$$

Критерий твердости и в этом случае должен включать перечисленные выше условия подобия, т. е. быть отношением полученных условий подобия:

$$П_3 = \frac{P}{D^2} \cdot \frac{h}{D} = \frac{P}{Dh}; \quad (9)$$

или произведением

$$П_4 = \frac{P}{D^2} \cdot \frac{h}{D} = \frac{Ph}{D^3}. \quad (10)$$

Как видим, критерии твердости для остроконечных инденторов совершенно тождественны критериям твердости при испытании шариком (3)

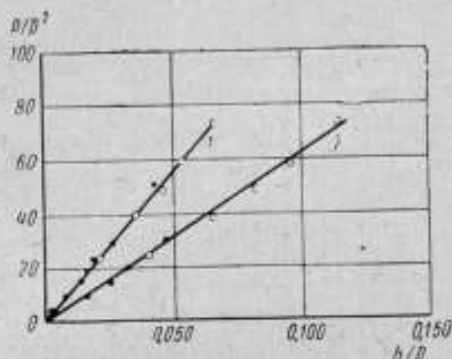


Рис. 2. Зависимость h/D от P/D^2 при испытании эталонной плитки 26,9 HRC (1) и стали 55 (2) вдавливанием шариков диаметрами: 1,588 мм (○) и 2,5 мм (●). Критерием твердости является тангенс угла наклона прямых.

и (4), но вместо диаметра шарика в них входит диаметр или диагональ сечения индентора, взятого на какой-то одинаковой для всех инденторов высоте (например, на расстоянии, 1 мм от вершины), характеризующие угол заострения индентора. При испытании инденторами одинаковой формы постоянную величину D можно опустить, и тогда критериями твердости будут только переменные величины P и h — соответственно нагрузка и глубина вдавливания индентора. Следовательно, при всех рассмотренных видах инденторов лучшим критерием твердости следует признать модуль вдавливания, наиболее точно отражающий сопротивление металлов вдавлыванию и остающийся неизменным при испытаниях с соблюдением условий подобия.

Рекомендуемые параметры испытания. Суммируя опыт работы с различными приборами, следует рекомендовать следующие параметры испытания, пригодного для оценки твердости любых методов и сплавов в единой шкале. Индентор должен быть остроконечным — алмазные конус или пирамида. Следует предпочесть четырехгранную пирамиду с углом при вершине 136° , так как острие конуса обычно закруглено, что искажает результаты. Во избежание эффекта динамичности приложения нагрузки скорость нагружения индентора должна регулироваться.

Из двух методов нагружения: «постоянная нагрузка» и «постоянная глубина вдавливания» и «постоянная глубина вдавливания» — переменная нагрузка», следует предпочесть второй. Конструктивно осуществить этот метод несколько труднее, но зато в этом случае обеспечивается одинаковая степень пластического деформирования различных металлов под индентором.

Стандартная нагрузка (или стандартная глубина вдавливания) должна быть подобрана экспериментально так, чтобы она могла обеспечить испытание всего диапазона сплавов. В крайнем случае можно установить два интервала испытаний для очень мягких сплавов и сплавов средней и высокой твердости, но это нежелательно. Приложение предварительной нагрузки, как это практикуется на твердомерах типа Роквелла, тоже нежелательно. Размер полученного отпечатка следует определять только по глубине вдавливания. В этом случае отпадают трудности измерения, связанные с наплывом выдавливаемого металла вокруг отпечатка. Точность индикаторных головок значительно выше точности луп, замеряющих диаметр отпечатка. В настоящее время точность может быть еще более повышена, а на шкале индикаторов вместо единиц длины могут быть нанесены непосредственно значения чисел твердости, что упростит испытание.

Определять следует пластическую глубину вдавливания (после снятия нагрузки), так как при этом автоматически исключаются упругие прогибы индентора, деталей прибора и образцов. Только в порядке исключения для приборов, измеряющих твердость деталей одной какой-либо формы и размеров (например, в условиях поточного производства), когда суммарная упругая деформация не меняется, можно допустить определение полной глубины вдавливания (под нагрузкой) с исключением из нее доли упругой составляющей.

В качестве единого критерия или числа твердости следует принять модуль пластического вдавливания $\frac{P}{h}$. Так как форма индентора будет единой, стандартной, необходимость в множителе D в знаменателе отпадает. Однако в выражение модуля вдавливания все же придется ввести какой-то постоянный численный коэффициент, так как абсолютные значения модуля вдавливания для распространенных в технике материалов заметно отличаются от привычных значений чисел Бринелля. Поэтому следует предварительно на одном каком-либо металле (например, на отожженной эвтектидной стали со структурой перлита) провести массовые испытания с одновременным определением чисел Бринелля и модуля пластичности. Это необходимо для того, чтобы ввести в модуль какой-то постоянный коэффициент, выравнивающий его численное значение, а также численное значение привычной твердости по Бринеллю для данного материала.

Введение единой методики испытаний на твердость металлов и сплавов является настоятельной необходимостью. Этому должны предшествовать экспериментальное исследование, уточняющее выбор параметров испытания, и разработка конструкции прибора.

Замечание редакции

Невозможно безоговорочно согласиться с рассуждениями автора о подобии при вдавливании остроконечных наконечников при выводе формул (9) и (10) для критериев Π_3 и Π_4 . В случае вдавливания двух остроконечных наконечников в плоскую поверхность однородной изотропной среды подобные поля напряжений образуются при соблюдении двух условий: геометрического подобия формы наконечников и равенства средних напряжений на поверхности отпечатков. Эти условия выражаются равенствами

$$\frac{h}{d} = \text{idem}, \quad \frac{P}{d^2} = \text{idem},$$

сочетание которых приводит к критериям твердости

$$\Pi_3 = \frac{P}{dh} \neq \Pi_3, \quad \Pi_4 = \frac{Ph}{d^3} \neq \Pi_4.$$

Такое расхождение объясняется тем, что при записи условия геометрического подобия нельзя вместо глубины вдавливания h вводить произвольно выбранное расстояние H от вершины остроконечного наконечника.

М. С. ДРОЗД

ТВЕРДОСТЬ МЕТАЛЛОВ КАК МОДУЛЬ УПРОЧНЕНИЯ ПРИ ВДАВЛИВАНИИ ШАРОВОГО ИНДЕНТОРА

Наиболее распространенным в настоящее время методом измерения твердости металлов является шариковая проба, впервые предложенная Бринеллем в 1900 г.

Число твердости по Бринеллю НВ определяется вдавливанием в испытуемый материал стального шарика и вычисляется как частное от деления нагрузки на площадь поверхности полученного отпечатка, диаметр которого измеряется после удаления нагрузки, а радиус кривизны поверхности условно принимается равным радиусу шарика. Таким образом, твердость НВ представляет собой некоторое среднее условное напряжение на поверхности отпечатка. Величина НВ зависит от нагрузки и диаметра шарика. При испытаниях выдерживают постоянство отношения нагрузки к квадрату диаметра шарика, что приводит при наличии материалов разной твердости к различной степени деформации их в области отпечатка. Это значит, что сравнение чисел твердости НВ различных по твердости материалов равносильно сравнению напряжений при различных степенях деформации, что лишено физического смысла.

В настоящей работе сделана попытка избавиться от указанных недостатков и ввести в обиход такое число твердости металлов, которое определяется путем шариковой пробы, но по своему физическому смыслу принципиально отличается от числа твердости НВ.

Закономерности упругой и упруго-пластической деформации материала при внедрении шарового наконечника

При определенной нагрузке на шарик на глубине, приблизительно равной половине радиуса площадки контакта, появляется пластическая деформация [1], постепенно распространяющаяся по мере возрастания силы вдавливания. В результате, на поверхности образуется пластический отпечаток, размеры которого для данного материала и диаметра шарика определяются силой P .

Аналитическое исследование зависимости между силой вдавливания шарика P и глубиной невозстановленного отпечатка t за пределами упругой области для реального материала, упрочняющегося в процессе деформации, невозможно осуществить средствами современной теории пластичности. В связи с этим была изучена указанная зависимость для большой группы углеродистых и легированных сталей, имевших твердость по Бринеллю от 113 до 500 кгс/мм², и построены диаграммы вдавливания шарика (рис. 1) с участками чисто упругого (участок I) и упруго-пластического вдавливания.

Упругое смещение центра площадки контакта шарика с поверхностью образца вычисляли аналитически по известной формуле Герца [2]

$$W = 0,615 \sqrt[3]{\frac{2P^2}{E^2D}}, \quad (1)$$

где E — модуль Юнга;
 D — диаметр шарика.

На основании закона Герстнера указанная формула была использована для определения упругой части смещения центра отпечатка и за пределами чисто упругого вдавливания. Возможность этого подтверждена как опытами автора, так и экспериментальными данными, опубликованными И. Л. Миркиным и С. И. Новаком [3].

Анализ показал, что соотношение между упругим W и полным t смещением (рис. 2) центра отпечатка зависит от твердости стали, т. е. $\frac{W}{t} \neq \text{const}$, так как при равных нагрузках значения W для разных сталей будут одинаковы, а глубины t — тем меньше, чем тверже сталь.

Из сказанного следует, что для разных материалов, имеющих одинаковые упругие свойства (например, для стали), различия в твердости обусловлены сопротивлением пластической деформации. Поэтому естественно

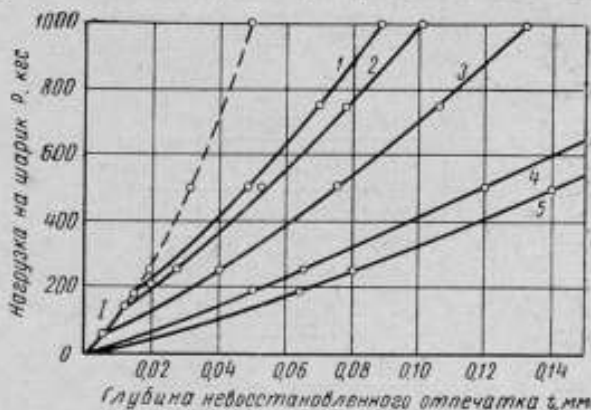


Рис. 1. Полная диаграмма вдавливания шарика $D = 10$ мм:

1 — участок чисто упругого вдавливания. 1—5 — стали 10, 45, 12ХНЗА, 18ХНВА, 45ХНМФА соответственно.



Рис. 2. Зависимость изменения безразмерного параметра m от степени нагружения:

1—6 — стали 45ХНМФА, 18ХНВА, 40Х, 12ХНЗА, 45, 10 с твердостью, равной соответственно 450, 398, 338, 484, 248, 132 кгс/мм².

искать твердость как функцию только пластических свойств металла, освободив ее от искажений, вносимых упругой составляющей деформации в зоне отпечатка. Таким образом, приходим к исследованию величин, в которых реализуется зависимость между силой вдавливания P и остаточным смещением центра отпечатка, равным его восстановленной глубине h .

На рис. 3 изображены зависимости $P(h)$ для ряда сталей твердостью HB от 100 до 500 кгс/мм², чугуна, а также цветных металлов и их сплавов. Как видим, между P и h имеется четкая линейная зависимость. Существенно, что характер этой зависимости сохраняется при переходе от статического к ударному нагружению [4].

Следует, однако, отметить, что прямолинейный характер зависимости $P(h)$ справедлив в ограниченных пределах нагрузок. Что касается нижнего предела, то обнаружить его опытным путем очень трудно, так как при малых отпечатках возможные отклонения от прямой оказываются в пределах ошибок измерения глубины отпечатков. При высокой точности замеров

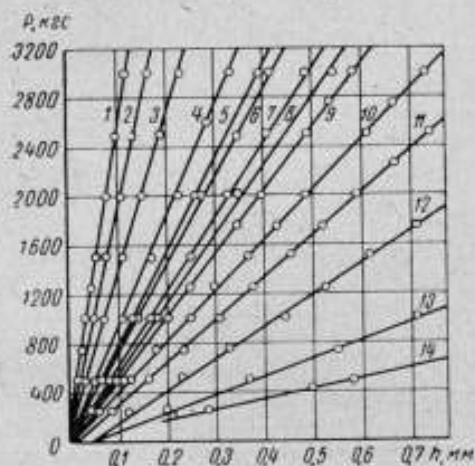


Рис. 3. Сила вдавливания в зависимости от глубины восстановленного отпечатка:

1—4 сталь 3ХГСА; 5—марганцовистая сталь; 6—сталь 45; 7—сталь 35; 8—сталь ЯИТ; 9—латунь ЛС59-1; 10—армированное железо; 11—латунь ЛНМЦЖА; 12—бронза ОЦС5-5-5; 13—медь техническая; 14—алюминий.

должна обнаружиться некоторая нелинейность диаграммы $P(h)$ при малых нагрузках, когда приведенное значение напряжения в зоне контакта близко к пределу упругости материала. Относительная ошибка измерения, как правило, также возрастает с уменьшением размеров отпечатка. Поэтому применение малых нагрузок выдвигает особенно жесткие требования в отношении точности измерения глубин отпечатков.

Верхний предел нагрузок, при которых линейный закон $P(h)$ еще справедлив, достигается при $h = (0,07 - 0,10)D$. Таким образом, при нагрузках, обычно применяемых в шариковой пробе металлов, прямолинейная зависимость $P(h)$ справедлива для материалов любой твердости. Это позволяет варьировать силу вдавливания в широких пределах.

Продолжения прямых $P(h)$ отсекают на оси P отрезки P_0 , оказавшиеся для всех исследованных сталей весьма близкими к критической нагрузке P_s , при которой в центре отпечатка возникает пластическая деформация. Эта нагрузка равна

$$P_s = 10,3\kappa^2 D^2 \left(\frac{\sigma_s}{1-2\mu_1} \right)^2, \quad (2)$$

где

$$\kappa = \frac{1-\mu_1^2}{E_1} + \frac{1-\mu_2^2}{E_2}, \quad (3)$$

причем индексы 1 и 2 относятся соответственно к материалам образца и шарика.

В то же время для некоторых материалов $P_0 \neq P_s$ (рис. 3). Так, для меди, бронзы и латуни прямые $P(h)$, экстраполированные на нулевую глубину, отсекают на оси P отрицательные отрезки, т. е. для них $P_0 < 0$. Но при $P = 0$ глубина h не может быть больше нуля. Поэтому, очевидно, что в указанных случаях линии $P(h)$ при малых глубинах вдавливания искривляются.

Однако в исследованиях автора нижняя граница прямолинейного участка графика $P(h)$ не была зафиксирована ни в одном случае даже при наименьшей из использованных степеней нагружения ($P/D^2 = 1,875$,

$D = 10$ мм). Следовательно, и при $P_0 \neq P_1$ линейная зависимость между P и h нарушается лишь в непосредственной близости от оси h , т. е. при очень малых нагрузках.

Число твердости как модуль упрочнения материала при вдавливании шарового индентора

Линейность функции $P(h)$ свидетельствует о том, что при данном диаметре шарика отношение $(P - P_0)$ не зависит от силы вдавливания. Кроме того, при постоянной разности $P - P_0$ глубина восстановленного отпечатка обратно пропорциональна диаметру шарика, т. е.

$$\frac{P - P_0}{Dh} = \text{const.} \quad (4)$$

При испытании одного и того же материала шариками различных диаметров (D, D_1, D_2, \dots, D_i) зависимость (4) описывается семейством прямых в системе координат $P - h$, наклоненных к оси h под углом α_i , для которых

$$\text{tg } \alpha_i = \frac{D_i}{D} \text{tg } \alpha. \quad (5)$$

Указанные свойства зависимости (4) дают основание предложить число твердости, которое по своему физическому смыслу представляет модуль упрочнения материала при вдавливании сферического наконечника. В самом деле, приняв отношение (4) за число твердости, будем иметь

$$H = \frac{P - P_0}{Dh}. \quad (6)$$

Выражение (6) характеризуется крутизной наклона линии $P(h)$ к оси h и зависит только от сопротивления материала пластическому вдавливанию шарика, но не зависит от диаметра шарика и нагрузки.

Для удобства сравнения этого числа твердости с твердостью по Бригеллю будем считать

$$H = \frac{P - P_0}{\pi Dh}. \quad (7)$$

Как отмечалось выше, линейная зависимость $P(h)$ справедлива также при ударном внедрении шарика, а поэтому число твердости H сохраняет свой физический смысл и в случае динамического нагружения.

Методика определения твердости H

Как видно из рис. 4,

$$\frac{P - P_0}{h} = \frac{P - P_1}{h - h_1} = \frac{P - P_i}{h - h_i}. \quad (8)$$

Поэтому

$$H = \frac{P - P_i}{\pi D(h - h_i)} = \frac{\Delta P}{\pi D(\Delta h)}, \quad (9)$$

откуда следует, что для определения H требуется знать лишь приращение глубины восстановленного отпечатка Δh , отвечающее приращению нагрузки ΔP . Это значительно упрощает процесс измерения H и повышает его точность, так как приращение можно измерить с одной установки образца. Значения H отсчитывают непосредственно по шкале индикатора. Для определения H может быть использован прибор Роквелла.

В самом деле,

$$(130 - \text{HRB}) \cdot \delta = h - h_1,$$

где h и h_1 — глубина восстановленных отпечатков при нагрузке 100 и 10 кгс.

Поскольку цена деления индикатора $\delta = 0,002$ мм, а $D = 1,588$ мм, то после подстановки этих значений в формулу (9) получим

$$H = \frac{9000}{130 - \text{HRB}} \text{ кгс/мм}^2. \quad (10)$$

Методику, отвечающую формуле (9), можно использовать для определения H высокопрочных закаленных сталей, исключая применение стальных шариков. В этом случае испытание можно проводить на приборе

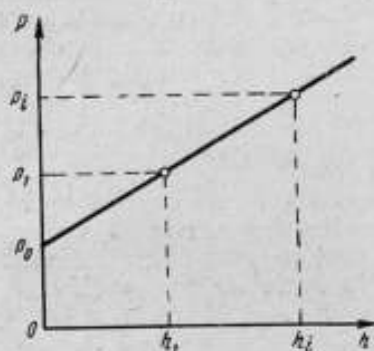


Рис. 4. Схематизированная диаграмма пластического вдавливания шарового индентора.

Супер-Роквелл с обычным алмазным коническим индентором. При внедрении его на глубину, не превышающую высоту сферического сегмента, которым оканчивается индентор, результат аналогичен полученному при шариковой пробе. Специальные опыты показали, что при этом соблюдается линейная зависимость $P(h)$.

Таким образом, применение формулы (9) позволяет определять твердость всех материалов — от самых твердых до самых мягких, — отсчитывая числа твердости по одной и той же шкале. Это имеет существенное практическое значение [5]. Твердость H можно определять также по глубине одного восстановленного отпечатка согласно методике, описанной в работе [6].

Следует отметить, что числа твердости H , подсчитанные по диаметру восстановленного отпечатка d , т. е. по величине

$$h' = t - W = \frac{1}{2}(D - \sqrt{D^2 - d^2}) - W, \quad (11)$$

и по непосредственно измеренной глубине h , как правило, не будут равны между собой, хотя функции как $P(h)$, так и $P(t - W)$ линейны. Дело в том, что при упругом восстановлении отпечатка уменьшается не только его глубина, но в ряде случаев и диаметр.

Таким образом, число твердости H не является функцией тех же независимых первичных параметров, что и число твердости по Бринеллю. Подобными параметрами в пробе Бринелля служат нагрузка P и диаметр восстановленного отпечатка d , а в числе твердости H — нагрузка P и глубина восстановленного отпечатка h , которая однозначно не определяется диаметром d . Следовательно, разница между HB и H не исчерпывается различием расчетных формул, а является принципиальной и обусловлена различием первичных параметров, определяющих величины HB и H . Для полного исключения какой-либо неопределенности при измерении числа твердости H следует рекомендовать в качестве расчетного параметра отпечатка его истинную восстановленную глубину h , непосредственно измеряемую после снятия нагрузки. Это значение свободно от ошибок, возникающих вследствие отождествления диаметров восстановленного и невосстановленного отпечатков, а также приближенности вычисленных значений W .

Зависимости между основными механическими свойствами металлов и твердостью

Н. Н. Давиденков отмечал [7], что незнание величины деформации, испытываемой материалом при вдавливании шарика, служит единственным препятствием к установлению теоретической зависимости между твердостью и прочностью. Г. П. Зайцев [8] и М. П. Марковец [9] значительно продвинули решение этой проблемы, оперируя понятием «средняя деформация в лунке». Очевидно, что для получения новых результатов требовалось решить задачу об истинной величине деформации материала в области отпечатка. Эта задача решена приближенно для элементов материала, расположенных на линии вдавливания шарика. Было принято, что граница упругой и пластической зон под отпечатком шарика проходит на глубину h_s , где интенсивность пластической деформации достигает заданного допуска $\Delta \epsilon$. В результате установлено, что интенсивность пластической деформации материала в произвольной точке линии вдавливания (оси z) описывается экспоненциальным законом [10]

$$\epsilon_{пл} = k h e^{-kz} = -\frac{c}{h_s} h e^{-\frac{c}{h_s} z}, \quad (12)$$

в котором k — переменный коэффициент, зависящий от отношения h_s/h . Этот коэффициент определяется из рис. 5, представляющего собой решение уравнения (12) для $z = h_s$, при котором $\Delta \epsilon = 0,002$. Глубина h_s определяется по формуле Хейфеца [11] и равна $(P/2\sigma_s)^{0,5}$.

С учетом зависимости (7) интенсивность пластической деформации в центре отпечатка ($z = 0$) выражается как функция силы вдавливания и глубины восстановленного отпечатка

$$\epsilon_{пл} = -kh = -k \frac{P - P_0}{\pi D H}. \quad (13)$$

Для сталей эта функция хорошо аппроксимируется простым уравнением

$$\epsilon_{пл} = -0,12 + \sqrt{0,0144 + 0,58h}, \quad (14)$$

позволяющим находить приближенные значения $\epsilon_{пл}$, не производя опыты и расчеты, связанные с определением σ_s , h_s и k .

Выражения (13) и (14) определяют абсциссы точек диаграммы «интенсивность напряжения — интенсивность деформации», отвечающих различным нагрузкам P для материала данной твердости H . Ординатами этих точек служат значения интенсивности напряжения (приведенных напряжений) $S_{пр}$ при тех же нагрузках. Эти напряжения равны [10]

$$S_{пр} = (1 - \mu - 2\mu^2) \frac{\beta P}{\pi D l} = (1 - \mu - 2\mu^2) \frac{\beta P H}{P - P_0 + H \pi D W}, \quad (15)$$

где $\beta = HM/HB$, а $P_0 = P_s$ для стали находят из рис. 6.

Если принять $P = P_p$ и $W = W_p$, считая, что P_p и W_p — сила вдавливания и упругое смещение центра отпечатка при условии, что интенсив-

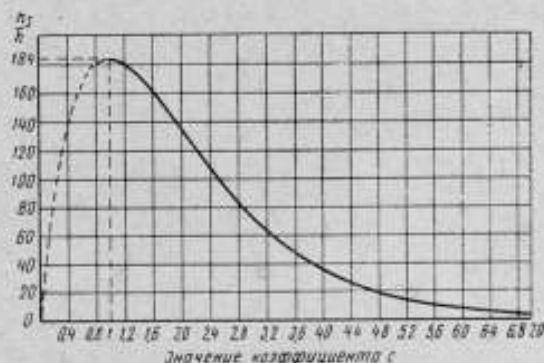


Рис. 5. Графическое решение уравнения (12).

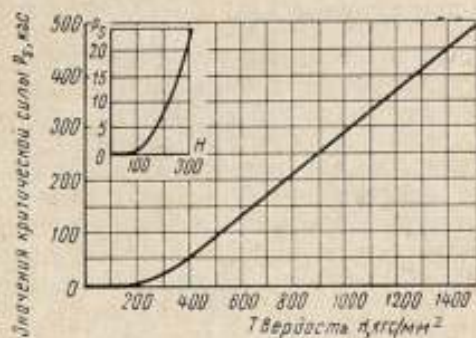


Рис. 6. Зависимость критической нагрузки P_s от твердости стали H при $D = 10$ мм.

Рис. 7. Зависимость предела прочности стали от твердости H .

Линия построена по формуле (18); точками показаны значения σ_n , найденные из опытов на растяжение.

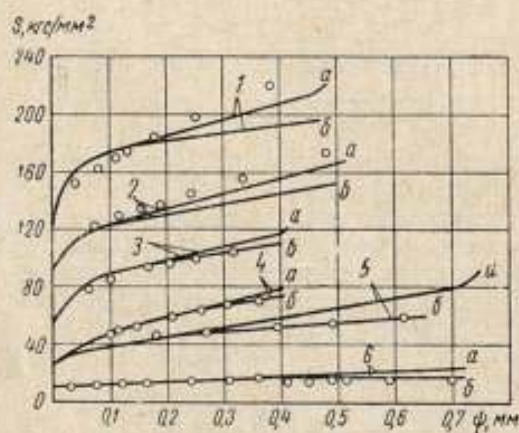
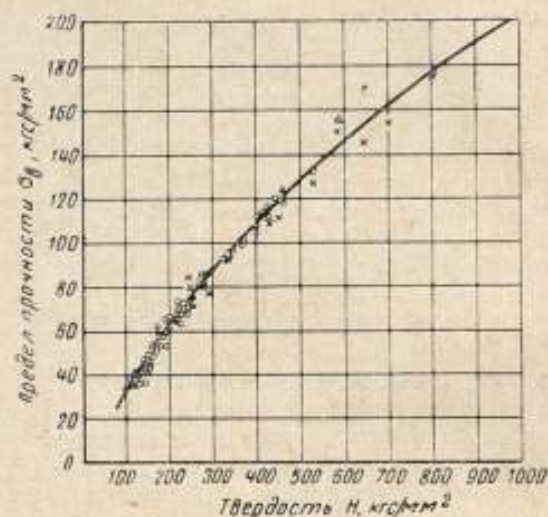


Рис. 8. Диаграммы истинных напряжений, вычисленных по твердости. Линии построены по результатам испытания на растяжение:

a — без поправки, b — с поправкой на объемное напряженное состояние в шейке образца; 1—6 — армко-железо, сталь 60, 30ХГСА ($H = 428$ кгс/мм²), 30ХГСА ($H = 610$ кгс/мм²), алюминий и латунь ЛС 59-1.

ность пластической деформации в этой точке равна предельной равномерной деформации ϵ_p , то из формулы (15) получим истинный предел прочности

$$S_n = (1 - \mu - 2\mu^2) \frac{\beta P_p H}{P_p - P_0 + H \pi D W_p}; \quad (16)$$

условный же предел прочности равен

$$\sigma_n = S_n (1 - \psi_n), \quad (17)$$

где ψ — поперечное сужение.

Величина P_p определяется из формулы (7) при $h = h_p$, где h_p — глубина восстановленного отпечатка, определяемая из соотношения (13) или (14) при $\epsilon_{пл} = \epsilon_p$.

Пользуясь формулами (16) и (17), оказалось возможным исследовать физическую сущность коэффициента пропорциональности C_n , входящего в известное соотношение $\sigma_n = C_n HВ$, и показать, что C_n является функцией коэффициента Пуассона и равномерного сужения.

Формула (17) вполне удовлетворительно аппроксимируется уравнением

$$\sigma_n = 9,55 (\sqrt{149 + H} - 12,2) \text{ кгс/мм}^2, \quad (18)$$

справедливость которого подтвердилась опытами (рис. 7).

Теоретическая зависимость между пределом текучести материала и числом твердости H характеризуется формулой (2) и может быть представлена в общем виде как

$$\sigma_s = F(E, \mu) \sqrt[3]{\frac{P_s}{D^2}} = F(E, \mu) \sqrt[3]{\frac{P_s(H)}{D^2}}. \quad (19)$$

При $E = 2 \cdot 10^4 \text{ кгс/мм}^2$ имеем: для углеродистых сталей ($\mu = 0,28$)

$$\sigma_{0,2} = 0,2H \text{ кгс/мм}^2, \quad (20)$$

для легированных ($\mu = 0,25$)

$$\sigma_{0,2} = 0,222H \text{ кгс/мм}^2. \quad (21)$$

Приемлемость этих зависимостей для практического использования проверена и подтверждена как в лабораторных, так и в заводских условиях [12, 13].

Описанные результаты позволяют находить по твердости истинные или условные напряжения, отвечающие любой стадии пластического растяжения образца (рис. 8).

Выводы

1. Число твердости НВ и НМ интерпретируются как средние условные напряжения на поверхности отпечатка шарика. Их значение зависит от степени нагружения. При одинаковой степени нагружения материалы разной твердости испытывают при различной интенсивности пластической деформации в зоне отпечатка. Сравнение результатов таких испытаний физически не обосновано.

2. В известном интервале глубины вдавливания шарика зависимость между силой вдавливания и глубиной восстановленного отпечатка для металлов прямолинейна. Поэтому отношение (9) не зависит от силы вдавливания. Для одного и того же материала в пределах линейного участка это отношение не зависит и от диаметра шарика. Эту величину предложено считать числом твердости металлов H .

3. Методика определения твердости H может предусматривать:

а) двукратное вдавливание шарика с измерением глубины восстановленных отпечатков;

б) однократное вдавливание с использованием номограмм

$$H = f\left(\frac{P}{D^2}, h\right);$$

в) использование прибора типа твердомера Роквелла, снабженного шкалой.

4. Установлены зависимости между числом твердости H и пределами прочности и текучести. Таким образом, число твердости H может служить базой для неразрушающего метода определения основных механических свойств металла.

ЛИТЕРАТУРА

1. Пономарев С. Д. и др. Расчеты на прочность в машиностроении. М., Машгиз, 1958, т. 2.
2. Тимошенко С. П. Теория упругости, ГТТИ, 1934.
3. Миркин И. Л., Новак С. И. «Заводская лаборатория», 1943, т. XV, № 7, стр. 835—841.
4. Голянский Ш. П. Сб. Металл в современных энергоустановках, М., изд-во «Энергия», 1964, стр. 57—61.
5. Хрущов М. М., Беркович Е. С. «Заводская лаборатория», 1960, т. XVI, № 2, стр. 193—196.
6. Дрозд М. С. «Заводская лаборатория», 1961, т. 27, № 9, стр. 1142—1146.
7. Давиденков Н. Н. Некоторые проблемы механики материалов. Лениздат, 1943.
8. Зайцев Г. П. ЖТФ, 1949, т. XIX, № 3, стр. 336—346.
9. Марковец М. П., ЖТФ, 1949, т. XIX, № 3, стр. 371—382.
10. Дрозд М. С. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия, 1962, т. 1, стр. 147—159.
11. Хейфец С. Г. Сб. «Новые исследования в области прочности машиностроительных материалов». М., Машгиз, 1952.
12. Марковец М. П., Каращук А. Ф. «Заводская лаборатория», 1961, т. 27, № 5, стр. 599—604.
13. Голянский Ш. П. «Заводская лаборатория», 1964, т. 30, № 1.

В. В. ВАРНЕЛЛО, О. Д. ГРИГОРЬЕВ,
Г. И. ЦИБИН

ПРИБЛИЖЕННОЕ РЕШЕНИЕ ЗАДАЧИ
О ВДАВЛИВАНИИ ГЛАДКИХ КОНУСОВ
В ЖЕСТКОПЛАСТИЧЕСКОЕ ПОЛУПРОСТРАНСТВО

Излагается приближенное решение задачи о вдавливании конусов при полном условии пластичности. В качестве поля линий скольжения берется поле, получаемое при вдавливании плоского клина [1], причем концентрический веер заменен биссектрисой его угла, что позволяет без потери точности получить приближенное решение для любого гладкого конуса. Полученные результаты хорошо совпадают с экспериментами, выполненными Д. С. Дагделом [2]. Статья является дальнейшим развитием работы, проведенной В. В. Варнелло [3].

При полном условии пластичности в осесимметричной задаче напряжения определяются из уравнений:

$$\left. \begin{aligned} \frac{\partial \sigma_r}{\partial r} + \frac{\partial \tau_{rz}}{\partial z} + \frac{\sigma_r - \sigma_\theta}{r} &= 0, \\ \frac{\partial \tau_{rz}}{\partial r} + \frac{\partial \sigma_z}{\partial z} + \frac{\tau_{rz}}{r} &= 0, \\ (\sigma_r - \sigma_z)^2 + 4\tau_{rz}^2 &= 4k^2, \quad \sigma_\theta = \frac{1}{2}(\sigma_r + \sigma_z) \pm k. \end{aligned} \right\} \quad (1)$$

Здесь k — предел текучести при сдвиге.

Введем известные преобразования для компонентов тензора напряжения:

$$\left. \begin{aligned} \sigma_r &= -p - k \sin 2\varphi, \quad \sigma_z = -p + k \sin 2\varphi, \\ \tau_{rz} &= k \cos 2\varphi, \quad \sigma_\theta = -p \pm k. \end{aligned} \right\} \quad (2)$$

После подстановки уравнения (2) в уравнение (1) получим гиперболическую систему:

$$\left. \begin{aligned} \frac{\partial p}{\partial z} + 2k \sin 2\varphi \frac{\partial \varphi}{\partial r} - 2k \cos 2\varphi \frac{\partial \varphi}{\partial z} - \frac{k}{r} \cos 2\varphi &= 0, \\ \frac{\partial p}{\partial r} + 2k \cos 2\varphi \frac{\partial \varphi}{\partial r} + 2k \sin 2\varphi \frac{\partial \varphi}{\partial z} + \frac{k}{r} (\sin 2\varphi \pm 1) &= 0. \end{aligned} \right\} \quad (3)$$

Уравнения характеристик системы (1) имеют вид:

$$\left. \begin{aligned} \frac{dz}{dr} = \operatorname{tg} \varphi, \quad dp + 2k d\varphi = \frac{k}{r} (dz \pm dr) \\ \text{(вдоль } \alpha\text{-линии)} \\ \frac{dz}{dr} = -\operatorname{ctg} \varphi, \quad dp - 2k d\varphi = -\frac{k}{r} (dz \pm dr) \\ \text{(вдоль } \beta\text{-линии).} \end{aligned} \right\} \quad (4)$$

По физическому смыслу в соотношениях (1—3) в случае вдавливания штампа следует взять верхний знак.

Рассмотрим задачу о вдавливании гладкого конуса. В качестве приближенного поля линий скольжения возьмем аналогичное поле для случая вдавливания плоского клина. При этом, следуя Ходжу [4], заменим концентрический веер биссектрисой его угла раствора. Это позволит без ущерба для точности избежать приближенного интегрирования (из-за чего результаты работы [3] касались только пологих конусов). Следует заметить, что для осесимметричной задачи условие постоянства объема здесь не сохранится — объем выпученного материала будет больше вытесненного. Это обстоятельство можно рассматривать как добавление материала, что согласно теории предельного равновесия не может уменьшить предельной нагрузки. Поэтому можно предполагать, что полученные результаты будут несколько выше верхней оценки.

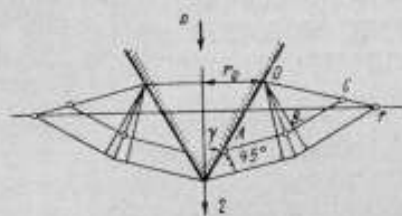


Рис. 1. Схема вдавливания конуса.

Из изложенного следует, что угол раствора концентрического веера поля линий скольжения будет равен (рис. 1 и работа [1])

$$2\gamma = \eta + \arccos \operatorname{tg} \left(\frac{\pi}{4} - \frac{\eta}{2} \right), \quad (5)$$

где γ — угол раствора конуса;

η — угол раствора концентрического веера.

Для определения компонентов тензора напряжений проинтегрируем уравнение (4) вдоль β -линии

$$p_{a2} - p_{a1} = 2k\varphi_{a1}^{a2} - k \ln \frac{r_{a2}}{r_{a1}} + k \int_{a1}^{a2} \frac{dz}{dr}. \quad (6)$$

На поверхности конуса

$$\varphi_{a1} = \gamma + \frac{\pi}{4},$$

а вдоль линии OC

$$p_{a1} = k; \quad \varphi_{a2} = \gamma + 45^\circ - \eta.$$

Поэтому вдоль поверхности конуса согласно уравнениям (2) и (6) получим:

$$\left. \begin{aligned} \sigma_r \\ \sigma_z \end{aligned} \right\} = -k \left[2\eta + 1 \pm \sin 2(\gamma + \omega) + \ln \frac{r_c}{r_a} \int_A^C \frac{dz}{r} \right],$$

$$\sigma_\theta = k \left[2\eta + \ln \frac{r_c}{r_a} - \int_A^C \frac{dz}{r} \right], \quad \tau_{rz} = k \cos 2(\gamma + 45^\circ). \quad (7)$$

Здесь

$$\int_A^C \frac{dz}{r} = \int_A^B \frac{dz}{r} + \int_B^C \frac{dz}{r}$$

или согласно рис. 1

$$\int_A^C \frac{dz}{r} = - \int_A^B \operatorname{ctg}(\gamma + 45^\circ) \frac{dr}{r} - \int_B^C \frac{\operatorname{ctg}(\gamma + 45^\circ - \eta)}{r} dr =$$

$$= - \operatorname{ctg}(\gamma + 45^\circ) \ln \frac{r_B}{r_A} - \operatorname{ctg}(\gamma + 45^\circ - \eta). \quad (8)$$

где индексы a, b, c означают соответственно точкам A, B, C на этом же рисунке.

Выразим r_b, r_c через $r_a = \rho$ — радиус точки, из которой выходит рассматриваемая линия скольжения β .

Из рис. 1 также легко получим:

$$r_b = r_0 (1 + B) - \rho_b, \quad r_c = r_0 (1 + C) - \rho_c,$$

$$B = \frac{\sin 45^\circ \cos (\gamma + 45^\circ - \eta/2)}{\sin \gamma \cos \eta/2}, \quad (9)$$

$$C = \frac{\cos (\gamma - \eta)}{\sin \gamma},$$

где r_0 — радиус центра концентрического веера (точки O).

После подстановки уравнения (9) в уравнение (7) получим окончательно:

$$\left. \begin{aligned} \sigma_z \\ \sigma_r \end{aligned} \right\} = 2k \left\{ \eta + \frac{1}{2} \pm k \sin 2(\gamma + 45^\circ) + \right. \\ \left. + \frac{1}{2} [1 + \operatorname{ctg} (\gamma + 45^\circ - \eta)] \ln [r_0 (1 + C) - \rho_c] - \right. \\ \left. - \frac{1}{2} [1 + \operatorname{ctg} (\gamma + 45^\circ)] \rho + \frac{1}{2} [\operatorname{ctg} (\gamma + 45^\circ) - \right. \\ \left. - \operatorname{ctg} (\gamma + 45^\circ - \eta)] \ln [r_0 (1 + B) - \rho_b] \right\}, \quad (10)$$

$$\sigma_\theta = -2k \left\{ \eta + \frac{1}{2} + \frac{1}{2} [1 + \operatorname{ctg} (\gamma + 45^\circ - \eta)] \times \right. \\ \left. \times \ln [r_0 (1 + C) - \rho_c] - \frac{1}{2} [1 + \operatorname{ctg} (\gamma + 45^\circ)] \rho + \right. \\ \left. + \frac{1}{2} [\operatorname{ctg} (\gamma + 45^\circ) - \operatorname{ctg} (\gamma + 45^\circ - \eta)] \times \right. \\ \left. \times \ln [r_0 (1 + B) - \rho_b] \right\}, \\ \tau_{rz} = k \cos 2(\gamma + 45^\circ).$$

Для определения нагрузки P на штамп — твердости по Мейеру имеем $z_v = \tau_{rz} \cos (rv) + \tau_z \cos (z, v)$,

$$P = 2\pi \int_0^{r_0} z_v \frac{r}{\sin \gamma} dr = 2\pi \int_0^{r_0} (\tau_{rz} \operatorname{ctg} \gamma + \sigma_z) r dr, \quad (11)$$

где z_v — проекция на ось O_z усилия, действующего на элементарную площадку поверхности конуса — направление нормали к поверхности конуса.

Из уравнений (10) и (11) получим для нагрузки на штамп выражение

$$P = -2k\pi r_0^2 (\eta + m),$$

где

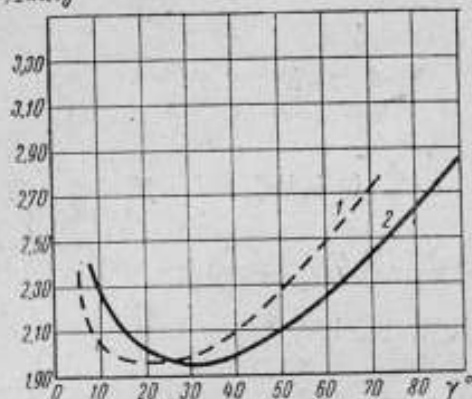
$$m = [1 + \operatorname{ctg} (\gamma + 45^\circ - \eta)] \left[-\frac{1}{2C} + \frac{(1+C)^2 \ln (1+C)}{2C^2} \right] + \\ + [\operatorname{ctg} (\gamma + 45^\circ) - \operatorname{ctg} (\gamma + 45^\circ - \eta)] \times \\ \times \left[-\frac{1}{2B} + \frac{(1+B)^2 \ln (1+B)}{2B^2} \right] - \frac{1}{2} \operatorname{ctg} (\gamma + 45^\circ) + \frac{1}{2}. \quad (12)$$

Среднее давление или твердость по Мейру равно

$$HM = -\frac{P}{\pi r_0^2} = 2k(\eta + m). \quad (13)$$

Результаты вычислений твердости по формуле (13) приведены на рис. 2. Там же пунктирной линией изображены результаты экспериментов, проведенных Д. С. Дагделом [2]. Как видно из рисунка, эти результаты хорошо совпадают.

$P/2k\pi r_0^2$



Сравнение с результатами по формуле (3) показывает, что замена концентрического веера его биссектрисой практически не влияет на точность расчетов.

Рис. 2. Сравнение результатов вычисления и эксперимента:

1 — по Дагделу; 2 — по формуле (13).

ЛИТЕРАТУРА

1. Хил Р. Математическая теория пластичности. М., Гостехиздат, 1956.
2. Dugdale D. Experiments with pyramidal indenters, J. Mech. and Phys. Solids, v. 3, 1955.
3. Варнелло В. В. Приближенное решение задачи о вдавливании пологих конусов в жестко-пластическую среду, ЖПМТФ, 1964, № 4.
4. Прагер В., Ходж Ф. Теория идеальных пластических тел. М, ИЛ, 1956.

О ДИАГРАММЕ ТВЕРДОСТИ

В настоящее время для определения механических свойств металлов применяют испытание на растяжение, которое, однако, возможно только в выборочном порядке. По этой причине прочность изготовленной детали остается неизвестной. При определении прочности образцов ни один из существующих методов не может соперничать с испытанием на твердость как по своей простоте, так и по универсальности. Однако число твердости все же является недостаточным параметром для определения прочности металлов.

Твердость металлов долгое время рассматривалась как отдельная, самостоятельная константа, и только сравнительно недавно было доказано, что она не является самостоятельной характеристикой, а в особой форме определяет прочность металла. Большинство исследователей понятие твердости металлов связывают с их прочностью и пластичностью [1—16].

В случае вдавливания в металл конусных инденторов с различными углами при вершине в отпечатке происходит неодинаковая пластическая деформация, а следовательно, получаются разные числа твердости испытуемого металла. В связи с этим наиболее правильным является представление твердости кривой, выражающей сопротивление испытуемого металла проникновению в него более твердого индентора в зависимости от степени пластической деформации в отпечатке.

Нами было исследовано распределение твердости в пластически деформированной зоне отпечатков конусов и пирамид с различными углами при вершине, а также отпечатков шарика при вдавливании его под действием различных сил в образец из мягкой однородной стали.

На рис. 1 показано распределение твердости по поверхности осевого разреза отпечатков конуса или пирамиды. Самое большое значение твердости (самый большой наклеп) получается при вдавливании индентора с малым углом при вершине. Поэтому при остром инденторе число твердости получается больше, чем при тупом. Нами установлено, что при вдавливании конического или пирамидального индентора, степень пластической деформации в отпечатке зависит только от угла при его вершине.

Аналогичная картина наблюдается при вдавливании шарика под действием разных сил: пластическая деформация в отпечатке увеличивается с увеличением силы вдавливания, так как при этом уменьшается угол между образующими конуса, вписанного в отпечаток.

Степень пластической деформации в отпечатке конуса может быть охарактеризована деформацией выдавливания поверхностного слоя металла по формуле

$$\delta = \int_{F_0}^{F_n} \frac{dF}{F} = \ln \frac{1}{\sin \varphi/2}, \quad (1)$$

где δ — средняя степень деформации поверхности слоя;

$$F_n = \frac{\pi d^2}{4 \sin \varphi/2} \text{ — площадь поверхности отпечатка;}$$

$$F_o = \frac{\pi d^2}{4} \text{ — площадь проекции отпечатка;}$$

φ — угол заострения конуса;

d — диаметр отпечатка.

Поверхностный слой металла при деформации не только выдавливается, растягивается, но и подвергается сжатию на упруго-пластическом основании. Эту сложную деформацию ψ можно выразить или упрощенной формулой

$$\psi = 1 - \frac{\varphi}{\pi}, \quad (2)$$

или уточненной формулой

$$\psi' = 1 - \frac{2 \sin^2 \varphi/2 - \cos^2 \varphi/2 \ln (\sec^2 \varphi/2)}{2 \sin \varphi/2}. \quad (3)$$

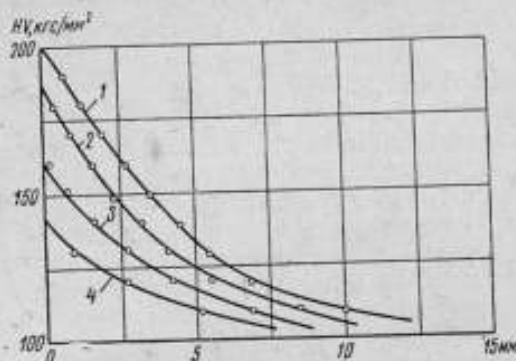


Рис. 1. Диаграмма распределения твердости в сечениях отпечатков при вдавливании постоянной силой 2000 кгс разных конусов с углом: 60° (1); 90° (2); 120° (3); 140° (4).

только от угла при вершине индентора. Вдавливанием инденторов с углами при вершине от 0 до 180° можно получить на поверхности отпечатка любую степень деформации (рис. 2).

Угол конуса, вдавливанием которого достигается желаемая степень пластической деформации, можно рассчитать, например, по формуле (1).

$$\varphi = 2 \arcsin e^{-\delta}. \quad (4)$$

Аналогично определяют степень деформации, используя пирамидальный или сферический индентор. Заданная степень деформации при вдавливании сферического индентора зависит от глубины отпечатка или от угла вдавливания.

Возможно построение двух видов диаграмм твердости: «число твердости — угол конуса» и «число твердости — деформация ψ' при вдавливании индентора». Обе диаграммы могут служить для определения характера напряжения при растяжении по числам твердости, однако критические точки более отчетливо выявля-

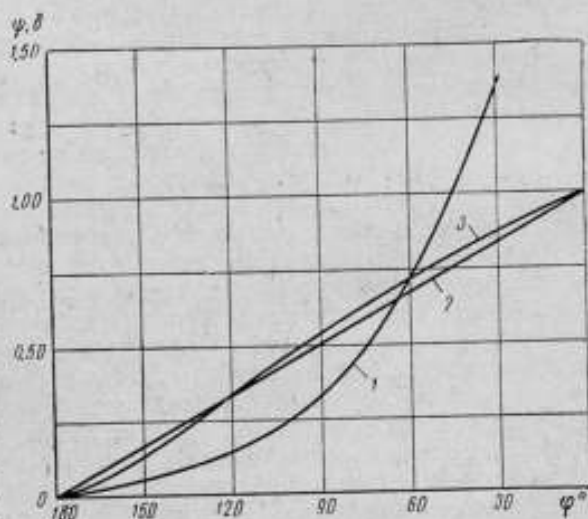


Рис. 2. Средняя степень деформации поверхностного слоя отпечатков конусов с разными углами. Кривые 1—3 вычислены по формулам (1—3).

ются на кривой «число твердости — угол конуса», которую мы и предлагаем считать основной диаграммой твердости.

Диаграмма твердости аналогична диаграмме растяжения. Числа твердости, полученные при одинаковой пластической деформации, как и при растяжении, находятся в линейной зависимости от соответствующих напряжений. Диаграмму твердости можно строить с помощью индентора любой формы — конической, пирамидальной и сферической, но наиболее подходящим для практических целей является конический индентор.

При вдавливании пирамидального индентора в металл часто получается отпечаток неправильной формы (бочко-или подушкообразный), а при вдавливании шарика бывает трудно получить определенную пластическую деформацию. Характерные кривые для стали Ст.3 показаны на рис. 3. Кривые диаграммы конического 2 и пирамидального 3 инденторов очень сходны, но последняя кривая ниже кривой 2, потому что в сущности средний угол этого индентора меньше номинального угла соответствующего конуса. Хотя кривая 1 сферического индентора является условной, она также напоминает кривые 2, 3.

Все три кривые при экстраполяции влево пересекаются в одной точке *A*, лежащей на вертикали для угла 180° . Это естественно, так как при угле вдавливания 180° все инденторы становятся плоскими. Точка *A* показывает твердость ненаклепанного металла, когда пластическая деформация близка к нулю. Число твердости, соответствующее точке *A*, по своему физическому смыслу может быть названо пределом контактной прочности.

На диаграмме твердости ордината точки *A* — наименьшая. С увеличением угла вдавливания, т. е. при уменьшении угла конуса число твердости увеличивается по пологой кривой, точки изломов на которой *B*, *C* и *D* характеризуют разные фазы пластической деформации. Связь между этими точками и предельными точками на диаграмме растяжения устанавливаются, вычисляя степень деформации по формуле (1). При этом надо учитывать все факторы, которые изменяют угол отпечатка, как например, упругое восстановление, трение и др.

Точка *B* (вдавливание конуса с углом 160°) приблизительно соответствует условному пределу текучести $\delta = 0,2\%$, а точка *C* (вдавливание конуса с углом 120°) — приблизительно равна пределу прочности $\delta = 15\%$. От точки *C* до точки *D* число твердости увеличивается весьма незначительно, но начиная с точки *D*, ее рост ускоряется. Наблюдаемый прирост числа твердости получается в результате трения [15]. Если ввести поправку на трение, то по нашим данным характер диаграммы изменяется. Кривая твердости получается пониженной и от момента полного наклепа становится для пластических металлов горизонтальной, а для хрупких — изгибается вниз.

На рис. 4 графически изображены результаты наших вычислений и опытов с конструкционной сталью Ст.3. Кривая 1 характеризует твердость, снятую без учета поправок на трение. Кривая 2 построена по числам твердости, полученным при наличии хорошей смазки, а кривая 4 — по

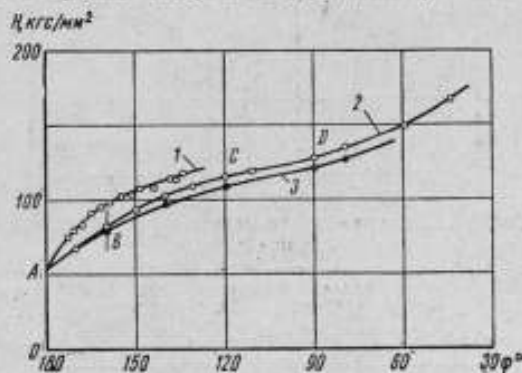


Рис. 3. Диаграммы твердости по вдавливанию: 1 — шарика; 2 — конуса; 3 — пирамиды.

результатам повторного вдавливания также при хорошей смазке. Кривая 3 построена по кривой 1 с учетом поправки на трение, которое вводится на основании следующих соображений. Сила трения уменьшает действие приложенной к наконечнику силы вдавливания.

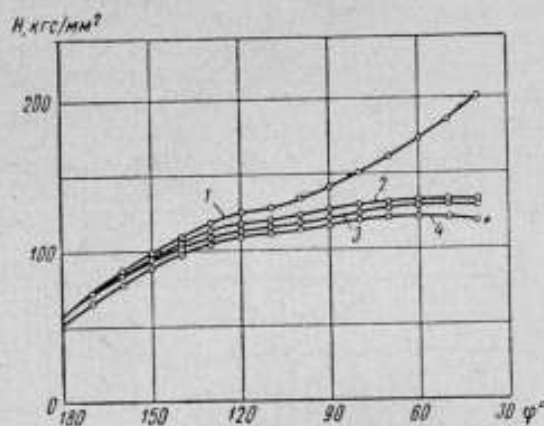


Рис. 4. Диаграммы твердости конструкционной стали Ст. 3:

1 — с трением; 2 — при хорошей смазке; 3 — при исправлении силы вдавливания по формуле (5); 4 — при повторном вдавливании и хорошей смазке.

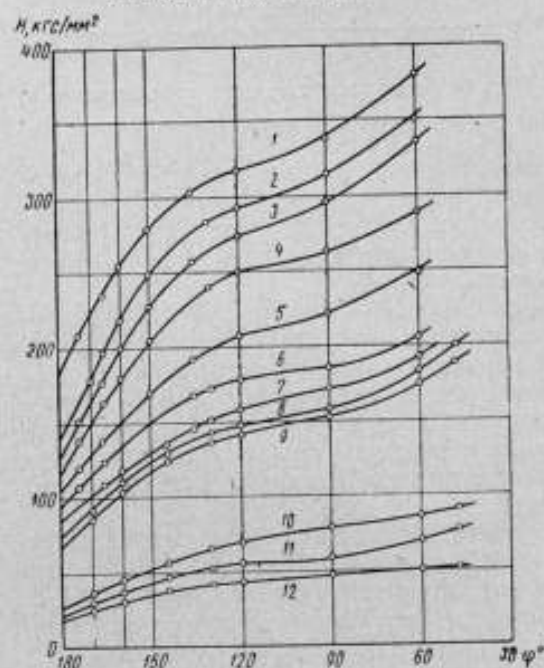


Рис. 5. Диаграмма твердости для различных металлов:

1—7 для сталей разных марок; 8—12 — для дюралюминия, бронзы, меди, цинка.

и оно может быть учтено постоянным коэффициентом, как это сделано нами при отыскании формул для определения текучести и прочности.

На рис. 5 изображены диаграммы твердости для сталей разных марок и некоторых цветных металлов. Как видим, все кривые раз-

действие приложенной к наконечнику силы вдавливания. Отпечаток при наличии трения получается меньше, чем без трения. Рассматривая условие равновесия сил, действующих на конический индентор, можно установить, что при отсутствии трения отпечаток данного диаметра образовался бы под действием силы P_0 , равной

$$P_0 = \frac{P}{1 + f \operatorname{ctg} \varphi/2}, \quad (5)$$

где P — сила вдавливания, приложенная к индентору;

f — коэффициент трения;

φ — угол конуса;

P_0 — исправленная сила вдавливания.

Формула (5) получена Хенкинсом совсем из других соображений [16].

Кривая 3 была построена после исправления чисел твердости с помощью формулы (5) (при коэффициенте трения, равном 0,20). Горизонтальный прямой участок на этой кривой свидетельствует о том, что число твердости становится постоянным после достижения металлом полного наклепа. Кривая 4, снятая при повторном вдавливании, лежит ниже кривой 2, что можно объяснить влиянием неизбежных ударов при повторном вдавливании, а также увеличением ползучести.

Устранение трения при вдавливании индентора практически невозможно, однако, как видно из рис. 4, влияние трения в случае вдавливания конусных инденторов с большими углами при вершине (до 120°) невелико

личны, однако характерные для них точки находятся на одних вертикалях.

Вычисляя напряжения при растяжении по соответствующим числам твердости, необходимо учитывать различие напряженного состояния и условий деформации при растяжении образца и при вдавливании, которое приводит к тому, что числа твердости оказываются в 3—4 раза больше соответствующих напряжений при растяжении:

$$\sigma = cH, \quad (6)$$

где коэффициент c отражает влияние напряженного состояния и трения.

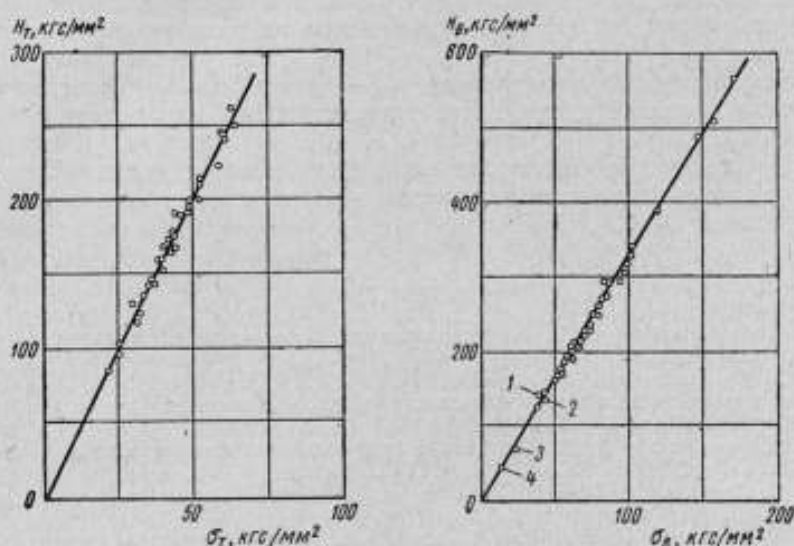


Рис. 6. Зависимость между пределом текучести при растяжении σ_T и числом твердости H_T и между пределом прочности при растяжении σ_B и числом твердости H_B :

1 — бронза; 2 — латунь; 3 — медь; 4 — сталь.

Опыт показал, что предел текучести σ_T и предел прочности σ_B можно вычислять по формулам:

$$\sigma_T = 0,25H_T, \quad (7)$$

$$\sigma_B = 0,30H_B, \quad (8)$$

где H_T — число твердости, полученное при вдавливании конуса с углом $\varphi = 160^\circ$;

H_B — число твердости при $\varphi = 120^\circ$.

Углы были подобраны чисто эмпирически, исходя из требования наилучшего приближения к прямой пропорциональности согласно формуле (6).

Например, применяя конус с углом 110° для определения предела прочности, получим на графике $\sigma_B - H_B$ прямую, отсекающую на вертикальной оси отрицательный отрезок; применяя конус с углом 130° , получим прямую, отсекающую, наоборот, положительный отрезок. Для конуса с углом 120° прямая проходит через начало координат. Таким же образом подобран угол 160° для определения предела текучести.

Опыты, проведенные для проверки формул (7) и (8) показали, что средние и максимальные отклонения расчетных σ_T и σ_B от истинных значений не превышают тех, которые имеют место при повторном непосредственном их определении (коэффициент корреляции $r = 0,996$) (рис. 6).

Выводы

1. Применение нескольких инденторов с различными углами при вершине позволяет построить диаграмму твердости по числам твердости при различных степенях пластической деформации.
2. Конус с разными углами при вершине — самая рациональная форма индентора для составления диаграммы твердости.
3. Между точками диаграмм твердости и одноосного растяжения, отвечающими одинаковым степеням пластической деформации, т. е. одинаковым ее фазам, существует однозначная связь.
4. Вычисляя предельные напряжения при растяжении по предельным числам твердости, необходимо учитывать влияние различия напряженных состояний.
5. Число твердости получается в 3—4 раза больше соответствующих численных значений напряжений при растяжении для одного и того же материала.
6. Предлагаемым методом, т. е. по диаграмме твердости, можно определять пределы прочности, текучести и упругости без изготовления специального образца.

ЛИТЕРАТУРА

1. Давиденков Н. Н. Некоторые проблемы механики материалов и твердости. ОНТИ, Л., 1947.
2. Давиденков Н. Н., Беляев С. Е., Марковец М. П. Получение основных технических характеристик стали с помощью измерения твердости. «Заводская лаборатория», 1945, т. XI, № 10.
3. Марковец М. П. Построение диаграмм истинных напряжений по твердости и технологической пробе. ЖТФ, 1949, т. XIX, № 3.
4. Пилипчук Б. И. Обзор теории твердости. Труды институтов Комитета, вып. 60 (120), М., Стандартгиз, 1962.
5. Тылевич И. Н., Гликман Л. А. Метод определения предела текучести металла вдавливанием пологой пирамиды. «Заводская лаборатория», 1961, т. 27, № 6.
6. Зайцев Г. П., Смолич С. А. Определение параметров пластичности металлов методом вдавливания конусов. «Заводская лаборатория», 1950, т. 16, № 11.
7. Шрайнер Л. А. Твердость хрупких тел. Изд-во АН СССР, М., 1949.
8. Варнелло В. В. Рефераты научно-исследовательских работ институтов Комитета, Сб. № 1, реф. № 35, ВНИИМ, 1956.
9. Ишлинский А. Ю. «Прикладная математика и механика», 1944, № 3.
10. Васаускас С. С. Твердость стали и взаимосвязь между твердостью и прочностью. Автореферат кандидатской диссертации, Каунас, 1950.
11. Васаускас С. С. Определение механических свойств стали методом повторного вдавливания конуса и шарика. Труды КПИ, т. X, тетр. 1, Каунас, 1958.
12. Васаускас С. С., Аукштакальнис П. Процесс образования отпечатка при вдавливании в сталь конического индентора. Труды КПИ, т. X, тетр. 1, Каунас, 1958.
13. Васаускас С. С., Жидонис В. Ю. Определение пределов текучести и прочности стали вдавливанием конического индентора. «Мокслас и техника», Каунас 1961, № 7.
14. Васаускас С. С., Жидонис В. Ю. Диаграмма твердости и ее применение для определения характеристик прочности металлов. «Заводская лаборатория», 1962, т. 28, № 5.
15. Ludvick P. Zs. VDI, 71, 1532, 1927.
16. Hankins G. A. Proc. Inst. Mech. Engrs, v. 1, p. 611, 1925.
17. Karper E. Die Härte metallischer Werkstoffe, VDI, Nr. 15/16, Bd 97, 1935.
18. Боуден Ф. П., Тейбор Д. Трение и смазка. М., Машгиз, 1960.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ВДАВЛИВАНИЯ ИНДЕНТОРА ПРИ ИСПЫТАНИИ НА ТВЕРДОСТЬ

При определении твердости вдавливанием измеряют лишь нагрузку индентора и конечный результат опыта — размеры отпечатка. Скорости нагружения и внедрения индентора не учитываются, вследствие чего испытания, проведенные по одной и той же стандартной методике, но по разным режимам, без достаточных оснований считают равноценными. Такими же считают твердомеры, имеющие одинаковое назначение, но разные по конструкции, хотя режимы вдавливания на них могут быть не одинаковы.

В проведенной нами работе процесс вдавливания инденторов различной формы изучали с помощью осциллографа на установке, смонтированной на твердомере ТШ (рис. 1, а). Образец 2 на столике 3 предварительно нагружали, сжимая пружину 6 маховиком 4. Затем включали электродвигатель, который опускал шатун с роликом 8, поддерживающим рычаг 7 в нерабочем положении.

Для записи усилий вдавливания применяли специальные инденторы-динамометры ИД, изготовленные из закаленной инструментальной стали (рис. 1, в). У конусных ИД угол 2β составлял 60, 90, 120 или 150°, шариковый ИД был снабжен стальным шариком диаметром 10 мм, плоский — имел тщательно отшлифованную торцовую плоскость. Хвостовиком 9 рабочий ИД вставляли в шпindelь 1 твердомера. На противоположных сторонах стержня 10 были наклеены два проволочных тензодатчика 11. Четыре ИД, в том числе закрепленный в шпинделе (рабочий), образовывали мост (рис. 1, б), измерительная диагональ которого была соединена с высокочувствительным гальванометром многоканального осциллографа ОТ. Мост питали от батареи; для балансировки служил потенциометр.

Второй мост состоял из четырех тензодатчиков, наклеенных с двух сторон указателя внедрения УВ гибкой стальной пластины, прикрепленной к станине твердомера. Лапки 12 рабочего ИД при вдавливании индентора прогибали пластину УВ, вызывая разбаланс моста. Для градуировки служил индикатор 5.

Установка имела отметчик цикла ОЦ, контакт К которого размыкался при отрыве ролика 8 от рычага 7, и отметчик времени ОВ, цепь которого размыкалась через 1 сек. Опыты проводили при нагрузках 500, 1000, 2000 и 3000 кгс на углеродистых и легированных сталях в различных состояниях, а также на латуни и дюралюминии. Диапазон твердостей материалов составлял от НВ 88 до НВ 405. Во всех опытах (было сделано около 300 отпечатков) твердомер настраивали на одинаковую продолжительность испытания $t_0 = 30$ сек.

На рис. 2 показаны типичные кривые, записанные при вдавливании шарикового или конусного ИД. При образовании отпечатка кривая ИД отражает сопротивление S вдавливанию со стороны испытуемого материала.

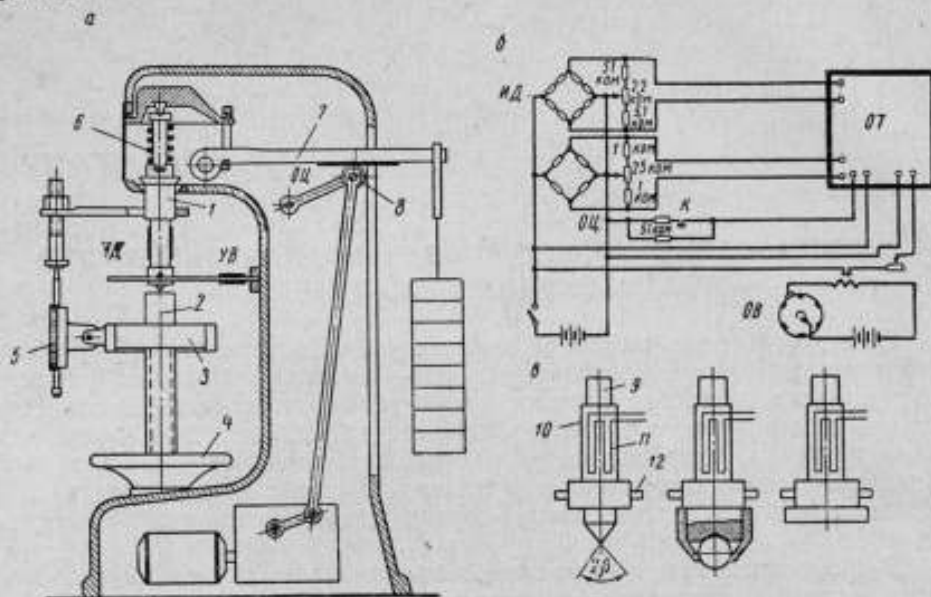


Рис. 1. Принципиальная (а) и электрическая (б) схемы опытной установки; схемы конусного, шарикового, плоского инденторов (в).

Линии, записанные датчиками ИД и УВ, указывают четыре периода испытания (рис. 2): I — предварительного нагружения усилием P_0 , II — роста сопротивления вдавливанию до максимума, обусловленного нагружением индентора гирями усилием P , III — выдержки при постоянном усилии P , IV — разгрузки. Кривые УВ отличаются от линий ИД тем, что после разгрузки не возвращаются к нулю. Кроме того, на многих из этих кривых в период III видно медленное увеличение глубины вдавливания (ползучесть в нагруженной зоне образца).

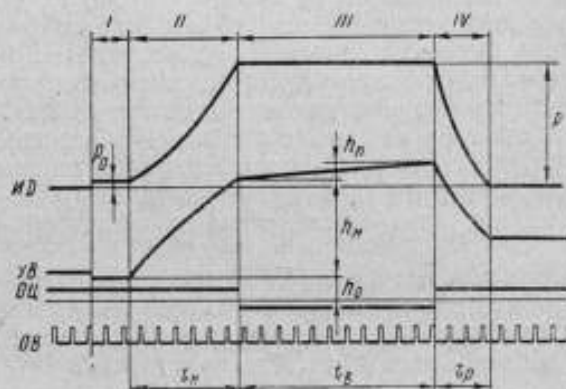


Рис. 2. Типичный вид кривых, записанных во время опытов.

Полная глубина внедрения индентора $h = h_0 + h_n + h_p$, где h_0 — глубина предварительного внедрения, h_n — глубина внедрения при нагружении индентора гирями в период роста сопротивления вдавливанию, h_p — глубина внедрения, вызванного ползучестью.

Величина h_n зависит от свойств металла, подвергающегося испытанию (его «склонности» к ползучести при комнатной температуре), усилия вдавливания и времени выдержки индентора под нагрузкой. Иногда h_n очень

малó (практически отсутствует). Но при больших выдержках (30—60 сек) h_n часто имеет заметную величину. Поскольку размеры отпечатка отражают не только статическое деформирование металла, но и ползучесть, сравнение чисел твердости различных материалов не всегда приводит к правильным выводам.

Линия ОЦ показывает, что в период II контакт ролика шатуна и грузового рычага твердомера не прекращается. Период, когда ролик не поддерживает рычаг, точно совпадает с периодом III.

Продолжительность цикла испытания t_n — время от включения электродвигателя до окончания разгрузки — равно: $t_n = t_n + t_n + t_p$, где t_n — время роста сопротивления вдавливанию, t_n — время выдержки, t_p — время разгрузки. Продолжительность элементов цикла измеряли по отметкам ОВ. Во всех опытах t_n (при вдавливании) меньше t_0 (при холостом ходе). Величина t_n зависит от твердости испытуемого материала, формы индентора и усилия.

В работе показано большое влияние свойств испытуемого металла, формы индентора и нагрузок P_0 и P на режим и результаты вдавливания. Колебания предварительной нагрузки P_0 вызывают изменения t_n и t_n (при вдавливании шарика в металлы различной твердости усилие P_0 , создававшееся вручную с обычным слабым нажимом, колебалось от 40 до 230 кгс).

Режим вдавливания индентора можно характеризовать величиной t_n сек, средней скоростью роста сопротивления вдавливанию $c_s = (P - P_0)/t_n$ кгс/сек, средней скоростью внедрения индентора $c_n = h_n/t_n$ мм/сек и модулем вдавливания (термин, предложенный Г. И. Погодиным-Алексеевым) $M = (P - P_0)/h_n = c_s/c_n$ кгс/мм.

Чем мягче испытуемый металл и меньше угол индентора, тем больше t_n при одинаковых прочих условиях, а скорость c_s меньше. На рис. 3, а показано, что c_s изменяется в широких пределах в зависимости от формы индентора, усилия и свойств металла. Влияние P возрастает с увеличением угла индентора. При вдавливании шарика усилием до 2000 кгс в металлы малой и средней твердости средний угол индентора близок к 150° или больше, при высокой твердости (например, при испытании стали 40X после улучшения, имеющей НВ 405) с увеличением нагрузки до 3000 кгс этот угол уменьшается.

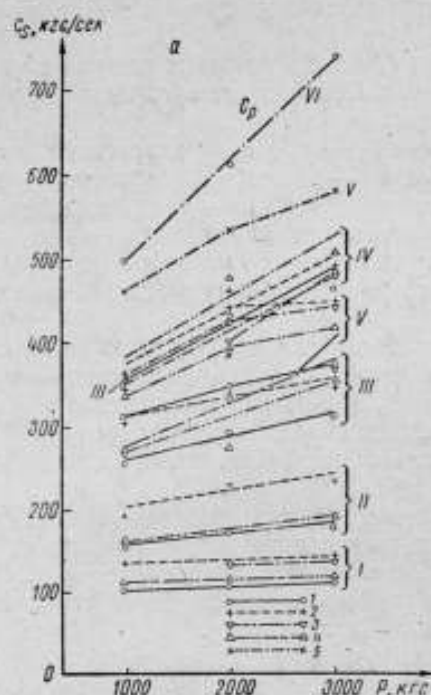
Рис. 3, а показывает значительные различия режима вдавливания при испытании металлов разной твердости по ГОСТ 9012—59. Так, например, при вдавливании шарика усилием 1000 кгс в стали 08 и латунь, имевшие НВ < 130, скорость $c_s = 310—330$ кгс/сек, а при испытании остальных сталей с НВ > 140 усилием 3000 кгс $c_s = 450—580$ кгс/сек (последняя цифра показывает, что испытание твердых металлов по существу не имеет статического характера).

В описываемых опытах $c_n = 0,08—0,2$ мм/сек. Чем меньше угол индентора, тем c_n больше. Наименьшее значение этой скорости получено при вдавливании шарика в закаленную сталь усилием в 1000 кгс. При испытании незакаленных сталей и латуни с ростом усилия до 3000 кгс различие c_n при вдавливании инденторов разной формы уменьшается (при 3000 кгс для применявшихся инденторов $c_n = 0,12—0,16$ мм/сек).

Модуль вдавливания M при испытании шариком (рис. 3, б) в пределах точности измерения не зависит от усилия (отклонения не превышают 3%, среднее отклонение 0,9%). При вдавливании конусов с увеличением усилия число M возрастает (рис. 3, в).

Продолжительность выдержки t_n при постоянном t_0 изменяется в зависимости от величины t_n и глубины отпечатка. Чем больше t_n , тем меньше t_n . С ростом глубины отпечатка t_n также уменьшается вследствие

более низкого положения грузового рычага твердомера. Иногда при испытании мягких металлов (при малых c_p) большими усилиями выдержка отсутствует.



а — скорости c_p и c_p ; б — модули вдавливания для шара; * — то же для конусов: I — 60°, II — 90°, III — 120°, IV — 150° — конусы; V — шар; VI — плоский индентор. Материалы: 1, 2, 3 — стали (08 отожженная, У12 улучшенная, 35 в состоянии поставки); 4 — латунь ЛЖС-58-1-1, 5 — сталь 40X улучшенная.

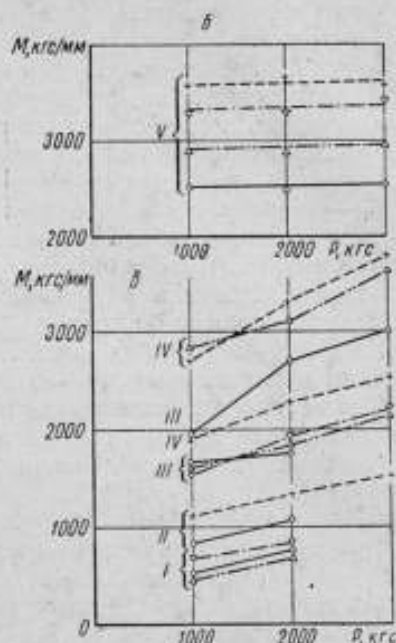


Рис. 3. Зависимость характеристик режима вдавливания от усилия:

При нажатии плоским ИД на хорошо отшлифованную пластину из закаленной стали пластического отпечатка не возникает. В этих опытах датчики ИД записывали скорость c_p роста внешнего усилия P , приложенного к индентору, а датчики УВ — упругие деформации, исчезающие после разгрузки. Это позволило установить влияние податливости твердомера на режим вдавливания. В этих опытах t_n значительно меньше, чем при вдавливании ИД с образованием отпечатка, а скорость $c_p > c_s$ (рис. 3, а). Пластическая деформация удлиняет t_n и уменьшает c_s .

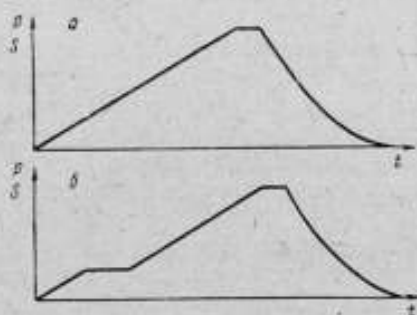


Рис. 4. Предлагаемые циклы вдавливания: а — без предварительного нагружения; б — с предварительным нагружением.

Опытами было доказано, что увеличение податливости твердомера введением упругого звена в цепь нагружения индентора увеличивает t_n ; при этом скорость c_p снижается. Поскольку $c_s < c_p$, то режимы испытания на твердомерах разной податливости не идентичны.

Результаты исследования приводят к следующим выводам.

1. При определении твердости металла режим вдавливания зависит от свойств испытуемого металла. Чем тверже металл, тем быстрее возрастает

до максимума нагрузка, воспринимаемая отпечатком. Чтобы обеспечить одинаковые и стабильные условия испытания всех металлов, следует, не увеличивая податливости твердомера, уменьшить скорость приложения внешнего усилия, стремясь к тому, чтобы при испытании мягких материалов она практически равнялась скорости роста сопротивления вдавливанию.

2. Ползучесть в период выдержки индентора под нагрузкой делает неоднозначной связь между размерами отпечатка и приложенным усилием. Для устранения ползучести следует уменьшить выдержку индентора под нагрузкой до минимума, который определяется условиями безударного реверсирования механизма нагружения твердомера.

3. Ненормируемое предварительное нагружение индентора вручную приводит к нарушениям стабильности режима вдавливания. При достаточно малой скорости приложения внешнего усилия можно отказаться от предварительного нагружения. Если необходимо применить предварительную нагрузку, то она должна быть нормирована.

На рис. 4 приведены графики предлагаемых циклов вдавливания. Они характеризуются: 1) медленным ростом приложенного усилия P , вследствие чего скорость роста сопротивления вдавливанию S остается практически постоянной для всех материалов; 2) предельно короткой (1—2 сек) выдержкой под максимальной нагрузкой. Применение таких циклов повысит точность определения твердости и обеспечит надежное сравнение результатов испытания различных материалов.

*О. П. БУРМАКИНА, Б. А. ВАНДЫШЕВ,
Н. И. ГЛУШКОВА*

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ПРИЛОЖЕНИЯ НАГРУЗКИ И ВРЕМЕНИ ВЫДЕРЖКИ ИНДЕНТОРА ПОД НАГРУЗКОЙ НА РЕЗУЛЬТАТ ИЗМЕРЕНИЯ ТВЕРДОСТИ АЛМАЗНОЙ ПИРАМИДОЙ

Отсутствие ГОСТ на испытание твердости металлов и сплавов при повышенных и высоких температурах приводит к тому, что значения твердости полученные при исследованиях одним и тем же методом, различаются в 1,5—2,5 раза.

Цель настоящей работы — установить влияние на результат измерения твердости: 1) способа подготовки поверхности образца; 2) скорости приложения нагрузки на индентор; 3) времени выдержки индентора под полной нагрузкой.

Исследования твердости проводились на твердомере типа ТП. Объектами исследования были образцы из технического железа, сталей У10, ХВГ, Х18Н9Т, меди, латуни и, кроме того, образцовые меры твердости.

Испытуемые образцы имели форму дисков диаметром 20 мм, высотой 5—7 мм отшлифованных и отполированных после термической обработки поверхности до 10 класса чистоты. Поверхность образцов подготавливали различными способами.

1. Обработка на плоско-шлифовальном станке с последующим шлифованием вручную шлифовальной бумагой различных номеров с последовательно уменьшающейся зернистостью. Обработка велась до тех пор, пока не исчезали все следы шлифовки. После этого образец полировали сухим сукном.

2. Шлифовка абразивными кругами с последовательно уменьшающейся зернистостью при поджатии образца вручную. Затем обработка шлифовальной бумагой и полирование сукном.

3. Шлифовка вручную шлифовальной бумагой различной зернистости с последующим шлифованием пастой ГОИ и сукном, смоченным керосином.

4. Медленная шлифовка вручную на чугунной плите электрокорундом, растворенным в керосине, и затем, полировка трехмикронной пастой ГОИ, растворенной в керосине.

5. Шлифовка вручную шлифовальной бумагой различной зернистости с последующим электротравлением и электрополировкой.

Наименьший наклеп при чисто механической обработке получается при шлифовке пастой ГОИ, однако этот метод очень трудоемок и сопровождается «старением». Метод электрополировки совершенно снимает наклеп, но при слишком глубоком травлении поверхность может разрыхлиться и, кроме того, она сильнее окисляется при высоких температурах.

При нагружении индентора колебание условных грузов начинается с момента, соответствующего положению статического равновесия, если

перед наступлением этого положения грузы имели некоторую постоянную скорость. Уравнение колебаний груза для первого периода можно записать в виде

$$x = \frac{v_0}{k} \sin kt, \quad (1)$$

где v_0 — скорость движения груза;
 k — частота колебаний;
 t — время в секундах.

При колебаниях груза максимальная нагрузка P_1 , действующая на индентор, отличается от номинального значения P_0 , определяемого из условий статического равновесия, причем

$$\Delta P = (P_1 - P_0) = c \left(\frac{v_0}{k} \right) i, \quad (2)$$

где c — жесткость прибора ТП, определяемая по линии действия силы веса условных грузов;

i — передаточное отношение силоизмерительного рычага прибора.

Для того чтобы измерение твердости на приборе ТП соответствовало требованиям ГОСТ 2999—59, относительная погрешность, связанная с динамическим эффектом $\Delta P/P_0$, не должна превышать 1% и, следовательно, скорость движения условных грузов должна удовлетворять требованию

$$v_0 \leq 0,01 \frac{kP_0}{ci}. \quad (3)$$

На основании измерения жесткости прибора ТП и скорости движения условных грузов была произведена оценка относительных погрешностей при разных нагрузках.

Если выдержка индентора под нагрузкой составляет ~ 1 сек, то результаты вычислений подтверждаются экспериментально с точностью, определяемой погрешностью метода измерения твердости.

Если выдержку индентора под нагрузкой увеличивать до стандартных значений (10 сек и 30 сек), то погрешности связанной с динамическим эффектом не наблюдается. Это объясняется тем, что при длительной выдержке диаметр отпечатка увеличивается за счет ползучести значительно больше, чем за счет динамического эффекта.

Изучение влияния времени выдержки индентора под нагрузкой на значение твердости проводили при комнатной и повышенных температурах.

Скорость нагружения сохранялась постоянной и соответствовала настройке прибора на режим с выдержкой в 30 сек. Длительность выдержки индентора под нагрузкой изменялась от 2 сек до 4 мин. Значения твердости при разных выдержках под нагрузкой при комнатной температуре приведены на рис. 1. Каждая экспериментальная точка — среднее, по крайней мере, пяти измерений. Из кривых видно, что с увеличением времени выдержки под нагрузкой значения твердости уменьшаются, причем резкое уменьшение твердости наблюдается в течение первых 30—60 сек, после чего твердость становится почти постоянной. Разница в значениях твердости при разных выдержках особенно заметна на аустенитных нержавеющей сталях. Для меди и латуни прямые «твердость — время выдержки» проходят почти параллельно оси абсцисс.

На рис. 2 приведены результаты измерений твердости при повышенных температурах.

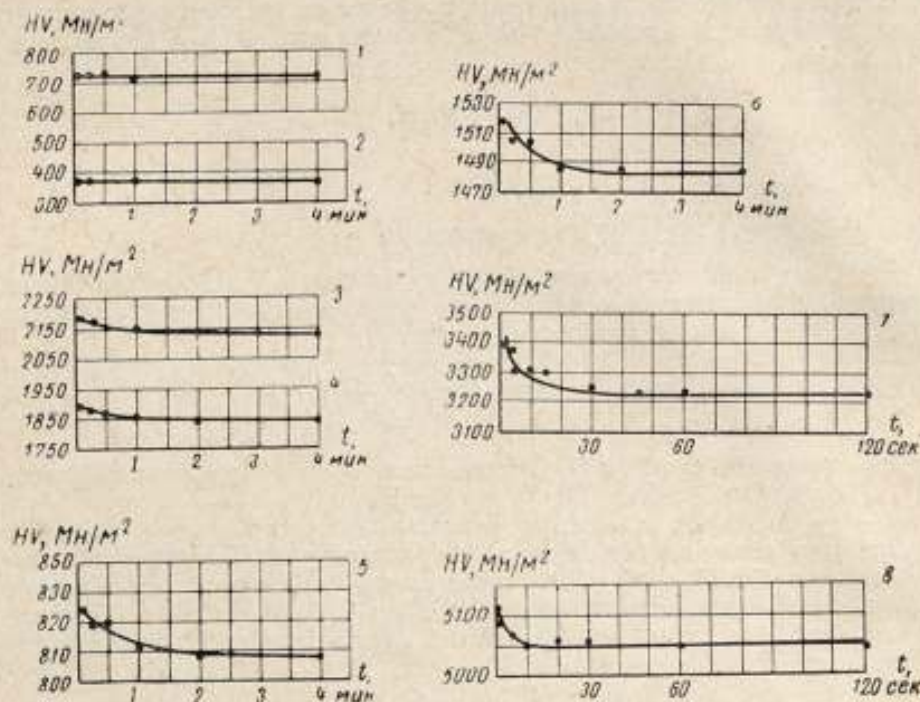


Рис. 1. Зависимость изменения значения твердости от времени выдержки индентора под полной нагрузкой при комнатной температуре:

Нагрузка: 1 — 98 н, латунь; 2 — 49 н, медь; 3 — 196 н, сталь ХВГ; 4 — 196 н, сталь У10; 5 — 98 н, техническое железо; 6 — 98 н, сталь Х18Н9Т; 7 — 196 н, нержавеющая сталь; 8 — 196 н, образцовая мера твердости ординат.

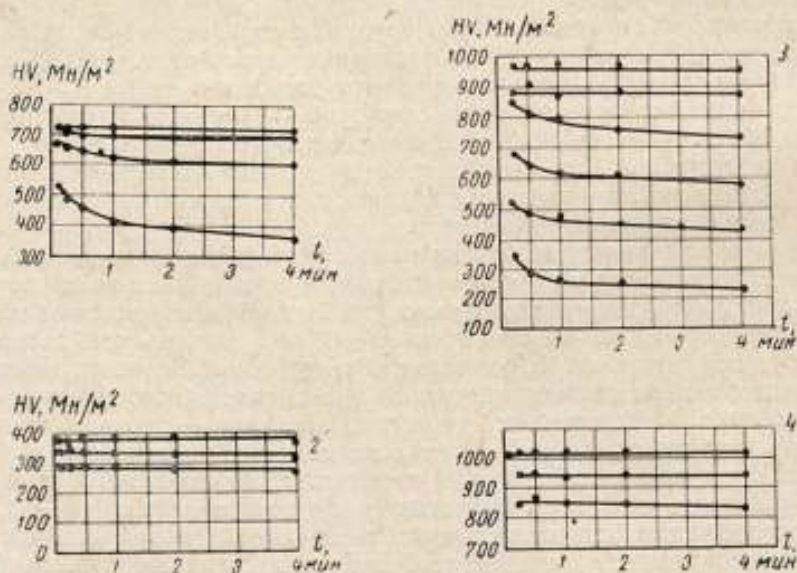


Рис. 2. Зависимость изменения значения твердости от времени выдержки индентора под полной нагрузкой при повышенных температурах:

Нагрузка: 1 — 49 н, латунь; 2 — 49 н, медь; 3 — 98 н, техническое железо; 4 — 98 н, сталь Х18Н9Т.

Выводы

1. При испытании твердости на приборе ТП в интервале температур 20—600° С большое значение имеет способ подготовки поверхности образца. Требуемую поверхность рекомендуют получать методом электро травления и электрополирования или снимать наклеп, после окончательной доводки поверхности образца путем отжига в вакууме.

2. Показано теоретически и подтверждено экспериментально, что погрешность, связанная с динамическим эффектом, с уменьшением нагрузки увеличивается и достигает 6% при нагрузке 100 н.

3. Показано, что с увеличением длительности выдержки индентора под нагрузкой от 5 сек до 4 мин значения твердости технического железа в интервале 673—873° К, а латуни в интервале 473—573° К уменьшаются до 30%, что связано с явлением ползучести при повышенных температурах. Резкое изменение твердости наблюдается в течение первых 60 сек. Значения твердости стали Х18Н9Т (673—873° К) и меди (373—573° К) с изменением длительности выдержки индентора под нагрузкой в тех же пределах изменяются незначительно.

Проведенные исследования подтверждают, что для получения более точных и сравнимых результатов необходимо стандартизировать условия испытания твердости при повышенных и высоких температурах. Для этого необходимо накапливать экспериментальный материал.

ПРИМЕНЕНИЕ РАСТРОВ ПРИ ИСПЫТАНИИ НА ТВЕРДОСТЬ

Метод выявления деформированной зоны вокруг конусных отпечатков [1] с успехом можно применить к любым отпечаткам, а также для исследования характера искажений поверхности. С его помощью деформацию можно оценить качественно и количественно. В настоящее время этот метод приобретает важное значение в связи с проблемой создания образцовых мер твердости с заданным числом мест для отпечатков.

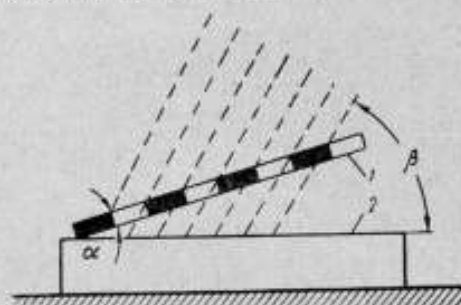


Рис. Схема применения растра для определения деформированной зоны вокруг отпечатка.

Как известно, образцовые меры твердости 1-го и 2-го разрядов трудно использовать полностью, так как разместить на мере теоретически подсчитанное число отпечатков сложно, что объясняется большой трудоемкостью измерения расстояний между отпечатками, хотя и существует эффективная методика их расстановки, предложенная Б. И. Пилипчуком [2]. Используя метод [1], можно определить деформированную зону отпечатка индентора и найти возможное

число отпечатков на мере, а затем изготовить специальную маску на нее с определенным числом мест для отпечатков. Применять указанный метод при эксплуатации образцовых мер твердости не рекомендуется из-за его высокой трудоемкости по сравнению с испытанием на твердость. В этих случаях удобнее пользоваться так называемым теньевым методом [3, 4].

Техника определения деформаций теньевым методом проста. На рисунке показана мера твердости 2, на которую помещен растр 1, наклоненный к ее плоскости под некоторым углом α . Направляя на эту систему параллельный пучок света под углом β , можно увидеть систему комбинационных полос как результат взаимодействия растра со своей тенью. Если исследуемая поверхность не искажена отпечатками инденторов, то комбинационные полосы будут представлены равноотстоящими параллельными прямыми. В противном случае комбинационные полосы, покрывающие деформированную зону, искривятся. Расстояние по прямой через центр отпечатка между двумя ближайшими прямыми комбинационными полосами даст диаметр деформированной зоны вокруг отпечатка. Этот диаметр, при необходимости, можно измерить на инструментальном микроскопе. Подбирая угол наклона α и β , добиваются максимальной чувствительности, которая определяется наибольшим значением деформированной зоны. В большинстве случаев нет необходимости измерять диаметр зоны дефор-

мации вокруг отпечатка индентора, а достаточно знать, пересекаются ли деформированные зоны двух соседних отпечатков. В этом случае теневой метод окажет большую помощь. При такого рода измерениях следует применять растры с периодом 0,167 мм для отпечатков от приборов ТШ, 0,1 мм — от приборов ТК и 0,05 мм — от приборов ТП.

ЛИТЕРАТУРА

1. Варнелло В. В., Циблин Г. И. Методы выявления деформированной зоны вокруг конусных отпечатков «Заводская лаборатория», 1963, № 2.
2. Инструкция 240—64 по поверке алмазных наконечников к приборам для измерения твердости. М., Изд-во стандартов, 1964, стр. 14.
3. Moire patternst *Scientif American.*, 1963 May.
4. Крагельский И. В., Прибылев А. А., Гогова Л. А. Растровый способ измерения волнистости и неплоскостности деталей машин. «Измерительная техника», 1964, № 7.

ОСОБЕННОСТИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ОБРАЗЦОВЫХ МЕР ТВЕРДОСТИ

Образцовые меры твердости предназначены для поддержания единства измерений твердости в стране. В настоящее время на образцовые меры твердости для поверки приборов ТК, ТП и ТШ действует ГОСТ 9031—63. Для поверки приборов поверочных лабораторий предусмотрены меры I разряда, а для поверки рабочих приборов — меры II разряда.

В настоящее время потребность в мерах удовлетворена не полностью и это приводит к неправильному применению их — чаще всего к нанесению уколов недопустимой плотности.

Форма мер. ГОСТ допускает прямоугольную или круглую форму мер. Прямоугольные меры изготавливают из полос, прокатанных с высокой степенью обжатия, что обеспечивает однородность меры [1, 2]. В СССР, Англии и Польше изготавливают прямоугольные меры, причем в Польше применяют осадку заготовок, нарезанных из стержней прямоугольного сечения [3]. В круглой мере, изготавливаемой из цилиндрического стержня, часто высверливают в центре отверстие диаметром 13—15 мм, чтобы удалить слабую деформированную зону, расположенную к тому же в менее здоровой части слитка. В Японии и Польше, отрезанную от стержня заготовку для круглых мер осаживают под молотом в поперечном направлении, т. е. перпендикулярно течению металла при прокатке; в Польше ее осаживают примерно в три раза по высоте. По-видимому, при изготовлении круглых мер поперечная осадка все же необходима. Круглые меры изготавливают также в ГДР, но без поперечного осаживания. По подсчетам, приведенным в работе [4], на круглых мерах равного диаметра можно нанести на 14,5% больше уколов, чем на прямоугольных.

Материал. В большинстве стран все меры изготавливают из низколегированной стали [5], а в Советском Союзе и Японии — из углеродистой инструментальной (в Японии — из стали У9А, в СССР — из стали У10А). В Японии для всех мер твердости применяется одна и та же сталь, а в Советском Союзе — только для твердых мер. Для мер средней твердости и мягких в СССР принята конструкционная сталь 45 с повышенным содержанием марганца, а для самых мягких — цветные сплавы на алюминиевой или медной основе.

Преимущество легированной стали состоит в том, что меры можно закалять в масле и что при изготовлении мягких мер высокий отпуск не ведет к быстрому росту карбидной фазы. Но легированная сталь дороже, хуже обрабатывается резанием и может иметь пороки, например, карбидную ликвацию.

Опыт СССР и Японии показывает, что в большом объеме твердые меры следует изготавливать из стали У9А [1, 2]; при этом надо строго придерживаться приводимой ниже технологии.

Структура заготовки. Опыт показал, что для обеспечения однородности мер сталь в заготовках (как сталь У9А, так и сталь 45) должна иметь структуру тонкого зернистого перлита при отсутствии (в стали У9А) не только цементитной сетки, но и ее остатков в виде глобул или островков. На стали У9А легче выполнить это условие, чем на стали У10А.

Если нужную структуру зернистого перлита получает не поставщик, а потребитель, то это сводится либо к нормализации заготовок с последующим высоким отпуском (ГДР), либо к полной закалке в масле с высоким отпуском [6], либо к длительному отжигу (рис. 1) после горячего осаживания заготовок в поперечном направлении (Япония, Польша).

Механическая обработка, предшествующая термической. Строганием и шлифованием не только придают мере геометрическую форму и размеры с припусками под термическую обработку, но и удаляют с нее обезуглерожженный и окисленный слой. В технологических картах [3] обусловлены скорости подачи и съем металла, охлаждение и качество абразива при шлифовании, чтобы предохранить поверхность меры от прижогов.

Для равномерного распределения напряжений, неизбежных при закалке, в Японии на рабочую поверхность изготавливаемой меры по геометрическим размерам наносят разгрузочное кольцо глубиной и шириной по 0,5 мм [2].

Закалка. Цель закалки — получение твердой структуры — однородного мелкозернистого мартенсита без троститных пятен, поверхностного обезуглероживания и окисления, без трещин и коробления с минимальными и равномерно распределенными внутренними напряжениями.

Так как внутренние напряжения при закалке неизбежны, то все усилия должны быть направлены на уменьшение их как в процессе закалки, так и непосредственно после нее.

В ГДР, Польше и СССР нагрев под закалку проводят в соляных ваннах, регулярно очищая и раскисляя расплав, что предотвращает окисление и обезуглероживание.

Чтобы структурное превращение в аустенит произошло одновременно по всему объему, в Японии и Польше перед окончательным нагревом меру предварительно подогревают в течение часа при 580—650° С.

Легированную сталь закалывают в масле, углеродистую — в воде, в которой растворено около 4 вес. % едкого натра или поваренной соли для уменьшения опасности появления мягких троститных пятен. При температуре закалки, несколько превышающей температуру начала мартенситного превращения (около 250° для стали У9А), меру следует перенести в нагретое до 60° масло, что также важно для уменьшения напряжений.

В углеродистой стали мало остаточного аустенита и обработка ее холодом, по-видимому, не нужна [7], но стабилизирующая обработка в виде повторных циклов (нагрев до +100° С, охлаждение до -20°) делает структуру устойчивой против изменений во времени и одновременно уменьшает количество остаточного аустенита (рис. 2). Операцию закалки контролируют по твердости на поверхности меры (см. рис. 2).

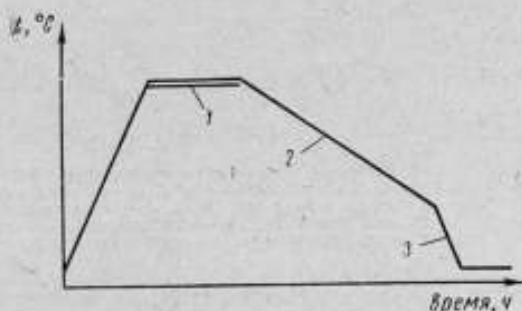


Рис. 1. Схема и условия отжига на зернистый перлит:

1 — выдержка в печи 3—4 ч при 720—770° С; 2 — охлаждение с печью 4—5 ч; 3 — охлаждение на воздухе.

Отпуск. Результаты отпуска, понижающего твердость закаленной стали, в гораздо большей степени зависят от температуры, при которой он проводится, чем от его продолжительности, но для равномерности прогрева меры выдерживают около 2 ч при выбранной температуре. Для

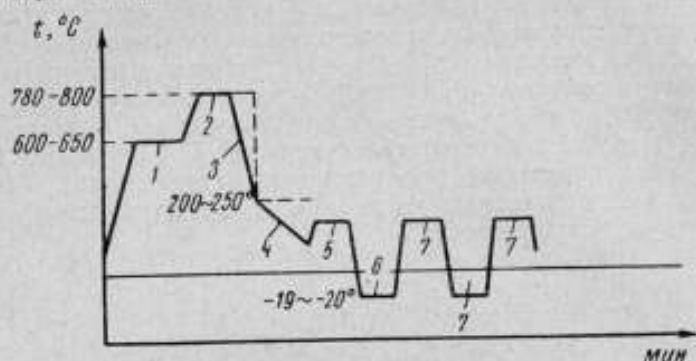


Рис. 2. Схема закалки:

1 — выдержка 1 ч при 1-й ступени нагрева 600—650° С; 2 — выдержка 5—6 мин при 2-й ступени нагрева 780—800° С; 3 — охлаждение 5—6 сек в 4—5%-ном растворе поваренной соли в воде при 20° С; 4 — охлаждение 5—10 мин в масле; 5 — кипчение 5—10 мин при 100° С; 6 — охлаждение 5—10 мин в смеси 30%-ной поваренной соли и 70%-ного сухого льда; 7 — периодическое повторение 3 или 5 раз операций 5 и 6.

стали У9А зависимость HRC от температуры отпуска закаленной стали приводится на рис. 3.

Для обеспечения равномерности нагрева при отпуске применяют жидкие масла, кремний-органические жидкости.

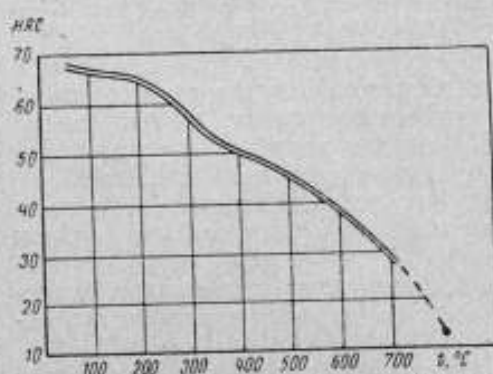


Рис. 3. Зависимость твердости стали У9А по HRC от температуры отпуска при одинаковой его продолжительности.

Старение. При шлифовании и полировании возникают поверхностные напряжения. Они могут, в свою очередь, быть причиной неоднородности или нестабильности мер во времени. Эти напряжения снимаются нагревом при 100—120° С в течение 30—60 мин. (Япония) или в течение 24 ч при 130° С (Польша).

Выводы

Введением указанных выше изменений в технологии производства мер можно было бы добиться значительного увеличения выхода годных мер. Та же последовательность в цикле термической обработки должна быть

принята и для конструкционной стали типа стали 45. Желательна автоматизация процесса, однако эта задача сложна, как сложен и сам процесс термообработки.

Введение поперечнойковки заготовок, вырезанных из стержня, с циклом термообработки по рис. 2 может обеспечить значительный выход мер I разряда.

ЛИТЕРАТУРА

1. Волкова Е. А., Смирнов А. В. Труды институтов Госкомитета, вып. 50 (110). М., Стандартгиз, 1961.
2. Ohwaki S, Miyashita H. VDI Berichte, Bd 41, 1961, s. 195—196.
3. Исследование Польского института точной механики, 206/к перевод № 1063, Бюро переводов Интурист.
4. Суворов А. И. «Измерительная техника», 1961, № 9, стр. 19—20.
5. Mitskhaschi T. VDI Berichte, Bd 11, 1957, s. 123—128, Stand-Komitee, Japan, *ibid*, 129—132.
6. Смолич С. А. «Измерительная техника», 1958, № 3.
7. Wood I. G. Engineer, 208, № 5405, 1959, 147—149; Metallurgia 60, № 359, 1959, 115—118; Mach Shop. Mag. 20, № 12, 1959, 709—714.
8. Честнов А. Л. Вопросы отделочной обработки металлов. М. изд-во АН СССР, 1961.

ВОПРОСЫ ЕДИНСТВА ИЗМЕРЕНИЙ ТВЕРДОСТИ
ПО ШКАЛАМ РОКВЕЛЛА

Из трех стандартных методов статического вдавливания (Бринелля, Роквелла и Виккерса) метод Роквелла является самым производительным и удобным для измерений твердости при массовом и поточном производствах. Не менее двух третей всех приборов твердости, находящихся на промышленных предприятиях, представляют собой приборы, которые работают по методу Роквелла.

Вместе с тем метод Роквелла обладает весьма существенными недостатками. Это, во-первых, полная условность метода измерений, числа твердости выражаются в условных единицах. Во-вторых, сложность, приводящая к тому, что числа твердости находятся в большой зависимости от условий измерения и от индентора. Последний имеет форму конуса с закругленной вершиной, вследствие чего на разных участках шкалы изменяется характер вдавливания. Можно указать, по крайней мере, семь источников погрешностей прибора твердости, зависящих от индентора: угол конуса, радиус сферы, сопряжение конуса и сферы, форма конуса (наличие огранки), качество поверхности алмаза, соосность хвостовика и конуса. Выход этих параметров за пределы, допустимые стандартами, заметно увеличивает погрешность измерения твердости.

Указанные недостатки в большой степени затрудняют поддержание единства измерений твердости в стране. Возникает необходимость воспроизводить единицу твердости по Роквеллу на одном эталонном приборе и полученное значение при помощи образцовых мер твердости с возможно меньшими отклонениями передавать на промышленные предприятия. Таким образом, приходим по меньшей мере к трехзвенной поверочной схеме, состоящей из эталонного прибора, воспроизводящего единицу твердости, по которому градуируют образцовые меры твердости; эти меры служат для проверки и настройки рабочих приборов твердости в промышленности. Трехзвенная поверочная схема наилучшим образом способствует поддержанию единства измерений. В ряде стран, например, в ГДР, Польше, Чехословакии действует эта схема.

Для удовлетворения потребностей промышленности в нашей стране необходимо выпускать такое большое число мер твердости, что для их градуировки потребовались бы десятки специальных градуировочных приборов. Ввиду сложности воспроизведения единицы Роквелла невозможно на многочисленных градуировочных приборах получить и поддерживать одно и то же значение единицы твердости. Поэтому в Советском Союзе действует пятизвенная поверочная схема, состоящая из эталонного прибора, образцовых мер твердости I разряда, образцовых (градуировочных) приборов, образцовых мер твердости 2-го разряда и рабочих при-

При передаче единицы твердости от эталонного прибора к рабочим приборам твердости происходит накопление погрешностей. Из многочисленных экспериментов известно, что распределение твердости по поверхности меры носит случайный характер. Это дает основание считать, что оценка средней квадратической погрешности меры (при доверительной вероятности 95%) будет равна $1/2,8$ разброса для образцовых мер по ГОСТ 9031—63. Погрешность метода градуировки мер твердости и метода проверки градуировочных приборов принимаем равной 0,3—0,5 ед. *HR*. В табл. 1 приведены оценки средней квадратической погрешности для каждого звена поверочной схемы, полученные путем суммирования частных погрешностей.

Таблица 1

Шкала	Погрешности в единицах <i>HR</i>			
	образцовых мер 1-го разряда, Δ_1	градуировочных приборов, Δ_2	образцовых мер 2-го разряда, Δ_3	γ/Δ_4
<i>HRA</i>	0,3	0,4	0,7	1,8
<i>HRB</i>	0,3	0,5	0,8	2,5
<i>HRC 65</i>	0,3	0,4	0,7	1,4
<i>HRC 45</i>	0,3	0,4	0,7	2,1
<i>HRC 25</i>	0,3	0,5	0,8	2,5

Таблица 2

Шкала	1958 г. (единицы <i>HR</i>)	1963 г.
<i>HRC 65</i>	-0,4	-0,3
<i>HRC 55</i>	-0,1	-0,1
<i>HRC 45</i>	-0,1	-0,3
<i>HRC 35</i>	-0,1	+0,1
<i>HRC 25</i>	+0,4	-0,1

В последней графе таблицы показано соотношение между допустимой погрешностью γ рабочего прибора, установленной ГОСТ 7038—63, и погрешностью Δ_3 образцовой меры твердости 2-го разряда. Как видим, это соотношение, которое является как бы «запасом точности», особенно мало для шкал *HRA*, *HRC 65* и *HRC 45*, т. е. для наиболее широко применяемых шкал Роквелла. Повысить это соотношение вряд ли возможно, так как увеличение допустимой погрешности рабочих приборов не удовлетворило бы промышленности, а уменьшение погрешности Δ_3 , ужесточающее требования к образцовым мерам твердости, технически трудно осуществимо.

Во главе поверочной схемы стоит эталонный прибор типа ВНИИМ, воспроизводящий единицу твердости с наивысшей точностью. Правильность значений твердости, воспроизводимых во ВНИИМ, подтверждена результатами международных сличений. В 1958 и 1963 гг. проводились сличения шкал твердости во ВНИИМ и Управлении метрологии ГДР (ДАМ) на мерах твердости, привезенных из ГДР. При одинаковых режимах нагружения значения твердости ДАМ отклонялись от значений, полученных во ВНИИМ, на величины, приведенные в табл. 2.

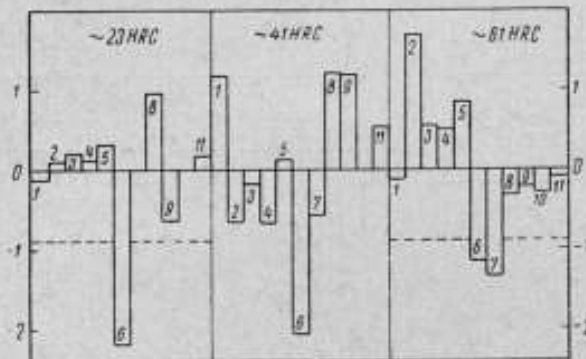
Мы видим, что расхождения между шкалами твердости, применяемыми в ГДР и в СССР, не выходят за пределы 0,4 единицы в 1958 г. и 0,3 единицы в 1963 г.

Однако уровень шкалы твердости, существующий в нашей промышленности, значительно отличается от значений твердости, воспроизводимых на эталонном приборе. Значения, получаемые на рабочих приборах, на 2—2,5 единицы ниже эталонных. Такое расхождение объясняется определенными историческими причинами. Как известно, шкала *HRC* была первой шкалой Роквелла, которую в тридцатых годах применяли в нашей промышленности главным образом для испытаний закаленных изделий. В то время отечественная промышленность выпускала приборы типа РВ и к ним прикладывались меры твердости, отградуированные на основе мер, полученных от фирмы Вильсон (США). Этот уровень твер-

дости по шкале HRC укоренился в промышленности, и в настоящее время он по-прежнему весьма близок к уровню, существующему в США, особенно для твердости HRC 61.

На основании опубликованных результатов международных сличений и других материалов установлено, что уровни твердости по шкале HRC в разных странах значительно различаются и отличаются от среднего международного уровня, который пока еще не установлен с достаточной точностью.

На рисунке показаны уровни шкалы HRC для 10 стран, причем для СССР, кроме уровня, существующего в промышленности, показан также уровень значений, воспроизводимых во ВНИИМ на эталонном приборе.



Уровень шкал твердости, воспроизводимый в разных странах.

1 — Австрия; 2 — Англия; 3 — ГДР; 4 — ПНР; 5 — СССР (образцовый); 6 — СССР (промышленный); 7 — США; 8 — Франция; 9 — ФРГ; 10 — Швеция; 11 — Япония.

Все отклонения (до 0,8 единицы от среднего) уровней ГДР, Польши и СССР (эталонные значения). Уровень значений твердости, существующий в отечественной промышленности ниже среднего международного уровня на 1,3 единицы. В диапазонах средней и низкой твердости шкалы HRC картина несколько иная. Например, при HRC 41 уровень, воспроизводимый в Австрии, резко повышается до +1,2 единицы, а в Англии, наоборот, понижается до -0,8 единицы по сравнению с уровнями этих стран в диапазоне высокой твердости.

Все изложенное еще раз подтверждает, что воспроизведение единицы Роквелла представляет собой весьма трудную задачу. Это и является причиной того, что в разных странах, многие из которых имеют собственные эталонные приборы оригинальной конструкции, уровни шкал твердости различны.

Различие уровней шкал Роквелла привлекает внимание многих организаций в разных странах. Так, Национальная исследовательская лаборатория метрологии Японии организует международные сличения с участием следующих стран: ФРГ, Австралия, Франция, Италия, Швейцария, Швеция, США, Канада, ГДР, Австрия, Англия, Чехословакия. Советский Союз также согласился принять участие в сличениях. Всего, таким образом, в международных сличениях будет участвовать 14 стран.

Международная организация законодательной метрологии (МОЗМ) на основе результатов международных сличений предполагает установить и в дальнейшем поддерживать единый международный уровень шкалы «С» Роквелла.

Различие между ними составляет от 2 до 2,5 единиц. По отношению к среднему международному уровню шкалы разных стран имеют как положительные, так и отрицательные отклонения. Так, в диапазоне высокой твердости уровень, воспроизводимый в Англии выше среднего на 1,7 единицы, а воспроизводимый в США ниже на 1,4 единицы. Весьма близки к среднему уровню шкалы Австрии, Франции, ФРГ, Швеции, Японии (отклонение от среднего до 0,3 единицы). Несколько больше отклонения (до 0,8 единицы от среднего) уровней ГДР, Польши и СССР (эталонные значения).

Для устранения расхождений в значениях уровня твердости в нашей стране со средним международным уровнем необходимо, прежде всего, надежно установить существующее отклонение путем обработки результатов международных сличений. Когда будет официально принят международный уровень твердости, основанный на надежных технических условиях на эталон, лишь тогда можно будет говорить об изменении уровня твердости, существующего в нашей стране. Возможно, что для этого потребуются соответствующее постановление правительства. До тех пор мы будем поддерживать существующую национальную шкалу.

В ы в о д ы

1. Единство измерений твердости по Роквеллу имеет особенно большое значение. Полная условность этого метода усложняет и затрудняет воспроизведение единицы и поддержание единства измерений твердости.

2. Трехзвенная поверочная схема наиболее благоприятна для поддержания единства измерений. Однако в настоящее время для шкал Роквелла приходится применять менее совершенную пятизвенную поверочную схему. В этом случае «запас точности» для некоторых шкал Роквелла недостаточен.

3. Централизованное изготовление образцовых мер твердости 2-го ряда должно быть поднято до такого уровня, чтобы полностью удовлетворить потребность в них всего народного хозяйства. Кустарное изготовление мер твердости на многих предприятиях приводит к нерациональному расходованию материальных и трудовых ресурсов.

4. Трудность воспроизведения единицы Роквелла приводит к тому, что уровни твердости различны в разных странах. В промышленности Советского Союза установлен уровень твердости, значительно отличающийся от среднего международного уровня.

5. До проведения международных сличений и установления официально принятого международного среднего уровня преждевременно и нецелесообразно проводить какие-либо организационные мероприятия по изменению уровня твердости по шкале «С» Роквелла в промышленности СССР.

6. Алмазный наконечник в виде конуса со сферической вершиной является основным источником погрешностей приборов твердости, работающих по методу Роквелла. Это приводит к необходимости сохранения пятизвенной поверочной схемы. Отказ от метода Роквелла позволил бы упростить ее.

7. Решение проблемы унификации методов измерения твердости и разработка единой шкалы твердости приведет к радикальному усовершенствованию данной области измерений.

II. ЗАВИСИМОСТИ МЕЖДУ ТВЕРДОСТЬЮ И ДРУГИМИ МЕХАНИЧЕСКИМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ МЕТАЛЛОВ

М. П. МАРКОВЕЦ

О ЗАВИСИМОСТИ МЕЖДУ ТВЕРДОСТЬЮ И ДРУГИМИ МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ МЕТАЛЛОВ (обзор)

С момента появления шариковой пробы Бринелля проведены многочисленные исследования по сопоставлению чисел твердости с другими механическими характеристиками металлов. Такие сопоставления физически вполне обоснованны, так как при испытаниях на твердость, например, при вдавливании шарика в испытуемый материал, можно в принципе определить те же механические характеристики, что и при других видах нагружения (растяжении, кручении и т. п.). Испытания на твердость вдавливанием отличаются от других механических испытаний только тем, что при этих испытаниях нагрузка передается материалу путем создания контактных напряжений при воздействии твердого индентора на его поверхность. Следовательно, твердость нельзя рассматривать как особую механическую характеристику металла, определяемую специальными испытаниями.

Однако стремление сопоставить твердость и различные по своей природе механические характеристики, определяемые растяжением, например, твердость по Бринеллю (НВ) и условный предел текучести, не дает положительных результатов, так как $\sigma_{0,2}$ — сопротивление малым пластическим деформациям, а НВ — сопротивление большим пластическим деформациям.

Прежде чем приступить к обзору наиболее известных в настоящее время зависимостей между твердостью и другими механическими характеристиками необходимо вкратце остановиться на некоторых принципиальных соображениях, высказанных в работах автора [1, 2, 3, 4].

Диаграмма твердости

Поведение металлов под действием внешних нагрузок наиболее полно характеризует диаграмма зависимости между деформацией и напряжением. Диаграмма растяжения, устанавливающая связь между напряжением и удлинением при относительном растяжении, хорошо известна, так как она лежит в основе всех инженерных расчетов на прочность.

Современная наука о твердости металлов позволяет построить диаграмму твердости так же, как и при других видах нагружения, в координатах

натах деформация — напряжение. Смысл построения диаграмм твердости, например, по результатам вдавливания шарика в испытуемый материал, сводится к следующему.

При постепенно возрастающей нагрузке на шар в поверхностном слое лунки возникают сначала упругие деформации, затем пластические, которые, увеличиваясь, достигают предельной величины, в результате чего в лунке может наступить разрушение. Напряжения в лунке, определяемые в те моменты, когда в ней возникают упругие деформации, пластические деформации и разрушение, будут характеризовать соответственно сопротивление материала упругому деформированию, пластическому деформированию и разрушению.

Сопоставление диаграмм твердости и растяжения позволяет более строго и обоснованно подойти к установлению связи между характеристиками твердости и другими механическими свойствами.

Автор предложил строить диаграмму твердости по результатам вдавливания шарика в испытуемый материал [1, 2, 3]. Эта диаграмма устанавливает связь между деформацией в лунке ψ и напряжением H , вызывающим эту деформацию.

Напряжение в лунке («твердость») автор рассчитывает путем деления нагрузки P на площадь поверхности отпечатка M , соответствующую данной нагрузке (способ Бринелля)

$$HB = \frac{P}{M}. \quad (1)$$

Однако это напряжение можно рассчитывать делением P на площадь проекции отпечатка F , соответствующей данной нагрузке (способ Мейера)

$$HM = \frac{P}{F}. \quad (2)$$

Деформацию в лунке ψ автор предложил оценивать путем сопоставления площади поверхности лунки M с площадью ее проекции F [1] по формуле

$$\psi = \frac{M-F}{M} \cdot 100, \%. \quad (3)$$

При таком способе оценки степени деформации предполагается, что площадь поверхности лунки M получается из площади круга диаметром, равным диаметру отпечатка d , причем площадь увеличивается за счет деформации.

Если вместо $M = \frac{\pi D}{2} \left[1 - \sqrt{1 - \left(\frac{d}{D}\right)^2} \right]$ (где D — диаметр шара) и $F = \frac{\pi d^2}{4}$ в формулу (3) подставить их значения, то после преобразований получим

$$\frac{d}{D} = 2 \sqrt{\psi(1-\psi)}. \quad (4)$$

Однако степень деформации в лунке можно оценивать и другим способом [3]

$$\psi = \frac{M-F}{F} \cdot 100, \%. \quad (5)$$

$$\frac{d}{D} = \frac{2}{(1+\psi)} \cdot \sqrt{\psi}. \quad (6)$$

По формуле (3) деформации рассчитываются так же, как и при растяжении, что весьма важно при сравнении результатов испытаний на твердость и на растяжение. Поэтому формуле (3) нужно отдать предпочтение.

При $\frac{d}{D} = 1$ степень деформации в лунке равна по формуле (4) 50%, а по формуле (6) — 100% (рис. 1, кривые 3 и 2). При малых деформациях, например 0,2%, оба способа их расчета дают близкие результаты.

Считая, что деформация в лунке является функцией $\frac{d}{D}$, Тейбор в работе [5] предложил следующую формулу для количественного расчета удлинения $\delta\%$ в лунке, эквивалентную растяжению

$$\delta = 20 \frac{d}{D}. \quad (7)$$

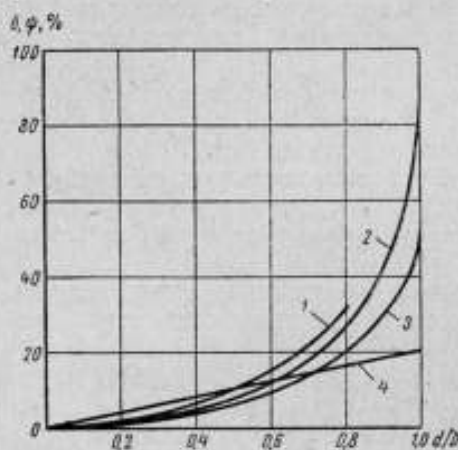


Рис. 1. Соотношения между диаметром отпечатка и степенью деформации в лунке:

1 — определена экспериментальным путем, методом сеток; 2, 3, 4 — соответственно по формулам (5), (3), (7).

Расчет степени деформации по формуле (7) в области малых диаметров отпечатка дает завышенные, а в области больших диаметров отпечатков — заниженные значения по сравнению с полученными в расчетах автора (кривые 3 и 2).

Кривая 1 отражает деформации в лунке для стали У2 и дюралюминия, определенные методом нанесения на плоскость концентрических кругов и измерения их до и после образования лунки (метод сетки) [1]. Деформацию в каждом элементе лунки рассчитывали по формуле (3), а деформацию в целом по лунке определяли как суммарную величину для всех элементов. Метод сеток показал, что площадь круга при вдавливании

в его центр шара превращается в площадь шарового сегмента, диаметр основания которого больше, чем диаметр круга. Следовательно, круг деформируется как в результате выгибания его вокруг шара (сферическая деформация), так и в результате увеличения его диаметра (плоская деформация).

Деформации, определенные методом сеток (кривая 1), оказались больше деформаций, рассчитанных по конечному диаметру отпечатка (кривая 3). Увеличение деформаций можно объяснить тем, что при определении их методом сетки учитывается сферическая и плоская деформации, тогда как при определении по конечному диаметру отпечатка плоская деформация совершенно не учитывается.

Из многочисленных диаграмм твердости, построенных автором, приводятся только две наиболее характерные: для сталей, имеющих и не имеющих площадку текучести вместе с диаграммой растяжения (рис. 2 и 3).

Для построения диаграмм твердости (рис. 2 и 3) деформации определяли соответственно по кривым 1 и 3 (рис. 1). Это вызвано следующими соображениями: исследования автора показали, что если определять деформации в лунке для отожженных сталей с пределом прочности $\sigma_b < 60 \text{ кгс/мм}^2$ ($\psi_p \approx 15\%$) по кривой 1 рис. 1, а для закаленных и отпущенных сталей с $\sigma_b > 60 \text{ кгс/мм}^2$ ($\psi_p < 15\%$) по кривой 3 рис. 1, то деформации на диаграмме твердости, соответствующие максимуму, близки к максимальной равномерной деформации при растяжении ψ_p [2]. Для деформированных алюминиевых и магниевых сплавов это наблюдается при нахождении деформации по кривой 3 рис. 1, а для аустенитных сталей и латуней — по кривой 1.

Для построения диаграмм твердости на участке до предела текучести деформации подсчитывали по формуле (3). Диаметр отпечатка измеряли под нагрузкой на специальном приборе [6]. Значения H на обеих диаграммах определяли по формуле (1).

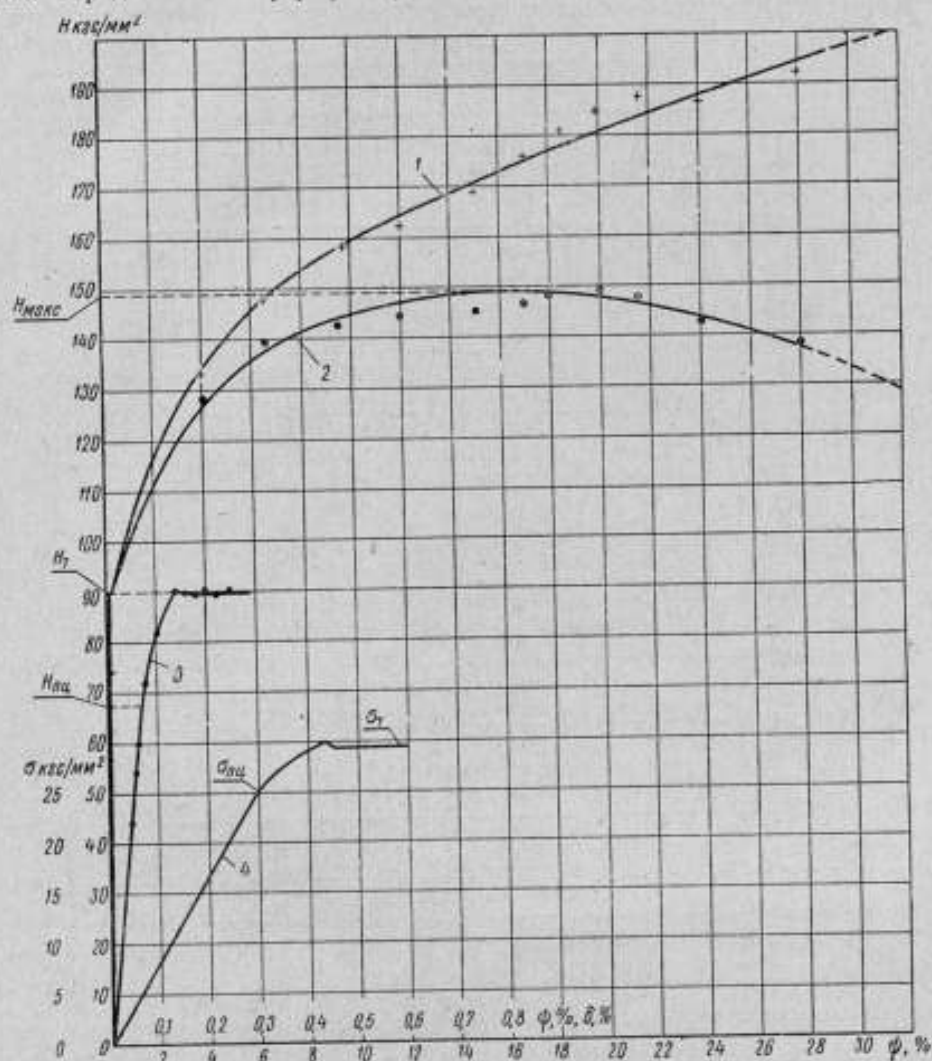


Рис. 2. Диаграммы твердости для стали (в состоянии поставки), $HВ = 148 \text{ кгс/мм}^2$:
 1 — истинная диаграмма твердости; 2, 3, 4 — соответственно диаграммы: твердости; твердости и растяжения до предела текучести (получена на диаграммном приборе машины ИМ12А).
 Вдавливание шара: $\sigma_{\text{пл}}^T = 22,5 \text{ кгс/мм}^2$; $\sigma_{0,2}^T = 30 \text{ кгс/мм}^2$; $\sigma_{\text{н}}^T = 49,5 \text{ кгс/мм}^2$.
 Растяжение: $\sigma_{\text{пл}}^P = 25 \text{ кгс/мм}^2$; $\sigma_{0,2}^P = 33,5 \text{ кгс/мм}^2$; $\sigma_{\text{пл}}^P = 52 \text{ кгс/мм}^2$.

Диаграммы твердости на рис. 2 и 3 имеют тот же вид, что и диаграммы растяжения с теми же характерными точками $H_{\text{пл}}$, $H_{\text{т}}$ и $H_{\text{макс}}$, т. е. с напряжениями в лунке, соответствующими пределам пропорциональности $\sigma_{\text{пл}}$, текучести $\sigma_{\text{т}}$ и прочности $\sigma_{\text{в}}$ и деформацией, соответствующей $H_{\text{макс}}$, близкой к максимальной равномерной при растяжении.

На диаграмме твердости рис. 3 (кривая 3) можно также найти $H_{0,2}$ — напряжение в лунке, соответствующее остаточной деформации 0,2%,

применив для этого по аналогии с растяжением закон разгрузки. Напряжение в лунке $H_{0,2}$ будет соответствовать условному пределу текучести $\sigma_{0,2}$.

Тангенс угла наклона упругого участка диаграммы твердости к горизонтальной линии характеризует модуль упругости. Однако для сталей с понижением твердости тангенс угла наклона уменьшается, что следует принимать во внимание при сопоставлении модулей упругости, определенных по испытаниям на твердость и на растяжение.

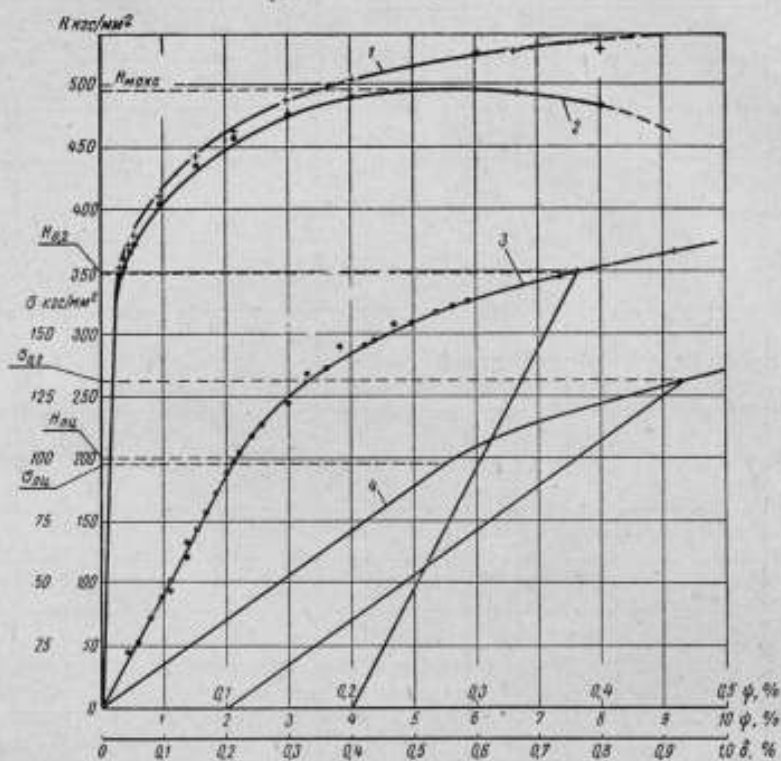


Рис. 3. Диаграммы твердости для стали 30ХГСА (зак. $880^\circ + 200^\circ$), $H_B = 495 \text{ кгс/мм}^2$.

1 — истинная диаграмма твердости; 2, 3, 4 — диаграммы твердости; твердости и растяжения до предела текучести (получена с помощью зеркального прибора Мартенса).

Вдавливание шара: $\sigma_{\text{пл}}^D = 100 \text{ кгс/мм}^2$; $\sigma_{0,2}^D = 127 \text{ кгс/мм}^2$; $\sigma_{\text{н}}^D = 166 \text{ кгс/мм}^2$.

Растяжение: $\sigma_{\text{пл}}^D = 98,5 \text{ кгс/мм}^2$; $\sigma_{0,2}^D = 131,5 \text{ кгс/мм}^2$; $\sigma_{\text{н}}^D = 170 \text{ кгс/мм}^2$.

Диаграммы твердости (рис. 2 и 3, кривые 2) имеют максимум. Поэтому по аналогии с диаграммами растяжения их можно рассматривать как условные. Автором были построены также диаграммы твердости, на которых максимум не наблюдается, и их можно назвать истинными. На этих диаграммах (рис. 2 и 3, кривые 1) по вертикали откладывается истинное напряжение в лунке $H_{\text{ист}}$, которое мы по аналогии с определением их при испытании на растяжение находим по формуле

$$H_{\text{ист}} = \frac{H}{1 - \psi} = \frac{\frac{P}{M}}{1 - \frac{M - F}{M}} = \frac{P}{F},$$

где H — напряжение в лунке, определяемое по формуле (1), т. е. по способу Бринелля.

В результате такого пересчета $H_{\text{ист}}$ оказалось напряжением, определяемым по способу Мейера.

К сожалению, вследствие отсутствия методики определения момента разрушения металла в лунке, остается пока непостроенной конечная часть диаграммы твердости. Поэтому она на рис. 2 и 3 показана пунктиром.

Аналогия между обеими диаграммами приводит к задаче установления связи между деформациями и напряжениями в лунке с деформациями и напряжениями при растяжении.

Поскольку в предложенном нами способе [формула (3)] деформация в лунке рассчитывается по сопоставлению площади до и после деформирования (так же как и поперечное сужение при растяжении), то для сравнения этих двух видов деформации не требуется прибегать к каким-либо коэффициентам.

Гораздо сложнее оказывается сопоставление напряжений, так как в лунке возникает объемное напряженное состояние (всестороннее сжатие), а при растяжении — одноосное напряженное состояние. Поэтому сопротивление деформированию в лунке должно быть выше, чем при растяжении.

Исследования по сопоставлению напряжений в лунке при вдавливании шара и при растяжении в упругой области, выполненные нами совместно с В. И. Пашниной, привели к следующей формуле

$$\sigma = 0,638 \frac{P}{d^2} \approx 0,5H, \quad (8)$$

где H — напряжение в лунке, определяемое по формуле (2).

Так как для сталей в упругой области вследствие малой деформации значения M и F практически одинаковы, в формулу (8) можно подставлять любое значение H , вычисленное по выражениям (1) и (2).

Исследования А. Ю. Ишлинского [7] по сопоставлению напряжений в лунке при вдавливании шара с напряжениями при растяжении показали, что между H и σ существуют следующие зависимости

$$\sigma_T = 0,383HB, \quad (9)$$

$$\sigma_T = 0,376HB. \quad (10)$$

Эти зависимости установлены методами математической теории пластичности для плоской задачи на основе критерия максимальных касательных напряжений, без учета упрочнения.

Экспериментальные исследования автора [11] по сопоставлению HB и σ при вдавливании шара в пластической области показали, что если эти напряжения сравнивать при равных деформациях, то

$$\sigma = 0,333 HB. \quad (11)$$

Более высокое, чем в работах автора, значение коэффициента, устанавливающего связь между HB и σ , в работах А. Ю. Ишлинского, получилось, вероятно, потому, что автор решал задачу для плоского напряженного состояния, тогда как в лунке создается объемное напряженное состояние.

Формулы (8) и (11) хорошо подтверждаются многочисленными экспериментами и поэтому рекомендуются для практического использования.

Таким образом, для того, чтобы определить $\sigma_{\text{пл}}$, σ_T , $\sigma_{0,2}$ и σ_B по диаграмме твердости $H_{\text{пл}}$ необходимо пересчитать на $\sigma_{\text{пл}}$ по формуле (8), а H_T , $H_{0,2}$, $H_{\text{макс}}$ — на σ_T , $\sigma_{0,2}$, σ_B по формуле (11).

Определенные указанным способом по диаграмме твердости (рис. 2 и 3) $\sigma_{\text{пл}}^T$, σ_T^T , $\sigma_{0,2}^T$ и σ_0^T оказались близкими к значениям этих же характеристик, определенных при испытании на растяжение $\sigma_{\text{пл}}^P$, σ_T^P , $\sigma_{0,2}^P$ и σ_0^P .

Диаграммы твердости в пластической области можно получить и вдавливанием конуса [8] с различными углами заострения. Но вдавливанием конуса практически невозможно получить начальный упругий участок диаграммы.

Перейдем к рассмотрению конкретных зависимостей между твердостью и другими характеристиками механических свойств.

Определение предела текучести по твердости

В табл. 1 сопоставлены формулы, предложенные разными авторами для определения условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ по числу твердости.

Таблица 1

№ п/п	Наконечник	Формулы для определения $\sigma_{0,2}$	$\Delta_{\text{макс}}$, %	Автор
1	Ш10	$CH_{0,2} = C \frac{P_{0,2}}{0,6}$	5	Марковец М. П. [1]
2	П170°	$0,33H_{170}$	5	Тылевич И. Н., Гликман Л. А. [9]
3	К172°	$0,3H_{172} - 1,4$	10	Жидонис В. Ю. [10]
4	К90°	$\frac{4P}{\pi d_n^2}$	—	Тамман Г., Мюллер Г. [11]
5	К90°	$\frac{4000}{\pi (4,24d_k - 3,18)^2} - 6,56$	—	Аукштакальнис П. С. [12]
6	К90°	$\frac{171}{d_k} - 172$	—	Сичиков М. Ф. [13]
7	К90°	$1,2 \frac{4P}{\pi d_k^2} \frac{h_n}{d_k}$	—	Савицкий Ф. С., Вандышев Б. А. [14]
8	Ш	$0,37 \frac{P}{D^2} \left(\frac{D}{d} \right)^n \frac{4-n}{2} \cdot 0,8 \frac{n-2}{2}$	—	Зайцев Г. П. [15]
9	Ш	$\frac{1 - 2,23\delta_p + 1,5d_p^2}{2,95(1 - \delta_p^2)} HB$	—	Варнелло В. В. [16]
10	К92° К142°	AN_{142}	—	Беклин Р. [17]
11	Ш	$0,2H$	—	Дрозд М. С. [18]
12	Ш	$0,222H$	—	Дрозд М. С. [18]

Примечание. Ш — шарик; К — конус; П — пирамида. Числа, стоящие за буквой, указывают диаметр шарика в миллиметрах; угол между противоположными гранями, в градусах. $\Delta_{\text{макс}}$ — максимальные отклонения вычисленных пределов текучести от их значений, найденных при испытании на твердость.

Способы нахождения условного предела текучести по числу твердости можно разделить на три группы:

а) основанные на определении числа твердости при поверхностной деформации в лунке на пределе текучести (№ 1—3);

б) основанные на методах Таммана и Мюллера (№ 4—7);

в) основанные на определении упрочняемости материала (№ 8—11), которую можно оценить коэффициентом упрочнения n , являющимся показателем степени в уравнении Мейера и в уравнении диаграммы истинных напряжений при растяжении; максимальной равномерной деформацией при растяжении ψ_p , δ_p и др.

Способ М. П. Марковца [1] требует определения напряжения в лунке $H_{0,2}$ по формуле (1), которое отвечает остаточной деформации в лунке, равной 0,2%. Расчет по формуле (3) показывает, что при вдавлении шарика диаметром 10 мм необходимо получить остаточный отпечаток диаметром 0,9 мм, поверхность которого без учета искажающих влияний упругих деформаций на форму лунки равна $0,597 \text{ мм}^2 (\approx 0,6 \text{ мм}^2)$. Твердость $H_{0,2} = P_{0,9}/0,6$, где $P_{0,9}$ — нагрузка, которая требуется для образования отпечатка диаметром 0,9 мм. Сопоставление условного предела текучести с числом твердости $H_{0,2}$ показало существование пропорциональности между ними [1].

В табл. 2 приведены значения $P_{0,9}$, $H_{0,2}$ и $\sigma_{0,2}$ для углеродистых и низколегированных сталей перлитного класса. Табличными данными можно пользоваться для пересчета $P_{0,9}$ или $H_{0,2}$ на $\sigma_{0,2}$. Максимальная погрешность определения $\sigma_{0,2}$ по этому способу в сравнении с растяжением составляет 5%. Из табл. 2 также следует, что коэффициент пропорциональности C между $\sigma_{0,2}$ и $H_{0,2}$ не является постоянным, что можно объяснить искажающим влиянием упругих деформаций на форму остаточной лунки [1].

Таблица 2

$P_{0,9}$, кгс	$H_{0,2}$, кгс/мм ²	$\sigma_{0,2}$, кгс/мм ²	$P_{0,9}$, кгс	$H_{0,2}$, кгс/мм ²	$\sigma_{0,2}$, кгс/мм ²
55	91,6	24,5	110	183,5	57,5
56	93,3	25,0	112	186,8	59,0
58	96,7	25,5	114	190,0	60,5
60	100,0	26,5	116	193,5	62,0
62	103,3	27,5	118	196,6	63,5
64	106,7	28,5	120	200,0	65,0
66	110,0	29,5	122	203,5	66,5
68	113,3	30,5	124	206,7	68,0
70	117,0	31,5	126	210,0	69,5
72	120,0	32,5	128	213,5	71,0
74	123,3	33,5	130	217,0	72,5
76	126,6	34,5	132	220,0	74,0
78	130,0	36,0	134	223,5	76,0
80	133,5	37,0	136	226,5	77,5
82	136,6	38,0	138	230,0	79,0
84	140,0	39,5	140	234,0	81,0
86	143,4	40,5	142	236,5	82,5
88	146,6	42,0	144	240,0	84,0
90	150,0	43,0	146	243,5	86,0
92	153,5	44,5	148	247,0	88,0
94	156,7	46,0	150	250,0	90,0
96	160,0	47,0	152	253,5	92,0
98	163,5	48,5	154	257,0	94,0
100	166,6	50,0	156	260,0	96,0
102	170,0	51,5	158	263,5	98,0
104	173,5	53,0	160	267,0	100,0
106	176,8	54,5			
108	180,0	56,0			

Способ М. П. Марковца [1] получил дальнейшее развитие в работах И. Н. Тылевича и Л. А. Гликмана [9, 10], которые предложили предел текучести определять по значениям твердости H_{170} , получаемой при вдавливании четырехгранной пирамиды с углом между гранями 170° , когда в лунке образуется остаточная деформация, близкая к 0,2%. Твердость $H_{170} = \frac{2P}{d^2}$, где P — нагрузка, равная 3000 кгс, d — длина диагонали отпечатка в миллиметрах.

И. Н. Тылевич и Л. А. Гликман получили постоянный коэффициент пропорциональности C , что можно объяснить меньшим интервалом (20—70 кгс/мм²) определяемых ими пределов текучести, чем в работах М. П. Марковца (30—100 кгс/мм²) и, по-видимому, меньшим влиянием упругих деформаций на искажения формы лунки при вдавливании пирамиды. Способ показал высокую точность. Максимальная погрешность предела текучести, определенного по твердости, не превышала 5% [9].

В. Ю. Жидонис [10] предложил определять предел текучести по твердости вдавливанием в испытуемый материал конуса с углом при вершине 172° , создающего в лунке остаточную деформацию, близкую к 0,2%, т. е. обеспечивающую равенство $H_{172} \approx H_{0,2}$. Твердость $H_{172} = \frac{4P}{\pi d^2}$, где P — нагрузка, равная 200 кгс, d — диаметр отпечатка, мм. Максимальное отклонение значения предела текучести, определенного по этому способу, от предела текучести, определенного непосредственно растяжением на сталях (предел текучести 30—60 кгс/мм²), составляет $\pm 10\%$.

Все три рассмотренные способа [1, 8, 10] относятся к первой группе, так как они базируются на определении $H_{0,2}$. Эти способы показали высокую точность.

Перейдем теперь к способам второй группы, в основе которых лежит метод Таммана и Мюллера [11], приравнивающий предел текучести среднему давлению на площадь, вычисляемую по диаметру наплыва d_n вокруг отпечатка при вдавливании конуса с углом заострения 90° под нагрузкой P .

При соблюдении постоянной нагрузки на конус диаметр наплыва d_n зависит от твердости материала и его упрочняемости. С увеличением упрочняемости материала d_n увеличивается за счет вовлечения большего объема металла, находящегося вокруг отпечатка, в пластическую деформацию.

Таким образом, в основе метода Таммана и Мюллера лежит упрочняемость материала так же, как и в последующей группе. Проверка этого метода [19, 20 и др.] показала хорошую сходимость между пределами текучести, определенными по твердости и растяжению. Однако трудности, связанные с определением диаметра наплыва, не позволяют широко применять этот метод в промышленности.

В связи с этим были выполнены исследования [12—13] по установлению связи между диаметром наплыва d_n и диаметром отпечатка d_k с целью замены d_n на d_k . В результате этих исследований предложены формулы, приведенные в табл. 1 (№ 5—7).

В последнюю из них, формулу Ф. С. Савицкого и Б. А. Вандышева [14], кроме d_k входит еще высота наплыва h_n , что усложняет предложенный ими способ.

К третьей группе относятся способы определения предела текучести по упрочняемости материала (№ 8—11).

Г. П. Зайцев, основываясь на сходстве кривых твердости и растяжения, предложил определять $\sigma_{0,2}$ по коэффициенту упрочнения n (показатель

степени в уравнении Мейера), а коэффициент n — из следующего выражения

$$n = \frac{0,602}{0,301 - \lg \frac{d_{10}}{d_5}} \quad (12)$$

Для его определения необходимо сделать два отпечатка шариками диаметрами D , равными 10 и 5 мм при одинаковой нагрузке P , подобранной таким образом, чтобы диаметр отпечатка d_5 в случае вдавливания пятимиллиметрового шарика составлял 3—3,5 мм.

Отношение диаметров отпечатков d_{10} и d_5 , полученных при вдавливании шариков диаметрами 10 и 5 мм под одной нагрузкой, характеризует упрочняемость материала.

В. В. Варнелло, основываясь на анализе механических характеристик металла, определяющих кривую растяжения от предела текучести до временного сопротивления растяжения, предложил находить предел текучести по твердости Бриелля H_B и равномерному удлинению δ_p . Значение δ_p определяется методом твердости, табл. 5, по результатам двукратного вдавливания шара.

Р. Беклин предложил находить предел текучести по твердости при вдавливании двух конусов с углами заострения 142 и 92° под нагрузкой 100 кг. Коэффициент пропорциональности A определяется по рис. 4 в зависимости от отношения $\frac{H_{142}}{H_{92}}$.

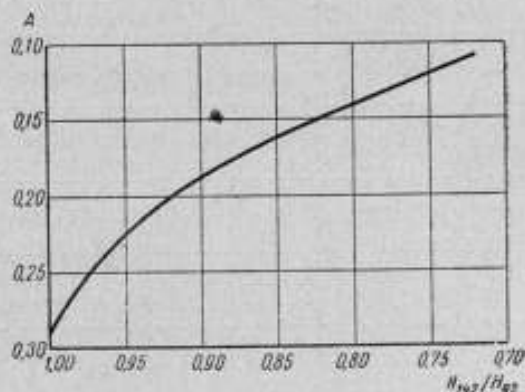


Рис. 4. Соотношение между H_{142}/H_{92} и коэффициентом A .

Отношение $\frac{H_{142}}{H_{92}}$ характеризует упрочняемость материала. Из двадцати исследованных Р. Беклином материалов (конструкционные стали с $\sigma_{0,2} = 24-77 \text{ кгс/мм}^2$ и цветные металлы с $\sigma_{0,2} = 3-61 \text{ кгс/мм}^2$) пять имеют различие между $\sigma_{0,2}^T$ и $\sigma_{0,2}^P$, составляющее более 10%. Для остальных материалов это различие ниже 10%.

К третьей группе можно отнести и способ определения $\sigma_{0,2}$ по предложенному М. С. Дроздом новому числу твердости H , так как по своему физическому смыслу H представляет модуль упрочнения материала при вдавливании сферического наконечника. Формула № 11 в табл. 1 относится к углеродистым сталям, а № 12 — к легированным.

Значение H можно определить по формуле

$$H = \frac{9000}{130 - HRV} \quad (13)$$

где HRV — твердость по Роквеллу при вдавливании шарика диаметром 1,588 мм под нагрузкой 100 кгс.

Большинство рассмотренных способов определения $\sigma_{0,2}$ по твердости дают высокую точность. Однако необходимо отдать предпочтение способам, основанным на определении $H_{0,2}$, как наиболее физически обоснованным и доступным в цеховых условиях.

Определение временного сопротивления по твердости

Способы определения временного сопротивления по твердости (табл. 3) можно в основном разделить на две группы:

- а) основанные на определении числа твердости при поверхностной деформации в лунке, близкой к деформации на предел прочности (№ 1—5);
 б) основанные на определении упрочняемости материала (№ 6—9).

Таблица 3

№ п/а	Наконечник	Формулы для определения σ_B	Автор
1	Ш	s_{HB}	Бринелль [21]
2	K90°	$0,32H_{90} - 16$	Давиденков Н. Н. и др. [22]
3	K90°	$0,28H_{90}$	Марковец М. П. [23]
4	K120°	$0,3H_{120}$	Васаускас С. С. Жидонис В. Ю. [8]
5	K90°	$0,3H_{90}$	Беклин Р. [24]
6	Ш	$0,37 \frac{P}{D_2} \left(\frac{D}{d} \right)^n$	Зайцев Г. П. [15]
7	Ш	$\frac{HB}{2,95(1 - \delta_p^2)}$	Варнелло В. В. [16]
8	Ш	$9,55(\sqrt{149 + H} - 12,2)$	Дрозд М. С. [18]
9	K90°	$H_{90} \frac{1}{\alpha^2} \left[\frac{2}{\delta_p} \ln \frac{1}{1 - \delta_p} - 1 \right]$	Беклин Р. [24]

Многочисленные эксперименты, проведенные по сопоставлению твердости HB с временным сопротивлением при растяжении на металлических материалах, показывают устойчивую связь между ними. Для конструкционных углеродистых и низколегированных перлитных сталей эта связь определяется формулой прямой пропорциональности — формулой Бринелля. Для конструкционных сталей коэффициент пропорциональности C оказался близким к 0,33, однако он зависит от прочности, вернее от степени деформации на пределе прочности ψ_p , т. е. от упрочняемости материала. Чем выше равномерная деформация ψ_p (т. е. чем ниже прочность) конструкционных сталей, тем коэффициент C становится больше и для сталей наиболее низкой прочности составляет примерно 0,36. Для аустенитных сталей в состоянии аустенизации этот коэффициент возрастает примерно до 0,4, а для серых чугунов снижается примерно до 0,2.

В работе [1] сформулировано условие для получения постоянного значения коэффициента $C = 0,33$ независимо от природы материала и его прочности (равномерной деформации), которое хорошо подтверждается экспериментальными данными. Это условие сводится к тому, чтобы при

испытаниях на твердость степень деформации в лунке была близка к степени деформации на пределе прочности при растяжении, т. е. к ψ_p . Если деформация в лунке окажется меньше деформации на пределе прочности при растяжении, то коэффициент $C > 0,33$, так как в этом случае напряжения в лунке определяются при меньшей степени деформации, чем при растяжении. Если же деформация в лунке окажется больше, чем ψ_p при растяжении, то $C < 0,33$, так как в этом случае напряжение в лунке определяется при большей степени деформации, чем при растяжении.

Испытание на твердость с соблюдением деформации в лунке, равной ψ_p , а следовательно, получение постоянного коэффициента C трудно осуществить, так как твердость пришлось бы испытывать при разных нагрузках в зависимости от равномерной деформации материала. Материал на твердость проще испытывать при одной нагрузке и пользоваться разными коэффициентами C .

Однако в связи с тем, что максимум на диаграмме твердости получается весьма размытым (рис. 2 и 3), то некоторое отклонение величины деформации в лунке от ψ_p мало сказывается на значении твердости и, следовательно, на коэффициенте C .

Для конструкционных, углеродистых и низколегированных перлитных сталей в табл. 4 приведены соотношения между временным сопротивлением и твердостью по Бринеллю, определяемой вдавливанием шарика диаметром 2,5 мм под нагрузкой 187,5 кгс. Приведенные зависимости представляют практический интерес для безобразцового метода определения временного сопротивления, так как диаметр отпечатка получается небольшим и нагрузка, необходимая для нанесения отпечатка, тоже небольшая, что весьма важно для переносных приборов.

Таблица 4

d , мм	НВ, кгс/мм ²	σ_B , кгс/мм ²	d , мм	НВ, кгс/мм ²	σ_B , кгс/мм ²
1,47	100	38,5	1,05	205	70,0
1,41	110	41,2	1,04	210	71,3
1,38	115	42,7	1,03	215	73,2
1,36	120	44,2	1,02	220	74,8
1,33	125	45,7	1,01	225	76,3
1,30	130	47,2	0,997	230	78,0
1,28	135	48,8	0,988	235	79,4
1,26	140	50,2	0,977	240	81,0
1,24	145	51,8	0,967	245	82,5
1,22	150	53,2	0,957	250	84,0
1,20	155	54,8	0,950	255	85,5
1,19	160	56,4	0,940	260	87,0
1,17	165	58,0	0,932	265	88,5
1,15	170	59,4	0,924	270	90,0
1,14	175	61,0	0,915	275	91,6
1,12	180	62,5	0,907	280	93,2
1,11	185	64,0	0,900	285	94,7
1,09	190	65,5	0,892	290	96,3
1,08	195	67,0	0,885	295	97,7
1,05	200	68,6	0,878	300	99,0

Многочисленные эксперименты для конструкционных деформированных углеродистых и низколегированных перлитных сталей показали хорошую сходимость полученных результатов. В большинстве случаев разница между временным сопротивлением, определенным по твердости вдавливанием шара и по растяжению, не превышает 5%.

Значения временного сопротивления можно определить также по твердости при вдавливании конусов (формулы № 2—5 в табл. 3).

В формулах М. П. Марковца, С. С. Васаускаса и В. Ю. Жидониса коэффициент пропорциональности оказался постоянным независимо от прочности материала. Более высокий коэффициент в формуле С. С. Васаускаса и В. Ю. Жидониса по сравнению с формулой М. П. Марковца объясняется тем, что при вдавливании конуса с углом 120° деформация в лунке получается меньше, чем при вдавливании конуса с углом 90° . В формуле Р. Беклина рекомендуется коэффициент, равный примерно 0,3.

Определение временного сопротивления по твердости вдавливанием конуса также дает хорошую точность. Например, по опытам проведенным автором [23], максимальная погрешность при применении формулы № 3 (см. табл. 3) составляет 7%. По данным И. Н. Тылевича [25], коэффициенты корреляции между временным сопротивлением и НВ, а также H_{90} оказались одинаковыми и очень высокими, равными 0,98.

По результатам работы [22] временное сопротивление, вычисленное по твердости при вдавливании конуса, оказалось несколько ближе к истинному значению, чем вычисленное по твердости при вдавливании шара. Однако различие в точности определения σ_n по результатам вдавливания шара и конуса практически мало ощутимо, но испытание шариком надежнее, чем конусом.

Перейдем теперь к рассмотрению способов нахождения σ_n по твердости относящихся ко второй группе (№ 6—9).

Г. П. Зайцев, основываясь на параллелизме кривых твердости и растяжения, предложил вычислять σ_n по коэффициенту упрочнения n , определяемому по формуле (12). Этот метод требует двухкратного вдавливания шарика, о чем подробно говорилось ранее.

В. В. Варнелло, основываясь на анализе параметров кривой растяжения металлов в интервалах от предела текучести σ_T до σ_n , предложил находить σ_n по НВ и δ_p , определяемому методом твердости (табл. 5), — по результатам двухкратного вдавливания шарика.

М. С. Дрозд предлагает находить σ_n по числу твердости H , которое определяется по формуле (13).

Р. Беклин, приравняв работу, совершаемую при вдавливании конуса с углом заострения 90° , работе, затрачиваемой при растяжении образца, приходит к зависимости (№ 9, табл. 3), в которой $\alpha = \frac{d_n}{d_k}$. Величина δ_p связана с α .

Эксперименты Г. П. Зайцева, В. В. Варнелло и М. С. Дрозда показали высокую точность предложенных ими методов. Таким образом, методы определения σ_n по упрочняемости материала являются более универсальными, но более сложными, чем методы определения σ_n на основе коэффициента пропорциональности C .

Определение равномерного удлинения и равномерного сужения по твердости

Способы определения равномерного удлинения (табл. 5) можно разделить на две группы:

а) основанные на определении чисел твердости при поверхностной деформации в лунке, близкой к равномерной (№ 1—3);

б) основанные на упрочняемости материалов (№ 4—6).

Равномерная деформация, т. е. деформация за пределами шейки при испытании на растяжение, является чрезвычайно важной механической характеристикой и наиболее чувствительной к структуре металла.

Таблица 5

№ п/п	Наконечник	Формулы для определения δ_p	$\Delta_{\text{макс}}\%$	Автор
1	Ш	$32,25 - 0,096\text{HB}$	1	Монахов Н. Н. [26]
2	K120°	$0,299 - 0,000605\text{H}_{120}$	2	Жидонис В. Ю. [10]
3	K160°	$0,211 - 0,01015\sqrt{\text{H}_{160} - 106}$	2	Жидонис В. Ю. [10]
4	Ш	$(n - 2) / 1,3$	—	Зайцев Г. П. [15]
5	K90° П170°	$0,15\text{H}_{90} / \text{H}_{170} - 0,1$	—	Тылевич И. Н. [25]
6	Ш	$\frac{P_1 d_2^2 - P_2 d_1^2}{2,8 \left(P_2 d_1^2 \sqrt{\frac{D}{d_2}} - P_1 d_2^2 \sqrt{\frac{D}{d_1}} \right)}$	6	Варнелло В. В. [16]

В работе [2] показано, что максимуму на диаграмме твердости соответствует деформация, равная равномерной при растяжении. Н. Н. Монахов в работе [26], развивая это положение, пришел к следующему выводу: поскольку при испытании конструкционных сталей твердость по Бринеллю соответствует максимуму на диаграмме твердости, то, следовательно, равномерная деформация находится в закономерной зависимости с HB. Высказанные им предположения подтвердились при опытах на рельсовой стали ($\text{HB} = 150 - 230 \text{ кгс/мм}^2$ и $\delta_p = 9 - 18\%$), в результате Н. Н. Монахов предложил простую линейную формулу (1), приведенную в табл. 5. Отклонение между равномерным удлинением, вычисленным по формуле, и найденным путем растяжения по данным Монахова, не превышает 1%.

Равномерную деформацию можно определять по формулам В. Ю. Жидониса [10], по данным которого разность между равномерной деформацией, определенной по твердости и растяжению для машиностроительных сталей с $\psi_p = 7 - 17\%$ не превышает 2%.

Эксперименты автора [3] на конструкционных сталях с более широким диапазоном изменения ψ_p , чем в работах Н. Н. Монахова и В. Ю. Жидониса, а именно в пределах от 3 до 20% показали криволинейный характер изменения ψ_p от HB (рис. 5). Для стали 30ХГСА после закалки и

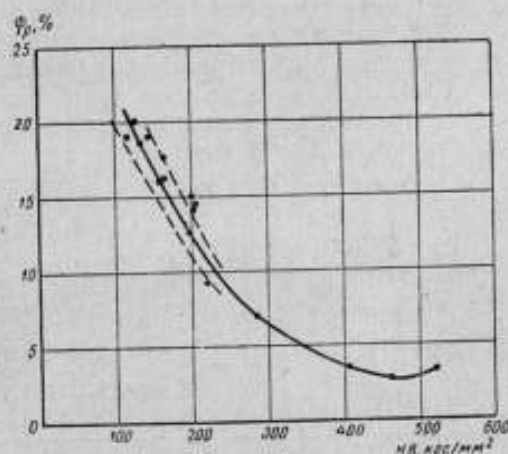


Рис. 5. Соотношение между HB и равномерным поперечным сужением ψ_p для конструкционных, углеродистых и низколегированных сталей перлитного класса.

отпуска при 200° С (крайняя правая точка на диаграмме, рис. 5) наблюдается отступление от общей зависимости, что связано с появлением остаточного аустенита в этой стали.

Теперь рассмотрим способы определения равномерной деформации, в основе которых лежит упругость материалов (№ 4—6). В формуле Г. П. Зайцева фигурирует коэффициент n , вычисляемый по формуле (12). И. Н. Тылевич предложил определять δ_p по твердости H_{90} при вдавливании конуса с углом заострения 90° и по твердости H_{170} при вдавливании четырехгранной пирамиды с углом между гранями 170°.

В. В. Варнелло предлагает определять ψ_p по результатам двухкратного вдавливания шара одного и того же диаметра под нагрузками $P_1 = 1000 \text{ кгс}$ и $P_2 = 3000 \text{ кгс}$. Полученные соответствующие диаметры отпечатков d_1 и d_2 подставляются в формулу (6).

По данным В. В. Варнелло [16], разница между равномерным сужением, определяемым по твердости и растяжению, не превышает 6%.

Рассмотрение способа определения равномерной деформации показывает, что для деформированных конструкционных, углеродистых и низколегированных сталей он дает высокую точность и может быть рекомендован для практического использования.

Определение по твердости истинного сопротивления разрыву

Способы определения истинного сопротивления разрыву S_k (табл. 6) по твердости можно разделить на две группы:

а) основанные на определении твердости, когда металл доводится до разрушения (метод царапания, формулы № 1—2);

б) способы, при которых металл не доводится до разрушения (метод вдавливания, формулы № 3—5).

Хотя истинное сопротивление разрыву само по себе имеет огромное значение как характеристика прочности металла, но в плане разработки безобразцовых методов определения основных механических характеристик оно имеет подчиненное значение для определения характеристик пластичности при разрушении.

Н. Н. Давиденков в работе [27] предложил определить S_k по ширине царапины b_{90} , получаемой на приборе Мартенса при нагрузке 50 г и

Таблица 6

№ п/п	Наконечник	Формулы для определения S_k	Автор
1	K90°	$4,02 \left(\frac{1}{b_{90}} - 22,5 \right)$	Давиденков Н. Н. [27]
2	K120°	$\frac{86}{b} - 136$	Давиденков Н. Н. и др. [22]
3	K120°	$\frac{220}{d} - 106$	Сичков М. Ф. и др. [13]
4	K90°	$\frac{155,5}{d} - 8,2$	Сичков М. Ф. и др. [13]
5	Ш	$0,2H + 65$	Дрозд М. С. [18]

царапани алмазной иглой с углом 90° по формуле (1), приведенной в табл. 6. В следующей работе Н. Н. Давиденкова и его сотрудников [22] этот метод получил дальнейшее развитие и была предложена формула № 2, которая приведена в табл. 6.

Ширину царапины в этом случае определяли после перемещения по испытываемому материалу конуса с углом 120° под нагрузкой 8 кгс.

Коэффициент корреляции между b_{90} и S_k оказался очень высоким, равным 0,98, а максимальное отклонение S_k , вычисленного по формуле № 2 (табл. 6) и по растяжению на сталях временным сопротивлением 60—180 кгс/мм², не превышало 5%.

В первую формулу М. Ф. Сичикова и его соавторов (см. табл. 6) входит диаметр остаточного отпечатка в миллиметрах после вдавливания конуса с углом при вершине 120° под нагрузкой 150 кгс. Во вторую — диаметр отпечатка после вдавливания конуса с углом при вершине 90° под нагрузкой 100 кгс.

Формула М. С. Дрозда устанавливает линейную зависимость между истинным сопротивлением разрыву и предложенным им новым числом твердости H . Максимальная погрешность, вычисленной по формуле величины, достигает 18% на сталях временным сопротивлением 30—180 кгс/мм². Метод определения истинного сопротивления разрыву царапанием имеет более глубокий физический смысл, чем метод вдавливания. Поэтому ему и следует отдать предпочтение.

Определение сужения после разрыва по твердости

Способы определения поперечного сужения после разрыва по твердости (табл. 7) можно также разделить на две группы:

а) способы, основанные на доведении металла в лунке до разрушения (№ 1—2);

б) способы, при которых в лунке создается только пластическая деформация, т. е. металл в лунке не доводится до разрушения (№ 3).

Таблица 7

№ п/п	Наконечник	Формулы для определения ψ_k	Автор
1	K90°	$15 + (S_k - 0,32H_{90})(1,3 - 1,28 \cdot 10^{-3} \cdot H_{90})$	Давиденков Н. Н. и др. [22]
2	Ш, К	$(1 - 2\psi_p)(1 - \psi_p^2) \frac{S_k}{\sigma_b}$	Марковец М. П. [23]
3	Ш	$0,36S_k \left(0,6 + \frac{170}{H}\right) 10^{-2}$ при $H < 450$ кгс/мм ² $1,7 \frac{S_k}{H}$ при $H > 450$ кгс/мм ²	Дрозд М. С. [18]

К первой группе можно отнести способ Н. Н. Давиденкова и его соавторов, предложенный в работе [22]. В формулу подставляется значение S_k , определенное методом царапания, твердость H_{90} при вдавливании конуса с углом при вершине 90° под нагрузкой 2000 кгс. Твердость H_{90} определяется делением нагрузки на площадь основания конического отпечатка. Эксперименты на конструкционных сталях с $\psi_k = 40—75\%$

Таблица 8

δ ₁₀ , %	δ ₂ , % при φ, %											
	10	15	20	25	30	35	40	45	50	60	70	80
1	2,3											
2	3,2	4,1										
3	4,0	5,0	5,5	6,1								
4	4,9	5,9	6,5	7,0	7,5	8,1						
5	5,8	6,7	7,3	7,9	8,5	9,1	9,5					
6	6,6	7,6	8,2	8,9	9,5	10,0	10,5	10,9	11,3			
7	7,5	8,4	9,2	9,8	10,4	11,0	11,5	11,9	12,3	12,8		
8	8,4	9,3	10,1	10,8	11,4	12,0	12,5	12,9	13,1	13,8	14,3	
9	9,2	10,2	11,0	11,7	12,3	12,9	13,5	13,9	14,4	14,9	15,3	15,6
10	10,2	11,0	11,8	12,6	13,3	14,0	14,5	15,0	15,4	16,0	16,4	16,7
11	11,0	11,9	12,8	13,6	14,2	14,9	15,5	16,0	16,4	17,0	17,5	17,7
12	—	12,7	13,7	14,5	15,2	15,9	16,5	17,0	17,4	18,1	18,6	18,8
13	—	13,6	14,6	15,4	16,1	16,9	17,5	18,0	18,5	19,1	19,7	19,9
14	—	14,4	15,5	16,4	17,1	17,9	18,5	19,0	19,5	20,1	20,7	20,9
15	—	15,3	16,3	17,3	18,1	18,8	19,5	20,0	20,5	21,2	21,7	22,0
16	—	16,2	17,0	18,2	19,0	19,8	20,5	21,0	21,5	22,2	22,8	23,1
17	—	17,1	18,1	19,1	19,9	20,7	21,5	22,0	22,5	23,3	23,9	24,1
18	—	—	19,0	20,0	20,9	21,7	22,5	23,0	23,5	24,3	24,9	25,2
19	—	—	19,9	20,9	21,8	22,7	23,4	24,0	24,5	25,4	26,0	26,5
20	—	—	20,7	21,8	22,7	23,6	24,3	24,9	25,5	26,4	27,0	27,3
21	—	—	21,6	22,7	23,6	24,5	25,3	25,9	26,5	27,4	28,1	28,4
22	—	—	22,5	23,6	24,5	26,5	26,3	26,9	27,5	28,5	29,1	29,5
23	—	—	23,3	24,5	25,5	26,3	27,3	27,9	28,5	29,5	30,2	30,5
24	—	—	24,2	25,4	26,3	27,3	28,2	28,9	29,5	30,5	31,2	31,6
25	—	—	25,0	26,2	27,2	28,2	29,1	29,9	30,5	31,5	32,2	32,6
26	—	—	—	27,1	28,1	29,1	30,1	30,9	31,5	32,5	33,3	33,7
27	—	—	—	27,9	29,1	30,1	31,1	31,9	32,5	33,5	34,3	34,8
28	—	—	—	28,8	30,0	31,0	32,0	32,8	33,5	34,6	35,4	35,8
29	—	—	—	29,7	30,9	31,9	33,0	33,8	34,5	35,6	36,4	36,9
30	—	—	—	30,5	31,7	32,8	33,8	34,7	35,5	36,6	37,4	37,9
31	—	—	—	31,3	32,7	33,8	34,8	35,7	36,5	37,7	38,5	39,0
32	—	—	—	32,2	33,5	34,7	35,7	36,7	37,5	38,7	39,5	40,1
33	—	—	—	33,0	34,4	35,5	36,7	37,6	38,5	39,7	40,5	41,1
34	—	—	—	—	35,3	36,5	37,6	38,5	39,5	40,7	41,6	42,2
35	—	—	—	—	36,1	37,3	38,5	39,5	40,4	41,7	42,6	43,3
36	—	—	—	—	37,0	38,2	39,4	40,4	41,4	42,7	43,6	44,4
37	—	—	—	—	37,9	39,1	40,3	41,4	42,4	43,7	44,6	45,4
38	—	—	—	—	38,7	40,1	41,3	42,3	43,4	44,7	45,7	46,4
39	—	—	—	—	39,6	40,9	42,2	43,3	44,4	45,7	46,8	47,5
40	—	—	—	—	40,5	41,9	43,1	44,3	45,3	46,8	47,8	48,5
41	—	—	—	—	41,3	42,7	44,1	45,2	46,3	47,8	48,9	49,6
42	—	—	—	—	42,2	43,6	45,0	46,1	47,3	48,8	49,9	50,7
43	—	—	—	—	—	44,5	45,9	47,1	48,2	49,8	50,9	51,7
44	—	—	—	—	—	45,4	46,8	48,0	49,2	50,8	51,9	52,8
45	—	—	—	—	—	46,3	47,7	49,0	50,2	51,8	53,0	53,8
46	—	—	—	—	—	47,2	48,5	49,9	51,1	52,8	54,0	54,9
47	—	—	—	—	—	48,0	49,4	50,8	52,0	53,8	55,0	55,9
48	—	—	—	—	—	48,9	50,4	51,7	53,0	54,8	56,1	57,0
49	—	—	—	—	—	49,7	51,3	52,7	53,9	55,8	57,1	58,1
50	—	—	—	—	—	50,6	52,1	53,6	54,8	56,9	58,2	59,1

показали, что максимальное отклонение значения, найденного по твердости, от значения, определенного методом растяжения, не превышает 10%.

К первой группе способов относится также способ, предлагаемый автором, в котором применяется формула, легко получаемая из диаграммы истинных напряжений при растяжении с использованием правила Кербера. В формулу подставляются σ_0 , ψ_0 , определенные по твердости методом вдавливания, и S_k — методом царапания.

Ко второй группе способов определения поперечного сужения по твердости относится способ, предложенный М. С. Дроздом. В его формулах H представляет собой твердость, а S_k истинное сопротивление разрыву, вычисляемое также по значениям H в формуле № 5, приведенной в табл. 6. Способы первой группы наиболее физически обоснованы, им и следует отдать предпочтение.

Определение относительного удлинения при разрыве по твердости

Относительное удлинение при разрыве по твердости можно легко определить по формуле

$$\delta_p = 2\delta_{10} - \delta_5.$$

Для этого необходимо определить δ_p и ψ_k методом твердости и руководствоваться табл. 8, в которой указывается соотношение между удлинениями, определяемыми на десятикратном δ_{10} и пятикратном δ_5 образцах в зависимости от ψ_k .

А. Н. Михайлов в работе [28] предложил находить δ_{10} для образцов из углеродистой стали по формуле

$$\delta_{10} = 2,5 \frac{2M}{D^2} \cdot \frac{d}{d_n} \cdot 100\%.$$

где d — диаметр отпечатка при вдавливании в испытуемый материал шарика диаметром $D = 5$ мм под нагрузкой 750 кгс;

d_n — диаметр наплыва вокруг отпечатка;

M — поверхность отпечатка.

С. С. Васаускас в работе [29] предлагает определять δ_{10} методом вдавливания сначала конуса, а затем шарика в лунку конуса по следующей формуле:

$$\delta_{10} = 8d_0^2 - 15 \ln \frac{d_0}{d_1},$$

где d_0 — диаметр конического отпечатка;

d_1 — наружный диаметр отпечатка, полученный после вдавливания шарика в отпечаток от конуса.

Последние два способа основаны на упрочняемости материала без доведения его до разрушения.

Наиболее физически обоснованным следует считать способ нахождения δ по значениям ψ_k , найденным по твердости с доведением материала до разрушения.

Выводы

Рассмотрев многочисленные способы определения механических свойств металлов по твердости, можно сделать следующие выводы.

1. Характеристики прочности — условный предел текучести и временное сопротивление — можно определять с достаточной точностью. Максимальное отклонение этих характеристик, вычисленных по твердости, от характеристик, определенных методом растяжения, в подавляющем большинстве случаев не превышает 5%. Безобразцовые методы определения

условного предела текучести и временного сопротивления настолько разработаны, что могут применяться в цеховых условиях.

2. Безобразцовые методы определения характеристик пластичности удлинения и сужения при разрыве дают пока меньшую точность, чем методы определения характеристик прочности. Для повышения точности определения удлинения и сужения требуются дальнейшие исследования в особенности по определению истинного сопротивления при разрыве, которое необходимо для нахождения удлинения и сужения.

3. Безобразцовые методы определения механических свойств требуют проведения больших метрологических работ для стандартизации конусных и пирамидальных наконечников с различными углами заострения.

4. Необходимо создать специальные приборы для испытания на твердость, так как обычные стандартные приборы не всегда пригодны для этих целей.

ЛИТЕРАТУРА

1. Марковец М. П. ЖТФ, 1949, т. XIX, вып. 3.
2. Марковец М. П. «Заводская лаборатория», 1954, № 8.
3. Марковец М. П. «Заводская лаборатория», 1961, № 11.
4. Марковец М. П., Пашнина В. И., Пиксин Ю. И. Изв. Вузов, «Машиностроение», 1965, № 2, стр. 94.
5. Tabor D. The Hardness of Metals, Oxford, 1951.
6. Марковец М. П., Пашнина В. И. «Измерительная техника», 1965, № 1.
7. Ишлинский А. Ю. Прикладная математика и механика, т. VIII, 1944, стр. 201.
8. Васаускас С. С., Жидонис В. Ю. «Заводская лаборатория», 1962, № 5.
9. Тылевич И. Н., Гликман Л. А. «Заводская лаборатория», 1961, № 6.
10. Жидонис В. Ю. К вопросу определения характеристик основных механических свойств стали методом вдавливания. Автореферат кандидатской диссертации, Каунас, 1962.
11. Tamman G, Müller G. Zur Bestimmung der Eindruckelastizitätsgrenze in Anschluß an die Härtebestimmung, Zeitschrift für Metallkunde, 28.III.1936., Н. 3.
12. Аукшталялис П. С. Некоторые вопросы процесса деформации в зоне конического отпечатка при определении механических свойств. Автореферат кандидатской диссертации, Каунас, 1956.
13. Сичиков М. Ф., Захаров Б. Н., Козлова Ю. В. «Заводская лаборатория», 1947, № 12.
14. Савицкий Ф. С., Вандышев В. А. «Измерительная техника», 1955, № 6.
15. Зайцев Г. П. «Заводская лаборатория», 1949, № 6.
16. Варнелло В. В. Автореферат докторской диссертации, Новосибирск, 1964.
17. Böklen R. Z. Metallkunde, 1964, № 7, s. 55.
18. Дрозд М. С. Определение механических свойств металла без разрушения. «Металлургия», М., 1965.
19. Гликман Л. А., Максимов Н. «Заводская лаборатория», 1945, № 11.
20. Витман Ф. Ф. «Заводская лаборатория», 1947, № 2.
21. Grüneir I. A. Ein Verfahren zur Härtebestimmung. Nebsteiningen Anwendungenssetben, Baumaterialkunde, 1900, Н. 18—26.
22. Давиденков Н. Н., Беляев С. Е., Марковец М. П. «Заводская лаборатория», 1945, № 10.
23. Марковец М. П. Диаграммы истинных напряжений и расчет на прочность, Оборонгиз, 1947.
24. Böklen R. Metall, 1953, v. 7, № 11/12, s. 436.
25. Тылевич И. Н. Определение механических свойств судостроительных материалов методом вдавливания. Труды Центрального научно-исследовательского института технологии судостроения, 1959, вып. XXIII.
26. Монахов Н. Н. Предельное равномерное удлинение при разрыве как универсальная характеристика прочности металла. Строительная механика. Труды Московского института инженеров железнодорожного транспорта, 1961, вып. 131.
27. Давиденков Н. Н. Некоторые проблемы механики материалов, Лениздат, 1943.
28. Михайлов А. Н. Вестник металлопромышленности, 1939, № 7.
29. Васаускас С. С. Определение механических свойств стали методом повторного вдавливания конуса и шарика. Труды Каунасского политехнического института, 1955, т. 3.

ОБ ОПРЕДЕЛЕНИИ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК МЕТАЛЛОВ ПО ИСПЫТАНИЯМ НА ТВЕРДОСТЬ

Несмотря на большое число исследований, посвященных определению механических характеристик металлов по результатам испытания на твердость*, подобные методы контроля механических свойств еще не получили распространения. Одна из причин этого — недостаточная разработка новой методики.

Настоящая работа посвящена исследованию и усовершенствованию метода определения временного сопротивления и равномерного удлинения конструкционных сталей посредством вдавливания двух или более конусов с разными углами при вершине.

Целесообразность поиска связи между временным сопротивлением и равномерным удлинением (или сужением), с одной стороны, и твердостью по конусу, с другой, вытекает из следующих соображений. В зоне отпечатка при испытании на твердость, как и при образовании шейки при растяжении, металл испытывает сильную деформацию. При вдавливании конуса давление на поверхности отпечатка (отношение усилия, действующего на индентор, к площади проекции отпечатка) не зависит от усилия, следовательно, оно не зависит и от деформированного объема, который увеличивается при росте усилия. Это позволяет рассматривать напряженное и деформированное состояние в зоне отпечатка как предельное, отражающее свойства испытуемого металла. При растяжении образца в момент начала образования шейки проявляется предельная способность металла к равномерной деформации, причем характеристики напряженного и деформированного состояний образца — временное сопротивление и равномерное удлинение (или сужение) — не зависят от диаметра образца [1]. Таким образом, между состояниями металла в обоих случаях можно усмотреть аналогию.

Для проверки этой концепции была использована формула Г. П. Зайцева и С. А. Смолича [2], справедливая для пластичных металлов, образующих при растяжении шейку:

$$P = ad^2 \cos^{n-2} \beta, \quad (1)$$

где P — усилие вдавливания конуса с углом при вершине, равным 2β , кгс;
 d — диаметр отпечатка, мм;
 a — параметр, пропорциональный временному сопротивлению, кгс/мм²;
 n — параметр, пропорциональный равномерному удлинению.

* Марковец М. П. О зависимости между твердостью и другими механическими характеристиками, стр. 58.

На основании формулы (1) число твердости по конусу

$$H = \frac{4P}{\pi d^2} = C \cos^{n-2} \beta, \quad (2)$$

где $C = \frac{4a}{\pi}$ — параметр, пропорциональный временному сопротивлению;
 β — половина угла при вершине конуса.

Параметры C и n можно определить по методу наименьших квадратов. Для этого уравнение (2) нужно привести к линейному виду

$$\lg H = (n - 2) \lg \cos \beta + \lg C. \quad (3)$$

Формула (1) была проверена на сталях различных марок с помощью девяти конусов с углами при вершине от 90 до 16°. Получены следующие уравнения:

$$H = 154,6 \cos^{0,29} \beta \text{ для стали 3;}$$

$$H = 170,5 \cos^{0,248} \beta \text{ для стали 3ТС;}$$

$$H = 179,3 \cos^{0,286} \beta \text{ для стали 4Т.}$$

Эти уравнения дают результаты, хорошо совпадающие с опытными данными (средние отклонения 0,5—0,6%, максимальные 0,8—1,6%).

Для определения зависимости временного сопротивления от параметра C , а также равномерного удлинения (или сужения) от $n - 2$ было изготовлено 20 серий образцов из прутков стали 20, 35, 45, 20Х, 20ХНЗА и ШХ15. Часть образцов подвергли отжигу, часть закалке и отпуску, часть оставили без термообработки. Всего было испытано 56 образцов.

Опыты показали (см. рисунок), что временное сопротивление перечисленных сталей как в состоянии поставки, так и после отжига или улучшения, за исключением сталей 20ХНЗА и ШХ15, улучшенных, может быть вычислено по одной и той же формуле, полученной по методу наименьших квадратов

$$\sigma_b = 0,263C. \quad (4)$$

Среднее отклонение σ_b , рассчитанное по формуле (4), составляет 3%, среднее квадратическое отклонение 3,8%, вероятное 2,5%.

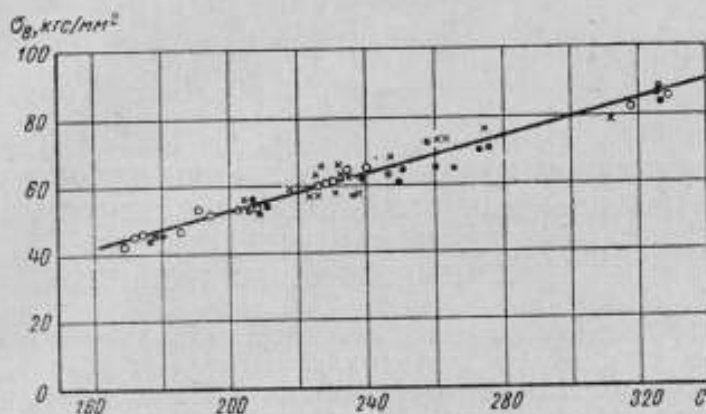
Оценивая эти отклонения, нужно учесть, что местные свойства металла лучше выявляются при испытании на твердость, чем при растяжении, так как при растяжении получают усредненные характеристики для большого объема металла. Поэтому σ_b , найденное при испытании на твердость, отличается от полученного при растяжении. Чтобы эти характеристики были ближе, значение твердости определяют в нескольких местах контролируемого изделия и вычисляют среднее значение параметра C . Это подтвердили расчеты σ_b , сделанные по средним значениям C для серий, состоявших не менее чем из трех образцов. Точность рассчитанных значений σ_b возросла: среднее отклонение от опытных данных уменьшилось до 1,3%, среднее квадратическое отклонение — до 3%, вероятное — до 2%, большинство абсолютных отклонений не превышало 1 кгс/мм².

Опыты выявили коррелятивную связь между равномерным удлинением δ_p или равномерным сужением ψ_p и соответствующим параметром вдавливания $n - 2$. Установлению функциональной связи препятствует значительный разброс опытных точек, основная причина которого — недостатки методики определения сопоставляемых величин.

В настоящее время понятие «предельная равномерная деформация при растяжении» еще не стандартизировано, а методика определения ее изучена недостаточно. Поэтому δ_p и ψ_p определяют с погрешностями, достигающими иногда 30% [3].

В излагаемой работе ψ_p определяли двумя методами: измерением разорванного образца на участках между головкой и шейкой [4, 5] и построением касательной к кривой истинных напряжений, удовлетворяющей правилу Кербера [3]. Оба метода дали значительный разброс величин ψ_p и рассчитанных по ним значений δ_p .

При определении ψ_p по первому методу ошибки возникают из-за того, что участки образцов между головкой и шейкой обычно не имеют одинако-



Зависимость временного сопротивления от параметра C :

● — стали в состоянии поставки; ○ — отожженные стали; × — улучшенные стали.

вого диаметра. Второй метод также не дает нужной точности (как правило, можно провести 2—3 касательных, удовлетворяющих правилу Кербера). Большой разброс дает также определение δ_p по относительным удлинениям десятикратного и пятикратного образцов [3].

Все это показывает, что для разработки методики определения δ_p и ψ_p по испытаниям на твердость необходимо прежде всего усовершенствовать методы определения этих величин при испытаниях на растяжение.

Выводы

1. Изложена методика определения временного сопротивления конструкционных сталей по числам твердости, полученным вдавливанием конусов с различными углами при вершине. Проверка методики на ряде углеродистых и легированных сталей, находящихся в различных состояниях, дала удовлетворительные результаты.

2. Показано, что разработка методики определения равномерного удлинения или сужения по испытаниям на твердость затруднена вследствие неточности методов определения этих величин при испытании на растяжение.

ЛИТЕРАТУРА

1. Чечулин Б. Б. Масштабный фактор и статистическая природа прочности металлов. М., Металлургиздат, 1963.
2. Зайцев Г. П., Смолич С. А. Определение параметров пластичности металлов методом вдавливания конусов. «Заводская лаборатория», 1950, № 11, стр. 1355.
3. Бондарев Ю. Е. Методика определения характеристик пластичности металла. «Заводская лаборатория», 1960, № 7, стр. 855.
4. Шапошников Н. А. Методика механических испытаний металлов и ее применение. М., Металлургиздат, 1933.
5. Губкин С. И., Савицкий Е. М. Метод построения ориентировочных прямых. «Деформируемость сплавов». М.—Л., Изд-во АН СССР, 1947, стр. 44.

В. В. ВАРНЕЛЛО, Э. В. ВАРГАСОВА,
А. Г. ФРАЛКЕНЗОН

ИЗУЧЕНИЕ СВЯЗИ ТВЕРДОСТИ МЕТАЛЛОВ
ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ С ОСНОВНЫМИ
МЕХАНИЧЕСКИМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ,
ОПРЕДЕЛЯЕМЫМИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ

В последние годы в связи с запросами промышленности ведутся обширные исследования и изучение механических свойств металлов при высоких температурах, в том числе и измерение твердости. Однако если в настоящее время на методы испытания металлов на растяжение при повышенных температурах действует ГОСТ 9651—61, то соответствующих стандартов на измерение твердости при высоких температурах нет. Возникает задача проведения широких исследований по изучению связи твердости черных металлов с основными их механическими характеристиками при повышенных температурах.

Анализ размерностей для вдавливания пирамиды позволяет установить соотношение

$$\frac{P}{\sigma_n d^2} = cf(\delta_p), \quad (1)$$

где P — усилие вдавливания;

d — диагональ отпечатка;

σ_n — временное сопротивление;

δ_p — равномерное удлинение;

c — коэффициент, зависящий от числа граней пирамиды, угла между гранями и коэффициента трения.

В работе [1] дан вывод аналогичной формулы, в которую входят истинное временное сопротивление вместо σ_n и равномерное сужение вместо δ_p . Поскольку твердость по Виккерсу пропорциональна отношению $\frac{P}{d^2}$, из формулы (1) вытекает

$$\frac{HV}{\sigma_n} = cf(\delta_p). \quad (2)$$

Формула (2) указывает пути, по которому должны идти экспериментальные исследования для установления связи твердости по Виккерсу с механическими характеристиками. Так, выбрав любую температуру при испытании, можно установить для металлов с различными δ_p закон изменения $\frac{HV}{\sigma_n}$. Найдя зависимости HV , σ_n и δ_p от температуры в аналитической форме, получим возможность обобщить формулу (2) для применения в широкой области температур.

Исследовали образцы из стали 20, 30 и 45 в диапазоне температур 20—600° С. Длина расчетной части цилиндрических образцов, подвергае-

рых растяжению, была 30 мм, диаметр поперечного сечения 6 мм, т. е. кратность $n = 5$. Образец помещали в вакуумную камеру, установленную между захватами испытательной машины УМ-5. Давление в камере составляло $1 \cdot 10^{-3}$ мм рт. ст. Образец нагревался за счет радиационного излучения ленточного молибденового нагревателя. Температура расчетной части образца автоматически измерялась в трех точках и записывалась на потенциометре типа ЭПП-09/2М. Максимальный разброс температуры по длине расчетной части образца не превышал $\pm 5^\circ \text{C}$.

Подвижный захват испытательной машины перемещался со скоростью 4 мм/мин.

Временное сопротивление σ_n , как известно, определяется без каких-либо затруднений, а для определения равномерного удлинения δ_p потребовалась разработка особого метода.

Полное относительное удлинение δ_n образца после разрыва, как известно [2], складывается из двух остаточных удлинений: равномерного δ_p , пропорционального расчетной длине образца, и сосредоточенного, обратно пропорционального кратности n образца:

$$\delta_n = \delta_p + \frac{C}{n}, \quad (3)$$

где C — константа, характеризующая процесс растяжения на этапе сосредоточенной деформации.

Нами установлено, что

$$C = \frac{\psi_k - \psi_p}{1 - \psi_p}, \quad (4)$$

Учитывая, что

$$\psi_p = \frac{\delta_p}{1 + \delta_p}, \quad (5)$$

из формул (3—5) получим

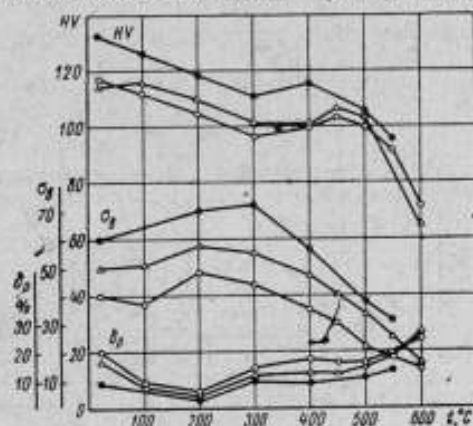
$$\delta_p = \frac{n\delta_n - \psi_k}{n - 1 + \psi_k}. \quad (6)$$

С целью проверки формулы (6) были использованы экспериментальные результаты, полученные в работах [3, 4], для различных материалов. Результаты определения δ_n по формуле (6) отличаются по абсолютной величине от экспериментальных не более чем на 3%. Для проверки этой же формулы были изготовлены двухсекционные образцы различных кратностей 5—10, предложенные Н. И. Монаховым [5].

После разрушения образцов по неразорванным секциям определяли экспериментальные значения δ_p исследованных металлов, а по разорванным — подсчитывали с помощью формулы (6) расчетные значения δ_p . Абсолютное отклонение расчетных значений δ_p от экспериментальных не превышает 1,5% и поэтому δ_p вычисляли по формуле (6).

Для испытания твердости по Виккерсу была изготовлена специальная вакуумная установка с сапфировой пирамидой, на которой исследования вели при нагрузке на индентор 9,8 н (1 кгс) с выдержкой под ней в 1 мин. Диагонали отпечатков измеряли на охлажденных образцах.

На рисунке изображены кривые изменения HV, σ_n , δ_p в зависимости от температуры испытания.



Зависимость чисел твердости по Виккерсу HV, временного сопротивления σ_n и равномерного удлинения δ_p от температуры испытания $t^\circ \text{C}$ для Ст. 45 (●●●), Ст. 20 (□□□) и Ст. 30 (△).

Выводы

1. Получена в общем виде формула (2), связывающая твердость по Виккерсу с условным временным сопротивлением и равномерным удлинением при разных температурах испытания.

2. Разработан метод и выведена формула (6) для определения равномерного удлинения при высокотемпературных испытаниях.

3. Экспериментально исследованы для сталей 20, 30, 45 зависимости между твердостью по Виккерсу, временным сопротивлением и равномерным удлинением при температуре 20—600° С для сталей.

4. Отношение $\frac{HV}{\sigma_B}$ при заданной температуре испытания растет с увеличением равномерного удлинения.

Зависимость отношения $\frac{HV}{\sigma_B}$ от δ_p при различных температурах испытания установить трудно.

ЛИТЕРАТУРА

1. Варнелло В. В. Определение констант пластичности металлов методом двукратного вдавливания шарика. Сб. «Пластичность металлов и деформация кабелей», 1962, вып. 2, Новосибирск.

2. Шапошников Н. А. Механические испытания металлов. М., Машгиз, 1954.

3. Шапошников Н. А. Основы механических испытаний металлов. М., ОНТИ, 1936.

4. Марковец М. П. Методика определения характеристик пластичности по твердости конструкционных сталей. «Заводская лаборатория», 1961, № 11.

5. Моисахов Н. И. Предельное равномерное удлинение при разрыве как универсальная характеристика прочности металлов. «Труды института инженеров железнодорожного транспорта», вып. 131. М. 1961.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛОВ В МАЛЫХ ОБЪЕМАХ БЕЗ РАЗРУШЕНИЯ

Экспериментальные и теоретические исследования показали, что в пределах отдельных групп сходных металлов существует постоянное отношение между временным сопротивлением σ_n и числом твердости по Бринеллю НВ. В таблице, приведенной ниже, сопоставлены опытные значения этого отношения со значениями, вычисленными В. Я. Шехтером [1] по формуле

$$k = \frac{\sigma_n}{\text{НВ}} = 0,159 \sqrt{\frac{\delta_p}{\Psi_{\text{нд}}(1 + \delta_p)}} + 0,18, \quad (1)$$

где δ_p — равномерное удлинение в %;

$\Psi_{\text{нд}}$ — средняя деформация в лунке при измерении твердости, выраженная в %.

Величину $\Psi_{\text{нд}}$ находят по относительному диаметру отпечатка

$$\Psi_{\text{нд}} = \begin{cases} 1,95 \left(e^{4 \frac{d}{D}} - 1 \right) & \text{при } \frac{d}{D} < 0,6, \\ 93,25 \frac{d}{D} - 36,4 & \text{при } \frac{d}{D} \geq 0,6. \end{cases} \quad (2)$$

Для всех приведенных в таблице групп металлов, кроме чугунов, наблюдается хорошее совпадение между экспериментальными и вычисленными значениями. Большое расхождение в значениях у чугунов объясняется тем, что для них σ_n является характеристикой разрушения, а не сопротивления пластическим деформациям.

Знание коэффициента k позволяет определять σ_n на готовых деталях по твердости (без разрушения деталей). К сожалению, возможность измерения НВ ограничена их размерами. Была поставлена задача исследовать возможность применения для этой цели измерения микротвердости как одного из наиболее тонких методов механических испытаний при малых объемах металлов.

Успешность использования этого метода зависит от выполнения четырех условий:

Группа материалов	Значения $\sigma_n/\text{НВ}$	
	экспериментальные	вычисленные
Чугуны	0,15	0,235
Алюминиевые сплавы литейные	0,25	0,25
Стали высокопрочные	0,33	0,32
Стали мягкие (малоуглеродистые)	0,36	0,36
Стали аустенитные	0,45	0,455
Алюминиевые сплавы деформируемые	0,38	0,385
Латуни	0,45	0,455

1) испытуемый металл должен иметь достаточно однородную структуру, обеспечивающую отсутствие заметного разброса значений микротвердости;

2) должна быть разработана методика поверки показаний прибора ПМТ-3;

3) должно быть обеспечено постоянство скорости нагружения;

4) поверхность испытуемого образца должна быть специально подготовлена.

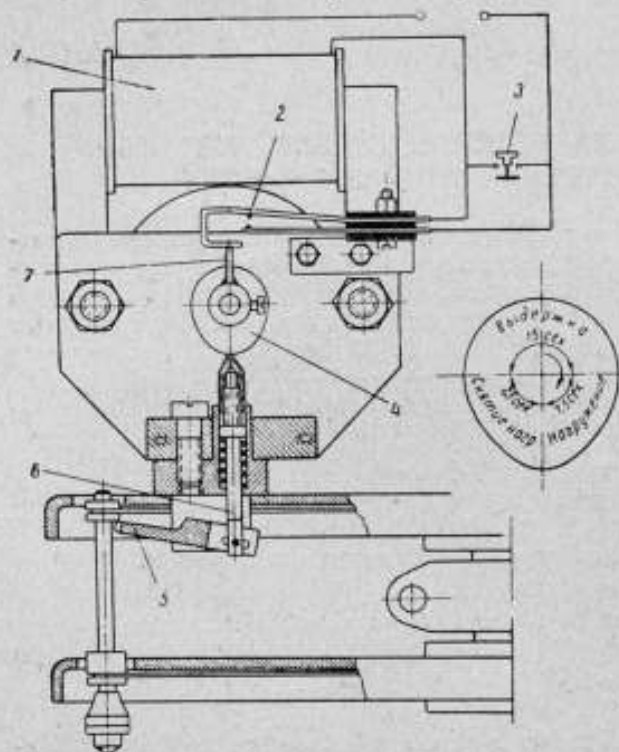


Рис. 1. Схема приспособления для автоматического нагружения ПМТ-3.

Различные материалы в зависимости от их твердости проверяют при разных нагрузках: латуни, бронзы при 50 гс, термообработанные стали при 100 или 200 гс, специальные сплавы с высокой твердостью при 200 гс. Прибор ПМТ-3 следует проверять на разных мерах в зависимости от твердости проверяемых материалов или деталей. В трех местах на мере наносят по пять отпечатков, затем вычисляют средний результат по всей плитке, который переводят в твердость HRC по Роквеллу с помощью переводных таблиц чисел твердости по Виккерсу в числа твердости по Роквеллу, так как числа твердости по Виккерсу и числа микротвердости совпадают. Если отклонение среднего результата от значения меры превышает две единицы HRC, то прибор регулируют, в противном случае к его показаниям вводят поправки. Для выполнения третьего условия было применено приспособление для автоматического нагружения, обеспечивающее выдержку под нагрузкой в течение 15 сек, которая была рекомендована М. М. Хрущовым и Е. С. Берковичем [3]. Это приспособление (рис. 1) состоит из мотора 1 типа Уоррена с числом оборотов $n = 2$ об/мин (СД-2 ГОСТ 2641—44), реле 2, кулачка 4, передающего движение через шток 6 и рычаг 5 на индентор; штифта 7, сидящего на валу мотора вместе с кулачком.

К структурам, удовлетворяющим первому условию, относятся: сорбит, тростит и мартенсит термообработанных сталей, структуры сплавов, подверженных дисперсионному твердению (кобальт-вольфрамовые сплавы, бериллиевые бронзы, дюралюминий), однофазные структуры, структуры нагартованных сплавов на медной основе, однофазные и двухфазные (латуни, бронзы).

Для выполнения второго условия прибор ПМТ-3 проверяли на образцовых мерах твердости (типа МТВ). Поверенная соль ($H = 20-22$ кгс/мм²), предложенная в качестве эталонного материала А. Д. Курицыной [2], применима только при малых нагрузках 2—20 гс.

При нажатии кнопки 3 мотор включается в сеть 220 в и вал мотора начинает вращаться. Штифт 7, поворачиваясь с валом, замыкает пружинные контакты реле 2, после чего кнопку 3 можно отпустить. Профиль кулачка рассчитан таким образом, что нагружение идет 7,5 сек, выдержка под нагрузкой 15 сек и снятие нагрузки 7,5 сек. Общая продолжительность цикла 30 сек.

Для выполнения четвертого условия предварительно исследовали наклеп, возникающий при подготовке поверхности образцов. Поверхность образцов из меди, латуни и бронзы подготавливали тремя способами: механической полировкой, электрополировкой без предварительной шлифовки, электрополировкой с предварительной шлифовкой.

Из полученных данных следует, что влияние наклепа при подготовке поверхности механической полировкой значительно сказывается на замере микротвердости в основном для материалов, находящихся в мягком состоянии. Для меди и латуни, находящихся в твердом состоянии, и для бронзы — в твердом и особо твердом состояниях способ подготовки поверхности не имеет практического значения.

Влияние наклепа на микротвердость стали проверяли иным путем. Образцы стали У8А подвергали термообработке на разные твердости от HRC = 24 до HRC = 64.

На поверхностях, подготовленных обычной механической полировкой, проводили сравнительные измерения HRC с помощью прибора типа ТК и микротвердости с помощью прибора ПМТ-3. Сравнение полученных результатов позволяет судить о влиянии наклепа поверхностного слоя на микротвердость. Оказалось, что при измерении твердости термообработанной стали (HRC = 45) на приборе ПМТ-3 нужно учитывать наклеп поверхности при механической полировке.

Для стали, термообработанной на твердость HRC = 45 и выше, наклеп на микротвердость не влияет.

Нами экспериментальным путем выведена зависимость между пределом прочности и микротвердостью для латуни марок Л62, ЛС59-1 и меди марки М. На графиках $H_D - \sigma_B$ наблюдается значительный разброс точек, который объясняется большой чувствительностью прибора микротвердости к внешним колебаниям (вибрациям), к неоднородности поверхности и к другим факторам. На рис. 2 показаны результаты, полученные для меди.

Отношение k_1 временного сопротивления σ_B к микротвердости H , по нашим опытам, имеет следующие средние значения: 0,28 — для латуни ЛС59-1; 0,23 — для латуни марки Л62; 0,23 — для меди марки М.

В чертежах на детали из меди и медных сплавов (ГОСТ 2208—49, ГОСТ 931—52, ГОСТ 1173—49, ГОСТ 2112—62) указывается состояние материала: мягкое (М), полутвердое (ПТ), твердое (Т) или особо твердое (ОТ).

В соответствующих стандартах состояние этих материалов характеризуется пределом прочности, относительным удлинением, а также глубиной выдавливания по Эриксену.

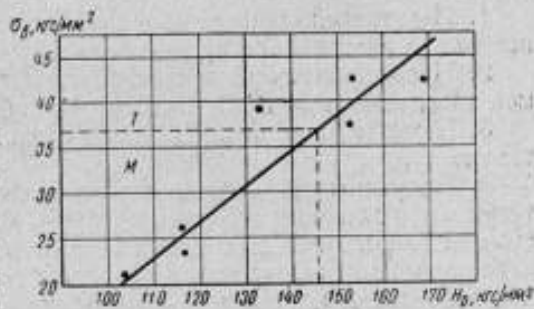


Рис. 2. Зависимость между пределом прочности и микротвердостью для меди.

Из полученных нами графиков следует:

- 1) в мягком состоянии микротвердость латуни ЛС59-1 составляет до $160-165 \text{ кгс/мм}^2$, в твердом — свыше 165 кгс/мм^2 ;
- 2) в мягком состоянии микротвердость латуни Л62 составляет до $150-155 \text{ кгс/мм}^2$, в полутвердом — от 155 до 175 кгс/мм^2 и в твердом — свыше 175 кгс/мм^2 ;
- 3) в мягком состоянии микротвердость меди составляет до $145-150 \text{ кгс/мм}^2$, в твердом — свыше 150 кгс/мм^2 .

В ы в о д ы

1. Изготовлено приспособление к прибору ПМТ-3 для автоматического нагружения индентора с определенной постоянной скоростью.
2. Применена методика проверки прибора ПМТ-3 с помощью образцовых мер твердости типа МТВ (прибора Виккерса).
3. Изучено влияние способа подготовки поверхности образца на микротвердость.
4. Получены графики зависимости между пределом прочности и микротвердостью для меди и латуней Л62 и ЛС59-1, находящихся в разных состояниях, которые дают возможность судить о состоянии материала на основании измерения микротвердости. Однако не исключены случаи, когда по микротвердости нельзя определить состояние материала, например когда механические свойства металла лежат на границе от одного состояния к другому. В таких случаях только сочетание нескольких механических характеристик может привести к правильному заключению о состоянии материала.

Л И Т Е Р А Т У Р А

1. Шехтер В. Я. Зависимость между твердостью и некоторыми механическими характеристиками. «Заводская лаборатория», 1953, № 4.
2. Курицина А. Д. О применении поваренной соли в качестве эталонного материала при испытании на микротвердость. «Заводская лаборатория», 1950, № 4.
3. Хрущов М. М., Беркович Е. С. Приборы ПМТ-2 и ПМТ-3 для испытания на микротвердость. М., Изд-во АН СССР, 1950.

ТВЕРДОСТЬ И МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ХРУПКИХ МАТЕРИАЛОВ

Непосредственное определение предела прочности на растяжение хрупких материалов — основной характеристики прочности, несмотря на принятие дополнительных мер, не дает стабильных результатов. В лаборатории сопротивления материалов Томского политехнического института исследована связь твердости по Бринеллю с некоторыми механическими характеристиками серого чугуна как хрупкого материала, часто применяемого в машиностроении.

Твердость при вдавливании является усредненной характеристикой сопротивления значительным пластическим деформациям. Между твердостью по Бринеллю и пределом прочности на растяжение для материалов, образующих шейку при разрыве, имеется довольно устойчивое соотношение [1, 2], хотя степень пластической деформации и упрочнение при измерении твердости иные, чем при образовании шейки.

У материалов, при разрыве которых не образуется шейка (чугун, алюминиевые сплавы и т. д.), предел прочности при растяжении не характеризует сопротивление пластической деформации, а твердость и в этом случае является усредненной характеристикой сопротивления значительной пластической деформации, поскольку при вдавливании индентора образуется лунка. Поэтому для таких материалов устойчивая связь между пределом прочности на растяжение и твердостью по Бринеллю часто берется под сомнение.

Однако некоторые исследователи доказывают, что такая связь существует. Так, М. П. Марковец для серого чугуна дает соотношение

$$\frac{\sigma_{\text{пр}}}{\text{HB}} = 0,15. \quad (1)$$

В энциклопедическом справочнике в разделе «Машиностроение» [3] приводится иное выражение

$$\delta_{\text{пр}} = \frac{\text{HB} - 40}{6}. \quad (2)$$

Наши эксперименты показали, что между пределами прочности $\sigma_{\text{пр}}$ на растяжение, осевым сжатием $\sigma_{\text{пр}^{\text{сж}}}$ и твердостью по Бринеллю HB существуют линейные связи

$$\sigma_{\text{пр}} = 0,15\text{HB} - 6,4, \quad (3)$$

$$\sigma_{\text{пр}^{\text{сж}}} = 0,56\text{HB} - 29. \quad (4)$$

Соотношение (3) удовлетворительно совпадает с уравнением (1).

Одной из важных характеристик хрупких материалов является условная контактная прочность $\sigma_{\text{кн}}$, методика определения которой разработана

в Томском политехническом институте [4]. При статическом нагружении $\sigma_{кп}$ равна разрушающей силе P_{max} при радиальном сжатии, отнесенной к диаметальному сечению образца

$$\sigma_{кп} = \frac{P_{max}}{dl}, \quad (5)$$

где d и l — диаметр и длина образца.

Новая характеристика является условной, так как оценивает сопротивление всего образца, а не только контактной части.

Нами была найдена зависимость между $\sigma_{кп}$ и НВ для серого чугуна

$$\sigma_{кп} = 0,15HB - 4,2. \quad (6)$$

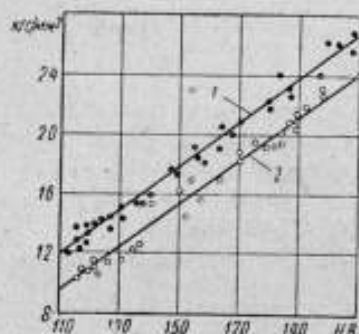


Рис. 1. Зависимость предела прочности на растяжение (1) и условной контактной прочности (2) серого чугуна от твердости по Бринеллю.

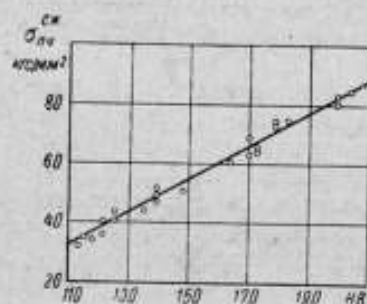


Рис. 2. Зависимость предела прочности на сжатие серого чугуна от твердости по Бринеллю.

На рис. 1 и 2 показаны графики, представляющие зависимости (3—4) и (6). Разброс экспериментальных точек лежит в пределах $\pm 11\%$ для растяжения и осевого сжатия, а при радиальном сжатии составляет около $\pm 8\%$. Исключая твердость НВ из уравнений (3), (4), (6), можно получить связи между прочностными характеристиками серого чугуна, соотношения которых указаны в таблице.

$y = f(x)$	Пределы прочности		Условная контактная прочность, $\sigma_{кп}$
	при растяжении, $\sigma_{пч}$	при осевом сжатии, $\sigma_{пч}^{сж}$	
$\sigma_{пч}$	1	$0,266\sigma_{пч}^{сж} + 1,2$	$A\sigma_{кп}$
$\sigma_{пч}^{сж}$	$3,8\sigma_{пч} - 4,6$	1	$B\sigma_{кп}$
$\sigma_{кп}$	$1,02\sigma_{пч} + 2,3$	$0,27\sigma_{пч}^{сж} + 0,36$	1

В последнем столбце таблицы указаны связи между прочностью хрупких материалов на разрыв

$$\sigma_{пч} = A\sigma_{кп}, \quad (7)$$

а также на осевое сжатие и условной контактной прочностью [5—6]:

$$\sigma_{пч}^{сж} = B\sigma_{кп}. \quad (8)$$

Безразмерный коэффициент A в формуле (7) для серого чугуна равен 0,85; для ряда хрупких пластмасс — 0,7. Определение предела прочности на разрыв путем радиального сжатия цилиндрических образцов из хрупких материалов может быть рекомендовано в связи с тем, что у таких материалов особенно велико и трудно устранимо влияние эксцентричного растяжения. Вследствие перекосов результаты испытания на непосредственное растяжение связаны с большими погрешностями.

Коэффициент B несколько изменяется, увеличиваясь с возрастанием твердости серого чугуна. Для твердости HB 110 и 210 коэффициент B соответственно равен 2,65 и 3,25, а в среднем для исследованной зоны твердостей равен 3,0.

Распределение результатов определения прочности на разрыв методом радиального сжатия 200 цилиндрических образцов из серого чугуна подчиняется нормальному закону.

Зная закон распределения, можно найти необходимое количество испытаний n , при котором с вероятностью f средний результат будет получен с относительной погрешностью, лежащей в пределах $\pm \lambda$ [7]

$$n = \frac{f(x)}{\Phi\left(\frac{\lambda}{\Delta V^2}\right)}, \quad (9)$$

где Φ — функция Лапласа, или интеграл вероятностей от аргумента, стоящего в скобках.

Задавая $f(x) = 0,9$ и $\lambda = \pm 5\%$, находим $n = 2$, т. е. для получения предела прочности на разрыв методом радиального сжатия цилиндрических образцов из серого чугуна с вероятностью 0,9 и погрешностью $\pm 5\%$ необходимо подвергнуть испытанию два образца.

В ходе исследования было рассмотрено влияние размеров образца на результаты механических испытаний серого чугуна при радиальном сжатии. При изменении диаметра в восемь раз, когда отношение его к длине образца изменялось от 0,5 до 4, замечена тенденция уменьшения $\sigma_{\text{кн}}$ с увеличением диаметра. Однако это изменение невелико и составляет $\sim 5\%$. В пределах исследуемых значений твердости $\sigma_{\text{кн}}$ практически не зависит от изменения диаметра образца.

Изменение длины образца (при постоянном диаметре) в 10 раз показывает, что при отношении $\frac{l}{d} \geq 1,5$ условная контактная прочность практически постоянная. Уменьшение длины образцов, когда $\frac{l}{d} < 1,5$, вызывает увеличение $\sigma_{\text{кн}}$, особенно заметное для серого чугуна твердостью 160—190 HB. Очевидно, механические испытания при радиальном сжатии следует проводить на образцах, у которых $\frac{l}{d} \geq 1,5$.

Влияние скорости испытания в пределах от 0,5 до 6 мм/сек практически не сказывается на результатах радиального сжатия цилиндрических образцов из серого чугуна.

Измеряя твердость неоднородно пластически деформированного тела, можно получить подробную информацию о распределении в нем напряжений [8, 9], что указывает на расширение круга практически важных вопросов, которые удастся решать методом измерения твердости.

ЛИТЕРАТУРА

1. Фридман Я. Б. Механические свойства металлов. М., Оборонгиз, 1952.
2. Шапошников Н. А. Механические испытания металлов. М., Машгиз, 1954.
3. Энциклопедический справочник. Машиностроение, т. 3, ГОСИНТИ, 1948.

4. Седоков Л. М. Определение контактной прочности материалов при помощи цилиндрических и конических крешеров. Контактная прочность машиностроительных материалов. М., изд-во «Наука», 1964.

5. Седоков Л. М. Статистические испытания хрупких материалов. «Стандартизация», 1961, № 1.

6. Седоков Л. М., Богомолов Ю. С. Определение прочности хрупких пластмасс на разрыв путем сжатия цилиндрических образцов по радиусу. «Пластические массы», 1962, № 11.

7. Вентцель Е. С. Теория вероятности. М., Физматгиз, 1958.

8. Богомолов Ю. С., Седоков Л. М., Цеханова Л. Г. Исследование напряженного состояния при поперечной ковке и прокатке методом измерения твердости. «Кузнечно-штамповочное производство», 1964, № 6.

9. Богомолов Ю. С., Дель Г. Д., Седоков Л. М., Цеханова Л. Г. Исследование радиального сжатия цилиндра измерением твердости. «Известия ТПИ», № 147.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ МОДУЛЯ НОРМАЛЬНОЙ УПРУГОСТИ ПРИ ВДАВЛИВАНИИ СФЕРИЧЕСКОГО НАКОНЕЧНИКА

Модуль нормальной упругости E (модуль Юнга) является одной из важнейших характеристик упругих свойств материала и широко используется в различного рода расчетах. Наряду с многими известными «образцовыми» методами опытного определения E , требующими изготовления специальных образцов для испытания, большой практический интерес представляют разработки безобразцовых методов определения E . Подобные методы не получили практического применения [1, 2].

В настоящей работе E определяют безобразцовым методом путем упругого вдавливания заданной силой P в плоскую поверхность испытуемого объекта 1 (рис. 1) сферического наконечника 2 радиуса R с последующим измерением диаметра площади контакта d . С этой целью предлагается использовать известное решение задачи Герца о силовом контакте двух тел, из которых одно ограничено плоской, а другое сферической поверхностями. Предполагая это решение справедливым для нашего случая, приходим к следующему выражению диаметра круговой площадки контакта:

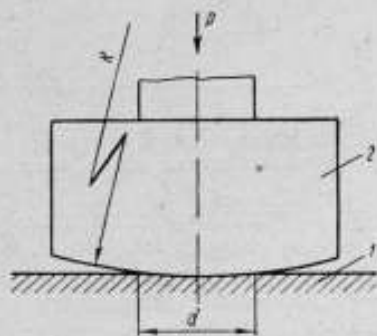


Рис. 1. Схема вдавливания сферического наконечника.

$$d = \sqrt[3]{6PR \left(\frac{1-\mu^2}{E} + \frac{1-\mu_1^2}{E_1} \right)}, \quad (1)$$

где E, μ — модуль упругости и коэффициент Пуассона материала испытуемого объекта;

E_1, μ_1 — то же, сферического наконечника.

Уравнение (1) можно использовать для практического определения E при упругом вдавливании. При достаточно большом радиусе сферы R (например, 170 мм) диаметр площадки контакта d при упругом вдавливании составляет несколько миллиметров и может быть измерен с высокой точностью. Поэтому по данным испытания на вдавливание сферического наконечника представляется возможным определять E из формулы (1).

С этой целью из стали ШХ-15 с последующей закалкой и отпуском на твердость HRC-60 был изготовлен наконечник с $R = 170$ мм. Для материала наконечника $E_1 = 2,11 \cdot 10^5$ Мн/м², $\mu_1 = 0,28$.

Для всех сталей μ меняется в пределах 0,24—0,33. Если принять, что $\mu = 0,285$, то в выражении $1 - \mu^2$ крайние значения будут отличаться от среднего (0,285) на $\pm 2\%$. Для цветных металлов и их сплавов $\mu = 0,32$ —

0,42, если принять $\mu = 0,36$, то при этом погрешность выражения $1-\mu^2$ не будет превышать $\pm 3\%$.

Подставив приведенные данные в уравнение (1) и решив его относительно E , получим

$$E = \frac{0,937}{\frac{d^2}{P} - 0,446 \cdot 10^{-5}} \text{ Мн/м}^2, \quad E = \frac{0,888}{\frac{d^2}{P} - 0,446 \cdot 10^{-5}} \text{ Мн/м}^2. \quad (2)$$

Диаметр площадки упругого контакта d , необходимый для вычисления E , измеряли способом, предложенным Ф. С. Савицким [3]. Для этого полированный участок испытуемого объекта перед вдавливанием покрывали тонким слоем парафина. После упругого вдавливания хорошо видимый след отпечатка в виде круга измеряли в двух взаимно перпендикулярных направлениях микроскопом УИМ-21 с точностью до 1 мкм. Чтобы получить достаточно большую площадку контакта при упругом вдавливании, нагрузку P выбирают для каждого материала в отдельности. Для большинства материалов в зависимости от их твердости P лежит в пределах 3—30 кН.

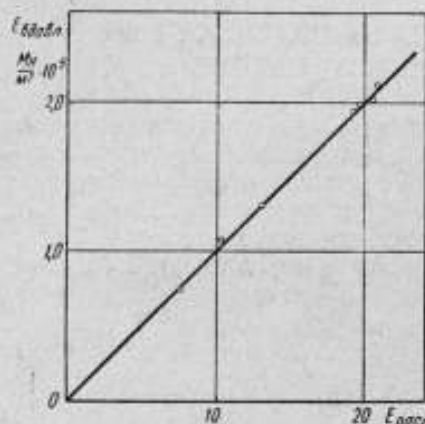


Рис. 2. Связь между модулями упругости при вдавливании и при растяжении.

Полученные формулы (2) были подвергнуты экспериментальной проверке сопоставлением величин E для различных материалов, определенных при испытании на растяжение на машине ИМ-12А с использованием зеркальных тензодатчиков Мартенса и методом упругого вдавливания. Шлифы, изготовленные из головок образцов, испытанных на растяжение, испытывали на вдавливание сферического наконечника на машине Р-5.

Полученные результаты приведены в таблице и на рис. 2. Значение $E_{\text{вдав}}$ было найдено как среднее арифметическое из трех определений.

Материал	$E_{\text{раст}} \times 10^{-5}$ Мн/м ²	P , кН	$d_{\text{ср}}$, мкм	$E_{\text{вдав}} \times 10^{-5}$ Мн/м ²
Сталь 35 (горячекатаная)	1,97	9,81	4481	1,99
Сталь 45Х (закалка 820°, отпуск 400°)	2,08	9,81	4436	2,11
Сталь 65Г (закалка 950°, отпуск 575°)	2,04	9,81	4466	2,03
Сталь 1Х189Т (горячекатаная)	1,92	9,81	4496	1,95
Медь (прутки)	1,25	4,905	3836	1,26
Латунь (прутки)	1,03	4,905	3978	1,06
Дюралюминий (прутки)	0,751	4,905	4313	0,746

Как видно из полученных данных, между $E_{\text{вдав}}$ и $E_{\text{раст}}$ имеется весьма хорошая корреляция, и средняя квадратическая погрешность определения E методом вдавливания сферического наконечника не превышает $\pm 1,3\%$ по сравнению с методом определения E при растяжении.

ЛИТЕРАТУРА

1. Розенберг Е. М. ЖТФ, 1945, т. XV, вып. 3.
2. Витман Ф. Ф., Иоффе Б. С. «Заводская лаборатория», 1946, № 4—5, стр. 458.
3. Савицкий Ф. С. «Заводская лаборатория», 1964, № 11, стр. 1414.

М. П. МАРКОВЕЦ, Ю. И. ПИКСИН

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ ХОЛОДНОКАТАНЫХ И ХОЛОДНОТЯНУТЫХ ТРУБ ИЗ СТАЛИ Х18Н10Т БЕЗОБРАЗЦОВЫМ МЕТОДОМ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

В настоящее время трубы небольших диаметров, например $12 \times 1,0$; $16 \times 1,5$; $18 \times 2,5$ мм, из стали Х18Н10Т проходят 100%-ный контроль только по пределу текучести при температуре 350°C . Для этого от каждой трубы отрезают с двух концов образцы на растяжение длиной 350 мм, что значительно удорожает стоимость готовой продукции и удлиняет производственный цикл. Поэтому разработка безобразцового метода определения предела текучести при повышенных температурах, в частности, при 350°C , представляет большой практический интерес.

Для определения предела текучести безобразцовым методом при комнатной температуре предложен ряд способов. Однако специальных способов применительно к повышенным температурам нам не известно. Было решено опробовать для определения предела текучести при 350°C метод, предложенный М. П. Марковцом [1], так как

- 1) он обеспечивает высокую точность определения предела текучести;
- 2) рабочие нагрузки при испытании на твердость этим методом сравнительно невелики, что позволяет применить его для труб со стенкой толщиной от 1 мм и выше.

В начале этой работы была экспериментально исследована связь между $H_{0,2}$ и $\sigma_{0,2}$ на сплошных образцах из стали Х18Н10Т при температурах 20 и 350°C . Твердость $H_{0,2}$ определялась при вдавливании 10-мм шарика до получения остаточной лунки величиной 0,9 мм.

Для этого были проведены параллельные испытания на твердость на цилиндрических образцах размером 30×30 мм для определения $H_{0,2}$ на приборе типа МЭИ-Т1 [2] вдавливанием твердосплавного шарика [3] и на растяжение на пятикратных круглых образцах диаметром 10 мм для определения $\sigma_{0,2}$ на машине ИМ-12А при 20 и 350°C . Для испытания на твердость и растяжение образцы нагревали в трубчатых печах сопротивления, установленных на приборе МЭИ-Т1 и машине ИМ-12А.

Результаты испытаний показали, что связь между $H_{0,2}$ и $\sigma_{0,2}$ носит устойчивый характер. Более того, обнаружено, что для сопряженных значений этих величин при 20 и 350°C соблюдается равенство отношений

$$\sigma_{0,2}^{20}/H_{0,2}^{20} = \sigma_{0,2}^{350}/H_{0,2}^{350}.$$

Преобразовав это выражение, получим

$$\sigma_{0,2}^{350}/H_{0,2}^{20} = \sigma_{0,2}^{20}/H_{0,2}^{20} \cdot \sigma_{0,2}^{350}/\sigma_{0,2}^{20}.$$

Из него следует, что твердость $H_{0,2}$, определяемую при 20°C , можно сопоставлять с пределом текучести $\sigma_{0,2}$ при 350°C в том случае, если существует связь между пределами текучести при 20 и 350°C .

Опыт показал, что для стали X18H10T между этими величинами существует устойчивая связь.

Далее было исследовано влияние кривизны наружной поверхности и жесткости труб на твердость $H_{0,2}$.

С этой целью изготовили сплошные цилиндрические образцы различной кривизны ($R = 5, 10, 15, 20, 25, \infty \text{ мм}$), после чего их подвергли аустенизации. Образцы были испытаны на твердость и построены диаграммы

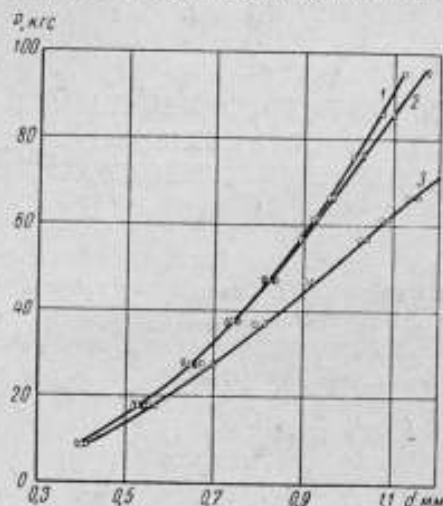


Рис. 1. Диаграммы вдавливания для труб различных размеров из стали X18H10T: 1 — труба $18 \times 2,5 \text{ мм}$ и сегмент из нее $18 \times 2,5 \text{ мм}$; 2 — труба $16 \times 1,5 \text{ мм}$; 3 — трубы 14×1 и $12 \times 1 \text{ мм}$.

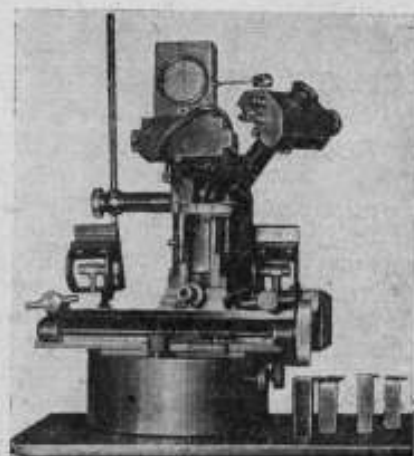


Рис. 2. Прибор МЭИТ-4Т для определения безобразцовым методом предела текучести при повышенных температурах.

вдавливания в координатах «нагрузка — диаметр отпечатка». Нагрузка изменялась от 30 до 120 кгс , а диаметр отпечатка — от $0,6$ до $1,15 \text{ мм}$. Все точки, независимо от кривизны поверхности образца, легли на одну кривую, т. е. кривизна наружной поверхности в рассмотренном интервале нагрузок и диаметров отпечатков не оказывает влияния на $H_{0,2}$.

Для исследования влияния жесткости испытуемых труб на $H_{0,2}$ часть трубы размером $18 \times 2,5 \text{ мм}$ последовательно прокатали и протянули на следующие размеры: $16 \times 1,5$; $14 \times 1,0$ и $12 \times 1,0 \text{ мм}$. От каждой полученной трубы отрезали образцы длиной 350 мм . Кроме того, из трубы $18 \times 2,5 \text{ мм}$ был вырезан сегмент шириной 8 мм .

После аустенизации образцы испытали на твердость и построили диаграммы вдавливания в интервале от 10 до 100 кгс (рис. 1). При начальной нагрузке величины отпечатков практически совпадают независимо от размера трубы. При увеличении нагрузки диаметры отпечатков получились разные в зависимости от размера труб. Такое расхождение можно объяснить различной жесткостью испытуемых труб.

Результаты испытаний сегмента совпали с результатами испытаний трубы $18 \times 2,5 \text{ мм}$. Это указывает на то, что в исследованном интервале нагрузок жесткость такой трубы не оказывает влияния на $H_{0,2}$.

Так как нагрузки на пределе текучести составляют 40 — 100 кгс , то при установлении связи $H_{0,2}$ и $\sigma_{0,2}$ необходимо учитывать жесткость труб, т. е.

эта зависимость должна устанавливаться для одного или ряда размеров труб в отдельности.

Каждый размер труб может меняться по толщине стенки и наружному диаметру в пределах установленного допуска.

Исследования, проведенные на трубах 12×1 мм, показали, что изменение их размеров в пределах допусков практически не оказывает влияния на отношение $\frac{\sigma_{0.2}}{H_{0.2}}$.

Для определения предела текучести на трубах при комнатных и повышенных температурах была создана специальная установка, которая включает:

1) оборудование для нагрева труб до заданной температуры и точного поддержания ее;

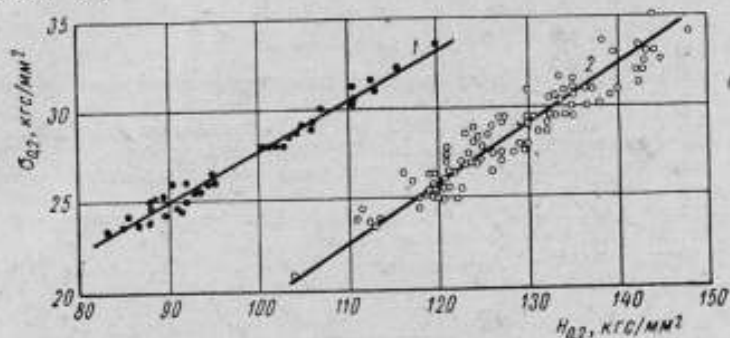


Рис. 3. Зависимости между твердостью $H_{0.2}$ при температуре 20°C и пределом текучести $\sigma_{0.2}$ при температуре 350°C для труб из стали X18H10T диаметром: 12×1 мм (1); $18 \times 2,5$ мм (2).

2) прибор МЭИТ-4Т для определения твердости на пределе текучести при комнатных и повышенных температурах, в частности при 350°C .

Трубчатый образец нагревается электроконтактным способом при включении его во вторичную обмотку трансформатора от стыковой сварочной машины АСИФ-25 мощностью 25 кВА. Для плавной регулировки выходного напряжения силового трансформатора в его первичную обмотку включен автотрансформатор ЭРНТ-50.

Прибор МЭИТ-4Т (рис. 2) состоит из ручного нагружающего механизма, пружинного силоизмерителя, микроскопа, стола, на котором зажимается труба, и опоры.

Конструкция нагружающего механизма, силоизмерителя и крепления микроскопа такая же, как в приборе МЭИ-Т2 [4].

В приборе применен твердосплавный шарик. Сменные вкладыши в нижние призмы позволяют испытывать трубы различных размеров в интервале наружных диаметров 12—18 мм.

Трубы размером 12×1 и $18 \times 2,5$ мм из стали X18H10T испытывали на твердость для определения $H_{0.2}$ при 20 и 350°C , а на растяжение для определения предела текучести — при 350°C . Твердость $H_{0.2}$ определяли как среднее арифметическое по результатам вдавливания в трех точках по длине трубчатого образца через каждые 15 мм. Результаты сопоставлений $H_{0.2}^{20}$ с $\sigma_{0.2}^{350}$ приведены на рис. 3.

Разброс экспериментальных данных по отношению к линии наименьших квадратов не превышает $\pm 5\%$.

Выполненные исследования позволяют рекомендовать производить контроль качества труб по пределу текучести из стали X18H10T при 350°C по результатам определения $H_{0.2}$ при комнатной температуре.

Выводы

1. Проведено исследование по определению предела текучести $\sigma_{0,2}$ стали X18H10T при температуре 350° С безобразцовым методом по твердости $H_{0,2}$, которую определяли вдавливанием шарика 10 мм до получения в лунке остаточной деформации 0,2% (метод М. П. Марковца).

2. Эксперименты, проведенные на трубах из стали X18H10T, показали, что зависимость между пределом текучести при 350° С и твердостью на пределе текучести при 20° С позволяет определять предел текучести безобразцовым методом с точностью $\pm 5\%$.

3. Создан специальный прибор МЭИТ-4Т для определения предела текучести на трубах безобразцовым методом при комнатных и повышенных температурах.

ЛИТЕРАТУРА

1. Марковец М. П. Построение диаграмм истинных напряжений по твердости и технологической пробе. ЖТФ, 1949, т. XIX, вып. 3.

2. Марковец М. П., Каращук А. Ф. Переносный прибор для определения предела текучести на трубах по твердости. «Заводская лаборатория», 1961, № 5.

3. Борздыка А. М. Методы горячих механических испытаний металлов. М., Металлургиядат, 1962.

4. Марковец М. П., Каращук А. Ф. Переносный прибор для определения предела текучести безобразцовым методом на деталях с электромагнитным креплением. «Заводская лаборатория», 1962, № 12.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ДИНАМИЧЕСКОГО ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ
ПО ДАННЫМ ИЗМЕРЕНИЯ ТВЕРДОСТИ

Нами была поставлена задача исследования зависимости между пределом текучести, временным сопротивлением и твердостью, определяемыми при ударном нагружении, аналогично тому, как это было проведено И. Н. Тылевичем и Л. А. Гликманом [1] для статического нагружения.

Наибольшая трудность при определении динамических механических характеристик связана с отсутствием простых, но достаточно точных дина-

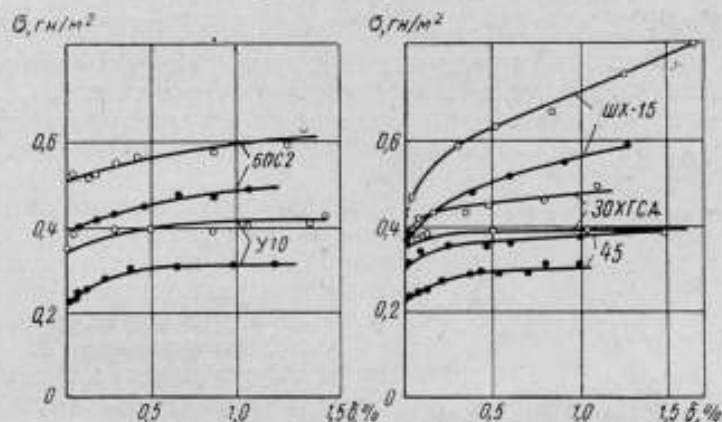


Рис. 1. Диаграммы статического и динамического растяжения сталей 60С2, У10, 30ХГСА, 45, ШХ15:

○ — динамическое; ● — статическое нагружение

мометров для измерения ударных нагрузок. В настоящее время для этой цели применяют различные датчики, а также косвенные методы [2, 3]. В данной работе использован метод, основанный на измерении диаметра упругого отпечатка сферы на плоскости, погрешность которого не превосходит 2—3% [4].

Исследования производили на образцах, изготовленных из Армко-железа и сталей ШХ15, У10, 60С2, 30ХГСА.

Диаграммы статического и динамического растяжений (рис. 1) снимались на стандартных образцах. Один и тот же образец подвергали поочередно статическому растяжению на машине УМ-5А и динамическому — на маятниковом копре. Диаметры и общие длины образцов измеряли микрометром и длиномером с точностью до 0,01 и 0,001 мм соответственно. Специальными опытами было доказано, что чередовавшееся нагружение образца не сказывалось на точности определения как статического, так и ди-

намического предела текучести. Предел текучести для статического и динамического нагружения определяли из диаграмм как напряжение, соответствующее 0,2 или 0,4% остаточной деформации.

Ударную твердость определяли как отношение силы вдавливания конуса или пирамиды с углом при вершине в 170° к проекции поверхности отпечатка. Образцы для испытания на твердость изготавливали из головок

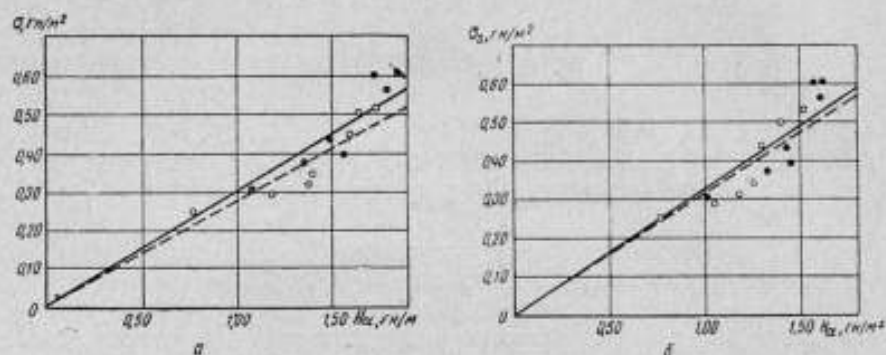


Рис. 2. Зависимость предела текучести от твердости при статическом и динамическом нагружениях:

а — конус, $\alpha = 170^\circ$; б — пирамида, $\alpha = 170^\circ$; ● — статическое; ○ — ударное растяжение.

образцов, испытанных на ударное растяжение. Силу ударного вдавливания определяли также по диаметру упругого отпечатка.

На прессе Гагарина образцы испытывали на статическую твердость, причем силу вдавливания измеряли по образцовому динамометру 3-го ряда.

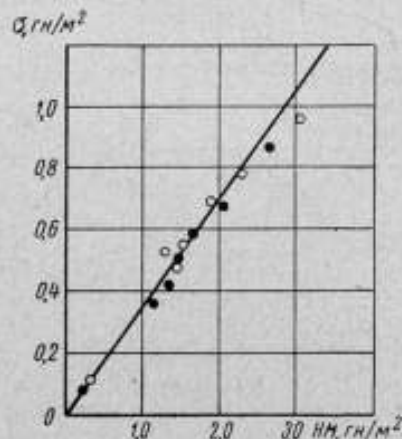


Рис. 3. Зависимость временного сопротивления от твердости по Мейеру при вдавливания шарика диаметром 10 мм.

ности отпечатка, полученного в результате внедрения конуса или пирамиды с углом 170° . Так как пирамида с углом 170° [1] по расчетным данным соответствовала остаточной деформации в 0,4%, то и условный предел текучести был принят также при остаточной деформации в 0,4%. Это было оправдано тем, что диаграммы деформации некоторых испытанных сталей ШХ15 и 60С2 не имели площадки текучести, поэтому для них напряжение, отвечающее остаточной деформации в 0,2 и 0,4%, было разным.

Для условного предела текучести с остаточной деформацией в 0,2% были изготовлены конус и пирамида с углом в 172° ; на них повторили все те же опыты, что и на конусе и пирамиде с углом в 170° , однако полученные результаты от этого не изменились.

На рис. 3 изображена зависимость временного сопротивления от твердости по Мейеру при вдавливании шарика диаметром 10 мм. Полученные результаты показывают, что все точки как при ударном, так и при статическом нагружении хорошо располагаются вдоль одной общей прямой с уравнением $\sigma_s = 0,346\text{НМ}$. Отсюда следует, что для определения ударного временного сопротивления по данным ударной твердости достаточно знать коэффициент пропорциональности, найденный при статическом нагружении.

Выводы

1. Между пределом текучести и твердостью по конусу или пирамиде с углом 170° при ударном нагружении существует линейная зависимость, как и при статическом нагружении с квадратической погрешностью больше 10%.

2. Тангенс угла наклона прямой, изображающей зависимость предела текучести от твердости, для динамического нагружения больше чем для статического.

3. Пропорциональность временного сопротивления твердости по Мейеру для разных металлов хорошо оправдывается как для ударного, так и для статического нагружения и описывается одним и тем же коэффициентом.

ЛИТЕРАТУРА

1. Тылевич И. Н., Гликман Л. А. «Заводская лаборатория», 1961, № 6, стр. 738.
2. Ушик Г. В., Волошенко-Климовицкий Ю. Я. Некоторые проблемы прочности твердого тела. Гостехиздат, 1959.
3. Погодин-Алексеев Г. И. «Заводская лаборатория», 1962, № 2, стр. 215.
4. Савицкий Ф. С. «Заводская лаборатория», 1964, № 11, стр. 1265.

О СООТНОШЕНИИ МЕЖДУ ПРЕДЕЛОМ ПРОЧНОСТИ НА РАЗРЫВ И ТВЕРДОСТЬЮ ДЛЯ НИОБИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ КОМНАТНОЙ И ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Один из простых способов оценки кратковременной прочности металлов и сплавов заключается в измерении их твердости. Как известно [1, 2], между пределом прочности на разрыв и твердостью при комнатной и повышенной температурах существует приближенная зависимость типа $\sigma_n = kH$, где σ_n — предел прочности, H — твердость и k — постоянный коэффициент, изменяющийся в значительных пределах (0,25—0,60) в зависимости от природы материала и метода измерения твердости. Согласно многочисленным литературным данным, такая зависимость установлена для ряда чистых металлов [3], углеродистых и легированных сталей [4—6], сплавов на основе меди [7], никеля [8], хрома [9] и других металлических материалов, образующих при разрыве шейку.

Существование корреляции между пределом прочности и твердостью можно объяснить тем, что в испытаниях на твердость вдавливанием определяют обычное сопротивление материала пластическому деформированию, которое проявляется в испытаниях на растяжение, изгиб, кручение и т. д. В случае же хрупких материалов предел прочности характеризует не сопротивление пластическому деформированию, а сопротивление разрушению, поэтому указанная выше зависимость не выполняется [10—12].

Литературные данные о связи между пределом прочности на разрыв и твердостью для тугоплавких металлов и их сплавов, особенно при высоких температурах, очень немногочисленны. В работе [13] для ряда двойных и тройных сплавов на основе ниобия, испытанных в интервале температур от комнатной до 815° С, установлены зависимости $\sigma_n = 0,28 HV$ и $\sigma_T = 0,23 HV - 2,3$, где σ_n и σ_T — пределы прочности и текучести, а HV — твердость по Виккерсу. Аналогичные соотношения характерны для молибдена и его различных двойных и тройных сплавов в том же температурном интервале [14].

В настоящей работе исследована связь между пределом прочности на разрыв и твердостью для двойных (Nb—W, Nb—Mo), тройных (Nb—W—Zr, Nb—Mo—Zr, Nb—W—Mo) и четверных (Nb—W—Mo—Zr) сплавов при комнатной температуре (табл. 1) и 1300, 1400, 1500° С (табл. 2). Микроскопический анализ образцов испытанных сплавов показал, что большинство из них (сплавы 1—9) имели однофазную структуру; в структуре сплавов 10—13 наблюдались мелкие выделения второй фазы (W, Mo)₂Zr, относительное количество которой не превышало 8—10%. При измерении твердости испытывали по 2—3 образца каждого сплава, а при разрыве — 4—5 образцов длиной 25 и шириной 3 мм ($l_0/\sqrt{F_0} = 11,3$, где F_0 — площадь поперечного сечения образца).

Таблица 1

Механические свойства ниобия и его сплавов при комнатной температуре

Номер сплава	Состав сплава ниобия, % вес				Предел прочности σ_B , кгс/мм ²	δ , %	Твердость по Виккерсу HV, кгс/мм ²	σ_B/HV
	W	Mo	Zr	Nb				
A	—	—	—	100	73,2	6—9	167	0,44
B	—	—	—	100	42,5	16—24	124	0,35
1	4,6	—	—	95,4	49,5	16—27	155	0,32
2	—	5,0	—	95,0	54,4	15—24	165	0,33
3	4,4	4,2	—	91,4	57,1	18—27	178	0,32
4	4,3	—	1,24	94,5	58,5	14—19	172	0,34
5	—	4,6	1,37	94,0	59,1	17—23	174	0,34
6	5,6	5,4	1,06	87,9	58,4	18—22	189	0,31
7	7,6	2,6	0,76	89,0	69,4	14—19	201	0,35
8	8,0	5,1	0,82	86,1	77,0	14—18	215	0,36
9	2,56	8,0	0,91	88,5	82,8	16—20	236	0,35
10	4,8	8,0	0,81	86,4	80,6	18—23	242	0,33
11	10,01	2,6	2,37	85,0	81,5	12—16	224	0,36
12	2,56	10,4	3,46	83,6	81,4	11—16	242	0,35
13	14,8	3,4	1,82	80,0	89,4	9—12	274	0,33

Среднее: 0,34

Примечание. A — ниобий, прокатан при 400—500° С со степенью деформации 85%; B — ниобий, отожжен при 1350° С в течение 0,5 ч.

Таблица 2

Механические свойства ниобия и его сплавов при температурах 1300—1500° С

Номер сплава	Температура испытания, °С								
	1300			1400			1500		
	σ_B , кгс/мм ²	H_K , кгс/мм ²	$\frac{\sigma_B}{H_K}$	σ_B , кгс/мм ²	H_K , кгс/мм ²	$\frac{\sigma_B}{H_K}$	σ_B , кгс/мм ²	H_K , кгс/мм ²	$\frac{\sigma_B}{H_K}$
Nb	11,0	32	0,34	8,0	23	0,35	6,0	14	0,41
1	14,0	41	0,34	10,0	28	0,36	8,0	25	0,32
2	18,3	64	0,35	11,9	44	0,37	7,5	22	0,34
3	23,2	68	0,34	14,2	50	0,29	11,8	38	0,31
4	15,0	40	0,37	11,5	35	0,33	10,0	25	0,40
5	22,0	60	0,37	15,5	47	0,33	11,8	34	0,35
6	30,7	92	0,33	23,5	68	0,35	17,5	48	0,36
7	33,0	98	0,34	22,0	71	0,31	17,7	49	0,36
8	36,2	103	0,35	27,6	72	0,38	20,0	54	0,37
9	33,0	86	0,38	24,0	66	0,36	15,2	46	0,33
10	34,0	94	0,35	23,5	65	0,36	17,8	47	0,38
11	31,5	87	0,35	21,5	63	0,34	17,9	47	0,38
12	37,0	112	0,33	27,4	78	0,35	19,0	51	0,37
13	36,0	105	0,34	31,0	79	0,39	24,0	58	0,41

Среднее: 0,36

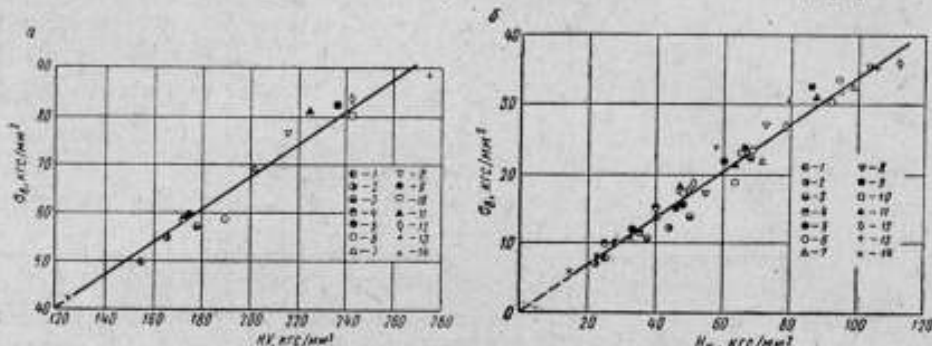
Среднее: 0,35

Среднее: 0,36

Сплавы на разрыв при комнатной температуре испытывали на машине «Шопер» (шкала 500 кг); скорость растяжения составляла ~5 мм/мин. Твердость измеряли на приборе Виккерса под нагрузкой 10 кгс. Испытания на разрыв и твердость при высоких температурах проводили на специально сконструированной установке, позволяющей определять механические свойства металлов и сплавов в вакууме (10^{-3} мм рт. ст) или среде инертного газа при температурах до 1650° С [15]. Горячую твердость сплавов

измеряли вдавливанием сапфирового конуса (с углом при вершине 90°) под нагрузкой 5 кгс. Температуру образцов контролировали платино-платинородиевой термопарой с точностью до $\pm 15^\circ$; длительность нагрева образцов до температуры испытания составляла 8—10 мин, выдержка перед испытанием — 5—6 мин, приложение нагрузки при измерении твердости — 60 сек. Скорость растяжения образцов не превышала 0,5 мм/мин.

Результаты определения механических свойств ниобия и его сплавов при комнатной температуре приведены в табл. 1 и 2. Значения коэффициента k , определенные по данным измерений предела прочности ниобия и его сплавов при комнатной температуре, составляют 0,31—0,36 (среднее 0,34). Для ниобия, прокатанного при $400\text{--}500^\circ\text{C}$ со степенью деформации



Зависимость между пределом прочности на разрыв и твердостью ниобия и его сплавов: а — при комнатной температуре; б — в интервале температур $1300\text{--}1500^\circ\text{C}$; 1—14 — номера сплавов (табл. 1 и 2).

85%, коэффициент k равен 0,44, что можно объяснить невысокой пластичностью ниобия в нагартованном состоянии ($\delta = 6\text{--}9\%$).

Значения k для ниобия и его сплавов, относящихся к различным системам, при температурах $1300\text{--}1500^\circ\text{C}$ находятся в пределах 0,29—0,39 (среднее 0,36). Разницы в механических свойствах ниобия групп А и В не наблюдается уже при температуре 1300°C , поскольку в процессе нагрева до температуры испытания успевает пройти рекристаллизация. Несмотря на некоторый разброс в значениях k , анализ экспериментальных данных показывает, что между пределом прочности на разрыв и твердостью ниобия и его различных сплавов существует определенная зависимость, характерная для всех пластичных материалов, образующих шейку при растяжении. При графическом изображении этой зависимости получают прямые линии (см. рисунок); уравнения этих прямых несколько отличаются друг от друга и имеют вид $\sigma_b = 0,34 H_k$ (при комнатной температуре) и $\sigma_b = 0,36 H_k$ (в интервале $1300\text{--}1500^\circ\text{C}$).

Максимальное отклонение от прямолинейной зависимости между пределом прочности и твердостью для исследованных ниобия и его сплавов не превышает 8—10% и только в двух случаях составляет 12—14% (что, по-видимому, связано с разбросом экспериментальных данных).

Выводы

1. Испытания ниобия и его сплавов с добавками вольфрама, молибдена и циркония в отожженном состоянии, имеющих однофазную структуру или содержащих небольшие количества второй фазы, показали существование прямолинейной связи между пределом прочности на разрыв и твердостью при комнатной температуре ($\sigma_b = 0,34 H_k$) и в интервале $1300\text{--}1500^\circ\text{C}$ ($\sigma_b = 0,36 H_k$).

2. Методом измерения горячей твердости можно пользоваться для предварительной оценки кратковременной прочности тугоплавких металлов и сплавов при высоких температурах.

ЛИТЕРАТУРА

1. Шапошников Н. А. Механические испытания металлов. М.—Л., Машгиз, 1954.
2. Борздыка А. М. Методы горячих механических испытаний металлов. М., Металлургиздат, 1962.
3. Tabor D. Proc. Roy. Soc., A, 1948, v. 192, p. 247.
4. Давиденков Н. Н. «Заводская лаборатория», 1945, № 11, стр. 1130.
5. Давиденков Н. Н. «Заводская лаборатория», 1945, № 10, стр. 964.
7. Захаров М. В., Степанова М. В., Карпенко Л. П. «Цветные металлы», 1958, № 8, стр. 64.
8. Миркин И. Л., Лившиц Б. Г. «Заводская лаборатория», 1949, № 9, стр. 1080.
9. Venz F. R. Trans. ASM, 1947, v. 38, p. 505.
10. Давиденков Н. Н. Некоторые проблемы механики материалов. М.—Л., ОГИЗ, 1943.
11. Фридман Я. Б. Механические свойства металлов. М., Оборонгиз, 1946.
12. Савицкий Е. М. Влияние температуры на механические свойства металлов и сплавов. М., АН СССР, 1957.
13. Mauck D. J., Jaffee R. I. Columbia Metallurgy, Interscience Publishers, New York, p. 223, 1961.
14. Джаффи Р. А. Сб. «Молибден», 1962, М., ИЛ.
15. Савицкий Е. М., Захаров А. М. «Металловедение и термическая обработка металлов», 1965, № 3, стр. 8.

III. ПРИМЕНЕНИЕ ИЗМЕРЕНИЙ ТВЕРДОСТИ ДЛЯ РЕШЕНИЯ РАЗЛИЧНЫХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ И МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКИХ ЗАДАЧ

Г. Д. ДЕЛЬ

ОПРЕДЕЛЕНИЕ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ МАТЕРИАЛА В ПЛАСТИЧЕСКОЙ ОБЛАСТИ ИЗМЕРЕНИЕМ ТВЕРДОСТИ

Определение напряженного состояния материала в пластической области оказывается необходимым при исследованиях, связанных с обработкой металлов давлением и резанием, с механическими испытаниями их, с расчетами деталей конструкций по допускаемым нагрузкам.

Аналитически определить напряженное состояние при пластической деформации упрочняющегося тела в большинстве случаев затруднительно. Этим объясняется большое значение экспериментальных методов, которые, однако, еще не получили должного развития.

Широко распространен метод исследования напряженно деформированного состояния тела в пластической области измерением твердости [1], основанный на известной связи между твердостью деформированного тела и повышенным за счет наклепа пределом текучести.

Установлено [2], что графики «интенсивность напряжения σ_i — твердость при вдавлении H », построенные по результатам испытания материала на растяжение, сжатие и кручение, совпадают. Экспериментально доказано, что эти кривые сохраняются и в условиях сложного напряженного состояния. Это подтверждает возможность определения интенсивности напряжений в пластической области по градуировочному графику $\sigma_i(H)$, построенному для условий простейших напряженных состояний.

Методика исследования пластической деформации измерением твердости проста. Испытывая исследуемый материал сжатием, кручением или растяжением и параллельно измеряя твердость, строят градуировочный график $\sigma_i(H)$. Затем исследуемый процесс пластической деформации моделируют. Ряд изготовленных моделей подвергают деформации различной степени; степень деформации модели в целом характеризуется параметром q . Например, при исследовании на кручение некруглых стержней за этот параметр удобнее принять относительный угол закручивания; при исследовании на осевое сжатие — величину осадки и т. д. В различных точках деформированных моделей измеряют твердость. Для этого иногда приходится разрезать модели или сострагивать слои материала. Из градуировочного графика по твердости определяют соответствующую ей интенсивность напряжений.

Чаще всего измеряют твердость при вдавливании по Бринеллю, Роквеллу, Виккерсу, кроме того измеряют и микротвердость. Выбор того или иного метода определяют по размерам модели, градиенту деформации, степени однородности свойств материала.

Метод позволяет оценить интенсивность напряженно деформированного состояния, степень неоднородности пластической деформации, выявить границу пластической области. В случае простейших напряженных состояний информация, получаемая этим путем, является полной, в общем же случае она весьма ограничена.

Ниже описывается метод расшифровки, позволяющий в ряде практически важных случаев полностью определить напряженно деформированное состояние по распределению твердости.

Компоненты напряжений удовлетворяют уравнению

$$(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2 + 6(\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{xz}^2) = 2\sigma_i^2(x, y, z, q). \quad (1)$$

По твердости функция $\sigma_i(x, y, z, q)$ может быть определена только в том случае, если исследуемая область модели находилась в пластическом состоянии. Достаточным для этого является изменение твердости в этой области по условию

$$\frac{\partial H}{\partial q} \neq 0. \quad (2)$$

При определении напряженно деформированного состояния совместно с уравнением (1) рассматривают дифференциальные уравнения равновесия и состояния. Эту систему решают для каждой модели в отдельности (т. е. при фиксированном параметре q), поэтому задача формально совпадает с задачей о неоднородном идеально пластическом теле при условии пластичности Мизеса. Однородному неупрочняющемуся телу соответствует $\sigma_i = \text{const}$.

Методика решения разработана применительно к кручению, плоской и осесимметричной деформации [3].

При изучении плоской деформации напряжения определяют, решая систему

$$\frac{\partial \sigma_x}{\partial x} + \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial y} = 0, \quad \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_y}{\partial y} = 0, \quad (3)$$

$$\sigma_z = \frac{1}{2}(\sigma_x + \sigma_y) = \sigma, \quad (4)$$

$$(\sigma_x - \sigma_y)^2 + 4\tau_{xy}^2 = 4k^2(x, y, q), \quad (5)$$

где σ — гидростатическое давление;

k — максимальное касательное напряжение.

При плоской деформации

$$k = \frac{1}{\sqrt{3}} \sigma_i. \quad (6)$$

Следуя А. И. Кузнецову [4], подстановкой

$$\sigma_x = \sigma - k \sin 2\theta, \quad \sigma_y = \sigma + k \sin 2\theta, \quad \tau_{xy} = k \cos 2\theta \quad (7)$$

приводим уравнения (3)—(5) к системе двух квазилинейных дифференциальных уравнений в частных производных гиперболического типа относительно неизвестных σ и θ .

Здесь θ — угол между касательной к линии скольжения семейства α и осью x , отсчитываемый в положительном направлении. Направления

линий скольжения α, β фиксированы таким образом, чтобы они образовали правую систему координат, в которой касательное напряжение положительно.

Перейдя затем к локальной системе координат, образованной касательными к линиям скольжения, и проинтегрировав полученные уравнения, имеем соотношения на линиях скольжения [3]:

$$\frac{\sigma}{2k} - \theta = -A_\alpha, \quad \frac{\sigma}{2k} + \theta = -A_\beta, \quad (8)$$

где

$$A_\alpha = \frac{1}{2k} \int_\alpha \frac{\partial k}{\partial \beta} d\alpha + \psi_1(\beta), \quad A_\beta = \frac{1}{2k} \int_\beta \frac{\partial k}{\partial \alpha} d\beta + \psi_2(\alpha). \quad (9)$$

Произвольные функции интегрирования ψ_1 и ψ_2 определяют по граничным условиям.

Рассмотрим методику расшифровки при наиболее общих граничных условиях. При этом будем считать, что функция $k(x, y)$ не терпит разрыва в исследуемой области.

Пусть кривая ABC на рис. 1 соответствует контуру деформированной модели. Предположим, что вдоль линии AB заданы нормальные и касательные к контуру напряжения σ_n и τ_n (в частном случае, когда AB — свободный контур, $\sigma_n = \tau_n = 0$), а вдоль BC — касательные напряжения τ_n . Если линия BC — ось симметрии или свободный от трения контур, то вдоль нее $\tau_n = 0$.

Вдоль контура [5]

$$\theta = \varphi \pm \frac{1}{2} \arccos \frac{\tau_n}{k} + m\pi, \quad \sigma = \sigma_n \pm \sqrt{k^2 - \tau_n^2}, \quad (10)$$

где под \arccos понимается его главное значение;

φ — угол между нормалью к контуру и осью x ;

m — произвольное целое число.

* Если граница свободна, то

$$\theta = \varphi \pm \frac{\pi}{4} + m\pi, \quad \sigma = \pm k. \quad (11)$$

Таким образом, σ, θ определяются вдоль границы неоднозначно. Для выбора решения можно воспользоваться следующим обстоятельством [5]. Нормальное напряжение, направленное вдоль контура σ_t , определяется соотношением

$$\sigma_t = 2\sigma - \sigma_n. \quad (12)$$

Зная знак σ_t , можно судить о знаке σ , что позволяет сделать правильный выбор его, а следовательно, и величины θ .

В области ABD при расшифровке решается задача Коши. Разобьем дугу AB на ряд достаточно малых частей точками $A, 1, 2, \dots$. По формуле (10) определим величины σ и θ , а по (8) — интегралы A_α и A_β в этих точках. Проводя из точек $A, 1, 2, \dots$ лучи под углами θ и $\theta + \frac{\pi}{2}$ к оси x , определяем положение точек второго слоя $A', 3, \dots$. Интегралы A_α и A_β в этих точках находим по приближенным формулам (рис. 2)

$$\left. \begin{aligned} (A_\alpha)_3 &= (A_\alpha)_2 + \frac{1}{2k_3} \frac{k_L - k_N}{LN} l_{2-3}, \\ (A_\beta)_3 &= (A_\beta)_1 + \frac{1}{2k_3} \frac{k_R - k_O}{RO} l_{1-3}. \end{aligned} \right\} \quad (13)$$

Здесь l_{1-3}, l_{2-3} — расстояния между точками 1 и 3, 2 и 3; отрезки LN и OR перпендикулярны к лучам 2-3, 1-3, причем $LM = MN$ и $OP = PR$.

По формулам

$$\sigma = k(-A_\alpha - A_\beta), \quad \theta = \frac{1}{2} (A_\alpha - A_\beta), \quad (14)$$

следующим из выражения (8), найдем σ и θ в точках второго слоя. Теперь ряд точек $A', 3, \dots$, рассматриваем как исходный и продолжаем решение и т. д. во всей области ABC .

Уточнение полученного решения достигается определением точек второго слоя по средним углам $\frac{1}{2} (\theta_1 + \theta_2)$ и $\frac{1}{2} (\theta_2 + \theta_3)$.

Точка B перелома границы является особой, из нее исходит веер линий скольжения α . В этой точке при движении вдоль границы θ , σ и A_α изменяются скачком, однако интеграл A_β в точке B одинаков у всех линий скольжения α , проходящих через узел [3].

Разделим отрезок BC точками $B, 8, \dots$ на ряд достаточно малых отрезков. По формуле (10) определим θ в этих точках, а по θ в точке B отрезка BC определим угол $AB7$ (предполагается, что он является



Рис. 1. Семейство линий скольжения у контура деформированной модели.

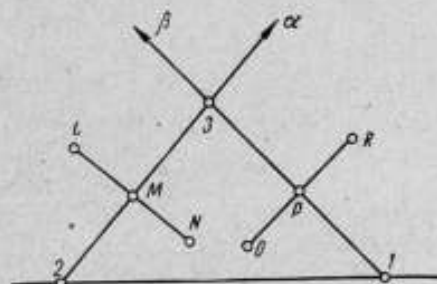


Рис. 2. Малый участок контура деформированной модели.

острым). Разделим этот угол на ряд малых лучами $B5, B6, \dots$. Определим углы θ , соответствующие этим лучам в точке B . Интеграл A_β в этой точке найдем из формулы (8) по σ и θ в точке B кривой AB . По соотношению

$$A_\alpha = 2\theta + A_\beta \quad (15)$$

найдем A_α в точке B для каждого луча. Затем по известному θ найдем положение точки 5. По формулам, аналогичным (13), находим A_α и A_β , а по формуле (14) — σ и θ в этой точке. Так же определяем точки 6, 7, ..., а точку 10 — по точкам 9 и 5 так же, как и в задаче Коши, и т. д. Таким образом выполняется расшифровка в области DVE .

Построение в области VCE начинаем с точки 8. Положение этой точки находим, проводя из точки 7 луч под углом $\frac{\theta_7 + \theta_8}{2} + \frac{\pi}{2}$ к оси x , A_β в точке 8 находим по формуле, аналогичной (13), а по (15) определяем A_α . Точку 13 определяем так же, как и в задаче Коши. Таким образом выполняется построение в области $VEKS$.

Зная σ и θ в различных точках деформированной модели, можем определить по формулам (7) напряжения $\sigma_x, \sigma_y, \tau_{xy}$ в любой точке.

Поле скоростей определяется по известному полю напряжений так же, как и в случае идеально пластического тела [5]. Если исходить из гипотезы о единой кривой течения «интенсивность напряжений σ_I — интенсивность деформаций ϵ_I », то по твердости можно определить ϵ_I , а зная ее, можно

определить главные логарифмические деформации e_1 и e_2 . Действительно, из системы

$$\frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(e_1 - e_2)^2 + e_1^2 + e_2^2} = e_i; \quad e_1 + e_2 = 0 \quad (16)$$

находим

$$e_1 = -e_2 = \pm \frac{\sqrt{3}}{2} e_i. \quad (17)$$

Для определения направлений этих деформаций необходимы дополнительные условия. Направления главных деформаций известны: например, вдоль осей симметрии — одно из направлений совпадает с осью, другое — перпендикулярно к ней.

По изложенной методике определено напряженное состояние при радиальном сжатии цилиндра и при резании латуни (толщина среза составляла 0,8 мм).

В случае осесимметричной деформации напряжения определяются в предположении Хаара—Кармана о равенстве окружного напряжения одному из главных в меридиональных плоскостях

$$\left. \begin{aligned} \sigma_\varphi &= \frac{\sigma_r + \sigma_z}{2} \pm \frac{\sigma_i}{2}, \\ (\sigma_r - \sigma_z)^2 + 4\tau_{rz}^2 &= \sigma_i^2(r, z, q), \\ \frac{\partial \sigma_r}{\partial r} + \frac{\partial \tau_{rz}}{\partial z} + \frac{\sigma_r - \sigma_\varphi}{r} &= 0, \\ \frac{\partial \tau_{rz}}{\partial r} + \frac{\partial \sigma_z}{\partial z} + \frac{\tau_{rz}}{r} &= 0. \end{aligned} \right\} \quad (18)$$

Постановкой в систему (18) значений

$$\left. \begin{aligned} \sigma_r &= p - \frac{\sigma_i}{2} \sin 2\theta, & \sigma_z &= p + \frac{\sigma_i}{2} \sin 2\theta, \\ \tau_{rz} &= \frac{\sigma_i}{2} \cos 2\theta, & \sigma_\varphi &= p \pm \frac{\sigma_i}{2}, \end{aligned} \right\} \quad (19)$$

где p — нормальное напряжение, действующее на грани элемента, вырезанного вдоль линий скольжения,

$$p = \frac{\sigma_r + \sigma_z}{2}, \quad (20)$$

приводим ее к двум квазилинейным дифференциальным уравнениям гиперболического типа. Характеристики этой системы совпадают с линиями скольжения.

Соотношения на линиях скольжения имеют вид [3]

$$\frac{p}{\sigma_i} - \theta = -A_\alpha, \quad \frac{p}{\sigma_i} + \theta = -A_\beta, \quad (21)$$

где

$$\left. \begin{aligned} A_\alpha &= \frac{1}{2\sigma_i} \int_\alpha \left[\frac{\partial \sigma_i}{\partial \beta} - \frac{\sigma_i}{r} (\sin \theta \pm \cos \theta) \right] d\alpha + \psi_1(\beta), \\ A_\beta &= \frac{1}{2\sigma_i} \int_\alpha \left[\frac{\partial \sigma_i}{\partial \alpha} + \frac{\sigma_i}{r} (\cos \theta \pm \sin \theta) \right] d\beta + \psi_2(\alpha). \end{aligned} \right\} \quad (22)$$

Решения краевых задач в рассматриваемом случае строятся так же, как и при плоской деформации.

Интегралы A_α , A_β определяются по соотношениям (рис. 2):

$$\left. \begin{aligned} (A_\alpha)_3 &= (A_\alpha)_2 + \frac{l_{2-3}}{2\sigma_{13}} \left[\frac{\sigma_{iL} - \sigma_{iN}}{LN} - \frac{\sigma_{iM}}{r_M} (\sin \theta \pm \cos \theta)_2 \right], \\ (A_\beta)_3 &= (A_\beta)_1 + \frac{l_{1-3}}{2\sigma_{13}} \left[\frac{\sigma_{iR} - \sigma_{iO}}{R\theta} + \frac{\sigma_{iP}}{r_P} (\cos \theta \pm \sin \theta)_1 \right], \end{aligned} \right\} \quad (23)$$

где r_M , r_P — радиусы точек M и P .

По изложенной методике исследовано напряженное состояние в шейке растянутого образца и получено подтверждение принятого Н. Н. Давиденковым и Н. И. Спиридоновой [6] линейного закона изменения кривизны траекторий главных напряжений вдоль радиуса шейки.

Рассмотрим методику определения напряженного состояния по распределению твердости при известном поле главных напряжений. Направления главных напряжений могут быть определены в предположении о коаксиальности тензоров напряжений и деформаций методом сеток, методом оптически активных покрытий [7], выявлением текстуры и т. д.

Зная главные направления, можно построить сетку траекторий главных напряжений. При плоском напряженном состоянии уравнения равновесия (1, 3), отнесенные к траекториям главных напряжений, имеют вид:

$$\frac{\partial \sigma_1}{\partial S_1} + (\sigma_1 - \sigma_2) \frac{\partial \theta}{\partial S_2} = 0, \quad \frac{\partial \sigma_2}{\partial S_2} + (\sigma_1 - \sigma_2) \frac{\partial \theta}{\partial S_1} = 0, \quad (24)$$

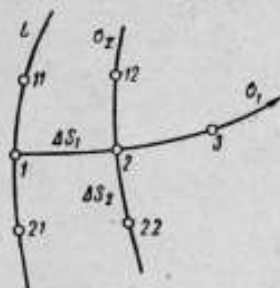


Рис. 3. Участок сетки главных траекторий.

где $\frac{\partial}{\partial S_1}$, $\frac{\partial}{\partial S_2}$ — производные вдоль траекторий σ_1 , σ_2 ;

θ — угол между касательной к траектории σ_1 и осью x , отсчитываемый в положительном направлении.

Через σ_1 может быть обозначено любое из главных напряжений. Измерением твердости определяем интенсивность напряжений

$$\sigma_1^2 + \sigma_2^2 - \sigma_1 \sigma_2 = \sigma_i^2(x, y, q). \quad (25)$$

Из уравнений (24)—(25) определим главные напряжения вдоль траектории σ_1 . Пусть на границе L (рис. 3) заданы σ_1 и σ_2 (если L — свободная граница, то главное напряжение, нормальное к контуру, равно нулю, второе напряжение равно $\pm \sigma_1$). Разобьем траекторию σ_1 на ряд достаточно малых отрезков длиной ΔS_1 . Через концы этих отрезков проведем траектории σ_2 и отложим вдоль них по обе стороны от траектории σ_1 отрезки длиной ΔS_2 . В точке 1 согласно формуле (24)

$$\left(\frac{\partial \sigma_1}{\partial S_1} \right)_1 = -(\sigma_1 - \sigma_2)_1 \frac{\theta_{11} - \theta_{21}}{2\Delta S_2}. \quad (26)$$

В точке 2

$$(\sigma_1)_2 = (\sigma_1)_1 + \left(\frac{\partial \sigma_1}{\partial S_1} \right)_1 \Delta S_1, \quad (27)$$

$$(\sigma_2)_2^2 = \frac{(\sigma_1)_2^2 \pm \sqrt{4(\sigma_1)_2^2 - 3(\sigma_1)_2^2}}{2}. \quad (28)$$

Знак перед радикалом следует выбирать таким образом, чтобы не возник разрыв напряжений. Если это условие выполняется при различных

знаках (когда $\sigma_2 \approx \frac{\sigma_1}{2}$), то для выбора решения необходимы дополнительные условия.

Запишем уравнение (24) для точки 2 в конечных разностях:

$$\frac{(\sigma_1)_2 - (\sigma_1)_1}{2\Delta S_1} + (\sigma_1 - \sigma_2)_2 \frac{\theta_{12} - \theta_{22}}{2\Delta S_2} = 0. \quad (29)$$

Отсюда имеем

$$(\sigma_1)_2 = (\sigma_1)_1 - (\sigma_1 - \sigma_2)_2 (a_1)_2, \quad (30)$$

где

$$(a_1)_2 = (\theta_{12} - \theta_{22}) \frac{\Delta S_1}{\Delta S_2}. \quad (31)$$

Напряжение σ_2 в точке 3 находим по формуле, аналогичной формуле (28). Главные напряжения для последующих точек определяем так же, как и для точки 3.

Аналогично определяются главные напряжения вдоль траектории σ_2 . Напряжения σ_x , σ_y , τ_{xy} находят по формулам

$$\left. \begin{aligned} \sigma_x &= \frac{\sigma_1 + \sigma_2}{2} + \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \cos 2\theta, \\ \sigma_y &= \frac{\sigma_1 + \sigma_2}{2} - \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \cos 2\theta, \\ \tau_{xy} &= \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \sin 2\theta. \end{aligned} \right\} \quad (32)$$

При плоской деформации располагаем такой же информацией о напряженном состоянии, как и при исследовании плоского напряженного состояния в упругой области поляризации-оптическим методом (максимальные касательные напряжения, определяемые в данном случае измерением твердости, и главные направления). Уравнения равновесия в этих двух случаях совпадают. Поэтому при расшифровке можно воспользоваться приемами, разработанными применительно к методу фотоупругости.

В заключение рассмотрим методику определения главных напряжений при плоском напряженном состоянии по поперечной деформации и распределению твердости. Поперечная деформация

$$e_z = \ln \frac{h}{h_0}, \quad (33)$$

где h_0 и h — поперечный размер модели в данной точке до и после деформации.

Согласно деформационным теориям пластичности

$$\sigma_z = \sigma - \frac{2}{3} \frac{\sigma_i}{e_i} e_z. \quad (34)$$

Учитывая, что $\sigma_z = 0$, получаем

$$\sigma = -\frac{2}{3} \frac{\sigma_i}{e_i} e_z. \quad (35)$$

Интенсивность деформаций e_i определяется в предположении о единой кривой течения по σ_i .

Решая уравнение

$$\frac{1}{3} (\sigma_1 + \sigma_2) = \frac{2}{3} \frac{\sigma_i}{e_i} e_z \quad (36)$$

совместно с уравнением (25), получаем

$$\sigma_{1,2} = \frac{\sigma_l}{\epsilon_l} \left[-\epsilon_2 \pm \frac{\sqrt{\epsilon_1^2 - \epsilon_2^2}}{\sqrt{3}} \right]. \quad (37)$$

Эта методика особенно удобна для определения напряжений вдоль осей симметрии модели.

ЛИТЕРАТУРА

1. Смирнов-Аляев Г. А. Сопротивление материалов пластическому деформированию. М.—Л., Машгиз, 1962.
2. Розенберг А. М., Хворостухин Л. А. Твердость и напряжение в пластически деформированном теле. ЖТФ, 1955, т. XXV, вып. 2.
3. Дель Г. Д. Исследование пластической деформации измерением твердости. «Известия ТПИ», т. 138, 1965.
4. Кузнецов А. И. Плоская деформация неоднородных пластических тел. «Вестник ЛГУ», 1958, № 13.
5. Качанов Л. М. Основы теории пластичности. М., Гостехиздат, 1956.
6. Давиденков Н. Н., Спиридонова Н. И. Анализ напряженного состояния в шейке растянутого образца. «Заводская лаборатория», 1945, № 6.
7. Александров А. Я., Ахметзянов М. Х. Исследование плоских упруго-пластических задач при помощи фотоупругих покрытий. ПМТФ, № 6, 1961.

Ю. С. БОГОМОЛОВ, Г. Д. ДЕЛЬ,
Л. М. СЕДОКОВ

ЗАВИСИМОСТЬ МЕЖДУ ТВЕРДОСТЬЮ И НАПРЯЖЕНИЕМ ДЕФОРМИРУЕМОГО ТЕЛА

Пластическая деформация металла существенно изменяет его внутреннюю структуру и, таким образом, в определенной мере влияет на многие механические, физические и химические свойства. В процессе пластической деформации увеличивается электросопротивление, изменяются магнитные свойства, уменьшается теплопроводность и обрабатываемость металла. Но особенно проявляется это влияние в изменении твердости деформируемого тела, что связано непосредственно с повышением предела текучести материала, т. е. с его упрочнением.

А. Ю. Ишлинским аналитически получена связь между пределом текучести σ_t идеально пластического материала и его твердостью по Бринеллю НВ

$$\sigma_t = 0,383НВ. \quad (1)$$

Допустим, что упрочняющийся материал, подвергаемый испытанию на твердость, был предварительно деформирован до точки В кривой течения (рис. 1). Испытание на твердость сопровождается дополнительной деформацией Δe_{tB} . В этом случае твердость является не только функцией σ_{tB} но, по-видимому, и упрочняемости материала $\left(\frac{\partial \sigma_t}{\partial e_t}\right)_B$, а также функцией приращения деформации Δe_{tB}

$$H = \Phi \left[\sigma_{tB}, \left(\frac{\partial \sigma_t}{\partial e_t}\right)_B, \Delta e_{tB} \right]. \quad (2)$$

Свойства материала здесь отражают $\partial \sigma_t / \partial e_t$ и частично Δe_t , хотя последнее почти целиком определяют методом испытания твердости.

Вполне очевидно, что с увеличением предварительной деформации производная $\partial \sigma_t / \partial e_t$ и приращение деформации Δe_t убывают, а материал все более ведет себя как идеально пластический. Понятно также, что при значительных $\partial \sigma_t / \partial e_t$ (например, при сравнительно малой предварительной деформации и высокой упрочняемости) коэффициент при НВ в формуле (1) может быть значительно больше 0,383, так как средний предел текучести в очаге деформации в этом случае значительно превышает σ_t предварительной деформации.

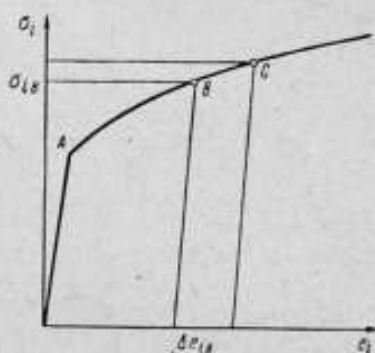


Рис. 1. Кривая течения упрочняющегося металла.

Этим объясняется зависимость характера кривой $\sigma_i - H$ от свойств материала и метода испытания твердости. Отсюда следует, что по мере роста предварительной деформации кривые $\sigma_i - H$ различных материалов должны все больше приближаться к прямой, описываемой уравнением (1), которая, таким образом, является огибающей этих кривых. Отклонения кривых $\sigma_i - H$ от огибающей достигают наибольшего значения в области сравнительно малых деформаций и увеличиваются с ростом упрочняемости материала.

На рис. 2 приведена зависимость между напряжениями σ_i и твердостью по Бринеллю НВ для стали ШХ15, полученная при испытании на сжатие со смазкой. На этом же рисунке приведена прямая согласно уравнению (1).

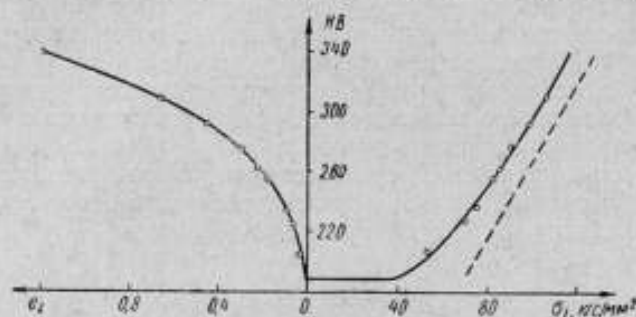


Рис. 2. Зависимость твердости по Бринеллю от напряжения и степени предварительной деформации.

Наблюдают небольшое систематическое отклонение этой прямой от градуировочного графика, которое, очевидно, объясняется допущениями, принятыми при выводе соотношения (1). В области малых деформаций эти отклонения заметно увеличиваются, что объясняется приведенными выше соображениями.

Так как с уменьшением нагрузки на индентор $\Delta\sigma_i$ в формуле (2) уменьшается, кривые $\sigma_i - H$ при этом все более приближаются к единой для различных материалов кривой. Этим объясняется связь твердости по Виккерсу и напряжениями в пластической области независимо от свойств материала [2]. Но даже в этом случае небольшой участок кривой $\sigma_i - H$ в области σ_i , близкий к исходному пределу текучести, не совпадает с общей кривой.

Аналогичные соображения можно привести и по поводу связи твердости по Роквеллу с повышенным пределом текучести. Твердость по Роквеллу связана с глубиной внедрения индентора, которой соответствует вполне определенная площадь контакта. А так как нагрузку выдерживают постоянной, то отсюда следует, что твердость по Роквеллу является определенной функцией среднего контактного давления при внедрении индентора. По исследованию, проведенному В. В. Варнелло [3], среднее контактное давление идеально пластического материала связано с пределом текучести соотношением, подобным соотношению (1), и в том случае, когда в качестве индентора служит конус. Поэтому твердость по Роквеллу может быть представлена функцией, подобной (2), и все приведенные соображения остаются в силе с той лишь разницей, что огибающая может быть прямой (вследствие нелинейной связи между твердостью по Роквеллу и средним контактным давлением).

Так же объясняли связь между твердостью и напряжениями А. М. Розенберг и Л. А. Хворостухин [2], с иных позиций — Б. М. Ровинский и Л. М. Рыбакова [4]. Связь между пределом текучести и твердостью

выведена ими на основании анализа экспериментальных данных о зависимости твердости и предела текучести от величины блоков мозаики и микронапряжений.

Из изложенного следует, что вид кривой $\sigma_t - H$ зависит от свойств испытуемого материала. С этим связана необходимость построения градуировочного графика «твердость — интенсивность напряжений» для определения напряженного состояния в пластической области [5].

Чтобы построить градуировочный график, необходимо измерить твердость на различных стадиях деформации тела, напряженное состояние которого известно (растяжение, сжатие, кручение). Методика построения диаграмм зависимости твердости деформируемого тела от величины напряжений в каждом перечисленном случае имеет свои особенности.

При получении градуировочных графиков по результатам испытания на растяжение [6] ряд образцов из исследуемого материала растягивают до различных степеней деформации (некоторые доводят до разрушения) и с деформированных образцов снимают лыски, на которых измеряют твердость в различных точках вдоль образца.

Интенсивность напряжений, соответствующую этой твердости, определяют по деформирующей силе P и диаметру d поперечного сечения, проходящего через точку, в которой измеряли твердость:

$$\sigma_t = \frac{4P}{\pi d^2}. \quad (3)$$

Описанная методика дает достаточно удовлетворительные результаты при небольших деформациях. С появлением шейки напряженное состояние уже не является линейным. Это должно быть учтено при определении интенсивности напряжений и в значительной мере усложняет методику построения градуировочного графика по результатам испытания на растяжение.

Однако и при измерении твердости в шейке образца нельзя получить градуировочные графики для значительных деформаций (вследствие наступления разрушения), что является одним из основных недостатков данного способа.

При получении градуировочной зависимости «твердость — напряжение» по результатам испытания на осевое сжатие возникает ряд трудностей, связанных с трением на торцах. Существуют различные способы уменьшения влияния трения на результаты испытаний. Наиболее эффективным является способ уменьшения трения смазкой торцов и выбор большого отношения высоты образца к его диаметру. В качестве смазки используют пасту из глицерина и коллоидального графита, применяют свинцовые прокладки и т. п. Для достижения больших деформаций целесообразно периодически обтачивать образцы по наружному диаметру. Твердость сжатых образцов следует измерять с боковой поверхности — на лыске. Таким путем можно построить градуировочный график в области весьма значительных деформаций. Это является основным достоинством изложенной методики.

Градуировочный график можно также построить по результатам испытания на кручение. Цилиндрический образец радиусом R закручивают до определенного удельного угла закручивания θ . По нему определяют сдвиг в наружном слое образца $\gamma = \theta \cdot R$. Касательное напряжение определяют по крутящему моменту M из соотношения [7]

$$\tau = \frac{3}{2\pi R^3} \left(M + \frac{1}{3} \gamma \frac{dM}{d\gamma} \right), \quad (4)$$

интенсивность напряжений при кручении

$$\sigma_1 = \sqrt{3}\tau. \quad (5)$$

В нескольких точках (примерно в 10—15) по наружному диаметру измеряют твердость и сопоставляют с σ_1 среднее арифметическое этих измерений.

Изложенная методика нашла широкое применение в лабораториях Томского политехнического института при исследовании больших пластических деформаций, возникающих при обработке металлов давлением и резанием.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ишлинский А. Ю. «Прикладная математика и механика», 1944, т. VIII, вып. 3.
2. Розенберг А. М., Хворостухин Л. А. ЖТФ, 1955, т. XXV, вып. 2.
3. Варнелло В. В. «Прикладная математика и техническая физика», 1964, № 4.
4. Ровинский Б. М., Рыбакова Л. М. «Известия АН СССР», отд. техн. наук, 1958, № 4.
5. Смирнов-Аляев Г. А. Сопротивление материалов пластическому деформированию, М., Машгиз, 1961.
6. Дель Г. Д. Исследование осесимметричной пластической деформации измерением твердости. Доклады третьей Сибирской конференции по математике и механике. Томск, 1964.
7. Нэдди А. Пластичность и разрушение твердых тел. ИЛ, 1951.

АНИЗОТРОПИЯ ТВЕРДОСТИ ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРОВАННОГО ТЕЛА

Вследствие анизотропии деформационного упрочнения результат измерения твердости пластически деформированного тела зависит от направления внедрения индентора. Объясняется это явление следующим.

Испытание на твердость сопровождается главным образом деформацией сжатия в поперечном направлении [1]. В тех случаях, когда эта деформация накладывается на предварительную деформацию растяжения, проявляется эффект Баушингера, благодаря которому уменьшается сопротивление силе, внедряющей индентор в тело, а следовательно, уменьшается и твердость. П. Бриджмен [2] объясняет этим наблюдавшееся им уменьшение твердости, измеренной на торцах ряда осаженных образцов.

В силу несжимаемости материала ($e_1 + e_2 + e_3 = 0$) возможны следующие состояния деформации:

$$e_1 > 0, e_2 > 0, e_3 < 0;$$

$$e_1 > 0, e_2 = 0, e_3 < 0;$$

$$e_1 > 0, e_2 < 0, e_3 < 0.$$

Здесь e_1, e_2, e_3 — главные составляющие предварительной деформации.

Согласно изложенному выше, степень анизотропии твердости должна быть максимальной в первом случае, при этом твердость, измеренная путем внедрения индентора в направлении e_3 , является наименьшей, а при внедрении индентора в направлении e_2 (если $e_1 > e_2 > e_3$) — наибольшей.

К этому случаю относится и осевое сжатие: максимальное число твердости получают при внедрении индентора в радиальном (или окружном) направлении, а минимальное — при внедрении индентора в осевом направлении. Поэтому решили исследовать анизотропию твердости при осевом сжатии. Основной задачей этого исследования было:

1) выяснить зависимость анизотропии твердости от степени пластической деформации;

2) оценить связанную с анизотропией твердости погрешность метода исследования пластической деформации измерением твердости.

На рис. 1 приведена зависимость твердости от степени предварительной деформации и напряжений, установленная в условиях осевого сжатия и измеренная при внедрении индентора в радиальном и осевом направлениях.

Методика эксперимента была следующей. Из отожженного прутка стали ШХ15 вытачивали девять цилиндрических образцов диаметром 30 и высотой 45 мм. Торцы их шлифовали. При испытании одного из образцов была установлена твердость до деформации, остальные образцы были осажены при условии тщательной смазки (свинцовая фольга и паста из

коллоидального графита и глицерина) до различной степени деформации. Интенсивность напряжений и деформаций определяли по формулам:

$$\sigma_l = \frac{4P}{\pi d^2}; \quad \epsilon_l = \ln \frac{h_0}{h},$$

где P — деформирующее усилие;
 h_0, h — высота образца до и после осадки;
 d — диаметр сжатого образца.

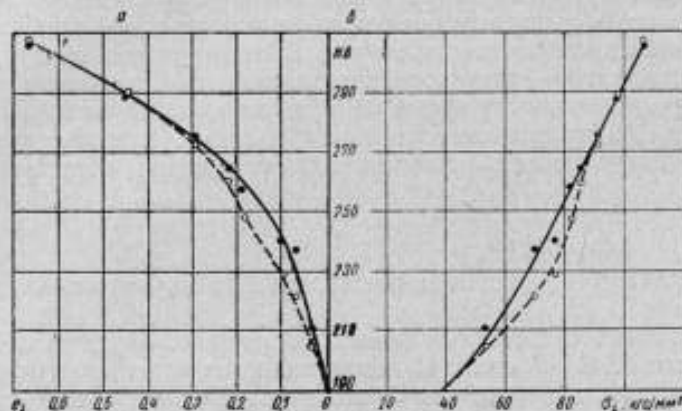


Рис. 1. Зависимость твердости:

a — от степени предварительной деформации; b — от предварительного напряжения; \circ — внедрение индентора в осевом направлении и \bullet — в радиальном направлении.

Осаженные образцы разрезали по меридиональному сечению. С противоположной их стороны сострагивали лыску. После шлифовки образцов измеряли твердость по Бринеллю в меридиональном сечении при нагрузке 3 тс и диаметре шарика 10 мм . Шарик при этом внедряли в радиальном направлении, а диаметры отпечатков измеряли на инструментальном микроскопе. Этим достигалась большая точность измерений. Твердость оказалась одинаковой в различных точках меридионального сечения, что подтверждает большую эффективность примененной смазки. Однако чтобы полностью исключить влияние трения при сжатии на результат эксперимента, в дальнейшем до измерения твердости в осевом направлении отрезали часть образца (примерно на треть высоты).

На рис. 2 эти же данные представлены в несколько иной обработке. По вертикальной оси отложена степень анизотропии

$$\xi = \frac{H_p - H_o}{H_o},$$

где H_p и H_o — твердости, измеренные в радиальном и осевом направлениях.

Рассмотрение полученных результатов показывает, что с увеличением предварительной деформации степень анизотропии вначале интенсивно

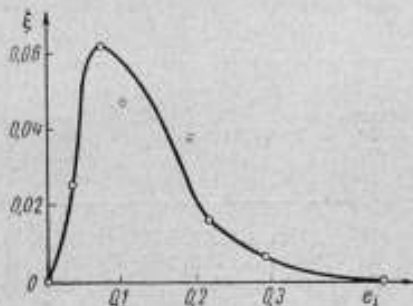


Рис. 2. Зависимость степени анизотропии твердости от степени предварительной деформации.

возрастает, достигая при $e_i = 0,07$ максимума, а затем уменьшается и при $e_i = 0,3$ становится практически равной нулю. Максимальное значение ξ составляет 0,063.

При исследовании пластической деформации методом измерения твердости [3, 4] определяют в различных точках деформированного тела его твердость. По твердости из градуировочного графика определяют соответствующую ей интенсивность напряжений σ_i и деформации e_i . График строят по результатам испытания материала в условиях простейших напряженных состояний — при кручении, сжатии или растяжении.

Для оценки погрешности, связанной с анизотропией твердости, будем полагать, что сплошная линия на рис. 1 соответствует градуировочному графику, а пунктир — твердости, измеренной на исследуемом теле.

Из градуировочного графика по твердости, измеренной в осевом направлении, найдены фактические значения σ_i и e_i . В этом случае погрешность определения σ_i и e_i можно оценить следующим образом

$$\Delta\sigma_i = \frac{\sigma_i - \sigma_{i0}}{\sigma_i} 100\%, \quad \Delta e_i = \frac{e_i - e_{i0}}{e_i}.$$

Согласно рис. 1 максимальные значения этих погрешностей составляют $\Delta\sigma_i = 10\%$, $\Delta e_i = 40\%$.

Исследовалась также анизотропия твердости по Роквеллу. Из нержавеющей стали X18H9T, стали 45 и дюралюминия изготовили по два цилиндрических образца диаметром в 20 и высотой 30 мм. Образцы сжимали со смазкой. Один из образцов осаживали до $e_i \approx 0,07$, другой — до $e_i \approx 0,24$. На торцах осаживаемых образцов измеряли твердость под нагрузкой 100 кгс (при испытании дюралюминия — 60 кгс). В качестве индентора служил победитовый конус.

В таблице приведены результаты отсчетов по шкале с твердомера. Измерения производили в точках, наиболее удаленных от оси образца. Значение твердости определяли как среднее четырех измерений H_0 . Твердость измеряли также с боковой поверхности — на лысках. Индентор при этом внедряли в радиальном направлении. Среднее этих измерений H_p приведено в графе 6.

Номер образца	Материал	Напряжение, кгс/мм ²	Деформация	Твердость в направлении		Погрешность, %	
				осевом, H_0	радиальном, H_p	$\Delta\sigma_i$	Δe_i
1	Сталь X18H9T	53,5	0,08	48,3	49,8	9	37
2	Сталь X18H9T	89	0,24	59,6	60,5	3,1	9,5
3	Сталь 45	37,2	0,08	27,1	29,2	9	50
4	Сталь 45	51,2	0,24	34,6	37,7	9	32
5	Дюралюминий	29,4	0,09	35,4	36,6	1,4	45
6	"	31,4	0,27	36,6	40,8	3	38

Сопоставление данных рис. 1 и таблицы показывает, что степень анизотропии твердости, измеренной по Бринеллю и по Роквеллу, примерно одинакова, что свидетельствует о слабой зависимости анизотропии от метода ее измерения.

Погрешность определения интенсивностей напряжений и деформации по твердости, связанная с анизотропией, оказалась в обоих случаях примерно одинаковой: $\Delta\sigma_i = 10\%$, $\Delta e_i = 50\%$.

Эту систематическую погрешность часто удается избежать путем определенной ориентации площадок, на которых измеряют твердость. Послед-

ние можно, например, выбирать таким образом, чтобы и при градуировке и при измерении твердости исследуемого деформированного тела главные составляющие предварительной деформации в плоскостях этих площадок имели различные знаки. Для этого при градуировке методом испытания на кручение твердость следует измерять на наружной поверхности или в плоскости поперечного сечения, а при градуировке путем сжатия — в меридиональном сечении.

При измерении твердости исследуемого тела не всегда удастся выбрать указанные площадки. Однако в ряде практически важных случаев это выполнимо. Так, при исследовании плоской деформации, площадки, на которых измеряется твердость, следует совмещать с плоскостью деформации, в которой всегда $e_1 = -e_2$. При исследовании осесимметричной деформации площадки следует совмещать с меридиональными сечениями. Так как окружная деформация имеет знак одной из главных деформаций в меридиональном сечении, из условия несжимаемости следует, что главные деформации в меридиональном сечении имеют различные знаки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Савицкий Ф. С., Вандышев Б. Я., Якутович М. В. Распределение наклепа вокруг конического опечатка. «Заводская лаборатория», 1948, № 12.
2. Бриджмен П. Исследование больших пластических деформаций и разрыва. М., ИЛ, 1955.
3. Смирнов-Аляев Г. А. Сопротивление материалов пластическому деформированию. М., Машгиз, 1961.
4. Дель Г. Д. Исследование пластической деформации измерением твердости, «Известия ТПИ», т. 138, 1965.

КОНТРОЛЬ ХАРАКТЕРИСТИК ПРОЧНОСТИ МЕТАЛЛА ПАРОПРОВОДОВ БЕЗОБРАЗЦОВЫМ МЕТОДОМ

Совместное действие высокой температуры и пара под большим давлением вызывает структурные изменения в металле паропроводов, что приводит обычно к ухудшению его механических свойств во времени [1—3].

Раз в три года для контроля этих свойств из паропроводов и пароперегревателей вырезают кольцевые отрезки труб, из которых изготавливают стандартные образцы для проведения комплекса испытаний. Но такой контроль дорог, так как требует длительной остановки тепловых агрегатов, и, кроме того, после каждого испытания увеличивается количество сварных соединений. Чрезвычайно важной проблемой для электростанций является поэтому изыскание безобразцовых методов определения механических свойств металла.

К важнейшим характеристикам свойств металла в энергомашиностроении относятся пределы текучести и прочности. Они являются приемосдаточными характеристиками. Кроме того, предел текучести очень чувствителен к структурным изменениям, происходящим в процессе работы металла в нагретом состоянии.

В нашей работе сделана попытка проконтролировать безобразцовым методом качество металла действующих паропроводов по пределам текучести и прочности.

Для определения предела текучести был использован безобразцовый метод М. П. Марковца [4], основанный на вдавливании шарика диаметром 10 мм до получения остаточной деформации в лунке 0,2%.

Предел текучести материала определяют по зависимости между $H_{0,2}$ и $\sigma_{0,2}$.

Для установления этой зависимости из паропроводов, изготовленных из сталей 12МХ, 15ХМ и 12ХМФ перлитного класса, через различные сроки службы вырезали кольцевые отрезки труб. Из колец в тангенциальном направлении (рис. 1) вырезали пятикратные образцы диаметром расчетной длины 6 мм. Для определения механических свойств металла эти образцы испытывали на разрывной машине ИМ-4А. Предел текучести определяли по диаграмме растяжения с увеличением деформации в 100 раз.

Твердость $H_{0,2}$ определяли прибором МЭИ-Т1 на торцах двух головок разорванного образца. Среднюю величину твердости $H_{0,2}$ сопоставляли с пределом текучести этого образца на графике в координатах $H_{0,2}—\sigma_{0,2}$. Все экспериментальные точки были разделены на три группы. В первую группу вошли точки, соответствующие сталям в исходном состоянии; во вторую — проработавшим от 8 до 30 тыс. ч; в третью — проработавшим от 30 до 60 тыс. ч.

Для каждой группы, как видно из рис. 2, выявилась устойчивая зависимость между $H_{0,2}$ и $\sigma_{0,2}$.

Чтобы определить предел текучести паропроводных сталей перечисленных марок по методу М. П. Марковца, необходимо пользоваться приведенными зависимостями с учетом срока службы металла.

Многочисленные эксперименты [4—10] показали, что для конструктивных сталей между твердостью и пределом прочности существует довольно устойчивая связь. В формулах, устанавливающих связь между НВ и $\sigma_{0.2}$, отношение между ними равно примерно трем, т. е. предел прочности примерно в три раза меньше твердости по Бринеллю.

Для установления связи между НВ и $\sigma_{0.2}$ использовали те же образцы, что и при установлении зависимости между $H_{0.2}$ и $\sigma_{0.2}$, а также разрывную машину ИМ-4А, на которой определяли предел прочности, и прибор твердости МЭИ-Т1, с его помощью определяли твердость НВ вдавливанием шарика диаметром 2,5 мм и под нагрузкой 187,5 кгс.

Значение твердости НВ для образца брали как среднее из замеров на двух головках разорванного образца.

На рис. 3 сопоставлены полученные значения НВ и $\sigma_{0.2}$, из которых следует, что для сталей 12МХ, 15ХМ и 12ХМФ в исходном состоянии и прора-

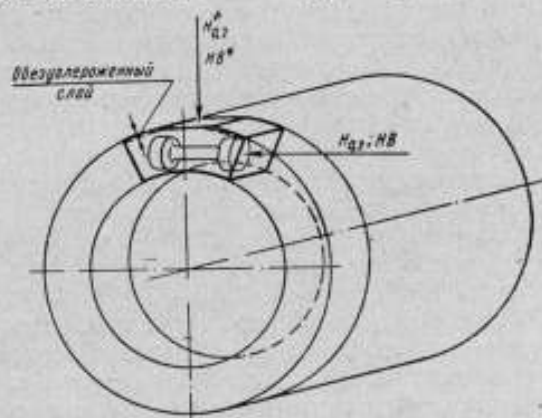


Рис. 1. Схема вырезки разрывных образцов из паропроводов и измерения твердости:

$H_{0.2}^*$ и $HВ^*$ — в радиальном направлении; $H_{0.2}$ и $HВ$ — в тангенциальном направлении.

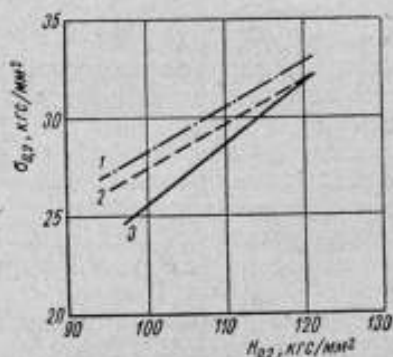


Рис. 2. Соотношение между усредненными значениями $H_{0.2}$ и $\sigma_{0.2}$ для сталей 12МХ, 15ХМ и 12ХМФ в зависимости от длительности эксплуатации:

1 — от 30 до 60 тыс. ч; 2 — от 8 до 30 тыс. ч; 3 — исходное состояние.

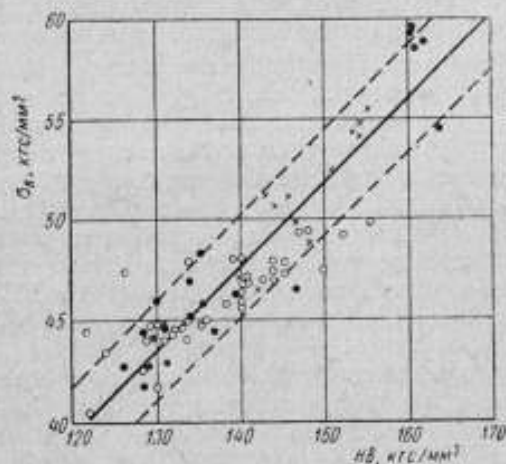


Рис. 3. Зависимость между НВ и $\sigma_{0.2}$ для сталей 12МХ, 15ХМ и 12ХМФ:

+ — исходное состояние; ● — при эксплуатации от 8 до 30 тыс. ч; ○ — то же, от 30 до 60 тыс. ч.

ботавших в условиях высоких температур и пара большого давления до 60 тыс. ч, наблюдается устойчивая связь независимо от срока службы (прямая сплошная линия на графике; пунктирными линиями показаны пятипроцентные отклонения от усредненной зависимости).

Таким образом, при определении предела прочности сталей 12МХ, 15ХМ и 12ХМФ безобразцовым методом с помощью шарика диаметром 2,5 мм под нагрузкой 187,5 кгс рекомендуется пользоваться найденной графической зависимостью без учета срока службы металла в пределах от 0 до 60 тыс. ч.

Исследование показало, что микроструктура металла по сечению паропровода однородна. Исключение составляет наличие обезуглероженного наружного слоя, максимальная глубина которого для исследованных труб составляет 1 мм, а в процентном отношении к толщине стенки паропровода — 2%. Условия эксплуатации во времени не оказывают заметного влияния на глубину обезуглероженного слоя паропроводов. Эти данные совпадают с результатами исследований, проводимых в лаборатории металлов Киевэнерго [2]. Отсюда вытекает требование: при подготовке поверхности паропроводов к испытаниям на твердость снимать слой металла на глубину 2% от толщины стенки паропровода, но не более 1 мм, независимо от срока его службы.

Снятие под плоскость наружного слоя металла исключает влияние кривизны поверхности на твердость и позволяет измерить твердость основного металла паропровода. Кроме того, при этом удаляется возможный местный поверхностный наклеп, образовавшийся в результате различных причин и не замеченный под слоем ржавчины при визуальном осмотре поверхности паропровода.

При определении пределов текучести и прочности металла паропровода безобразцовым методом твердости $H_{0,2}$ и НВ измеряли с наружной поверхности, т. е. в радиальном направлении, а приведенные зависимости (см. рис. 2—3) установлены по твердости, измеренной в тангенциальном направлении (см. рис. 1). Учитывая это, были сопоставлены значения твердостей, измеренных в радиальном направлении с наружной поверхности паропровода после удаления слоя металла глубиной 1 мм, с соответствующими значениями твердостей, измеренных в тангенциальном направлении в средней части стенки паропровода. Оказалось, что для исследованных 15 труб твердость $H_{0,2}$ в радиальном направлении в среднем на 8,3% больше, чем в тангенциальном, а НВ* соответственно больше на 6,4%.

Условия эксплуатации во времени в диапазоне исследованного срока службы паропроводов не оказывают заметного влияния на различие твердостей вследствие анизотропии свойств металла.

Таким образом, при безобразцовом определении пределов текучести и прочности материала непосредственно на паропроводах рекомендуемыми способами необходимо учитывать анизотропию свойств металла и исходить из значений твердостей, равных $0,917H_{0,2}$ при определении $\sigma_{0,2}$ (см. рис. 2) и $0,936НВ$ при определении σ_n (см. рис. 3) независимо от срока службы паропровода.

Для практического контроля пределов текучести и прочности металла паропроводов в цеховых условиях А. Ф. Каращук и В. Г. Борисовым под руководством проф. М. П. Марковца был спроектирован переносный прибор МЭИ-ТЗ (рис. 4).

Прибор состоит из ручного нагружающего механизма, пружинного силоизмерителя, микроскопа и приспособления для крепления прибора к паропроводу. Вес прибора 7,5 кг.

Размер отпечатка измеряется стандартным микроскопом МПВ-1 с погрешностью до 0,005 мм.

Головка прибора, на которой смонтирован силоизмеритель с индентором и микроскопом, вращается вокруг вертикальной оси. После нанесения отпечатка головка отводится в сторону до упора в крайнее левое положение. При этом оптическая ось микроскопа совпадает с центром отпечатка.

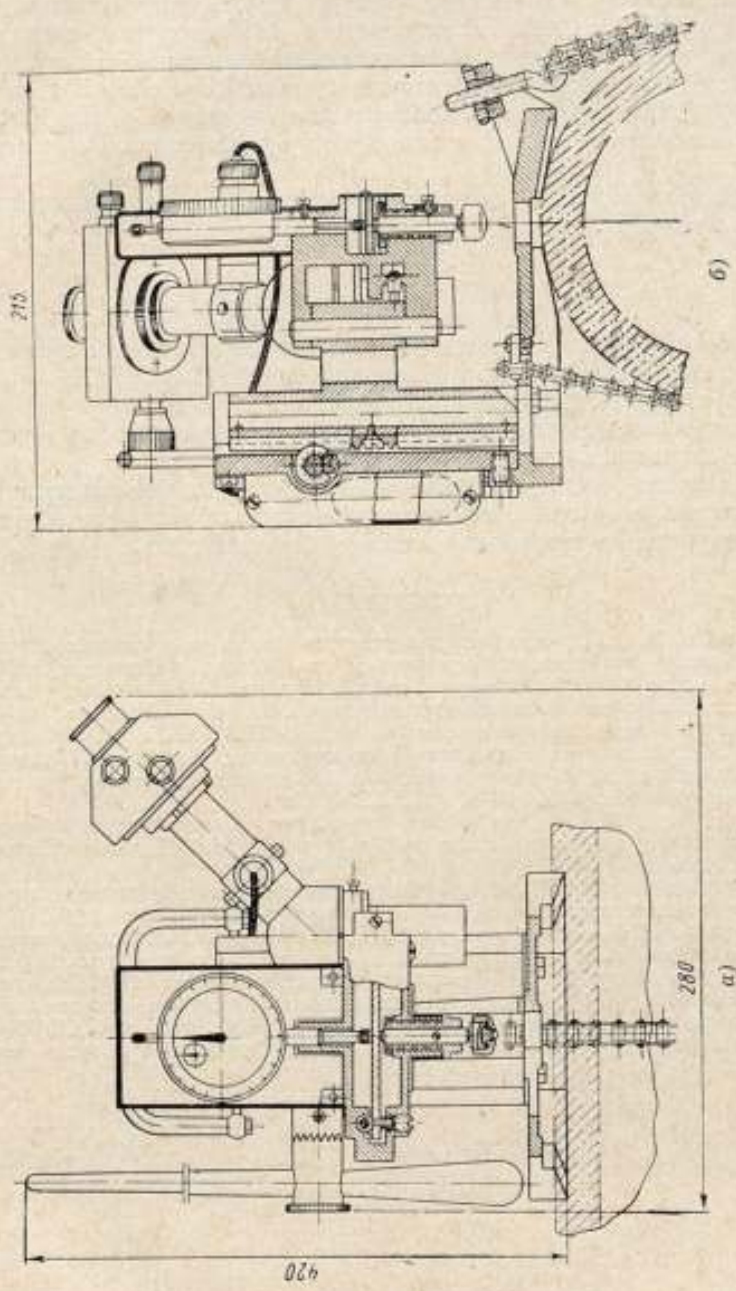


Рис. 4. Прибор МЭИ-ТЗ:
 а — вид спереди; б — вид сбоку.

В случае определения механических свойств металла паропроводов в цеховых условиях прибор при помощи цепного винтового приспособления жестко крепится к паропроводу.

На паропроводе должна быть отполирована площадка под плоскость размером не менее 2 см^2 и чистотой поверхности не ниже девятого класса.

Прибор МЭИ-ТЗ можно использовать в лабораторных условиях для определения механических свойств металла образцов и малогабаритных деталей. Для этого необходимо верхнюю часть прибора отсоединить от столика, который используют при работе на паропроводах, и прикрепить ее к специальному лабораторному столику двумя шпильками и тремя болтами.

Испытания прибора на электростанциях Донбассэнерго дали положительные результаты.

Выводы

1. В работе исследована возможность безобразцового контроля пределов текучести и прочности паропроводов из сталей 12МХ, 15ХМ и 12ХМФ перлитного класса в процессе эксплуатации.

2. Установлено, что пределы текучести и прочности металла паропроводов можно определять с погрешностью 5%.

3. Разработан и изготовлен прибор МЭИ-ТЗ, который позволяет как непосредственно в цеховых, так и в лабораторных условиях определять пределы текучести и прочности металла паропроводов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Вернер М. А. Влияние условий эксплуатации на работоспособность паропроводов. Сб. «Металл в современных энергоустановках». М., изд-во «Энергия», 1964.
2. Голинский Ш. Ц. Контроль структурных изменений в металле паропроводов. Сб. «Металл в современных энергоустановках». М., изд-во «Энергия», 1964.
3. Гофман Ю. М. Измерения в сталях 16М, 12МХ, 15ХМ и 12Х1МФ в процессе эксплуатации. Сб. «Металл в современных энергоустановках», М., изд-во «Энергия», 1964.
4. Марковец М. П. Построение диаграмм истинных напряжений по твердости и технологической пробе. ЖТФ, 1949, т. XIX, № 3.
5. Марковец М. П. Определение коэффициента крепости стали на разрыв по твердости Бринелля, Роквелла, Шора и Герберта. ОНТИ, Журнал «Авиапромышленность», 1932, № 6.
6. Давиденков Н. Н. и др. Получение основных механических характеристик стали с помощью измерения твердости. «Заводская лаборатория», 1945, № 10.
7. Беляев С. Е., Панарьина Т. К. Упрощенные методы определения механических свойств конструкционных сталей. «Заводская лаборатория», 1951, № 6.
8. Шапошников Н. А. Механические испытания металлов. М., Машгиз, 1951.
9. Витман Ф. Ф. и др. Определение механических свойств металлов с помощью малого конического отпечатка и неглубокой царапины. ЖТФ, 1954, т. XXIV, № 3.
10. Савицкий Ф. С., Вандышев В. А. Определение пределов текучести и прочности безобразцовым методом. «Измерительная техника», 1955, № 6.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПРЕДЕЛА ПРОПОРЦИОНАЛЬНОСТИ
ПО РЕЗУЛЬТАТАМ ВДАВЛИВАНИЯ ШАРА

Сопrotивление малым пластическим деформациям — важнейшая характеристика металлов и сплавов, однако определение пределов пропорциональности и упругости растяжением — трудоемкая операция. Целесообразно поэтому изыскивать более простые способы определения этих характеристик, например по результатам вдавливания шара [1]. Однако метод, предложенный в работе [1], дает больше расхождения с результатами, полученными при растяжении.

В настоящей работе рассмотрены данные, полученные при разработке более точного метода определения указанных характеристик по результатам вдавливания шара в плоскость испытуемого материала [2, 3]. В основу предлагаемого метода положены разные показатели степени в степенных зависимостях между диаметром отпечатка d и нагрузкой P в упругой и пластической областях. Эти зависимости, как известно, описываются уравнениями Герца и Мейера:

$$P = \frac{1}{3D \left(\frac{1-\mu^2}{E} + \frac{1-\mu_1^2}{E_1} \right)} d^3, \quad (1)$$

$$P = ad^n, \quad (2)$$

где E , E_1 , μ , μ_1 — упругие постоянные шара и испытуемого материала; a , n — константы пластичности, причем n имеет значение, близкое двум.

Следовательно, в уравнении Герца показатель степени равняется трем, а в уравнении Мейера близок к двум. Поэтому, если эти зависимости представить графически в двойных логарифмических координатах, то при переходе от упругой области к пластической должна наблюдаться точка перелома вследствие разных показателей степени в уравнениях Герца и Мейера. Тогда нагрузка, соответствующая точке перелома, будет являться границей между упругой и пластической областями. Наличие точки перелома хорошо подтверждается нашими экспериментами.

Теперь остается решить вопрос о расчете степени напряжений в лунке, эквивалентных растяжению в упругой области.

Предложенный в работе [1] способ определения эквивалентных напряжений основывается на эмпирическом коэффициенте перехода от сложного напряженного состояния в лунке к линейному при растяжении. В этой работе сделана попытка теоретически решить вопрос об эквивалентных напряжениях на основе теории упругого контакта шара и плоскости.

Как известно, при упругом контакте шара и плоскости в зоне контакта возникает разнородное напряженное состояние: по контуру поверхности

контакта — чистый сдвиг, в остальной зоне контакта — трехстороннее неравномерное сжатие [4, 5].

Согласно нашим подсчетам на рис. 1, а показан характер изменения главных нормальных напряжений σ_x , σ_y и σ_z на поверхности лунки, а на рис. 1, б — характер изменения главных нормальных напряжений вглубь по оси симметрии, начиная от поверхности центра отпечатка.

Поверхностные главные напряжения определялись по формулам

$$\sigma_x = -P_0 \left\{ \frac{1-2\mu}{3} \cdot \frac{a^2}{y^2} \left[1 - \left(1 - \frac{y^2}{a^2} \right)^{3/2} \right] + 2\mu \sqrt{1 - \frac{y^2}{a^2}} \right\}, \quad (3)$$

$$\sigma_y = P_0 \left\{ \frac{1-2\mu}{3} \cdot \frac{a^2}{y^2} \left[1 - \left(1 - \frac{y^2}{a^2} \right)^{3/2} \right] - \sqrt{1 - \frac{y^2}{a^2}} \right\}, \quad (4)$$

$$\sigma_z = -P_0 \sqrt{1 - \frac{y^2}{a^2}}, \quad (5)$$

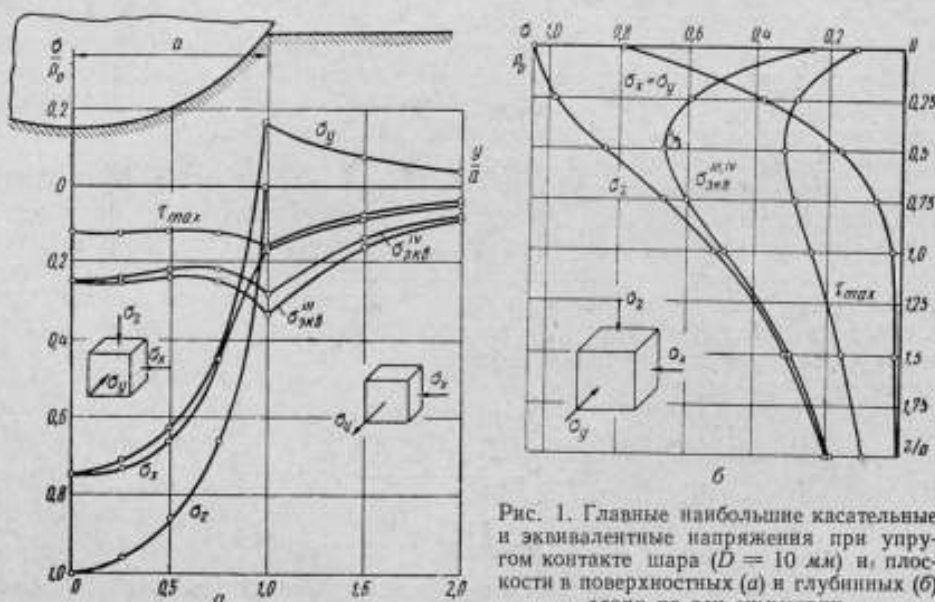


Рис. 1. Главные наибольшие касательные и эквивалентные напряжения при упругом контакте шара ($D = 10$ мм) и плоскости в поверхностных (а) и глубинных (б) слоях по оси симметрии.

а напряжения по оси симметрии (глубинные напряжения) — по формулам

$$\sigma_x = \sigma_y = -P_0 \left[(1 + \mu) - \frac{1}{2} \cdot \frac{1}{1 + \left(\frac{z}{a} \right)^2} - (1 - \mu)^2 \frac{z}{a} \operatorname{arctg} \frac{a}{z} \right], \quad (6)$$

$$\sigma_z = -P_0 \frac{1}{1 + \left(\frac{z}{a} \right)^2}, \quad (7)$$

где P_0 — наибольшее давление в центре площади контакта,

$$P_0 = 1,5P/\pi a^2;$$

μ — коэффициент Пуассона, равный 0,25. Такое значение μ принимают при расчете местного сжатия [6];

a — радиус площади контакта;

P — нагрузка, приложенная к шару;

z — координаты глубинных площадок;

y — координата поверхностных площадок, в которых определяются напряжения.

На рис. 1 приведены также и максимальные касательные напряжения τ_{\max} , равные полуразности максимальных и минимальных главных нормальных напряжений. Все напряжения приведены в долях от величины давления P_0 в зависимости от переменных z и y , причем начало координат совпадает с центром отпечатка. На основе теории прочности сравнивать напряжения при различных напряженных состояниях практически возможно.

Близкое совпадение с экспериментальными данными для пластичных материалов показали теории максимальных касательных напряжений и энергетическая.

Эквивалентные растягивающие напряжения рассчитывали в соответствии с теорией максимальных касательных напряжений по формуле

$$\sigma_{\text{экв}}^{\text{III}} = \sigma_{\max} - \sigma_{\min} \quad (8)$$

и в соответствии с энергетической теорией

$$\sigma_{\text{экв}}^{\text{IV}} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_x - \sigma_z)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2}. \quad (9)$$

Результаты расчетов приведены на рис. 1.

Как видно из рис. 1, б, эквивалентные напряжения $\sigma_{\text{экв}}^{\text{III}}$ и $\sigma_{\text{экв}}^{\text{IV}}$ в глубинных слоях равны; в поверхностных слоях (рис. 1, а) $\sigma_{\text{экв}}^{\text{III}} > \sigma_{\text{экв}}^{\text{IV}}$. Поскольку $\sigma_{\text{экв}}^{\text{III}}$ в некоторых случаях оказались больше $\sigma_{\text{экв}}^{\text{IV}}$, в дальнейшем будут приниматься во внимание напряжения, рассчитанные по теории максимальных касательных напряжений, т. е. $\sigma_{\text{экв}}^{\text{III}}$.

Далее необходимо определить место, где раньше всего наступает предельное состояние, т. е. появляются первые пластические деформации. Из рис. 1, а следует, что максимальное значение $\sigma_{\text{экв}}^{\text{III}}$ достигает на контуре поверхности контакта, а из рис. 1, б, что оно находится в точке на глубине от поверхности, равной половине радиуса отпечатка. Последнее напряжение оказалось больше, чем на контуре отпечатка. Казалось бы, что в этой точке раньше всего достигается предельное состояние. Однако, принимая во внимание указание [7], что для наступления предельного состояния имеет значение напряжение не в точке, а вдоль линии, и что на поверхностях имеются шероховатости, которые являются очагами пластической деформации [8], можно считать, что предельное состояние наступает в первую очередь на линии контура поверхности контакта, т. е. по окружности диаметра контакта (лунки).

Эквивалентные напряжения для контура поверхности контакта трудно подсчитать по формуле (8). В этом случае σ_y является максимальным главным напряжением, а σ_x — минимальным, причем на контуре поверхности контакта $\frac{a}{y} = 1$. Тогда, подставляя в формулу (8) значения σ_y и σ_x из формул (4) и (3), получим

$$\sigma_{\text{экв}}^{\text{III}} = \sigma_y - \sigma_x = P_0 \frac{1-2\mu}{3} + P_0 \frac{1-2\mu}{3} = 2P_0 \frac{1-2\mu}{3}.$$

Для $\mu = 0,25$ это выражение приобретает вид

$$\sigma_{\text{экв}}^{\text{III}} = \frac{1}{3} P_0.$$

Подставив сюда значение $P_0 = 1,5 \frac{P}{\pi a^2}$ и выразив a через $d/2$, где d — диаметр лунки, получим

$$\sigma_{\text{экв}} = 0,636 \frac{P}{d^2}. \quad (10)$$

В формулу (10) не входит диаметр шара D , поэтому, естественно, возникает вопрос, будут ли одинаковые результаты определения $\sigma_{\text{экв}}$ при использовании шаров различных диаметров. Согласно теории твердости постоянство будет наблюдаться только в том случае, если при этих испытаниях будет соблюдено условие подобия.

Подставив в уравнение (10) значение P из уравнения (1) и произведя соответствующие преобразования, получим

$$\sigma_{\text{экв}} = A \frac{d}{D},$$

где A — числовой коэффициент, зависящий от упругих констант μ и E шара и испытуемого материала.

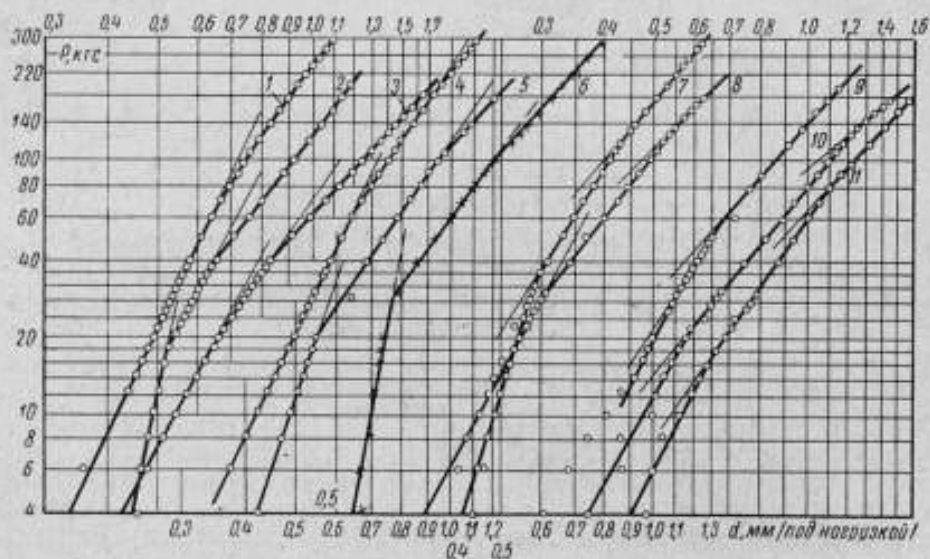


Рис. 2. Экспериментальные диаграммы вдавливания шара в двойных логарифмических координатах:

Стали (НВ, кгс/мм²): 1 и 7 — 30ХГСА, НВ=438; 2 — 30, НВ=222; 3 — 30ХГСХ, НВ=493; 4 — 2Х13, НВ=223; 5 — 10, НВ117; 6 и 8 — 9П=182, НВ=246; 9 — 50, НВ=189; 10 — Арми, НВ=104; 11 — 9ХС, НВ=226.

Следовательно, $\sigma_{\text{экв}}$ получается постоянным независимо от диаметра шара, если $d/D = \text{const}$. Постоянство d/D есть условие геометрического подобия при вдавливании шара [9]. При таких условиях вдавливания согласно исследованиям [10] поверхностный слой лунки претерпевает одну и ту же степень деформации независимо от диаметра шара. Наши исследования в упругой области показали, что при соблюдении условия $d/D = \text{const}$ значение $\sigma_{\text{экв}}$ остается постоянным, т. е. закон подобия практически оправдывается и в упругой области.

Для определения предела пропорциональности методом вдавливания шара были экспериментальным путем получены диаграммы вдавливания «нагрузка — диаметр невозстановленной лунки».

На рис. 2 приведены диаграммы в двойных логарифмических координатах для девяти различных сталей. По этим диаграммам были определены P и d , соответствующие первым точкам перелома, и затем подсчитаны $\sigma_{\text{экв}}$ по формуле (10), которые обозначим через $\sigma_{\text{пц}}^{\text{нд}}$. Результаты подсчетов сопоставлены в таблице с пределами пропорциональности $\sigma_{\text{пц}}$, определенными методом растяжения. При определении предела пропорциональности

Марка стали	Термическая обработка, °C закалка — отпуск	Твердость по Бриггеллю НВ		Пределы пропорциональности				Пределы текучести					
		кгс/мм ²	Мн/мм ²	по вдавливанию		по растяжению		по вдавливанию		по растяжению		$\sigma_{0,2}/\sigma_{0,2}^{\text{вд}}$	
				кгс/мм ²	Мн/мм ²	кгс/мм ²	Мн/мм ²	кгс/мм ²	Мн/мм ²	кгс/мм ²	Мн/мм ²		
30	850—650	223	2170	38,7	375	60,6	594	1,04	74,2	726	68	666	0,92
2X13	1050—700	223	2180	48,8	477	47,5	465	0,98	61,4	600	60,9	621	0,99
20X1M1Ф1TP (ЭП-182)	980—700	248	2430	61,5	602	62,4	610	1,01	74,4	728	74,4	728	1
30XГСА	880—600	321	3140	77	755	85	832	1,1	97,6	956	95,2	900	0,98
	880—400	438	4300	106	1040	105	1032	1,0	137,3	1342	132,6	1300	0,97
	880—200	493	4820	98,7	967	94,5	925	0,96	134,7	1318	131,4	1280	0,98

деформации измеряли зеркальным прибором Мартенса с точностью до 0,002 мм. За предел пропорциональности принималось напряжение, при котором отклонение от среднего установившегося постоянного прироста деформации на каждой ступени нагружения составляло 10%. Определение

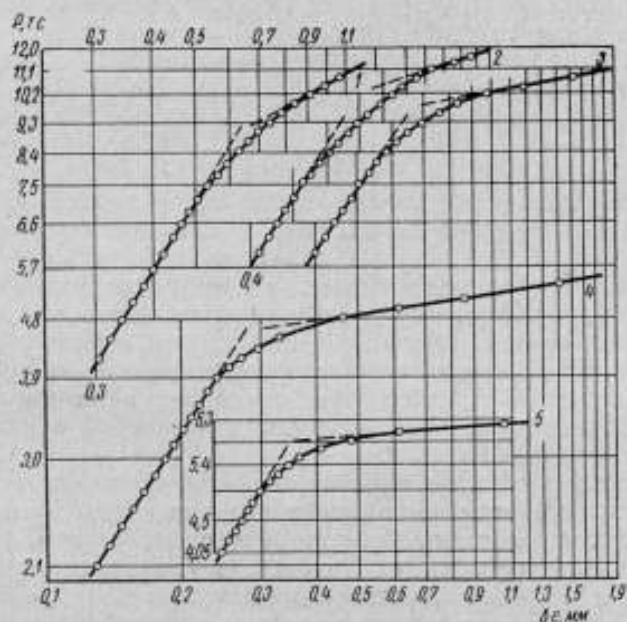


Рис. 3. Диаграммы растяжения сталей в области упругих и малых пластических деформаций:

1—30XГСА (зак. + отп. 600°С); 2—30XГСА (зак. + отп. 400°С);
3—30XГСА (зак. + отп. 200°С); 4—2X13 (зак. + отп. 700°С);
5—20X1M1Ф1TP (зак. + отп. 700°С).

предела пропорциональности с такой точностью по нашим подсчетам для сталей является идентичным определению предела упругости по остаточной деформации в 0,001%. Поэтому можно считать, что предел пропорциональности в этом частном случае совпадает с пределом упругости.

Как следует из таблицы, значение $\sigma_{\text{экл}}$ оказалось близким к $\sigma_{\text{уп}}$. Это дает нам основание рекомендовать метод вдавливания для определения предела пропорциональности.

На диаграммах выявилась и вторая точка перелома. Подсчитанные $\sigma_{\text{экв}}$ по формуле (10) и значениям P и d в этих точках, которые обозначим через $\sigma_{0,2}^{\text{рл}}$, хорошо совпали с пределом текучести $\sigma_{0,2}$, полученным из опытов на растяжение (см. таблицу). Хорошая сходимость значений пределов текучести при вдавливании и растяжении свидетельствует о возможности применения формулы (10), основанной на теории упругости, для определения эквивалентных напряжений в области малых пластических деформаций.

Наши эксперименты показали, что и на диаграммах растяжения в переходных областях от упругих к пластическим деформациям, построенных в двойных логарифмических координатах «нагрузка — абсолютное удлинение», также наблюдаются два перелома (рис. 3), из которых первый соответствует пределу пропорциональности, а второй — пределу текучести. Диаграммы, полученные для сталей, описываются двумя прямыми и кривой. Аналогичные диаграммы, полученные для свинца, алюминиевых сплавов АМГ и АК8, построенные по данным Московского физико-технического института [11], описываются тремя прямыми линиями с двумя переломами.

Эксперименты на вдавливание производили на специально сконструированном и изготовленном приборе [12]. Прибор позволяет определять диаметр невосстановленной лунки по способу силуэта с точностью до 0,00125 мм, а также глубину невосстановленного отпечатка с точностью до 0,0001 мм. Цена деления циферблата прибора 1; 2; 3 и 4 кг. Нагрузка на шар может плавно меняться от 2 до 500 кг.

Выводы

1. Спроектирован и изготовлен специальный прибор для определения диаметра невосстановленной лунки по методу силуэта и глубины отпечатка.

2. Построены экспериментальные диаграммы вдавливания для девяти сталей марок в двойных логарифмических координатах «нагрузка — диаметр невосстановленной лунки» в области упругих и малых пластических деформаций, которые описываются тремя прямыми линиями с двумя переломами. Напряжения, соответствующие первому и второму переломам, названы пределами пропорциональности и текучести при вдавливании шара.

3. Получена формула для определения эквивалентных растягивающих напряжений при упругом контакте шара и плоскости. Проверка закона подобия в упругой области при расчете напряжений по этой формуле дала удовлетворительные результаты. Показана возможность применения формулы в области малых пластических деформаций.

4. По этой формуле определены пределы пропорциональности и текучести при вдавливании, которые оказались близкими к пределам пропорциональности и текучести, определенным из опытов на растяжение.

5. Построены диаграммы растяжения в двойных логарифмических координатах «нагрузка — абсолютное удлинение» в области упругих и малых пластических деформаций, на которых наблюдаются также две точки перелома, как и на диаграммах вдавливания. Напряжения, соответствующие первой точке перелома, оказались близкими к пределу пропорциональности, а напряжения, соответствующие второй точке перелома, — пределу текучести. Для сталей эти диаграммы описываются двумя прямыми и кривой, а для алюминиевых сплавов и свинца — тремя прямыми линиями.

ЛИТЕРАТУРА

1. Зайцев Г. П. Задача Герца и проба по Бринеллю. ЖТФ. 1949, т. XIX, вып. 3.
 2. Пашнина В. И., Марковец М. П. Зависимость в упругой области между напряжениями при растяжении и вдавливании шарика. Труды Московского института стали и сплавов и Московского энергетического института, вып. LXI, часть II, 1965. Изд. МЭИ.
 3. Марковец М. П., Пашнина В. И., Пиксин Ю. И. Диаграммы вдавливания и растяжения в области упругих и малых пластических деформаций. Изв. вузов СССР, «Машиностроение», 1965, № 2.
 4. Динник А. П. Сжатие соприкасающихся тел. Избранные труды, АН УССР, т. 1, 1952.
 5. Макушин В. М. Деформация и напряженное состояние деталей в местах контакта. М., Машгиз, 1962.
 6. Веденисов Б. И. К вопросу о работе рельса под колесами подвижного состава. Труды МИИТ, 1961, вып. 75.
 7. Феппль Л. Напряженное состояние и прочность материалов при сжатии тел. «Подшипник», 1937, № 1.
 8. Ковальский Б. С. Контактная задача в инженерной практике. Изв. вузов СССР, «Машиностроение», 1960, № 6.
 9. Давиденков Н. Н. Динамические испытания металлов. Государственное издательство. М.—Л., 1929.
 10. Марковец М. П. Построение диаграмм истинных напряжений по твердости и технологической пробе. ЖТФ., 1949, т. XIX, вып. 3.
 11. Марковец М. П., Пашнина В. И. Прибор для определения диаметра и глубины отпечатка под нагрузкой при вдавливании шара (МЭИ-Т6). «Измерительная техника», 1965, № 1.
 12. Рабинович А. Л., Штарков М. Г., Дмитриева Е. И. О некоторых закономерностях однородной деформации металлов в случае растяжения. Труды МФТИ по механике и прикладной математике, вып. 3, 1959.
-

КОНТРОЛЬ СТЕПЕНИ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО НАКЛЕПА
ХОЛОДНОКАТАНЫХ И ХОЛОДНОТЯНУТЫХ ТРУБ
ИЗ СТАЛИ X18H10T

Одной из последних операций при изготовлении труб небольших диаметров, например $12 \times 1,0$; $14 \times 1,0$; $16 \times 1,5$; $18 \times 2,5$ мм из стали X18H10T, является правка в холодном состоянии на кулачковоправильном стане, которая вызывает наклеп металла.

Наклеп приводит к изменению механических свойств металла, снижает его коррозионную стойкость и т. п. Например, наклеп растяжением в 10% стали 1X18H12T снижает на 12% предел длительной прочности за 100 000 ч при температуре 600°C [1]. Поэтому весьма важно разработать методику, которая позволяла бы просто и достаточно надежно определять степень технологического наклепа.

Предел текучести является более чувствительной характеристикой наклепа, чем предел прочности, особенно при малых пластических деформациях (рис. 1).

В работе исследована возможность оценки степени наклепа в зависимости от изменения предела текучести, определяемого по твердости $H_{0,2}$ методом М. П. Марковца [2]*.

Прутки диаметром 30 мм из стали X18H10T после аустенизации (нагрев до $1050-1100^\circ\text{C}$, выдержка 30 мин, охлаждение на воздухе) растягивали до различных степеней деформации ψ , определяемых по поперечному сужению в пределах 0—32%.

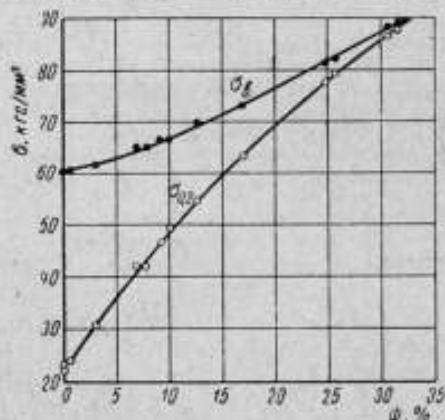


Рис. 1. Зависимости пределов текучести $\sigma_{0,2}$ и прочности σ_b от степени пластической деформации ψ .

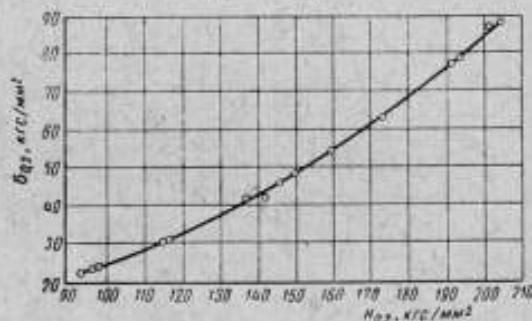


Рис. 2. Зависимость между твердостью $H_{0,2}$ и пределом текучести $\sigma_{0,2}$ для стали X18H10T.

Из каждого прутка вырезали для испытания на растяжение пятикратный круглый образец диаметром 10 мм и для испытания на твердость — цилиндрический образец высотой 30 мм.

* См. стр. 64—65.

Образцы были испытаны на машине ИМ-12А и приборе МЭИ-ТЗ [4] для определения $\sigma_{0.2}$, σ_b и твердости $H_{0.2}$. Полученные результаты представлены на рис. 1 и 2.

Определив $\sigma_{0.2}$ по твердости $H_{0.2}$, можно оценить предварительную пластическую деформацию ψ , т. е. степень технологического наклепа.

В связи с тем, что $H_{0.2}$ однозначно связана с $\sigma_{0.2}$ (рис. 2), нет необходимости определять степень предварительной пластической деформации по зависимости $\sigma_{0.2} - \psi$; гораздо удобнее пользоваться непосредственной зависимостью между $H_{0.2}$ и ψ (рис. 3, а).

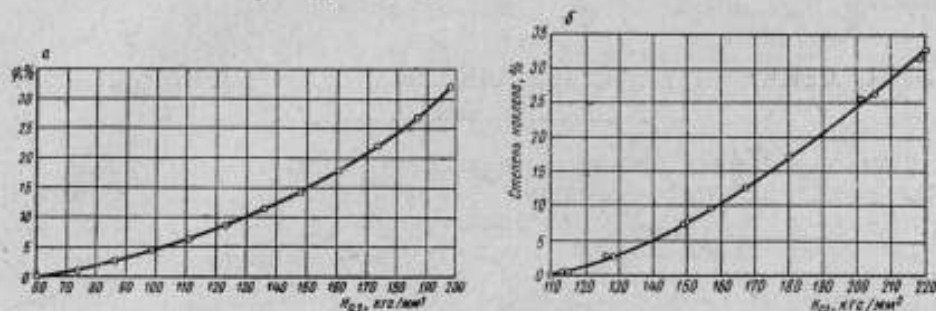


Рис. 3. Зависимость между твердостью $H_{0.2}$ и степенью наклепа ψ для труб из стали X18N10T диаметром:

а — 18 × 2,5 мм; б — 12 × 1 мм.

Как показали наши исследования [3], связь между $H_{0.2}$ и $\sigma_{0.2}$, которая является основой для определения степени наклепа, должна устанавливаться для одного или ряда размеров труб в отдельности.

Для труб размером 18 × 2,5 мм можно пользоваться зависимостью, приведенной на рис. 3, а, так как исследования показали, что жесткость не влияет на соотношения между $H_{0.2}$ и $\sigma_{0.2}$, установленные для сплошных образцов.

На рис. 3, б приведена зависимость между твердостью $H_{0.2}$ и степенью наклепа ψ для труб размером 12 × 1 мм. Из сравнения зависимостей, приведенных на рис. 3, следует, что твердость на трубах 12 × 1 мм будет ниже, чем на трубах 18 × 2,5 мм, за счет меньшей жесткости для одинакового технологического наклепа.

Выводы

1. Предложена методика оценки технологического наклепа холоднокатанных и холоднотянутых труб из стали X18N10T.
2. Установлены зависимости для практической оценки степени наклепа на трубах размером 18 × 2,5 и 12 × 1 мм.

ЛИТЕРАТУРА

1. Трунин И. И. Влияние предварительной деформации на поведение материалов при последующей работе в условиях высоких температур. В сб. «Структура и свойства жаропрочных материалов». Труды ЦНИИТМАШ, кн. 93, М., Машгиз, 1959.
2. Марковец М. П. Построение диаграмм истинных напряжений по твердости и технологической пробе, ЖТФ, 1949, т. XIX, вып. 3.
3. Марковец М. П., Борисов В. Г., Карачук А. Ф., Пиксин Ю. И. Определение предела прочности металла паропроводов безобразцовым методом. «Труды Московского института стали и сплавов и Московского энергетического института», вып. LXI, часть II, 1965.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПРОЧНОСТИ СТЫКОВЫХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ БЕЗОБРАЗЦОВЫМ МЕТОДОМ

Для определения прочности деталей и конструкций изготавливают специальные образцы, которые испытывают растяжением. Для этого требуется много времени и расходуется значительное количество материала, а если образцы изготавливают непосредственно из конструкций, то портится и сама конструкция. Поэтому в течение ряда лет Н. Н. Давиденков, Г. П. Зайцев, М. П. Марковец, М. С. Дрозд, С. С. Васаускас [1—5] и др. ведут работы по безобразцовому методу определения прочности конструкций.

Особенно актуален вопрос о возможности использования безобразцового определения прочности сварных конструкций. Известно, что сварные соединения по механическим свойствам не однородны: при сварке получается ряд участков, отличающихся один от другого по химическому составу и структуре. Размеры и свойства участков зависят от режима и способа сварки, толщины металла, от окружающей среды и других факторов. Установлено, также, что от этих факторов зависит и прочность сварного шва. Поэтому определить его прочность аналитически по параметрам технологического процесса можно только ориентировочно [6, 7], так как в производственных условиях трудно учесть все факторы, которые влияют на сварочный процесс. Кроме того, некоторые стали после сварки подвергают термической обработке, что приводит к изменению механических свойств металла.

Аналитические методы непригодны и для некоторых бывших в эксплуатации сварных соединений, так как под влиянием окружающей среды свойства их изменяются. Большое влияние на прочность сварного соединения оказывают физические дефекты, получающиеся в шве во время сварки. Определить прочность только по паспортным данным материалов и результатам, выявленным физическим контролем, нельзя. Поэтому предлагается комплексный безобразцовый метод определения прочности сварного соединения по данным физического контроля (просвечивание гамма- или рентгеновскими лучами, испытание ультразвуком и др.) и контроля твердости. Физическим контролем определяют дефекты шва (непровары, шлаковые включения, поры, подрезы и др.), контролем твердости — локальную прочность.

Для определения прочности и текучести С. С. Васаускас и В. Ю. Жидонис предложили метод [4] при котором условный предел прочности подсчитывали по формуле

$$\sigma_n = 0,3H_k^{120}, \quad (1)$$

а условный предел текучести — по формуле

$$\sigma_T = 0,25H_k^{160}, \quad (2)$$

где H_k^{120} , H_k^{160} — значения твердости по Мейеру при вдавливании силой 2500 или 5000 н конических инденторов с углами при вершине соответственно 120 и 160°.

Этот метод имеет ряд положительных сторон: высокую точность (коэффициент корреляции для определения предела прочности $r = 0,996$), при вдавливании индентора не требуется больших усилий, а также тщательной подготовки поверхности испытываемого металла и др.

Для экспериментов образцы вырезали из сварных пластин толщиной 5—35 мм или трубопроводов разных диаметров со стенками толщиной 4—30 мм. Опытные образцы сначала подвергали физическому контролю, а затем изготовляли снимки. Полученные гамма- или рентгено- снимки позволили определить величину и количество дефектов.

Для определения прочности растяжением образец разрывали на испытательной машине и находили указанным выше методом твердость вдоль образца в разных участках сварного соединения. Несмотря на то, что швы малоуглеродистых и низколегированных сталей неоднородны и в разных местах твердость их различна, в случае разрушения по шву данные, полученные вдавливанием конуса, с достаточной для практики точностью (2—6%) совпадают с результатами, установленными растяжением. Вероятно, это объясняется тем, что при растяжении образца центральные, более пластичные слои деформируются значительно, чем поверхностные, приобретаая наклеп, вследствие чего прочность образца, в основном, зависит от прочности поверхностных слоев. Это подтверждают и эксперименты: при разрыве сварного соединения по шву разрушение начинается с поверхности образца.

При сварке углеродистых и легированных сталей в поперечном сечении шва получается большое различие в значениях твердости, так как в зависимости от скорости охлаждения в шве образуются закалочные структуры. При этом погрешность определения прочности может быть значительная (10—17%). В таких случаях предлагаемый метод применяют только после термической обработки сварного соединения.

Как было указано, прочность всего сварного соединения не всегда можно определить только по прочности наиболее слабого участка. При растяжении отдельные участки различной прочности влияют друг на друга (в результате контактного упрочнения прочность металла наиболее слабого участка увеличивается). Теоретически и экспериментально установлено [7—10], что прочность сварного соединения надо определять по пределу текучести σ_T^n наиболее слабого участка, с учетом относительной ширины, $\frac{b}{h}$ (рис. 1, где b — ширина этого участка, h — толщина листа). В этом случае предел прочности плоского стыкового сварного соединения, не

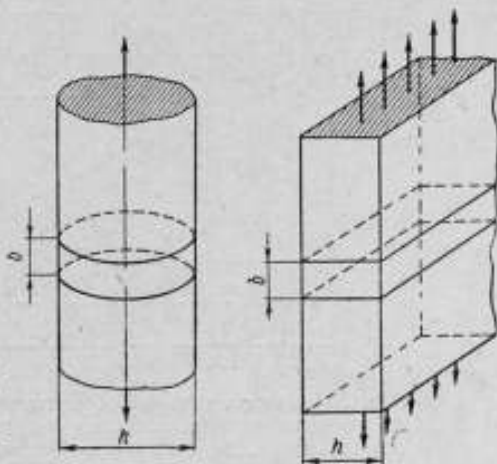


Рис. 1. Схема сварного стыкового соединения с мягкой прослойкой.

принимая во внимание наклеп металла, определяют по формуле, предложенной О. А. Бакши и Р. Э. Шроном [8]:

$$\sigma_n = 1,15 \left(1 + 0,25 \frac{b}{h} \right) \cdot \sigma_T^0. \quad (3)$$

Если принять во внимание наклеп металла на наиболее слабом участке, то эта зависимость получается более сложной.

Когда $\frac{b}{h} > 1$, то контактное упрочнение незначительно и предел прочности сварного соединения практически равен пределу прочности наиболее мягкого участка этого соединения при растяжении его в свободном состоянии. При $\frac{b}{h} < 1$ прочность сварного соединения может быть

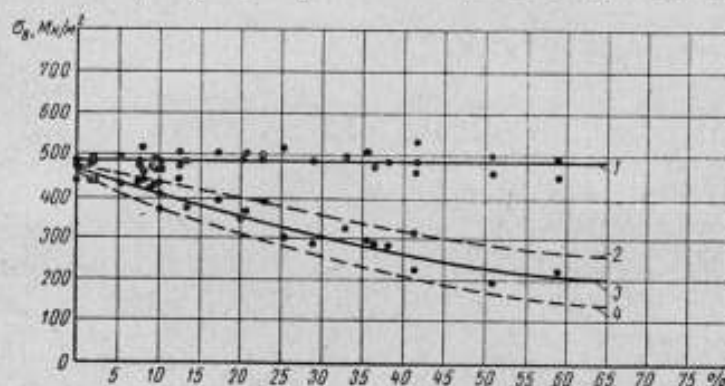


Рис. 2. Прочность сварных образцов толщиной 10 мм из стали 3 с различной суммарной площадью дефектов в шве, выраженной в процентах от всего поперечного сечения шва (электроды типа Э42, марки ЦМ-7):

1 — прочность, определенная по твердости при вдавливании конуса с углом при вершине 120° силой 5000 н; 2—4 — прочность, определенная растяжением.

значительно выше прочности наиболее мягкого участка (это зависит от прочности металла соседних участков). В большинстве случаев $\frac{b}{h} > 1$ и прочность соединения можно определять по прочности наиболее слабого участка.

Кроме термического цикла сварки, который определяется размерами и свойствами отдельных участков металла, на прочность сварных соединений влияют физические дефекты шва. Влияние дефектов на прочность соединения при статической нагрузке в нормальных условиях исследовал ряд авторов. Н. Лефринг, Г. М. Тиходеев, С. В. Румянцев [9—13] делают вывод, что непровары, шлаковые включения, газовые поры снижают несущую способность металла примерно пропорционально уменьшению живого сечения по линейному закону. С. Т. Назаров, М. П. Анучкин, Г. А. Николаев, И. И. Макаров, И. Л. Перлис, А. Л. Немчинский [14, 15] и другие пришли к выводу, что при увеличении суммарной площади дефектов в шве независимо от их вида и формы предел прочности металла, отнесенный к живому сечению, увеличивается, хотя общая несущая способность этого шва уменьшается (это относится к сварным соединениям, которые при испытании находятся в вязком состоянии). Если сварное соединение при испытании находится в хрупком состоянии (низкая температура, концентрация напряжения, закалка и другие), то условный предел прочности при растяжении, отнесенный к живому сечению, не только не повышается, но сильно уменьшается.

Выводы исследователей о влиянии дефектов на прочность не совпадают [16]. Для выяснения этого вопроса были проведены дополнительные опыты с образцами толщиной 10 мм из стали 3, имеющими непровары, шлаковые включения, газовые поры и др. Из полученных данных видно, что прочность образца зависит от места расположения дефекта в шве. На рис. 2 кривая 2 касается крайних верхних опытных точек, полученных при растяжении образцов с равномерно распределенными дефектами, а 4 — крайних нижних точек, полученных при растяжении образцов с внецентренным расположением дефектов, кривая 3 — зависимость подсчитан-

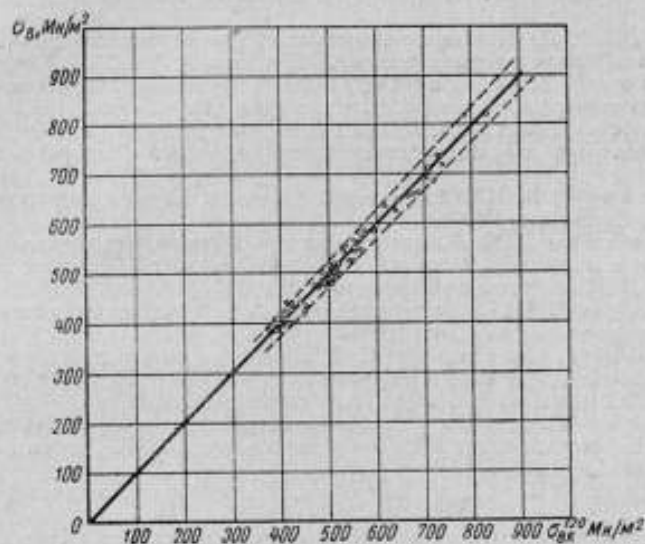


Рис. 3. Связь между условным пределом прочности σ_n определенным растяжением и по твердости $\sigma_{нк}^{120}$.

ных по исходному сечению средних значений пределов прочности от суммарной относительной площади дефектов в шве. После обработки экспериментальных данных по методу средних получено следующее уравнение для кривой 3:

$$\sigma_n = \sigma_n^m e^{-ad}, \quad (4)$$

где σ_n^m — прочность бездефектного шва, определяемая по формуле (1) (прямая 1);

e — основание натуральных логарифмов;

d — относительная суммарная площадь дефектов в наиболее ослабленном сечении шва, выраженная в процентах;

a — постоянный коэффициент (для малоуглеродистых и низколегированных сталей $a = 0,014$).

Из рис. 2 видно, что в случае равномерно распределенных дефектов в шве прочность его понижается в меньшей степени, чем уменьшение живого сечения шва. Пересчет экспериментальных данных по формуле (4) показал, что разница при определении σ_n растяжением и комплексным методом обычно не превышает 5—6% (рис. 3), при определении σ_n — 6—7%. По нашему мнению, для сталей, не имеющих резко заметной площадки текучести, σ_n можно определить комплексным методом с точностью, не меньшей чем при растяжении.

При обработке всех экспериментальных данных найдены общие коэффициенты корреляции для условных пределов прочности ($r = 0,979$) и текучести ($r = 0,942$) [17].

Комплексный метод можно рекомендовать для производственного определения прочности сварных соединений как простой, нетрудоемкий, экономичный, не требующий разрушения конструкций и достаточно точный.

ЛИТЕРАТУРА

1. Давиденков Н. Н. Некоторые проблемы механики материалов. Л., Ленгиздат, 1943.
2. Зайцев Г. П. Некоторые замечания об интенсивности напряжений и деформаций. «Физика металлов и металловедение», 1956, вып. 3, АН СССР, Свердловск.
3. Марковец М. П., Каращук А. Ф. Сравнение различных методов определения предела текучести по твердости. «Заводская лаборатория», 1961, № 5.
4. Васаускас С. С., Жидонис В. Ю. Диаграмма твердости и ее применение для определения характеристик прочности металлов. «Заводская лаборатория», 1962, № 5.
5. Пилинчук Б. И. Обзор теорий твердости. «Труды институтов Комитета», вып. 60, М—Л, Стандартгиз, 1962.
6. Гладштейн Л. И. К вопросу о расчете механических характеристик металла сварных швов при многослойной сварке. В сб. «Материалы по металлическим конструкциям», вып. 7, М., Проектстальконструкция, 1962.
7. Бельчук Г. А. Приближенный метод расчета механических свойств металла шва. «Сварочное производство», 1961, № 1.
8. Шрон Р. Э., Бакши О. А. К вопросу об оценке прочности сварных соединений с мягкой прослойкой. «Сварочное производство», 1962, № 9.
9. Сварка. Сборник статей. Т. 1. Л., Судпромгиз, 1958.
10. Денисов Ю. А., Шатов М. Я. Механические испытания сварных соединений. «Труды Уральского политехнического института им. С. М. Кирова», сб. 80, Свердловск, Металлургиядат, 1959.
11. Назаров С. Т. Методы контроля качества сварных соединений. М., Машгиз, 1961.
12. Неразрушающие методы контроля материалов и изделий. Сборник статей под редакцией С. Т. Назарова. М., ОНТИПРИБОР, 1964.
13. Николаев Г. А., Румянцев С. В. Влияние дефектов сварки на механические свойства сварных соединений. В сб.: «Вопросы прочности материалов и конструкций», М., Машгиз, 1959.
14. Николаев Г. А., Макаров И. И. Влияние качества сварки на механические свойства стыковых швов. В сб.: «Вопросы прочности и технологии сварки», М., Машгиз, 1955.
15. Перлис И. Л. О влиянии некоторых технологических дефектов в швах на прочность сварных соединений. Кн. 48, «Прочность сварных конструкций», М., Машгиз, 1958.
16. Vivid Jay. How Valid Are requirements for nondestructive testing of welds. «Metall Progress», 1963, № 4.
17. Дуини-Барковский И. В., Смирнов Н. В. Теория вероятностей и математическая статистика в технике. М., Гостехиздат, 1955.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ТВЕРДОСТИ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ

Как известно, циклический предел текучести материала может существенно отличаться от статического. Равным образом циклическая твердость его, определяемая вдавливанием индентора при повторных и многократных нагружениях, значительно отличается от обычной твердости, определяемой при однократном приложении нагружающей силы.

Еще в 1928 г. Н. Н. Давиденковым было проведено исследование циклической твердости при помощи специального репетиционного склерометра [1]. С целью развития идеи Н. Н. Давиденкова в настоящее время проводятся исследования циклической твердости рельсовой стали как для определения этой характеристики для разных вариантов стали, так и для изучения наклепа и тех структурных изменений, которые приводят к старению и хрупкости.

Целью работы является сравнительная оценка служебных достоинств большого числа опытных вариантов рельсовой стали, упрочненной как легированием, так и термической обработкой.

Рельсовый металл, наклепанный в результате пластической деформации при статическом нагружении, берется как эталон для сравнения.

Накопление деформации, глубину проникновения наклепа и структурные изменения исследовали на цилиндрических образцах, которые подвергали многократным осевым ударам сферическим наконечником диаметром 10 мм на копре ДСВО-150. Наклеп производили, ударяя с частотой 600 ударов в минуту по плоской торцовой поверхности образца баббой весом 10 кг, поднимая ее на 25 мм.

Это соответствовало энергии одного удара 30 кгм/см и силе удара, согласно показаниям пьезодатчика, около 900 кгс [2]. В процессе циклического деформирования через определенное число ударов измеряли диаметр и глубину лунки, а также изучали на микрошлифах микроструктурные изменения и распределение твердости в глубине образца под лункой.

В условиях этого эксперимента глубина лунки по мере увеличения числа ударов, ее диаметр и твердость поверхностных слоев росли монотонно, в то время как глубина области, затронутой наклепом, достигала наибольшего значения после небольшого числа ударов V , а затем оставалась неизменной (рис. 1).

Отличие поведения металла при повторном ударе при вдавливании индентора состоит в том, что глубина наклепанного слоя при равной глубине вдавливания (одинаковой макродеформации) получается значительно меньше, и максимум деформационного упрочнения наблюдается на поверхности лунки, а не на некоторой глубине, как в случае статического вдавливания. После деформации повторными ударами максимальное увеличение твердости в результате наклепа значительно больше и составляет

200—300 HV (после 10^6 ударов) по сравнению с 60—80 HV при статическом вдавливании индентора на ту же глубину. Повышение скорости контактного нагружения способствовало локализации деформации в поверхностных слоях.

У рельсовых сталей, не подвергшихся термической обработке, при более 10^5 ударах перенаклепанный металл дна лунки начинает выкрошиваться, а в зоне сравнительно небольшой деформации обычно появляются микротрещины, вызванные неметаллическими включениями.

Образование микротрещин в результате включений является следствием процессов усталости, поскольку однократная статическая деформация не приводит к их появлению даже при большом общем искажении металла вокруг включений.

Влияние характера локальной пластической деформации на процесс увеличения хрупкости рельсовой стали изучали на ударных образцах [3]. Различную интенсивность локальной пластической деформации при этом получали вдавливанием цилиндрического индентора путем статической нагрузки или повторных ударов. Затем образцы разрушали на копре МК-30 таким образом, чтобы пластически деформированный слой был расположен в зоне их растяжения.

В результате наклепа получены зависимости значений ударной вязкости от прироста твердости у дна надреза образца (рис. 2а). Это свидетельствует о том, что влияние повторного ударного нагружения на увеличение хрупкости проявлялось уже при малой интенсивности пластической деформации поверхностных слоев и значительно усиливалось с увеличением ее степени.

При статическом же деформировании и малой степени пластической деформации у дна надреза значения ударной вязкости несколько повышались, но различно для каждого варианта исследуемого металла. С увеличением интенсивности наклепа это повышение прекращалось, а затем ударная вязкость либо оставалась на одном уровне, либо начинала уменьшаться.

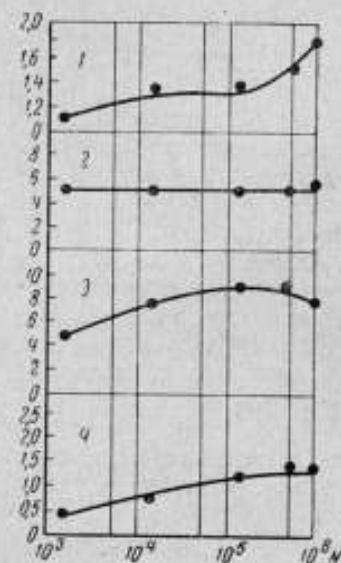


Рис. 1. Накопление деформации при многократном динамическом нагружении:

1 — изменение твердости HV_1/HV_0 ; 2 — глубина наклепа h_n , мм; 3 — диаметр лунки d , мм; 4 — глубина лунки h_d , мм.

Учитывая существенно большую эффективность наклепа при многократной ударной нагрузке, сравнительную оценку увеличения хрупкости, изменения твердости и глубины наклепываемого слоя различных вариантов легирования и термической обработки рельсовой стали в дальнейшем проводили при повторном ударном нагружении, как наиболее близком к нагружению поверхностных слоев рельсов в условиях эксплуатации.

Определение работы разрушения образцов из различных рельсовых легированных сталей: 60Г, 70Г, 40ХГ, 60ХГ, 65ГС после наклепа от повторного ударного нагружения показало, что увеличение хрупкости сталей в результате поверхностного наклепа в значительной мере определяется их химическим составом: менее всего увеличивается хрупкость у стали 60ХГ, значительно больше у мартеновских углеродистых сталей. Наибольшее падение хрупкой прочности отмечено у бессемеровских углеродистых сталей.

После локальной поверхностной деформации в результате статической нагрузки наблюдалось повышение ударной вязкости, причем наибольшим оно было у стали 60ХГ, а несколько меньшим — у стали 60Г и 70Г и незначительным у сталей с повышенным содержанием кремния, а также у бесемеровской рельсовой стали.

Таким образом, несмотря на различное влияние наклепа в результате статической и повторной динамической нагрузок на хрупкую прочность исследованных сталей, их взаиморасположение в ранговом порядке не изменилось, т. е. полученная сравнительная оценка различных сталей по сопротивляемости увеличению хрупкости не зависела от условий деформирования.

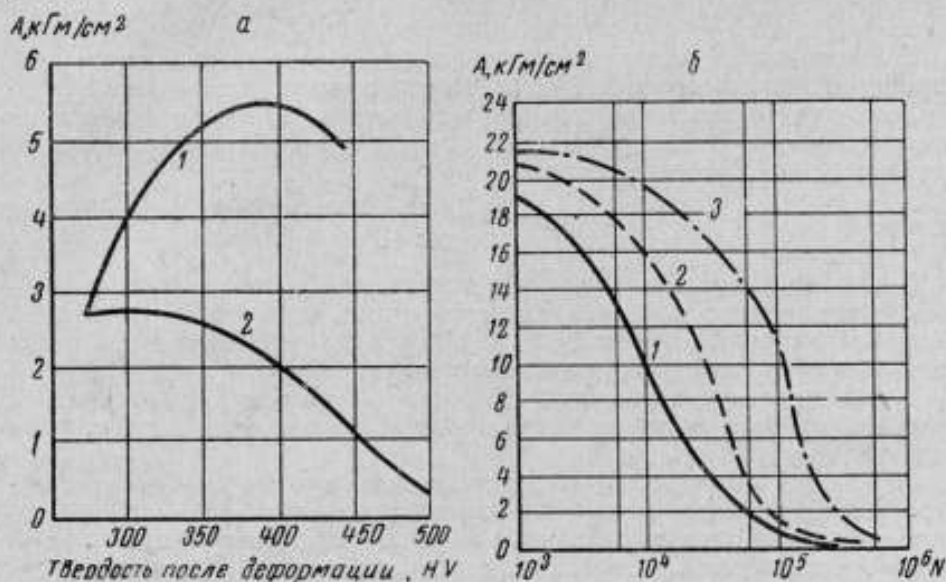


Рис. 2. Изменение работы разрушения A кГ/см² в результате локального поверхностного деформирования дна надреза образцов:

a — однократная статическая нагрузка, b — многократная динамическая нагрузка.
1 — сталь 70Г бесемеровская; 2 — 70Г мартеновская; 3 — 60ХГ мартеновская.

Вид структуры сталей, полученный в результате двойной или одинарной термической обработки, оказывал существенное влияние на глубину прощипкования наклепа. Эта глубина была в 1,5—2 раза больше у структур сталей после одинарной термической обработки, чем с закалкой и отпуском на ту же твердость. С увеличением твердости от 310 до 450 HV глубина наклепанного слоя уменьшилась.

Сравнение абсолютного и относительного роста твердости в результате циклического наклепа сталей различных структур показало, что с увеличением исходной твердости абсолютный и относительный прирост ее уменьшается. Изучение влияния степени дисперсности структур сорбита (величины его исходной твердости) на относительное повышение твердости при статическом вдавливании шарика дало такие же результаты [4]. Максимальное приращение твердости при циклическом наклепе не зависит от вида структуры и одинаково при равной твердости для зернистых и пластинчатых структур. Исключения составляют бейнитные структуры, полученные в результате одинарной обработки, у которых рост твердости более высокий.

Повышенный прирост твердости у бейнитных структур, по-видимому, можно объяснить тем, что на упрочнение от пластической деформации накладывается упрочнение от частичного превращения остаточного аустенита в такой структуре в мартенсит.

В результате испытаний на увеличение хрупкости термически обработанных сталей с локальной пластической деформацией от динамических нагрузений (рис. 2, б) установили следующее, что термическая обработка существенно отдаляла (увеличивалось число циклов нагружения) начало увеличения хрупкости. После двойной термической обработки она наступала значительно позже, чем после одинарной; изменение твердости в пределах 330—410 НВ не оказывало большого влияния на сопротивляемость увеличению хрупкости, однако при меньшей твердости (330 НВ) она была несколько выше.

Сравнительными испытаниями на увеличение хрупкости термически обработанных мартеновских и бессемеровских углеродистых сталей установлено, что мартеновские рельсовые стали при различном содержании углерода имели значительно большую сопротивляемость увеличению хрупкости, чем бессемеровские.

В ы в о д ы

1. Степень увеличения хрупкости пластически деформированных рельсовых сталей зависит от многих обстоятельств, в том числе от методов выплавки и раскисления стали, и не может быть определена заранее без специально поставленных экспериментов.

2. Материалы, близкие между собой по свойствам при однократном статическом деформировании, могут значительно отличаться при повторном ударном нагружении.

3. Вряд ли можно оценку твердости, получаемую при циклическом воздействии, вводить при приемочных испытаниях, но учитывать эту характеристику необходимо при сравнительной оценке различных вариантов рельсовых сталей, поскольку она позволяет предварительно оценить стойкость материала против хрупкого разрушения и смятия для изделий, работающих в условиях повторных контактных нагрузок.

4. Повышение твердости рельсовых сталей после термической обработки приводит при прочих равных условиях к уменьшению глубины наклепа и росту твердости в результате циклического наклепа. Глубина наклепа была больше для пластинчатых структур, чем для зернистых той же исходной твердости.

Л И Т Е Р А Т У Р А

1. Давиденков Н. Н. Испытание рельсов на повторное смятие. В сб.: «Исследование рельсового дела в СССР», М., Транслепать НКПС, 1931.

2. Конюхов А. Д., Дьяконов В. И. Испытание на смятие рельсовой стали при повторном ударном нагружении. «Заводская лаборатория», 1963, № 8.

3. Омберг Р. А. К методике определения контактной прочности рельсового металла. «Заводская лаборатория», 1962, № 10.

4. Кудрявцев И. В., Романова Е. В. Повышение твердости и усталостной прочности в результате наклепа для сталей с различными структурами. «Труды ЦНИИТМАШ», М., т. 18, 1961.

И. Р. КОНЯХИН, Б. П. МИТРОФАНОВ,
Г. А. РАХВАЛОВА, К. Н. ЦУКУБЛИНА

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТВЕРДОСТИ И НЕКОТОРЫХ ДРУГИХ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК МАТЕРИАЛОВ СПОСОБОМ СЖАТИЯ КОНИЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ

На твердость материала, измеренную индентором, влияют трение в зоне соприкосновения [1] и деформационные свойства индентора [2]. Практически их влияние можно устранить, если твердость измерять при сжатии конических образцов (рис. 1), которые представляют собой два конуса, сдавливаемые своими вершинами. Твердость определяют по результатам сжатия образцов

$$H_k^a = \frac{P}{F}, \quad (1)$$

где P — усилие сжатия;

F — площадь контакта в сечении a — a ;

α — угол при вершине конуса.

Стабильная воспроизводимость деформированного состояния образца в зоне пластической деформации была установлена методом накатанных сеток в широком диапазоне нагрузок. Исследование твердости пластически деформированной части образца подтвердило постоянство степени пластической деформации соответствующих зон.

Отсутствие контактного трения и воспроизводимость деформированного состояния для различных нагрузок обеспечивают малый разброс значений твердости H_k^a для одного материала при различных нагрузках. Так, для стали 3 в диапазоне 800—5000 кгс число твердости изменялось в пределах $\pm 1,5\%$.

Для нахождения связи между твердостью H_k^a , пределами прочности σ_n и текучести σ_t используют известную аналогию между диаграммой твердости, построенной для различных степеней деформации, и диаграммой, полученной при осевом растяжении.

Если сравнить деформации при сжатии конического образца и при осевом растяжении по величине относительной поперечной деформации, то ее можно вычислить следующим приближенным способом. После сжатия одного из конусов до уровня ac (рис. 2) размер ab укорачивается до ad , и относительное «укорачивание» будет

$$\delta_k = \frac{ab - ad}{ab} = 1 - \sin \frac{\alpha}{2},$$

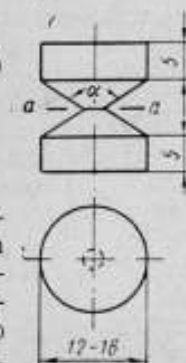


Рис. 1. Схема образца для испытания.

а относительная поперечная деформация для конического образца

$$\Psi_k = \frac{\delta_k}{1 + \delta_k} = \frac{1}{\sin \frac{\alpha}{2}} - 1. \quad (2)$$

Отметим, что аналогично деформацию в поверхностном слое при вдавлении в него инденторов различной формы характеризовали Г. П. Зайцев и С. А. Смолич [3], И. Н. Тылевич [4], С. С. Васаускас и В. Ю. Жидонис [5].

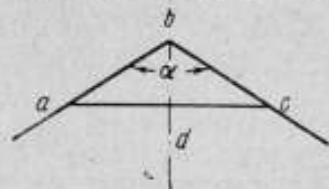


Рис. 2. Схема деформации образца.

Из формулы (2) следует, что, сжимая образцы с различными углами при вершине, можно получить различные степени деформации в области течения.

Предположим, что как диаграмма напряжений при растяжении, так и диаграмма твердости при сжатии конических образцов с различными углами представляют собой частные случаи проявления общего закона

связи напряжений и деформаций. Следовательно, между этими диаграммами должно существовать однозначное соответствие.

Для установления такого соответствия большое значение имеет тот факт [4], что для значительной группы малоуглеродистых, некоторых низколегированных сталей, а также цветных металлов и сплавов остаточная деформация, определенная по относительному сужению и соответствующей площадке текучести, составляет 1—1,5%.

Таким образом, предел прочности можно сопоставить с относительным сужением, равным ~16%. Из формулы (2) следует, что указанные деформации могут быть получены при сжатии конических образцов с углами при вершине $\alpha = 160-170^\circ$ и 120° . Следует поэтому искать корреляцию между твердостью, полученными при сжатии образцов с углами $\alpha = 160-170^\circ$ и 120° , и соответственно между пределами текучести и прочностю.

Полученный вывод был экспериментально проверен при испытании 27 материалов. Для каждого материала испытывали три габаритных образца на растяжение и четыре конических — на сжатие. Пределы текучести и прочности определяли по машинным диаграммам. Конические образцы сжимали путем приложения 3—4 ступеней нагрузки, а затем вычисляли среднее значение твердости. Сжимающее усилие не превышало 5000 кгс.

Результаты опытов, представленные на рис. 3, свидетельствуют о том, что для материалов, имеющих при растяжении шейку, существуют линейные зависимости между твердостью, определенными при сжатии конических образцов с углами $\alpha = 120^\circ$ и 160° , и соответственно между пре-

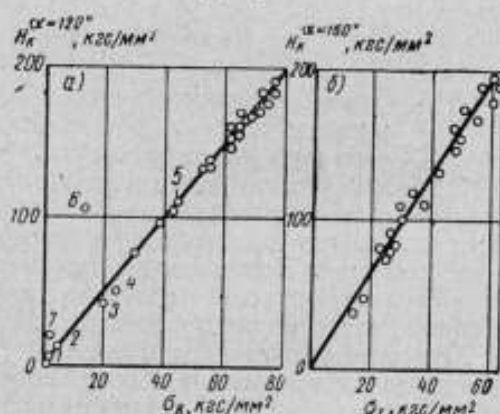


Рис. 3. Зависимость изменения пределов прочности (а) и текучести (б) от числа твердости материалов:

1 — свинец; 2 — винилпласт; 3 — алюминий; 4 — медь красная; 5 — латунь; 6 — серый чугун; 7 — цинк. Остальные точки относятся к углеродистым и легированным сталям различных марок.

делами прочности и текучести. Эти зависимости могут быть представлены в виде

$$\sigma_n = 0,25H_k^{0,120^{\circ}}, \quad (3)$$

$$\sigma_T = 0,32H_k^{0,160^{\circ}}. \quad (4)$$

Для оценки степени близости полученной корреляционной связи к линейной функциональной зависимости вычисляли коэффициент линейной корреляции, который для формулы (3) оказался равным 0,95, а для формулы (4) равным 0,92.

В заключение отметим, что предлагаемый образец может быть использован в качестве крешера для замера статических усилий сжатия и для оценки пластичности твердых сплавов при условиях мягкого деформирования.

В Томском политехническом институте установлено, что при сжатии конических образцов из стали 48, закаленных до твердости 40—50 HRC, наблюдается значительная пластическая деформация.

ЛИТЕРАТУРА

1. Bishop R. F., Hill R., Moff N. F. Proc. Phys. Soc., London, № 57, 1945.
2. Миркин И. Л., Новак С. И. Исследование твердости по методу вдавливания. «Заводская лаборатория», 1949, № 7.
3. Зайцев Г. П., Смолич С. А. Определение параметров пластичности металлов методом вдавливания конусов. «Заводская лаборатория», 1950, № 11.
4. Тылевич И. Н. Определение механических свойств судостроительных материалов методом вдавливания. Л., Судпромгиз, 1959.
5. Васаускас С. С., Жидонис В. Ю. Диаграмма твердости и ее применение для определения характеристик прочности металлов. «Заводская лаборатория», 1952, № 8.

IV. ИЗМЕРЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ

А. А. ИВАНЬКО, Г. В. САМСОНОВ,
Е. Н. ЧУПАХИНА

К ВОПРОСУ О МИКРОТВЕРДОСТИ ХИМИЧЕСКИХ ЭЛЕМЕНТОВ

В настоящее время, несмотря на широкое распространение метода измерения микротвердости, даже в специальных работах [1—4] имеется ограниченное число данных о микротвердости химических элементов. Кроме того, распыленные по многочисленным источникам данные часто противоре-

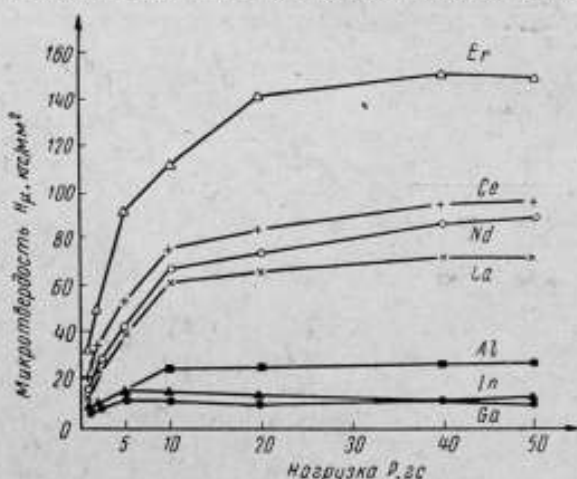


Рис. 1. Зависимость микротвердости некоторых элементов от нагрузки.

Числа микротвердости элементов представляют большой практический и научный интерес с точки зрения установления корреляции твердости с особенностями кристаллического и электронного строения и другими физическими свойствами.

В связи с этим в настоящей работе проведено исследование микротвердости 34 химических элементов (см. таблицу). Микротвердость определяли на тщательно эталонированном приборе ПМТ-3 в помещении с постоянной температурой (20° С) при отсутствии вибрации.

Из полученных данных, наиболее типичные из которых представлены на рис. 1, следует, что твердость, как это уже отмечалось для пластичных металлов (меди, цинка, армко-железа) в работе [5] и для очень твердых и непластичных тугоплавких соединений — в работе [6], в значительной степени зависит от величины нагрузки на индентор.

Нами могут быть рекомендованы величины нагрузок и выдержек под нагрузкой, при которых следует измерять микротвердость различных

элементов с тем, чтобы иметь возможность сравнивать эти данные и сопоставлять твердость с другими физическими свойствами, с кристаллическим и электронным строением (см. таблицу).

Элемент	Нагрузка, г	Время пребывания под нагрузкой, сек	Микротвердость, кгс/мм ²	
			экспериментальные данные настоящей работы	литературные данные
B	50	30	3029±113	3000—3440
Mg	40	5	48±3	32
Al	10	10	25±0,5	19,5—23,5
Si	20	10	1211±137	1150—1330
S	20	10	29±1	—
Sc	40	30	167±3	150
Ti	20	10	142±16	157±209
V	20	10	248±6	65±264
Cr	20	30	250±5	105±145
Mn	20	10	384±12	384
Co	40	10	247±10	132±187
Ni	20	10	189±5	190
Cu	20	10	76±2	55—85,7
Zn	10	10	51±5	16,7—32,9
Ga	10	5	11±1	—
Ge	20	10	721±141	780—845
Se	20	10	55±3	—
Zr	20	10	129±7	97—150
Nb	40	10	128±8	88—250
Mo	40	10	192±3	169—206
Cd	10	10	29±1	27±30
In	40	10	10±0,7	1,2 (по Кнупу)
Sn	20	10	9±0,02	6,2
Te	20	10	55±3	—
La	10	10	63±3	33
Ce	20	10	83±11	38 (по Кнупу)
Nd	20	10	73±2	—
Er	20	10	143±33	—
Hf	40	10	267±10	206
W	40	10	348±27	350
Re	20	10	319±19	301
Pt	40	10	88±6	—
Pb	5	10	5±0,2	3,2
Bi	20	10	20±0,5	9—18

Рассматривая данные по микротвердости элементов, полученные в настоящей работе, а также приведенные в различных литературных источниках, сделаем некоторые предварительные выводы об их корреляции с особенностями электронного строения.

Согласно работе [7], все химические элементы можно разделить на три группы: 1) *s*-элементы, атомы которых в изолированном состоянии имеют валентные *s*-электроны при полностью заполненных или полностью свободных более глубоких состояниях (щелочные металлы, металлы подгруппы меди, бериллий, магний, щелочноземельные металлы и металлы подгруппы цинка); 2) *ds*- и *fd*-элементы, в атомах которых при наличии внешних *s*-электронов происходит дестройка более глубоко лежащих *d*- и *f*-состояний (переходные металлы); 3) *sp*-элементы, изолированные атомы которых имеют валентные *sp*-электроны (неметаллы и полуметаллы).

При рассмотрении наиболее многочисленной группы элементов — переходных металлов — следует иметь в виду, что валентные электроны, например, атомов *d*-переходных металлов, при образовании металлического кристалла частично локализируются у остовов атомов, а частично переходят

в коллективизированное состояние. При этом локализованные электроны стремятся к образованию стабильных d^0 , d^5 и d^{10} -конфигураций [7, 8].

Соответственно устойчивыми или стабильными конфигурациями для f -элементов являются f^0 , f^7 , f^{14} [9].

Для d -переходных металлов, атомы которых в изолированном состоянии имеют на d -оболочке число электронов $n_d < 5$, характерно наличие в металлическом кристалле стабильных конфигураций d^0 и d^5 , причем с увеличением n_d возрастает статистический вес d^5 -конфигураций, уменьшается статистический вес d^0 -конфигураций и соответственно уменьшается доля валентных электронов, переходящих в коллективизированное состояние. Это, в частности, хорошо иллюстрируют данные по рентгеноспектральному исследованию распределения валентных электронов на локализованные и коллективизированные, полученные для циркония и ниобия в работах [10—12]. Следует полагать, что с увеличением статистического веса d^5 -состояний, т. е. при соответствующем уменьшении статистического веса d^0 -состояний и доли электронов, переходящих в коллективизированное состояние, должна повышаться устойчивость кристаллической решетки при соответствующем росте твердости. Это характерно для ряда $Ti - V - Cr - Mn$ (рис. 2).

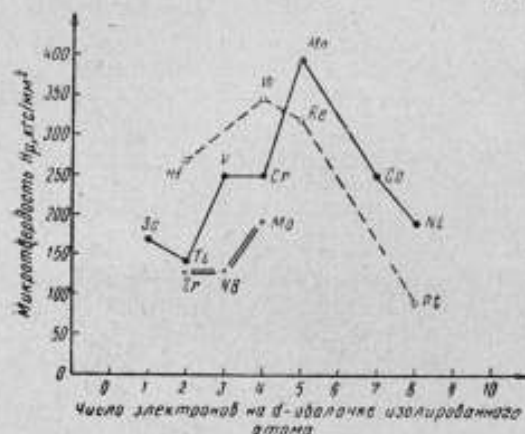


Рис. 2. Зависимость микротвердости переходных металлов от числа электронов на d -оболочке изолированного атома.

Объяснен наличием в металлическом кристалле этого элемента наряду с его высоким статистическим весом d^5 -конфигураций также высокого статистического веса устойчивых s^2 -конфигураций, которые лишь частично возбуждаются на коллективизацию. В связи с этим характерным является аномально высокое электросопротивление марганца (примерно 180 $\mu\text{ком}\cdot\text{см}$), что существенно превышает электросопротивление как хрома, так и железа — ближайших соседей марганца.

Аналогичный рост твердости при повышении статистического веса d^5 -состояний наблюдается в других периодах, причем одним из наиболее высоких значений твердости обладает вольфрам в связи с большей вероятностью образования d^5 -состояний.

В кристаллах переходных металлов, имеющих в состоянии изолированных атомов $n_d > 5$, наряду с d^5 -конфигурациями формируются d^{10} -устойчивые конфигурации из локализованных электронов. С повышением n_d в этих пределах уменьшается статистический вес d^0 и увеличивается статистический вес d^5 -конфигураций, причем, учитывая меньшую энергетическую стабильность d^{10} -конфигураций по сравнению с d^5 , следует ожидать ослабления кристаллической решетки с повышением статистического веса d^{10} . Это хорошо подтверждается данными, приведенными на рис. 2, где переходным металлам с $n_d > 5$ соответствуют нисходящие ветви кривых микротвердости.

Таким образом, твердость d -переходных металлов находится в зависимости от статистического веса d^5 -конфигурации локализованных электронов.

По-видимому, эта же зависимость должна наблюдаться и для f -переход-

ных металлов, однако фактические данные по этому вопросу пока ограничены.

У s -элементов, например, в ряду $\text{Cu} - \text{Ag} - \text{Au}$ (d^{10}, s^1) следует ожидать повышения твердости от меди к серебру и далее к золоту, так как энергетическая стабильность d^{10} -конфигураций возрастает с увеличением главного квантового числа.

У атома серебра появляется полностью вакантная $4f$ -оболочка, на которую могут переходить d -электроны, что приводит к уменьшению статистического уровня d^{10} -конфигураций. Этот процесс, по-видимому, приводит к понижению твердости серебра по сравнению с тем значением, которое было бы в случае отсутствия вакантных мест на $4f$ -оболочке.

У золота переход d -электронов на $5f$ -оболочку должен быть выражен более сильно в связи с повышением главного квантового числа f -оболочки и соответственного роста энергетической устойчивости f -состояний. Поэтому золото должно иметь меньшую твердость, чем серебро.

Для s -металлов подгруппы цинка твердость соответственно уменьшается от цинка к кадмию.

При образовании кристаллов sp -элементов происходит формирование стабильных sp -конфигураций. В частности, при образовании кристалла алмаза изолированные атомы углерода, имеющие конфигурацию валентных электронов s^2p^2 , за счет $s \rightarrow p$ -перехода преобразуются в энергетически стабильные конфигурации sp^3 . При переходе к кремнию энергетическая стабильность sp^3 -конфигураций уменьшается вследствие повышения главного квантового числа валентных sp -электронов [8], соответственно твердость кремния по сравнению с твердостью алмаза резко уменьшается.

Уменьшение твердости наблюдается и далее в группе углерода при переходе к германию, олову, свинцу по мере уменьшения энергетического уровня и статистического веса sp^3 -конфигураций.

Для sp -элементов III группы периодической системы, атомы которых в изолированном состоянии имеют конфигурации s^2p , вследствие $s \rightarrow p$ -перехода образуются конфигурации sp^2 , менее стабильные, чем sp^3 , что вызывает соответственное уменьшение твердости этих элементов по сравнению с sp -элементами IV группы. В пределах III группы твердость закономерно уменьшается с увеличением главного квантового числа sp -электронов, т. е. принципиально так же, как и для sp -элементов IV группы (рис. 3).

У sp -элементов V группы атомы в свободном состоянии имеют конфигурацию s^2p^3 , можно предполагать, что при дальнейшем преобразовании их в стабильную конфигурацию sp^3 и освобождении при этом одного электрона, переходящего в слабосвязанное или коллективизированное состояние, возникнут sp^4 -состояния. Наличие этих электронов должно было бы в общем случае вызывать уменьшение твердости по сравнению с соответственными sp -элементами IV группы. В тех случаях, когда в изолированных атомах имеются полностью вакантные глубокие состояния, свободные

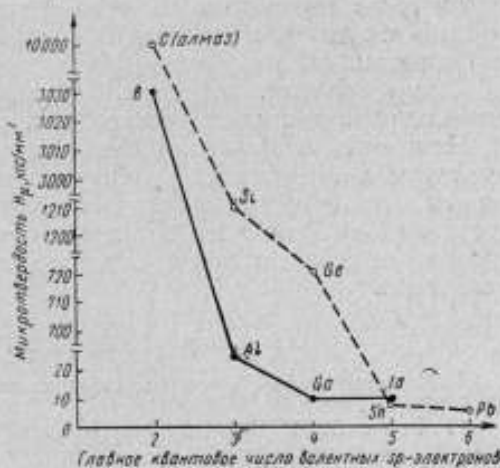


Рис. 3. Зависимость микротвердости некоторых sp -элементов от главного квантового числа валентных sp -электронов.

электроны могут переходить в эти состояния с соответственным ростом статистического веса sp^3 -конфигураций и увеличением твердости.

Атомы sp -элементов VI группы, имеющие в изолированном состоянии конфигурацию валентных электронов s^2p^4 , при образовании кристалла могут приобретать как конфигурацию sp^3 с освобождением двух электронов на атом, так и конфигурацию s^2p^6 за счет обмена электронами между атомами. Вероятнее всего ожидать сосуществование в кристаллах этих элементов конфигураций s^2p^6 и sp^3 при одновременно высокой концентрации слабосвязанных электронов. Наличие весьма стабильных конфигураций s^2p^6 , по-видимому, обуславливает некоторое повышение твердости халькогенов по сравнению с sp -элементами V группы, однако общий уровень твердости относительно низкий за счет разрыхляющего действия слабосвязанных электронов.

Таким образом, твердость sp -элементов зависит от энергетической стабильности и статистического веса устойчивых sp^3 -конфигураций.

Намечающиеся принципиальные закономерности изменения твердости элементов с изменением их электронного строения являются важным критерием оценки достоверности экспериментальных данных по микротвердости и позволяют из многочисленных значений, полученных для элементов в различных состояниях и разной степени чистоты, выбирать наиболее вероятные.

ЛИТЕРАТУРА

1. Микротвердость. Труды совещания по микротвердости. 21—23 ноября 1950. Изд. АН СССР, М., 1951.
2. Мотт Б. М. Испытание на твердость микродавливанием. М., Металлургиздат, 1960.
3. Глазов В. М., Вигдорович В. Н. Микротвердость металлов. М., Металлургиздат, 1962.
4. Методы испытания на микротвердость. Изд-во «Наука», М., 1965.
5. Бочвар А. А., Жадаева О. С. «Известия АН СССР», ОТН, № 10—11, 1947, стр. 108.
6. Самсонов Г. В., Нешпор В. С., Хренова Л. М. «Физика металлов и металловедения», 1959, № 8, стр. 623.
7. Самсонов Г. В. Роль образования стабильных электронных конфигураций в формировании свойств элементов и соединений. Изд. ИПМ АН УССР, К., 1965.
8. Иост Д., Рессель Г., Гарнер К. Редкоземельные элементы и их соединения. М., ИИЛ, 1949.
9. Корсунский М. И., Генкин Я. Е. В сб.: «Природа металлических фаз, характер химической связи в них». Изд. ИМЕТ им. Байкова, М., 1965, стр. 148.

И. В. ГРИДНЕВА, Ю. В. МИЛЬМАН,
В. И. ТРЕФИЛОВ

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМА ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КОВАЛЕНТНЫХ КРИСТАЛЛОВ МЕТОДОМ МИКРОТВЕРДОСТИ

В работах [1, 2] обосновано применение метода микротвердости для исследования температурной зависимости критического напряжения сдвига в широком интервале температур. Этот метод особенно полезен в области температур хрупкого разрушения. Поскольку кристаллы с решеткой алмаза оказываются хрупкими ниже $0,5T_{пл}$, метод микротвердости является наиболее простым для получения информации об изменении сопротивления движению дислокаций в ковалентных кристаллах.

Большой интерес представляет исследование особенностей движения дислокаций и температурной зависимости критического напряжения сдвига в кристаллах с решеткой алмаза, так как в кристаллах этого типа межатомные связи являются весьма «жесткими» и строго ориентированы в пространстве решетки. Именно поэтому длительное время считалось, что в ковалентных кристаллах вообще невозможно существование и движение дислокаций.

Исследование температурной зависимости микротвердости было выполнено на монокристаллах Ge, Si, ZnSb высокой чистоты в области от температуры жидкого водорода до близкой к температуре плавления.

Микротвердость при температурах ниже комнатной измерялась на специально созданной установке* под слоем охлаждающей жидкости, а выше комнатной — на установке ВИМ-1 в вакууме. Результаты испытаний представлены на рис. 1. Характерно, что в функции от гомологической температуры изменение микротвердости всех исследованных кристаллов обнаруживает большое сходство. Высокотемпературный участок кривых (как это уже отмечалось ранее [1, 2]) удовлетворительно описывается уравнением

$$Ae^{U/kT} = \text{sh} \frac{V\sigma_s}{kT}, \quad (1)$$

* См. стр. 167.

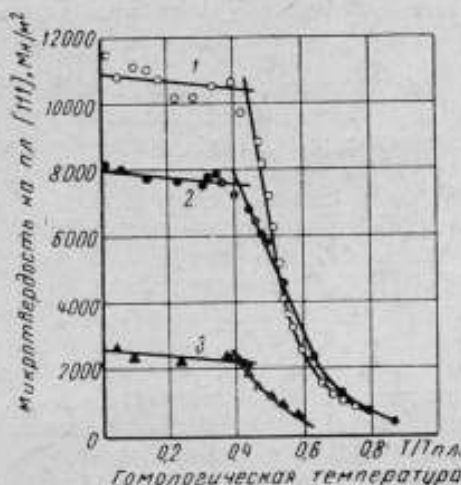


Рис. 1. Зависимость микротвердости кристаллов от гомологической температуры:
1 — Si, удельное сопротивление $\rho = 15$ ом-см;
2 — Ge, $\rho = 40$ ом-см; 3 — InSb, $\rho = 0,05$ ом-см

основанным на механизме термически активированного движения дислокаций в поле напряжений сдвига.

Здесь U — энергия активации, V — активационный объем, σ_c — критическое напряжение сдвига или пропорциональная ему величина микротвердости HV , A — параметр, определяемый теоретически.

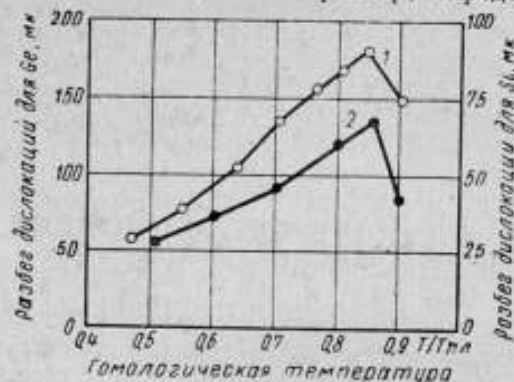


Рис. 2. Разбег дислокаций в плоскостях [111] от отпечатков микротвердости, нанесенных при комнатной температуре, в зависимости от гомологической температуры отжига в течение 1 ч: 1 — Ge; 2 — Si.

круг отпечатка твердости, резко уменьшается при снижении температуры и при $T < T_{кр}$ движение дислокаций методом ямок травления не обнаруживается. Однако, если образец с отпечатком твердости, сделанным ниже $T_{кр}$, нагреть до температуры, превышающей $T_{кр}$, а затем протравить, то вокруг этого отпечатка возникает «розетка» дислокаций. Оказалось, что для Si и Ge при $T = 0,85T_{пл}$ наблюдается максимум разбега дислокаций (рис. 2).

При $T < 0,85T_{пл}$ дислокации движутся в плоскостях [111], образуя на поверхности шлифа «лучи», выходящие из отпечатка твердости. При температуре $T > 0,85T_{пл}$ вокруг отпечатка твердости дислокации расположены хаотически. Если отпечатки твердости нанесены при высоких температурах, то картина оказывается аналогичной. Дислокации вокруг отпечатков твердости, сделанных выше $0,85T_{пл}$, расположены хаотически, а вокруг отпечатка ниже $0,85T_{пл}$ движутся в определенных кристаллографических плоскостях и образуют «лучи». При этом на кривой зависимости разбега дислокаций от температуры нанесения отпечатка при $0,85T_{пл}$ обнаруживается перегиб (рис. 3).

Эти результаты, а также проведенные электронно-микроскопические исследования позволяют различать при пластической деформации ковалентных кристаллов следующие температурные области.

* Выявление дислокаций методом ямок травления производилось в соответствии с работами [3 и 4].

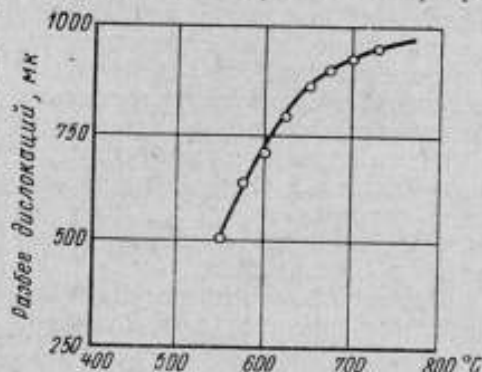


Рис. 3. Влияние температуры испытания на разбег дислокаций от отпечатков горячей твердости для германия, в плоскостях [111] при нагрузке 234 гс.

В формуле (1) низкотемпературный участок характеризуется слабой температурной зависимостью, физическую природу которой мы уже обсуждали [1, 2].

Как следует из рис. 1, смена механизма пластической деформации происходит при

$$T_{кр} = 0,4T_{пл}$$

где $T_{пл}$ — температура плавления в °К.

Исследование движения дислокаций методом ямок травления* показало, что при $T > T_{кр}$ наблюдается разбег дислокаций от отпечатка твердости.

Подвижность дислокаций, оцениваемая по «розеткам» во-

1. При $T > 0,85T_{пл}$ ковалентные кристаллы обладают сравнительно высокой пластичностью; в этой области в деформированных кристаллах возможна перестройка дислокационной структуры, частичная аннигиляция дислокаций и полигонизация.

2. При $0,35-0,40 T_{пл} < T < 0,85T_{пл}$ подвижность дислокаций резко уменьшается с уменьшением температуры вследствие высокого напряжения Пайерлса — Набарро, присущего этим кристаллам. Уменьшение подвижности дислокаций приводит к резкому росту критического напряжения сдвига и вызывает переход в хрупкое состояние.

3. При $T_{кр} \approx 0,35-0,40 T_{пл}$ критическое напряжение сдвига достигает значений, близких к теоретической прочности кристаллов на сдвиг, и в дальнейшем снижение температуры растет слабо. При $T_{кр}$ происходит смена механизма пластической деформации. Ниже $T_{кр}$ дислокации, образующиеся в местах большой концентрации напряжений, обладают такой малой подвижностью, что практически можно считать их «замороженными».

$T_{кр}$ является той минимальной температурой, начиная с которой возможна заметная пластическая деформация кристаллов. При более низкой температуре кристалл чрезвычайно хрупок и обладает исключительно высоким сопротивлением пластической деформации, близким к теоретической прочности кристалла на сдвиг. Оценка показывает, что для алмаза $T_{кр}$ близка к 1350°C .

Полученные результаты могут быть использованы при выборе рабочего интервала температур для режущего инструмента, изготовленного из ковалентных кристаллов, а также для подбора режимов термообработки полупроводников и других целей.

ЛИТЕРАТУРА

1. Трефилов В. И., Мильман Ю. В. Особенности пластической деформации кристаллов с ковалентными связями. ДАН СССР, № 153, 1963, т. 4, стр. 824.
2. Трефилов В. И., Мильман Ю. В. О механизме пластической деформации кристаллов с ковалентными связями. Сб. «Вопросы физики металлов и металлодеформации». Изд-во АН УССР, 1963, № 17, стр. 32.
3. Беляев А. Д., Васильевская В. Н., Миселюк Е. Г. Исследование влияния некоторых факторов на образование дислокаций при кристаллизации и их состоянии в монокристаллах германия. ФТТ, Изд-во АН СССР, 1960, т. 2, вып. 2, стр. 227.
4. Vogel F. L., Clarice Lovell L. Dislocation etch pits in Silicon Crystals, J. Appl. Phys., 27, 12, 1956, Bell Telephone laboratories, ins. Murray Hill, New York.

Е. Э. ЗАСИМЧУК, Ж. Я. КУТИХИНА,
Л. Н. ЛАРИКОВ, Ю. Ф. ЮРЧЕНКО

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА МИКРОТВЕРДОСТИ ДЛЯ ИЗУЧЕНИЯ МЕХАНИЗМА РАЗУПРОЧНЕНИЯ МЕТАЛЛОВ

Большинство современных технических металлов и сплавов применяется в упрочненном, неравновесном состоянии. Спонтанное разупрочнение этих материалов при повышенных температурах осуществляют такими физическими процессами, как отдых, полигонизация, рекристаллизация, рост зерен и коагуляция дисперсных частиц в матрице основной фазы [1].

В зависимости от степени, способа и условий исходного упрочнения материала может изменяться его механизм разупрочнения или, точнее, относительная роль соответствующих физических процессов. По этому вопросу не существует единого мнения. Так, для металлов и однородных сплавов, упрочненных пластической деформацией, ряд авторов [2—5 и др.] принимают, что изменения механических свойств при нагреве связаны, в основном, с рекристаллизацией и могут даже служить количественной характеристикой степени рекристаллизации. Некоторые авторы [6, 7 и др.] полностью связывают разупрочнение деформированных металлов с отдыхом и полигонизацией.

В настоящей работе показано, что метод микротвердости является весьма эффективным при оценке относительной роли различных физических процессов в разупрочнении металлов. Нами исследовались монокристаллы меди, ниобия, никеля и железа. Монокристаллы меди и никеля были выращены из расплава исходных электролитических металлов, монокристалл ниобия выращивали с помощью электронного луча. Монокристалл железа был предоставлен авторам М. Д. Перкасом и И. П. Кушнир.

Монокристаллические пластинки деформировали прокаткой при комнатной температуре без промежуточных отжига. Прокатанные

пластинки нарезали на образцы, которые нагревали в изотермических условиях в течение различного времени. Условия прокатки и отжига приведены в таблице.

Отожженные образцы исследовали рентгеном (для выявления новых неискаженных кристаллов с ориентацией, отличающейся от ориентации матрицы), а затем металлографически. Микротвердость измеряли многократно на протравленных шлифах прибором ПМТ-3 как в участках, сохранивших исходную ориентацию, так и в новых кристаллах, возникших

в ходе рекристаллизации. Среднюю твердость образцов определяли статистическими методами.

Полученные результаты представлены на рис. 1, а характерные микроструктуры — на рис. 2. При отжиге меди разупрочнение происходит, в основном, за счет рекристаллизации. Микротвердость нерекристаллизованных участков с исходной ориентацией почти не изменяется в ходе

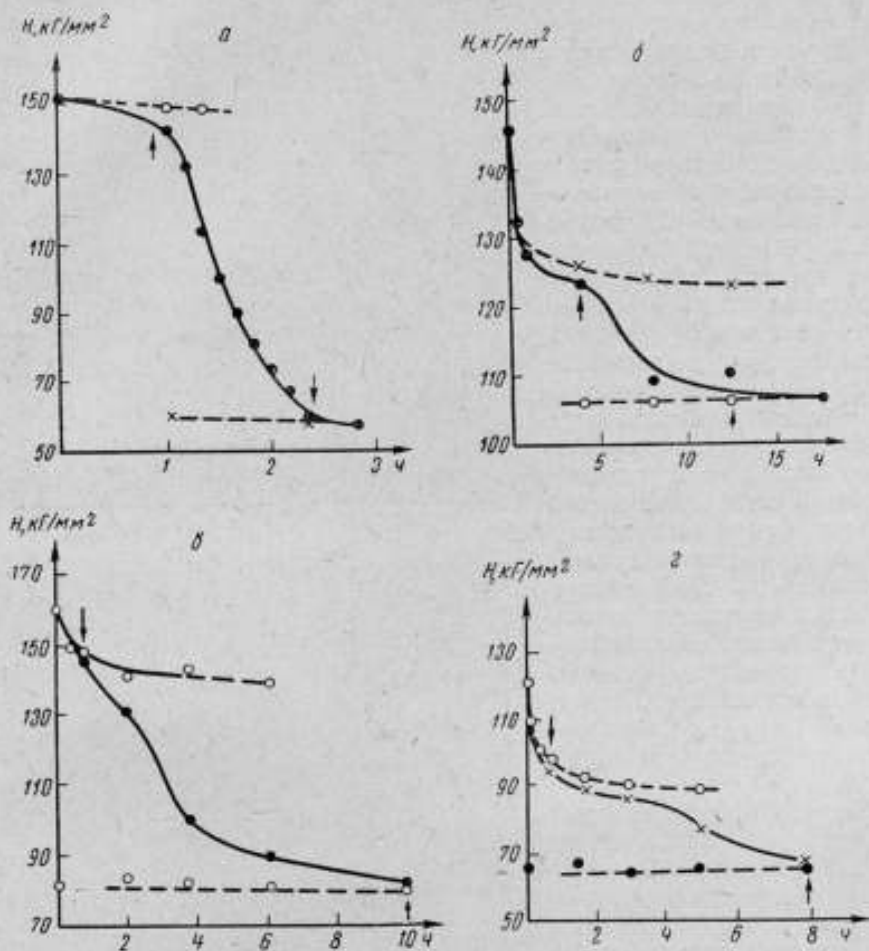


Рис. 1. Кинетика изменения микротвердости в процессе изотермических отжигов деформированных кристаллов в исходной монокристаллической матрице (○), в центрах рекристаллизации (●) и усредненная микротвердость (×), учитывающая рекристаллизованную долю поверхности кристалла:

а — Cu; б — Nb; в — Ni; г — Fe.

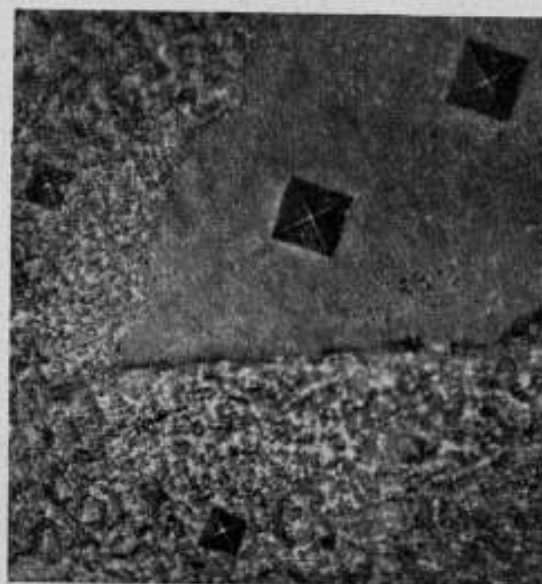
отжига (рис. 1, а). Центры рекристаллизации существенно отличаются от матрицы (рис. 2, а) не только по твердости, но и по травимости в азотной кислоте.

В случае ниобия (рис. 2, б), наоборот, рекристаллизованные участки и матрица мало отличаются по твердости и травимости в смеси азотной и плавиковой кислот. Соответственно изменилась и роль дорекристаллизационных процессов в разупрочнении деформированного монокристалла (рис. 1, б). Это не связано с различием температур плавления меди и ниобия, поскольку аналогичные отличия наблюдаются также в свойствах

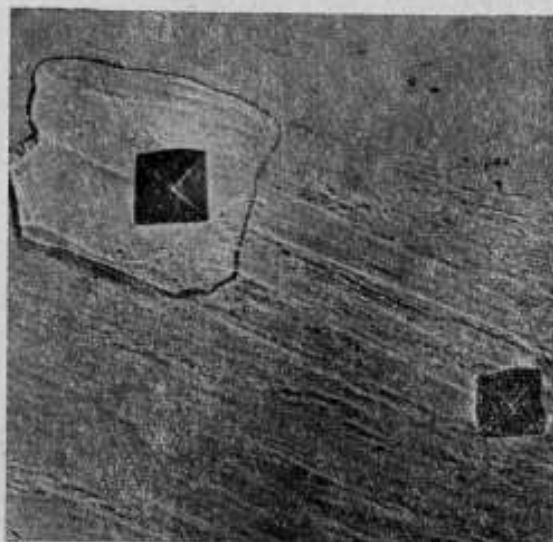
никеля и железа, имеющих близкие температуры плавления. Никель, подобно меди, разупрочняется, в основном, путем рекристаллизации (рис. 1, в). Следует, однако, отметить большую роль полигонизации в этом случае.

Железо, как и ниобий, разупрочняется в значительной мере до рекристаллизации (рис. 1, г). Железо и никель принадлежат к одной группе периодической системы элементов и обладают близкими температурами плавления. Основное их отличие в типе кристаллической решетки — ГЦК у никеля и ОЦК у α -железа. В работе [8] было показано, что тип кристаллической решетки значительно слабее влияет на скорость роста центров рекристаллизации, чем на скорость термически активируемого перераспределения дислокаций. Это связано с различным влиянием типа кристаллической решетки на подвижность атомов по границам зерен и в объеме [8]. Поэтому процессы полигонизации в большей мере способствуют разупрочнению до рекристаллизации в металлах с ОЦК решеткой, чем в металлах с плотноупакованной структурой.

При сопоставлении опытных результатов, полученных на меди и никеле, т. е. на металлах с одинаковым типом кристаллической решетки, отмечено некоторое отличие в относительной роли до-рекристаллизационных процессов в разупрочнении. Полигонизация происходит быстрее и в большей степени в никеле, чем в меди; еще более выражен этот процесс в алюминии [9]. Эти отличия связаны с влиянием энергии дефектов упаковки на скорость термически активируемого перераспределения дислокаций. Энергия весьма низка (~ 40 эрг/см² [10]) у меди, расщепление дислокаций у которой наиболее выражено; несколько выше она у никеля (~ 80 эрг/см² [10]), еще выше у алюминия (~ 200 эрг/см² [10]).



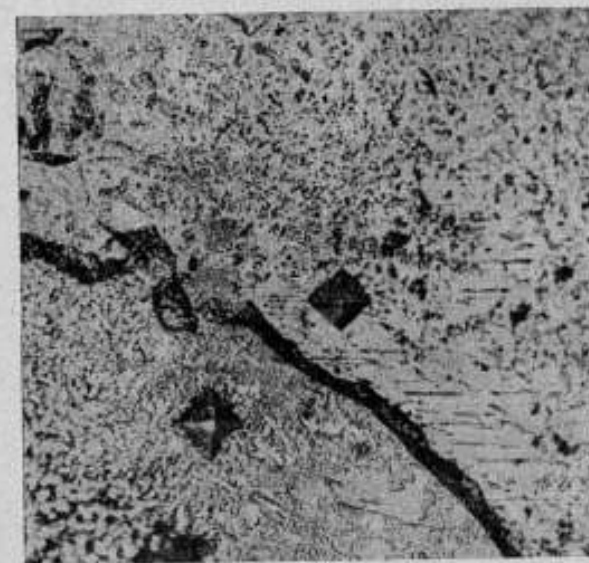
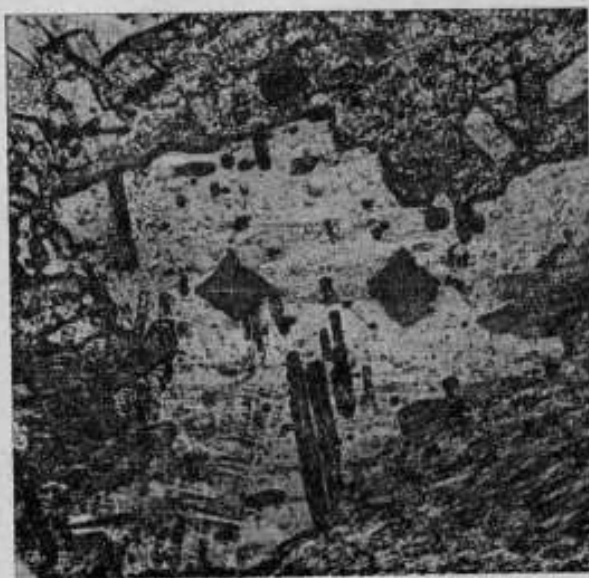
а



б

Рис. 2. Структуры частично рекристаллизованных металлов: а — меди, 350 \times ; б — ниобия, 350 \times .

В заключение следует отметить, что для данного металла относительная роль процессов полигонизации и рекристаллизации в его разупрочнении существенно зависит от условий исходного упрочнения. Это связано



сталлизованных металлов:
а — никели — 300 \times ; б — железа, 300 \times .

с различным влиянием способа и степени деформации на скорость полигонизации и рекристаллизации [11], с влиянием температуры деформации [12, 13], чистоты [1, 14, 15 и др.] и т. п. Поэтому изменение механических свойств металла может быть использовано для количественной оценки степени рекристаллизации лишь в некоторых случаях, например, при отжиге сильно деформированной меди. В случае же металлов с ОЦК решеткой (железо, ниобий, молибден, вольфрам и др.) такой подход требует большой осторожности, так как, например, ниобий, деформированный прокаткой на десятки процентов, разупрочняется полностью без рекристаллизации, а сильно деформированный вольфрам — более чем на половину [16].

ЛИТЕРАТУРА

1. Лариков Л. Н. Одых, полигонизация, рекристаллизация и рост зерен. Сб. «Физические основы прочности и пластичности металлов». М., Металлургиздат, 1963.
2. Smart J. S., Smith A. A. Trans. AIME, 1942, 48, 147, 1943, 152, 103; 1946, 1, 144.
3. Cook M., Richards T. L. Inst. J. Metals, 1947, 73, 1.
4. Richards T. L., Pugh S. F., Stokes H. J. Acta Met., 1956, 4, 1, 1956.
5. Александров Л. Н., Мордюк В. С. «Физика металлов и металловедение», 1961, т. 12, № 2, стр. 249.
6. Lutts A. H., Beck P. A. Trans AIME, 1954, 200, 257.
7. Dunn C. G., Daniels F. W. Journ. Metals, 1954, 1313.
8. Лариков Л. Н., Яценко Т. К., Сластникова Л. Ф., Кумок Л. М. «Исследования сталей и сплавов». Изд-во «Наука», т. 38, 1964.
9. Laurent P., Batisse M. Rev. Met., 1952, 49, 485.
10. Seemann H. J., Schorr K. Phys. Status Solidi, 1964, 4, 1, 89.

11. Козырский Г. Я., Лариков Л. Н., Петрунин Г. А., Шматко О. А. «Физика металлов и металловедение», 1964, т. 18, № 3, стр. 454.
 12. Лариков Л. Н., Засимчук Е. Э., Семеновко М. Н. «Физика металлов и металловедение», 1964, т. 18, № 1, стр. 106.
 13. Tiets J. E., Anderson R. A., Dorn J. E. Trans. AIME, 1949, 185, 921.
 14. Лариков Л. Н., Засимчук Е. Э., Шкиров В. С. «Физика металлов и металловедение», 1962, т. 14, № 2, стр. 218.
 15. Лариков Л. Н., Засимчук О. Е., Шкиров В. С. ДАН УССР, 1962, № 7, стр. 906.
 16. Лариков Л. Н., Засимчук Е. Э., Семеновко М. Н. Исследование сталей и сплавов. М., Изд-во «Наука», 121, 1964.
-

Ю. И. КОГАН, М. П. КУДРИНА,
К. В. САВИЦКИЙ

ИССЛЕДОВАНИЕ ДИФФУЗИОННЫХ ЯВЛЕНИЙ ПРИ ОТЖИГЕ МЕТОДОМ МИКРОТВЕРДОСТИ

При цементации малоуглеродистых сталей при температуре 670—780° С на их поверхности за счет реакционной диффузии углерода возникают однофазные карбидные слои [1]. В статье показано, что таким же путем подобные слои могут образовываться при трении углеродистых сталей с масляной смазкой за счет диффузии углерода из разлагающейся при нагревании смазки в трущуюся поверхность [2]. Вместе с тем в ряде работ установлено, что при трении часто появляются нетравящиеся участки закаленной поверхности, металлографически весьма сходные с карбидными структурами. Распознавание природы новообразовавшихся структур имеет большое практическое значение, так как те и другие по-разному влияют на механические свойства стали, в частности, на ее износостойкость. Это легко и просто может быть сделано методом микротвердости.

Измерения микротвердости светлых структур на поверхности сталей показали, что твердость одних 900—1100 кгс/мм², других — 1200 кгс/мм² и выше. Предположительно первые были отнесены к аустенитно-мартенситным, вторые — к карбидным. Исследованием температурной зависимости микротвердости установлено, что в первом случае она монотонно уменьшается с ростом температуры, во втором — остается неизменной до 700° С и выше (рис. 1), что полностью соответствует сделанному предположению. Исследование фазового состава указанных структур рентгено- и металлографически с использованием различных травящих растворов показало, что микротвердость (а также ее температурная зависимость) отражает различия в их природе.

Поскольку карбидные слои на поверхности часто возникают при химико-термической обработке, представляло интерес исследовать их поведение при отжиге. С этой целью образцы с карбидными слоями, полученными при трении, отжигали изотермически при различных температурах. Ранее [3] было показано, что при таком отжиге на углеродистой стали наблюдается растворение карбидов слоя в подложке, что приводит к образованию обезуглероженной ферритной полосы, если температура отжига

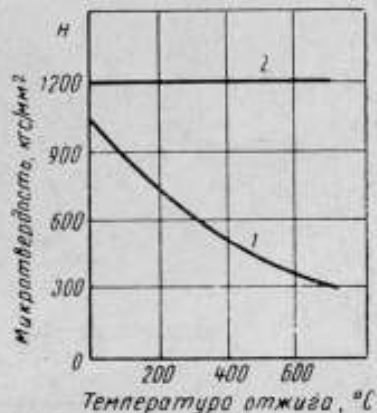


Рис. 1. Изменение микротвердости белых слоев в зависимости от температуры отжига:

1 — аустенитно-мартенситный; 2 — карбидный.

такова, что граничащий с карбидным слоем твердый раствор номинально насыщен углеродом. Процесс растворения и его особенности объясняются различиями в химическом составе приповерхностных слоев.

Для подтверждения этой точки зрения были поставлены эксперименты на легированных сталях X12M и P18, богатых карбидообразующими элементами, у которых указанные различия должны быть еще значительнее. Для отжига была выбрана температура 740°C , т. е. ниже точки A_{c1} , когда структура стали феррито-карбидная и нормальное растворение карбидов в феррите невозможно вследствие его насыщенности углеродом.

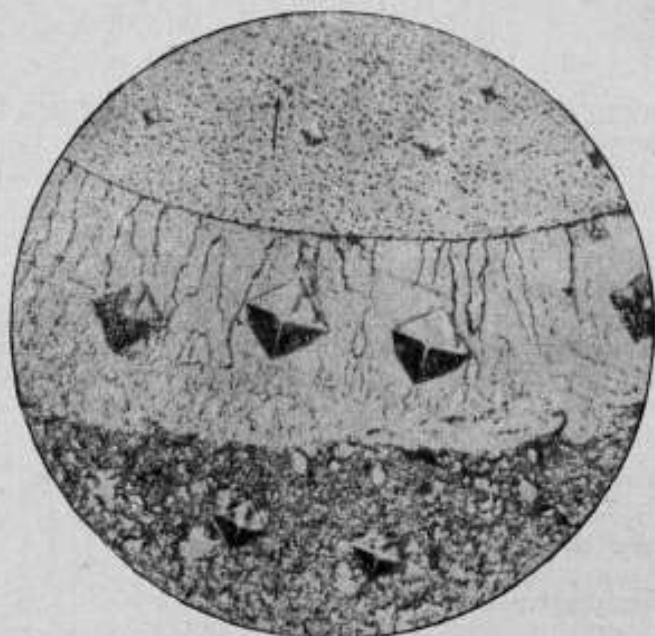


Рис. 2. Микроструктура у поверхности образца из стали X12M с карбидным слоем после отжига при 740°C в течение 1 ч (стрелка обращена к поверхности трения). Увеличение $350\times$. Пунктиром обозначена граница белого слоя до отжига.

При исследовании диффузионных явлений чрезвычайно полезным также оказался метод микротвердости.

Металлографически было установлено, что в случае отжига при 740°C на границе «белого слоя» с основой образца происходят структурные изменения: появляется светлая нетравящаяся полоса, расположенная в области, где до отжига существовал «белый слой», и отделенная от остатка слоя новой хорошо заметной границей (рис. 2). Измерения микротвердости и локальной т. э. д. с. показывают, что химический и фазовый составы исходной и новообразовавшейся структур принципиально различны. Так, в области светлой полосы обнаружено изменение микротвердости от 1200 кгс/мм^2 (до отжига) до $170\text{—}180 \text{ кгс/мм}^2$ (после отжига), что весьма близко к твердости феррита.

Изучение распределения микротвердости по глубине образца до отжига (рис. 3, кривая 3) и после отжига при 740°C (кривая 4) показало, что наряду с резким падением микротвердости в области новообразовавшейся структуры наблюдается ее возрастание (до 500 кгс/мм^2) в области, примыкающей к первоначальной границе «белого слоя».

Из распределения значений локальной т. э. д. с. по глубине видно, что ее кривые имеют после отжига максимум в области светлой полосы и минимум — в области, примыкающей к первоначальной границе «белого слоя» (кривая 1).

Значения локальной т. э. д. с. на светлой полосе оказались весьма близкими к ее значениям для железа.

Все эти данные свидетельствуют о том, что возникающая при отжиге на месте участка карбидного слоя структура является ферритной. Локальное повышение микротвердости в области, примыкающей к первоначальной границе «белого слоя» с подложкой, несомненно, вызвано тем, что эта область в процессе отжига обогащается углеродом.

Указанные явления аналогичны ранее наблюдавшимся на углеродистой стали и являются результатом фронтального растворения карбидной фазы. В данном случае растворение связано с различным количественным содержанием углерода в карбидном слое и в подложке. Поскольку поверхностный слой представляет чисто карбидную структуру, в его состав входит большое количество цементита (это подтверждено рентгенографически), который весьма неустойчив по отношению к твердому раствору, легированному более сильными карбидообразователями (Cr, W и др.). Равновесие на межфазной границе восстанавливается при растворении цементита, однако при этом создается градиент концентрации (химического потенциала) углерода в феррите и возникает направленный диффузионный поток, приводящий к растворению карбидного слоя и образованию карбидов легирующих элементов вблизи его первоначальной границы. Образование однофазной ферритной полосы является естественным следствием такого процесса (как при обычном обезуглероживании).

Рентгеноспектральным анализом установлено также, что в карбидном слое концентрация сильных карбидообразователей значительно ниже, чем в подложке. Это и увеличивает скорость растворения.

Подобного рода явления наблюдали ранее при контакте двух существенно различающихся по химическому составу сталей [4] и в сварных соединениях [5]. Как видно из приведенных данных, они могут происходить и в стали, подвергшейся химико-термической обработке.

ЛИТЕРАТУРА

1. Zingg E. Die Diffusion des Kohlenstoffs in das δ -Eisen, Stahl u. Eisen, 1926, v. 46, s. 776.
2. Савицкий К. В., Коган Ю. И. О природе «белых слоев». «Физика металлов и металловедение», Свердловск, 1963, т. 15, вып. 5.
3. Савицкий К. В., Коган Ю. И., Кудрина М. П. О термическом упрочнении «белых слоев». «Черная металлургия», Новокузнецк, 1964, № 8.
4. Брук Б. И. О механике коагуляции карбидной фазы в стали. «Физика металлов и металловедение», Свердловск, 1961, т. 11, вып. 1.
5. Лившиц Л. С. Связь между растворимостью углерода в феррите и типом карбидов, образующихся при отпуске. «Металловедение и термическая обработка металлов», 1962, № 9.

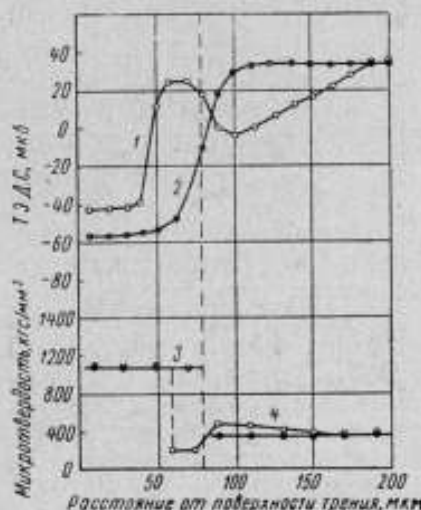


Рис. 3. Изменение микротвердости (1400—400) кгс/мм² и т. э. д. с. (от +40 до 80 мВ) по глубине «белого слоя»: 1 и 3 — исходное состояние; 2 и 4 — отжиг 1 ч при 740° С.

*В. А. КУЛИКОВ, Ю. И. КОЗЛОВ, В. И. ИТИН,
А. П. САВИЦКИЙ, К. В. САВИЦКИЙ*

О ПРИМЕНЕНИИ МЕТОДА ИЗМЕРЕНИЯ ТВЕРДОСТИ ПРИ ИССЛЕДОВАНИИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

В последнее время все большее распространение приобретают материалы, получаемые методами порошковой металлургии. Эти методы, удешевляя изготовление материалов, в ряде случаев позволяют получать совершенно новые их виды. Процессы, происходящие при спекании порошковых материалов, можно исследовать разными методами, в том числе методами измерения твердости и микротвердости. Последний метод позволяет изучать свойства отдельных составляющих сплавов, следить за изменениями, происходящими на границе раздела компонент — сплав при спекании: образованием твердого раствора, новых фаз, глубиной диффузионного слоя.

В настоящей работе методы твердости и микротвердости в сочетании с другими методами были использованы для изучения процессов, происходящих при спекании металлокерамического сплава CuAl , а также свойств порошкового магния.

Исследование спекания металлокерамического сплава Cu—Al

Материалом для исследования служил металлокерамический сплав меди с 10 % ат. Al. Образцы прессовали и спекали по методике, изложенной в работе [1]. После спекания часть образцов подвергали металлографическому и рентгеноструктурному анализу. Для определения расположения и типа фаз, возникающих при спекании, использовали специальный травитель избирательного действия [2], а также метод микротвердости. Микротвердость измеряли на приборе ПМТ-3 при нагрузке на индентор 20 и 5 гс.

Спекание при 200—450° С не приводит к видимым изменениям структуры брикета. При 450—500° С вокруг зерен алюминия появляются две узкие зоны: белая и голубая, которые на микрофотографии выглядят темно-серыми*.

Кратковременное травление сплава окрашивает голубую зону в темно-коричневый цвет, в то время как цвет меди, алюминия и белой зоны практически не меняется.

Судя по данным металлографического и рентгеноструктурного анализов, а также измерения микротвердости, голубая зона представляет собой интерметаллическое соединение Cu—Al_2 . Как показывает диаграмма

* Микрофотографии приведены в журнале «Порошковая металлургия», 1966, № 1, стр. 5.

состояния, белая зона может быть только χ -твердым раствором меди в алюминии. С повышением температуры спекания размеры образующихся слоев увеличиваются, а количество алюминия, остающегося в свободном состоянии, уменьшается.

При температуре плавления эвтектики на границе раздела: χ -твердый раствор меди в алюминии $\text{Cu} - \text{Al}$ появляется жидкая фаза. Линии алюминия на рентгенограммах, снятых после спекания при 560°C , исчезают, а интенсивность линий $\text{Cu} - \text{Al}_2$ растет. В середине бывших зерен алюминия возникают каверны, окруженные со всех сторон фазой $\text{Cu} - \text{Al}_2$. Измерение микротвердости H_μ показывает, что можно выделить три области разной микротвердости, соответствующих микротвердости: чистой меди, α -твердого раствора алюминия в меди и фазы $\text{Cu} - \text{Al}_2$ (рис. 1).

Спекание при 620°C (эта температура превышает температуру плавления $\text{Cu} - \text{Al}_2$) приводит к интенсивному образованию α -твердого раствора. Судя по параметру решетки ($a = 3,659 \cdot 10^{-10}$ м), средняя концентрация раствора составляет 17,3% ат. Al [3]. Как это следует из данных рентгеноструктурного и металлографического анализов, количество $\text{Cu} - \text{Al}_2$ уменьшается. Размеры каверн при этом увеличиваются, расширяется также область существования α -твердого раствора (рис. 2). Измерение микротвердости показывает,

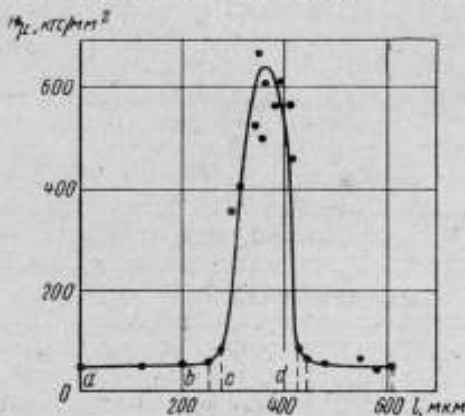


Рис. 1. Изменение микротвердости в зоне контакта меди с алюминием при температуре 560°C :

ab — медь; bc — твердый раствор алюминия в меди; cd — CuAl_2 .

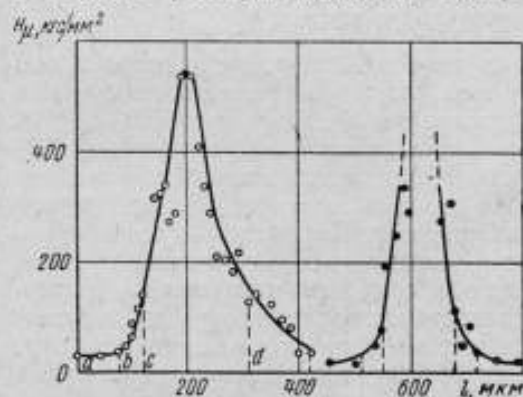


Рис. 2. Изменение микротвердости в зоне контакта меди и алюминия при температуре 620°C :

ab — медь ($H_\mu = 50$ кг/мм²); bc — твердый раствор алюминия в меди ($H_\mu = 50 - 8$ кг/мм²); cd — CuAl_2 ($H_\mu = 350 - 650$ кг/мм²).

порошков меди и алюминия также наблюдается реакционная диффузия, в результате чего образуется фаза CuAl_2 . Для роста слоя CuAl_2 необходимо, чтобы медь и алюминий диффундировали через этот слой в достаточном количестве. Это зависит от соотношения скоростей диффузии меди и алюминия через слои фазы [4, 5]. Если количество алюминия, посту-

что концентрация алюминия в α -твердом растворе переменная (участок bc , рис. 2). По мере повышения температуры спекания процесс образования α -твердого раствора продолжается. При температуре 700°C фаза $\text{Cu} - \text{Al}_2$ не наблюдается вообще, а на рентгенограммах видны линии меди и α -твердого раствора. Дальнейшее нагревание приводит к гомогенизации твердого раствора алюминия в меди.

В работе [2] показано, что процессы реакционной диффузии, протекающие в контакте медь — алюминий, приводят к образованию химических соединений CuAl , CuAl_2 , Cu_9Al_4 , $\text{Cu}_{12}\text{Al}_9$. При спекании смеси

пающего к границе $\text{Cu}-\text{CuAl}_2$, окажется недостаточным для дальнейшего роста CuAl_2 , то будет выпадать фаза, менее богатая алюминием. При спекании слой продукта реакции возникает и растет в условиях, которые способствуют образованию в нем большого числа микродефектов структуры (поры, микротрещины). Наличие дефектов увеличивает скорость диффузии и приводит к тому, что алюминий и медь поступают к межатомным границам в достаточном количестве. Следовательно, CuAl_2 может расти в твердой фазе до тех пор, пока в сплаве есть свободный алюминий. Это подтверждается данными металлографического и рентгеноструктурного анализов.

При переходе через температуру плавления эвтектики вследствие контактного плавления на межфазной границе CuAl_2-x -твердый раствор меди и алюминия образуется жидкость. При взаимодействии жидкой фазы с поверхностью твердой фазы, медь растворяется в жидкой, образуя пересыщенный раствор. В результате при 560°C начинается кристаллизация твердой фазы CuAl_2 . В работе [6] показано, что для вырожденной эвтектики в эвтектической точке межфазное поверхностное натяжение на границе твердых фаз больше суммы межфазных поверхностных натяжений на границе жидкости и каждой из фаз. Таким образом, образующаяся в контакте CuAl_2-x -твердый раствор жидкая фаза будет растекаться по поверхности твердых частиц, обволакивая их.

Благодаря капиллярным эффектам жидкая фаза распространяется по объему прессовки. Вследствие этого на месте бывших зерен алюминия возникают каверны, а в образце происходит интенсивное образование α -твердого раствора алюминия в меди.

Применение метода твердости в сочетании с другими методами оказалось очень плодотворным и при изучении свойств готовых продуктов порошковой металлургии.

Влияние размеров частиц исходного порошка магния на свойства порошкового магния

Порошок магния, размолотый на вибромельнице, разделяли на три фракции: 163—200, 63—100 и <50 мкм. Порошки прессовали в брикеты и затем продавливали через твердосплавную фильеру при $550-600^\circ\text{C}$. Отношение площади сечения брикета к площади сечения выдавленного прутка составляло 12 : 1. Пористость полученных материалов оказалась близкой к нулю. Для растяжения из прутков вырезали образцы длиной 30 мм и диаметром 3 мм, а для испытания на твердость — пластинчатые образцы. Эти образцы сравнивали с образцами из литого магния, прошедшего ту же обработку. Затем определяли сопротивление разрыву и твердость при комнатной температуре (длительная горячая твердость в интервале $100-400^\circ\text{C}$), а также твердость после отжига сплавов как в исходном состоянии, так и после дополнительного холодного наклепа. Одновременно измеряли ширину рентгеновской линии (1124) и число рефлексов на дебаеграммах, что позволило судить о структурных изменениях сплавов при отжиге.

В таблице приведены механические свойства полученных материалов после отжига при 350°C в течение 2 ч. Из нее видно, что порошковый магний имеет более высокую твердость и прочность на разрыв, но меньшую

Размер частиц исходного порошка магния, мкм	$\sigma_{\text{в}}$ кгс/мм ²	ϵ , %	НВ кгс/мм ²
Литой магний	15,0	6,0	34
163—200	16,2	4,0	48
63—100	20,4	1,5	75
Меньше 50	23,0	1,0	86

пластичность, чем литой магнии, подвергнутый такой же обработке. Причем с увеличением дисперсности исходного магниевого порошка твердость и предел прочности возрастают, а пластичность уменьшается. Длительная (30 мин) горячая твердость по данным работ [7—9] может служить характеристикой жаропрочности. Преимущество металлокерамического магния возрастает по мере увеличения дисперсности исходного порошка и температуры испытания (рис. 3).

Длительная твердость магния, изготовленного из грубого порошка (размер частиц 163—200 мкм) при 100° С, лишь немного больше, чем длительная твердость литого магния, прошедшего ту же обработку. При той же температуре у магния, изготовленного из самого тонкого порошка, эта характеристика примерно в два раза больше, чем у литого, а при 400° С она в 10 раз выше, чем у литого, и равна длительной твердости литого магния при 100° С.

При нагрузке 200 г микротвердость материалов в зависимости от температуры отжига изменяется следующим образом. Высокая твердость, которую имел порошковый магний после выдавливания, в значительной степени сохраняется при отжиге до 500° С. Твердость литого выдавленного магния уменьшается после отжига при 100 и 200° С, после чего остается неизменной.

Такой ход кривых согласуется с результатами рентгеновского исследования. Ширина рентгеновской линии (1124) литого магния, продавленного через фильеру, $19,6 \cdot 10^{-3}$ рад. Отжиг при 200° С приводит к уменьшению ширины линий до $17,4 \times 10^{-3}$ рад. При более высоких температурах отжига на рентгенограммах литого магния, вследствие крупнозернистости материала, линии не получаются сплошными даже при вращении шлифа в процессе съемки, а если шлиф не вращается, то вместо дебаевских колец появляются пятна лауэ-граммы. Линия (1124) для порошкового материала в исходном состоянии значительно шире: $21,7 \cdot 10^{-3}$ рад — для магния, полученного из порошка с частицами размером 163—200 мкм и $23,6 \cdot 10^{-3}$ рад — для магния с самыми тонкими частицами. При этом необходимо отметить, что если для металлокерамического магния, полученного из крупного порошка, она постепенно сужается с температурой отжига, то для магния, полученного из более тонких порошков, — остается практически неизменной. Качественно сходная картина наблюдается и на дебаеграммах. На основании изложенного можно прийти к следующему.

Поскольку каждая частичка порошка магния покрыта пленкой окиси магния, полученные материалы представляют собой сплавы магния с различным содержанием и распределением окиси магния в металлической матрице. В процессе выдавливания таких материалов происходит дробление окисных пленок и образование большого количества дислокаций, образующих сетку малоугловых границ, закрепленную на частицах [10]. Чем меньше расстояние между окисными частицами, тем меньше блокировки сетки.

Если размер исходных частиц магниевого порошка достаточно большой, а следовательно, велико и расстояние между окисными частицами, то при

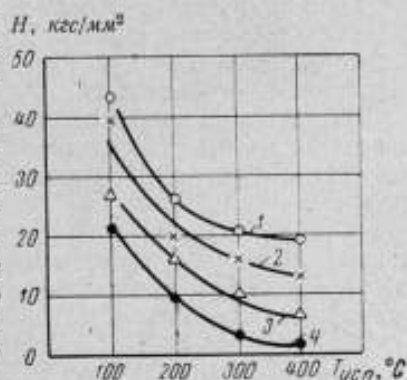


Рис. 3. Длительная горячая твердость литого и порошкового магния, продавленного через фильеру:

1 — < 50 мкм, 2 — 63—100 мкм, 3 — 163—200 мкм, 4 — литой магний.

высокотемпературном выдавливании возможно не только протекание процессов полигонизации, но и частичная рекристаллизация, о чем можно судить по наличию пятен на дебаграммах. Если уменьшить расстояния между окисными частицами, то рост зародышей рекристаллизации уменьшается (63—100 мкм) или полностью подавляется (<50 мкм).

Сохранение неизменной ширины рентгеновской линии при отжигах магния, полученного из тонких порошков, свидетельствует об устойчивости той дислокации одной структуры, которая образовалась при высокотемпературном выдавливании. Наличие такой развитой и устойчивой сетки субгранул определяет длительную твердость и сохраняет практически неизменной твердость при высокотемпературном отжиге.

При высокотемпературном выдавливании литого магния также возможно образование полигонизированной структуры. Однако блоки в этом случае значительно крупнее и, поскольку отсутствует закрепление границ окисными частицами, такая структура является менее устойчивой.

Итак, в процессе высокотемпературного выдавливания магния, изготовленного из тонкого магниевого порошка, формируется устойчивая тонкая блочная структура, которая определяет свойства изготовленных материалов.

Таким образом, метод измерения твердости является не только важным дополнительным методом исследования процессов спекания и свойств готовых металлокерамических материалов, но в некоторых случаях может оказаться и незаменимым.

ЛИТЕРАТУРА

1. Савицкий К. В., Итин В. И., Савицкий А. П., Козлов Ю. И., Куликов В. А. Исследование спекания металлокерамического сплава $\text{Cu} - \text{Al}$. Изв. вузов, «Физика», 1965, № 2.
2. Лайнер Д. И., Куракин А. К. О реакционной диффузии при получении биметалла алюминий — медь. «Цветные металлы», 1964, № 10.
3. Wechsler M. S., Kernohan R. H. «Neutron — Irradiation effects on copper — aluminum alloys» J. Phys. Chem. Solids, т. 7, 1958.
4. Уэлш А. Химия твердого состояния. М., ИИЛ, 1961.
5. Попов А. А. Фазовые превращения в металлических сплавах. М., Metallurgizdat, 1963.
6. Пянес Б. Я. Очерки по металлофизике. Изд. ХГУ, 1961.
7. Бочвар А. А. Зависимость жаропрочности алюминиевых сплавов от состава и строения. Изв. АН СССР, ОТН, 1947, № 10.
8. Домотенко Н. Т., Корнилов И. И. Жаропрочность и горячая твердость сплавов системы никель — хром. ОТН, Изв. АН СССР, 1957, № 10.
9. Дискуссия об испытаниях на длительную твердость. «Заводская лаборатория», 1950, № 1.
10. Preston O., Grant N. Dispersion strengthening of copper by internal oxidation, Trans. AIME, 1961, 221, 164—172.

Ю. В. МИЛЬМАН, О. Е. СКЛЯРОВ,
В. И. ТРЕФИЛОВ, А. А. УДОВЕНКО

ПРИБОР ПМТН ДЛЯ ИЗМЕРЕНИЯ МИКРОТВЕРДОСТИ ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ ПОД СЛОЕМ ОХЛАЖДАЮЩЕЙ ЖИДКОСТИ

В последние годы в металловедении широко применяют метод микротвердости как при комнатных, так и при высоких температурах [1, 2]. Однако для температур ниже комнатной этот метод практически не используют, хотя в ряде случаев это и необходимо. Так, у большой группы металлов (главным образом с кубической объемноцентрированной решеткой) при температурах ниже комнатной резко растет предел текучести и твердость, что приводит к хрупкому разрушению. Измерять микротвердость при низких температурах на воздухе нельзя, так как конденсирующаяся на поверхности образца влага образует корочку льда.

Для измерения микротвердости в глубоком вакууме необходимо довольно сложное оборудование. К тому же при низких температурах в вакууме трудно обеспечить одинаковую температуру образца и индентора.

В предлагаемом приборе ПМТН (рис. 1) используется метод измерения микротвердости под слоем охлаждающей жидкости [3]. Во время приложения нагрузки к индентору и в промежутках между приложениями образец и индентор находятся под слоем охлаждающей жидкости, что обеспечивает равенство их температур и предохраняет их от обмерзания.

Подготовленный для измерения на приборе образец 2 укрепляют с помощью винта 1 напротив прорези медной катушки 3. Одновременно можно установить шесть образцов. Индентор крепят в латунном стержне 6, на котором устанавливают также разновесы 5. В качестве индентора используют алмазную пирамиду типа пирамиды Виккерса с углом между гранями 136° , применяемую в приборе микротвердости ПМТ-3. В ненагруженном состоянии (верхнее положение) стержень 6 свободно висит на скобе 8, соединенной с тягой 9, которая вертикально перемещается под действием ходового винта 11 и рычага 10 при вращении рукоятки 12. При опускании тяги 9 одновременно опускается висящий на ней стержень 6 с индентором до тех пор, пока индентор не коснется образца. Стержень свободно скользит в направляющих 4 и 7. В нагруженном состоянии (нижнее положение) на индентор действует сила, равная весу разновесов и стержня 6.

Максимальная нагрузка при измерении микротвердости составляет 230 гс, а минимальная — (вес стержня и самого индентора) 30 гс. Образцы перемещаются при повороте оси 14 червячной парой 13, 15. На каждом образце при одной установке можно сделать около 40 отпечатков микротвердости.

Вся механическая часть крепится к верхней крышке 16 и опущена во внутренний стеклянный сосуд Дьюара 26, который своей верхней

частью прикреплен к металлическому корпусу 20 прибора резиновыми уплотнителями 21 и, в свою очередь, погружен в металлический сосуд Дьюара 23.

Для измерения уровня и температуры охлаждающей жидкости, соответствующей температуре образцов и индентора, во внутренний сосуд Дьюара введены три медь-константановые термопары 24.

Охлаждающую жидкость заливают в металлический сосуд Дьюара через трубку 22, а сжиженные газы — в стеклянный через трубки 17 и 18. Через штуцер 19 можно откачивать газы.

В качестве охлаждающей жидкости используют петролейный эфир (температура плавления минус 160° С), этиловый спирт (температура плавления минус 100° С) или авиационный бензин (до минус 180° С).

Охлаждают эти жидкости жидким азотом, который зали-

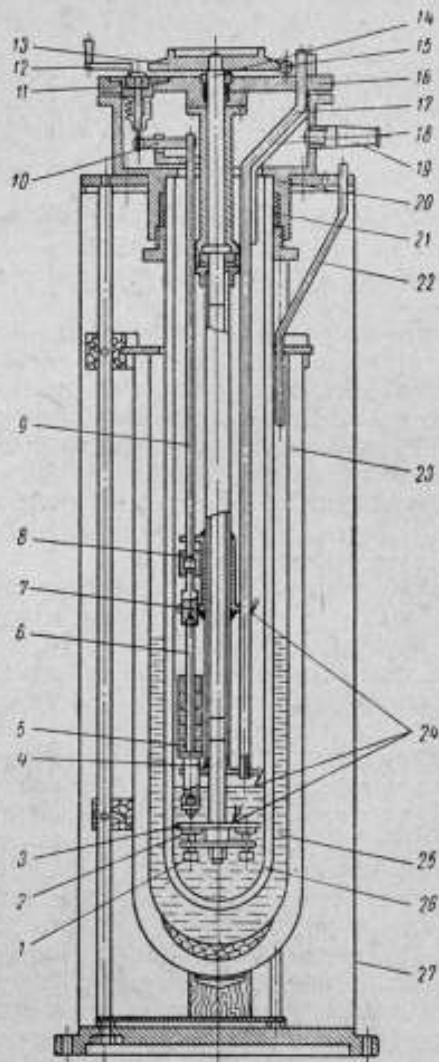


Рис. 1. Схема прибора ПМТН.

вают через трубку 18. Для охлаждения используют также сжиженные азот, водород и гелий. При использовании жидкого водорода или гелия для предварительного охлаждения в металлический сосуд Дьюара через трубку 22 заливают жидкий азот 25.

Прибор заключен в металлический кожух 27. Высота прибора 1000 мм, диаметр 300 мм, вес — около 15 кг, его легко переносить.

Методика измерения микротвердости с помощью прибора ПМТН заключается в следующем. После установки образцов, индентора и соответствующей нагрузки в стеклянный сосуд Дьюара заливают охлаждающую

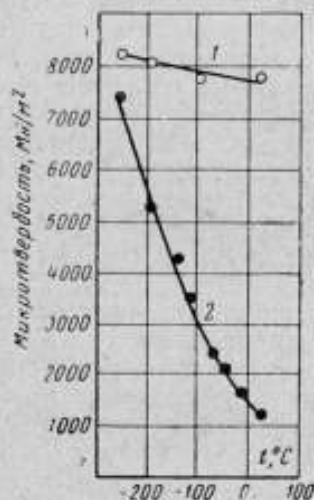


Рис. 2. Зависимость микротвердости хрома Cr (1) и монокристалла Ge (2) от температуры при нагрузке на индентор 230 г.

жидкость (например, петролейный эфир) и охлаждают ее до требуемой температуры, постепенно добавляя жидкий азот.

Поворотом рукоятки 12 нагружают индентор и поворотом червяка 15 перемещают образцы. Диагонали отпечатков измеряют на оптическом микроскопе или приборе ПМТ-3 на отогретых образцах. Ошибкой, вносимой при изменении диагонали отпечатков во время отогрева, можно пренебречь, так как при изменении температуры на 200° С значение микротвердости (например, меди) изменяется меньше, чем на 1%.

В Институте металлофизики АН УССР изготовлены рабочие чертежи и опытный образец описанного прибора. Проведено измерение микротвердости ряда чистых металлов и сплавов.

На рис. 2 приведены результаты измерения микротвердости хрома высокой чистоты и монокристаллического германия.

ЛИТЕРАТУРА

1. Глазов В. М., Вигдорович В. Н. Микротвердость металлов. М., Металлургия, 1962.
2. Мотт Б. В. Испытание на твердость микровдавливанием. М., Металлургия, 1960.
3. Трефилов В. И., Мильман Ю. В. «Заводская лаборатория», 1964, т. XXX, № 4, стр. 484.

СВЯЗЬ МЕЖДУ ТВЕРДОСТЬЮ, АБРАЗИВНОЙ СПОСОБНОСТЬЮ, КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ И ЭЛЕКТРОННЫМ СТРОЕНИЕМ ТУГОПЛАВКИХ СОЕДИНЕНИЙ

Тугоплавкие соединения, обладающие высокой температурой плавления, стойкостью против агрессивных сред и высокой твердостью, представляют значительный интерес в связи с задачей создания новых абразивных материалов для обработки твердых и жаропрочных металлов и сплавов, а также неметаллических твердых материалов.

Выяснение основных закономерностей изменения твердости в зависимости от состава и электронного кристаллического строения тугоплавких соединений — задача, решение которой позволит создать искусственные соединения с заранее необходимыми свойствами. Одним из наиболее характерных свойств металлоподобных тугоплавких соединений (карбидов, нитридов, боридов и силицидов переходных металлов IV—VIII групп периодической системы) является их высокая твердость. При этом ввиду высокой хрупкости этих соединений приходится прибегать к определению ее исключительно методом микротвердости [1].

П. А. Ребиндер [1, 2] и В. Д. Кузнецов [3] указали, что твердость определяется поверхностной энергией твердого тела и связана с энергией межатомного взаимодействия. Имеющиеся опытные данные действительно показывают, что в каждой группе соединений (нитриды, бориды, карбиды) большей величине энергии решетки соответствует большая микротвердость. В каждой группе периодической системы микротвердость соединений закономерно уменьшается с увеличением порядкового номера металлического компонента в соответствии с уменьшением энергии межатомного взаимодействия и повышением степени экранирования электронной *d*-оболочки переходного металла. Однако зависимость поверхностной энергии, а следовательно, и микротвердости металлоподобных соединений от энергии взаимодействия не является однозначной [4].

Вопрос о природе твердости карбидов и нитридов переходных металлов разбирался в работе Г. А. Меерсона и Я. С. Уманского [5], которые полагают, что твердость этих соединений определяется в основном двумя факторами: заклиниванием атомами неметаллов плоскостей скольжения металлических решеток и прочностью химической связи. Оба эти фактора играют для карбидов различную по своему относительному значению роль. Роль первого фактора особенно велика для карбидов гексагональной структуры, роль второго — для карбидов с кубической решеткой [6].

Интересные результаты дает сравнение чисел микротвердости металлоподобных соединений с характеристикой сил связи $m\Theta^2$ и модулем сдвига.

Микротвердость увеличивается с ростом $m\Theta^2$ и понижается с ростом модуля сдвига соответствующего металла, т. е. микротвердость увеличивается в том случае, когда затрудняется сдвиговая деформация металла.

Г. В. Самсоновым [6, 7] в 1953 г. был предложен вероятностный критерий оценки плотности электронного газа и характера распределения электронной плотности в соединениях переходных металлов с неметаллами — акцепторная способность d -электронных оболочек изолированных атомов переходных металлов (выражаемая $\xi = 1/Nn$, где n — число электронов на недостроенной d -оболочке, а N — главное квантовое число этой оболочки) в сочетании с ионизационными потенциалами соответствующих неметаллов ϕ_r .

При изменении значения $1/Nn$ от 0,1—0,167 (для сильно акцепторно-способных металлов) до 0,05—0,067 (для более слабых акцепторов) соответственно резко снижается и твердость [8], что связано с повышением асимметрии распределения электронной плотности за счет смещения ее относительного максимума в направлении остовов атомов углерода.

В связи с этим для повышения твердости карбидов необходимо [8] с помощью добавок других карбидов стремиться к созданию наиболее «центрального» положения относительного максимума электронной плотности. Такими добавками из-за сравнительно высокого значения потенциала ионизации атома углерода могут быть карбиды наиболее сильно акцептирующих металлов, например, скандия и иттрия, либо добавки к карбидам неметаллов, имеющих меньший ионизационный потенциал, чем углерод, с образованием соответствующих сложных сплавов. Первый способ [9] показал, что добавки карбида скандия к карбиду титана приводят к получению растворов на основе TiC, твердость которых достигает 5000—5500 кгс/м², по сравнению с 3000 кгс/м² для TiC. Подобные результаты получены А. Н. Крушинским, исследовавшим влияние карбида скандия на твердость карбида вольфрама.

Микротвердость нитридов переходных металлов значительно ниже по сравнению с карбидами [10]. Это, по-видимому, связано со смещением относительного максимума электронной плотности в направлении остова атома азота и появлением в нитридах соответствующей доли ионной связи [11]. Как показано в работах [12, 13], у нитридов переходных металлов наблюдается достаточно четкая зависимость между твердостью нитридных фаз и значением $\xi = 1/Nn$ — повышение твердости с ростом значения ξ , т. е. с относительным понижением асимметрии распределения электронной плотности.

Микротвердость боридов переходных металлов выше, чем карбидов, хотя ионизационный потенциал атома бора ниже атома углерода и относительный максимум электронной плотности смещен в направлении остовов атомов переходных металлов с одновременным частичным заполнением вакантных мест на d -оболочке валентными электронами бора (это показано путем измерения электрофизических свойств боридов). Такую высокую микротвердость боридов можно объяснить склонностью атомов бора к образованию друг с другом ковалентных связей и соответствующих структурных элементов в кристаллических решетках боридов. Эти структурные элементы усложняются при увеличении отношения B/Me в боридных фазах и упрочняют кристаллическую решетку во все возрастающей степени.

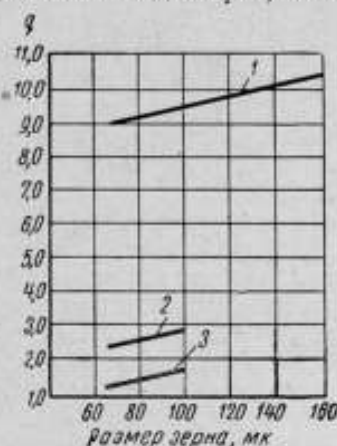


Рис. 1. Зависимость абразивной способности q зеленого карбида кремния (1), карбида тантала (2) и борид ванадия (3) от зернистости порошков.

Для силицидов переходных металлов [8], как и для боридов, характерно образование ковалентных связей Si—Si. Однако в этом случае, вследствие более устойчивой sp^3 -электронной конфигурации атомов кремния (по сравнению с sp^2 -для атомов бора), образуются более обособленные и слабо связанные друг с другом структурные элементы из атомов кремния, с одной стороны, и из атомов металла, с другой, что приводит к резкой асимметрии распределения электронной плотности и относительно низким значениям твердости.

В связи с перспективами использования тугоплавких соединений в качестве абразивных материалов очень важно исследовать их абразивную способность.

В настоящей работе проведено исследование абразивной способности ряда твердых тугоплавких соединений. Данные получены на приборе АСЗ-4. Принцип действия этого прибора заключается в том, что исследуемые зерна строго определенного гранулометрического состава, помещенные между двумя вращающимися стальными и стеклянными дисками, сошлифовывает со стеклянного диска за определенное время некоторое количество стекла, которое и принималось за критерий абсолютной абразивной способности. Для всех соединений ВНИИАШ рекомендует [13] брать навеску 0,05 г, однако, учитывая большую разницу в удельном весе разных абразивных материалов, для исследования абразивной способности необходимы навески одинакового объема. Оценивать абразивную способность физически вернее как отношение объема сошлифованного стекла к объему шлифующей навески, т. е. определять удельную абразивную способность q .

Все исследуемые соединения выбирали с зернистостью № 8 (80—100 мк), число оборотов остального диска — 3200. Навеску брали постоянного для всех соединений объема равного 14,28 мм³, который соответствует весу 0,05 г для алмаза. Полученные результаты исследования абразивной способности боридов, карбидов и силицидов некоторых переходных металлов приведены в таблице. Как видно из этих данных, наибольшей абразивной способностью обладают бориды, особенно дибориды титана, вольфрама и циркония, абразивная способность которых того же порядка, что и одного из лучших абразивов — зеленого карбида кремния. Абразивная способность карбидов тугоплавких металлов ниже, чем у боридов. Наиболее высокую абразивную способность имеют карбиды вольфрама WC и карбиды хрома Cr₃C₂. Все исследованные силициды имеют очень малую абразивную способность.

Борид	Абразивная способность q	Микро-твердость H_{μ} , кгс/мм ²	Карбид	Абразивная способность q	Микро-твердость H_{μ} , кгс/мм ²	Силицид	Абразивная способность q	Микро-твердость H_{μ} , кгс/мм ²
TiB ₂	10,60	3370	TiC	1,60	2988	TiSi ₂	0,80	892
ZrB ₂	7,86	2252	ZrC	2,30	2925	ZrSi ₂	1,14	1063
HfB ₂	1,00	2900	HfC	1,86	2913	HfSi ₂	—	930
VB ₂	3,00	2800	VC	—	2094	VSi ₂	0,5	890
NbB ₂	5,20	2600	NbC	3,91	1964	NbSi ₂	—	1050
TaB ₂	6,10	2500	TaC	3,60	1599	TaSi ₂	—	1407
CrB ₂	0,60	2100	Cr ₃ C ₂	4,50	1650	CrSi ₂	—	798
Mo ₂ B ₃	3,50	2350	Mo ₂ C	1,92	1499	MoSi ₂	1,30	1200
W ₂ B ₅	8,30	2660	WC	5,40	1790	WSi ₂	1,80	1074

Изучалась зависимость абразивной способности зеленого карбида кремния от длительности истирания. Полученные результаты свидетельствуют

о том, что за первые 500 оборотов происходит наиболее интенсивное истирание, затем износ постепенно падает и к концу опыта достигает почти постоянного небольшого значения.

Изучение зависимости абразивной способности от величины зерен для боридов ванадия, карбида кремния (зеленого) и карбида тантала показало, что с увеличением крупности зерна растет и абразивная способность металлов (рис. 1).

Изучение влияния содержания бора в боридов на абразивную способность на примерах боридов ниобия и вольфрама показало, что абразивная способность возрастает с ростом содержания бора (рис. 2). Это очевидно связано с упрочнением вследствие образования структурных элементов из атомов бора в кристаллической решетке. Несмотря на относительно малое число проведенных опытов, нестехиометричность некоторых соединений и связанные с этим отклонения оказалось, что, в общем, соединения большей твердости обладают и большей абразивной способностью.

Необходимо дальнейшее исследование абразивных свойств и твердости тугоплавких соединений, чтобы установить количественные закономерности между этими свойствами, кристаллической структурой и электронным строением при одинаковых размерах и форме абразивных зерен.

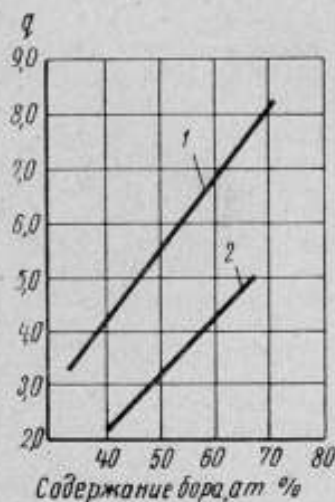


Рис. 2. Зависимость абразивной способности вольфрама (1) и боридов ниобия (2) от содержания бора.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ребиндер П. А. Твердость, Техническая энциклопедия, т. 22, 1933.
2. Ребиндер П. А. и др. Исследования в области поверхностных явлений, ОНТИ, 1936.
3. Кузнецов В. Д. Поверхностная энергия твердых тел. ТИТГЛ, 1954.
4. Самсонов Г. В., Нешпор В. С. ДАН СССР, т. 104, 1955, стр. 405.
5. Меерсон Г. А., Уманский Я. С. Известия СФХА, т. 22, 1953, стр. 105.
6. Самсонов Г. В. Известия СФХА, т. XVIII, 1956, стр. 97—125.
7. Самсонов Г. В. ДАН СССР, т. 93, 1953, стр. 689.
8. Самсонов Г. В. Методы испытания на микротвердость. М., Изд-во «Наука», 1965, стр. 97—125.
9. Самсонов Г. В., Макаренко Г. Н., Косолапова Т. Я. ДАН СССР, т. 144, 1962, стр. 1052.
10. Самсонов Г. В. Тугоплавкие соединения. М., Металлургиздат, 1963.
11. Самсонов Г. В. Журнал структурной химии, т. 1, 1960, стр. 447.
12. Самсонов Г. В., Верхотлядова Г. С. Журнал структурной химии, 1961, т. 2, № 5, стр. 617.
13. Самсонов Г. В., Верхотлядова Г. С. ДАН СССР, т. 142, 1962, стр. 608.
14. Ипполитов Г. М. Абразивные инструменты и их эксплуатация. М., Машгиз, 1959.

V. ИЗМЕРЕНИЕ ТВЕРДОСТИ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

П. В. МЕЛЕНТЬЕВ

ТВЕРДОСТЬ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Твердость полимерных материалов, в отличие от твердости металлов, не может быть определена постоянным числовым значением.

При любых видах деформации при постоянной нагрузке полимерный материал имеет два типа деформаций: начальную, которую можно считать мгновенно устанавливающейся, и запаздывающую, растущую с увеличением длительности действия нагрузки.

Для твердости таких материалов зависимость между глубиной погружения шарика и длительностью действия нагрузки t (мин) хорошо аппроксимируется формулой

$$h = a + bt^{1/2}.$$

Таким образом, твердость изменяется по закону

$$HB = \frac{P}{\pi dh} = \frac{P}{\pi d(a + bt^{1/2})} = \frac{P}{\pi da \left(1 + \frac{b}{a} t^{1/2}\right)},$$

где $a = h_0$ — начальная деформация;

$b/a = \varepsilon$ — эластическое число, показывающее рост запаздывающих деформаций по отношению к начальной деформации.

Тогда

$$HB = \frac{P}{\pi dh_0(1 + \varepsilon t^{1/2})} = \frac{HB_0}{1 + \varepsilon t^{1/2}},$$

где HB_0 — начальная твердость, кгс/см².

Величины a и b для данного случая находят по методу равных сумм * следующим образом.

Пусть глубина погружения шарика будет $h_{1/4}$, $h_{1/2}$, h_1 , h_2 , h_4 , h_8 для моментов $1/4$, $1/2$, 1, 2, 4, 8 мин от начала приложения давления.

Составим суммы

$$S_1 = h_{1/4} + h_{1/2} + h_1,$$

$$S_2 = h_2 + h_4 + h_8,$$

$$\Delta = S_2 - S_1.$$

* Мелентьев П. В. Приближенные вычисления. М., Физматгиз, 1962, гл. XI.

Тогда

$$a = \frac{1}{3} S_1 - 0,490\Delta$$

$$b = 0,576\Delta.$$

Определение твердости на термотвердомере конструкции автора (см. рисунок).

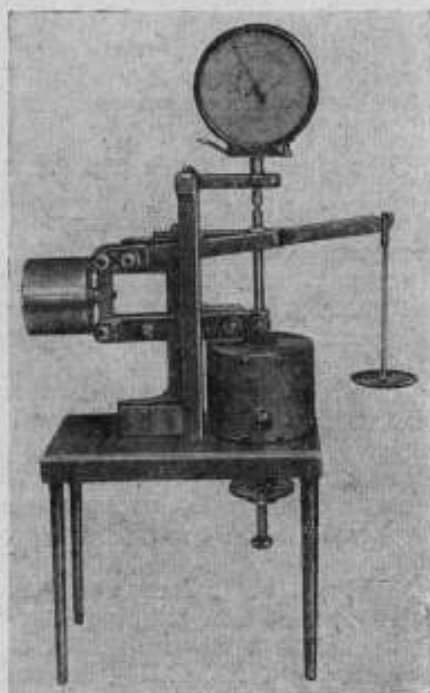
Прибор имеет следующее устройство. В плиту столика ввинчивается стаканчик, в котором находится образец-таблетка диаметром 12 мм, толщиной 5—6 мм. Стаканчик помещен внутри цилиндра с двойными стенками, в котором протекает горячая или охлаждающая жидкость. Давление груза, лежащего на поддоне, через систему рычагов передается на вертикальный стержень, оканчивающийся шариком ($d=0,5$ см); сверху на поршень опирается измерительный стержень микронного индикатора.

Для выравнивания температуры образец выдерживается при постоянной температуре до начала опыта 15—20 мин (термопара находится в стаканчике у самого образца). После выдержки производят нагружение и снимают шесть отсчетов (в перечисленные выше моменты времени).

Измерив твердость при разных температурах, получим не только функцию $HV(T)$, но и определим важные физические характеристики материала — температуры хрупкости и стеклования.

При очень низких температурах значения b равны нулю и начинают увеличиваться, когда температура становится выше температуры хрупкости.

Линия $b(T)$ носит прямолинейный характер, затем в точке температуры стеклования происходит ее резкий излом, после чего она вновь становится прямолинейной и уходит вверх по мере приближения к границе теплостойкости. Сотрудник лаборатории по изучению механических свойств полимерных материалов Д. А. Пилипенко в своей диссертационной работе по термотвердости полимеров получил весьма интересные данные о связи начальной твердости материала с его начальным модулем упругости и температурой хрупкости.



Термотвердомер конструкции П. В. Мелентьева.

И. К. РУССИЯН, Ю. М. СИВЕРГИН,
П. В. ФРОЛОВ

К ВОПРОСУ О ТВЕРДОСТИ ПЛАСТМАСС

Несмотря на значительное число работ, посвященных определению твердости пластмасс и эластомеров [1—5], в этой области остается ряд нерешенных задач, например: 1) создание пригодного для определения твердости пластмасс твердомера; 2) установление зависимости твердости от структуры полимерных материалов [5—7]; 3) разработка методики определения твердости; 4) установление корреляционных связей чисел твердости с другими деформационно-прочностными характеристиками [7—11] и др.

Для определения твердости полимерных материалов, по-видимому, целесообразно иметь твердомеры двух типов, позволяющие определять твердость: 1) в режиме «нагрузка $P = \text{const}$ » в течение цикла выдержки образца под действием статической нагрузки (в этом случае глубина вдавливания будет переменной величиной); 2) в режиме «глубина вдавливания $h = \text{const}$ », при переменном значении P (т. е. твердомер типа монотрона Шора [4]).

В Институте химической физики Академии наук СССР в настоящее время разработана конструкция * твердомера типа ТП-1 [12] (прибор 1-го типа), а в Научно-исследовательском институте пластических масс совместно с НИКИМП (Научно-исследовательский и конструкторский институт испытательных машин, приборов и средств измерения масс) — твердомер ТШ-СП-500 (прибор 2-го типа). Оба твердомера — стационарные, переносные, для измерения твердости полимерных материалов.

Для определения твердости полимерных материалов [13] на твердомере ТП-1 (рис. 1) индентор с постоянной скоростью деформации вдавливается в испытуемый образец до напряжения, равного заданной нагрузке P , по достижении которого привод поступательного движения индентора автоматически выключается и образец остается под действием этой нагрузки в течение заданного времени. Затем испытуемый образец разгружают.

Глубина h вдавливания индентора равна

$$h = h_n - h_n \text{ мм,}$$

где h_n — показание верхнего индикатора;

h_n — показание нижнего индикатора через промежуток времени t ;

t — продолжительность действия статической нагрузки.

* Сивергин Ю. М., Россиян И. К., Фролов П. В., Буколов Ю. Е. Устройство для определения твердости пластмасс (авт. свид. № 162995 от 7 мая 1962). Бюллетень изобретений, 1964, № 11.

Пределы используемых нагрузок лежат в диапазоне 0,5—48,5 кгс с интервалом через 0,5 кгс, скорость деформации — 0,04 мм/сек. Термостатирующая камера дает возможность работать при различных температурах. В случае необходимости кривые вдавливания можно записывать с помощью самописца.

На рис. 2 приведены типичные кривые вдавливания индентора в испытуемый образец (прямолинейный начальный участок — участок нагружения).

Кроме стандартных измерений твердости, прибор ТП-1 позволяет изучать ползучесть полимерных материалов в режиме на сжатие. При анализе действующего стандарта * на определение твердости пластмасс выявляется необходимость внесения в него некоторых поправок, учитывающих особенности, связанные с определением их твердости.



Рис. 1. Общий вид твердомера ТП-1.

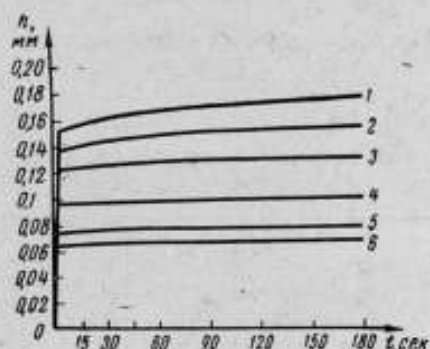


Рис. 2. Типичные кривые вдавливания индентора, полученные на твердомере ТП-1 для полимеров:

ПМБФ-1 (1); оргстекло (2); ЭД-6 (3); гетинакс (4); К-214-43-Т (5); АГ-4 (6).

Исходя из нашего опыта работы, мы предлагаем в порядке обсуждения некоторые положения, которые следует учесть при разработке нового ГОСТа для определения твердости полимерных материалов.

1. Твердость определяют на твердомере, позволяющем осуществлять нагружение с постоянной скоростью деформации, что устраняет несравнимость циклов испытания (в действующем стандарте скорости нагружения изменяются от 0,8 до 7,5 кгс/сек).

2. Толщина испытуемых образцов должна быть не менее 8 мм.

3. Диаметр сферических инденторов — 2,5; 5; 10 мм. Предварительная нагрузка 50—100 г, рабочие нагрузки — от 0,5 до 50 кгс.

4. Учитывая зависимость от нагрузки чисел твердости, вычисляемых по формуле

$$H = \frac{P}{\pi dh^2} \quad (1)$$

при нескольких нагрузках P определяют глубину вдавливания h и строят зависимость $P = f(h)$. По тангенсу угла наклона участка прямолинейной

* Государственный стандарт 4670—62, стр. 1—4.

зависимости $P(h)$ находят значение $\frac{P}{h}$ и подставляют его в формулу (1). Найденные таким образом числа твердости не зависят от нагрузки, что и должно быть в действительности (материал не становится мягче или тверже от того, приложена ли нагрузка P_1 или P_2 ; его твердость неизменна).

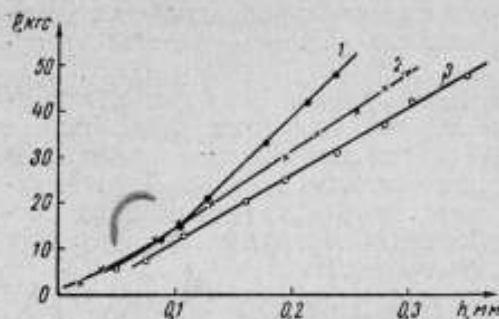


Рис. 3. Зависимость глубины вдавливания h от нагрузки P при диаметре индентора: 5 мм (1); 3,16 мм (2); 2,5 мм (3).

На рис. 3 приведены типичные кривые $P(h)$ для оргстекла. Аналогичные данные представлены в работах Байера и др. [10] и Гёля [14].

Найденные числа твердости не зависят от P . С увеличением диаметра индентора значение H уменьшается. Для того чтобы сравнить значения H_1 (индентор диаметром d_1) со значением H_2 (индентор диаметром d_2), можно с хорошим приближением воспользоваться выражением

$$H_2 = H_1 \left(\frac{d_1}{d_2} \right)^{0,25}. \quad (2)$$

В таблице приведены конкретные примеры для полученных нами данных и данных, взятых из работы Байера и др. [10].

Материал	Диаметр индентора d_1 , мм	Экспериментальное значение H_1 , кгс/мм ²	Вычисленное значение H_2 , кгс/мм ²			Предел пропорциональности, σ_0 , кгс/мм ²	Эффективный модуль $E_{эфф}$, кгс/мм ²
			5,0	3,16	2,5		
Оргстекло	2,5	18,8	18,9	18,5	—	7,34	178
	3,16	17,4	17,8	—	17,7	6,63	
	5,0	15,9	—	15,5	15,8	6,2	
Фторопласт-4	2,5	2,9	2,86	2,97	—	1,13	—
	3,16	2,8	2,69	—	2,73	1,09	
	5,0	2,4	—	2,5	2,43	0,94	
Полиоксиметилен [10]	12,7	16,0	16,9	16,1	—	6,26	150—300
	19,0	14,6	15,3	—	14,5	5,7—5,8	
	25,4	14,2	—	13,5	13,5	5,56	
Полипропилен [10]	6,35	8,2	8,3	7,5	—	3,17	—
	12,7	6,3	6,9	—	6,8	2,46	
	19,0	6,3	—	5,7	6,2	2,4—2,5	

При указании значений H следует приводить диаметр индентора.

5. Вместо «чисел упругости и пластичности» можно предложить определение предела пропорциональности σ_0 и эффективного модуля $E_{эфф}$.

В работе [10] выведено соотношение

$$\sigma_0 = \frac{0,124P}{dh}, \quad (3)$$

которое в сочетании с формулой (1) дает

$$\sigma_0 = 0,39H. \quad (4)$$

По значению H можно найти σ_0 .
Из теории Герца следует, что

$$E_{\text{эфф}} = \frac{0,346P}{h_{\text{восст}}(h \cdot d)^{1/2}}, \quad (5)$$

где $h_{\text{восст}}$ — величина восстановленного отпечатка через 5 сек после снятия нагрузки.

Помимо определения твердости полимерных материалов по Бринеллю, целесообразно принять в качестве стандартного экспресс-метода еще метод царапания по карандашной шкале. Этот метод заключается в том, что карандашами различной твердости (карандаши «Кохинор» от 6В до 9Н) наносят царапину на поверхность образца. Твердость будет равна марке карандаша, который дал заметную царапину. По-видимому, можно использовать карандаши «Конструктор».

В заключение необходимо подчеркнуть, что твердость испытуемого материала остается неизменной, а меняется лишь параметр, которым характеризуется это свойство. Параметр, как сказано выше, меняется вследствие несовершенства используемого метода и недостатков в способе вычисления (в данной статье не рассматриваются причины, приводящие к зависимости H от нагрузки P , так как это предмет особого исследования). Необходимо также отметить нецелесообразность использованных при определении твердости пластмасс нагрузок, превышающих 75—80 кгс, так как в этом случае неизбежно значительное упрочняющее влияние предметного столика, на котором находится испытуемый образец.

ЛИТЕРАТУРА

1. Soden A. L. A practical manual of hardness testing. India rubber jour, 1950, v. 119, p. 1143; 1951, v. 120, pp. 13, 55, 137, 212, 254, 332.
2. Сивергин Ю. М. Методы определения твердости полимеров. «Вестник технической и экономической информации», 1963, № 9, стр. 37.
3. Boog L. Indentation hardness of plastics. Proc. ASTM, 1944, v. 44, p. 969.
4. Williams S. R. Hardness and hardness measurements, Cleveland, Ohio, American soc. for metals, 1942.
5. Labbe V. G. A study of hardness testing of elastomers at low temperatures. ASTM Bulletin, 1954, № 199, p. 73.
6. Курицина А. Д., Мейнстер П. Г. Исследование твердости пластмасс. В сб.: «Пластмассы как антифрикционные материалы». Изд. АН СССР, М., 1961.
7. Maxwell B. Hardness testing of plastics. Modern plastics, 1955, v. 32, p. 125.
8. Moore D. T. Alkyd resins. Correlation between properties of alkyds and composition of modifying fatty acids, Ind. and Eng. Chemistry, 1951, v. 43, p. 2348.
9. Lysaght. Indentation hardness testing, 1949, N. V. Reinhold.
10. Baer E., Maier R. E., Petersen. Hardness of polymeric materials, SPE — journal, 1961, v. 17, p. 1203.
11. Scott J. R. Hardness of vulcanised rubber. Journal of rubber research.
12. Сивергин Ю. М., Руссиян И. К., Фролов П. В., Буколов Ю. Е. Прибор для определения твердости пластмасс. «Заводская лаборатория», 1964, № 8, стр. 1021.
13. Сивергин Ю. М., Фролов П. В. Определение твердости полимерных материалов. «Вестник технической и экономической информации», 1964, № 1, стр. 27.
14. Göhl W. Zur Messung der Härte von Kunststoffe. Kunststoffe, 1956, v. 46, p. 139.

ИССЛЕДОВАНИЕ СОПРОТИВЛЕНИЯ ПОЛИМЕРОВ ДЕФОРМИРОВАНИЮ МЕТОДОМ ИЗМЕРЕНИЯ ТВЕРДОСТИ

Значение твердости, определяемое методом вдавливания, используется в металловедении не только для контроля качества материала, но и для изучения зависимости сопротивления деформированию от различных факторов [1—5]. Как известно, между твердостью и такой общепринятой характеристикой прочности, как временное сопротивление, наблюдается хорошая корреляция.

В настоящей работе делается попытка выяснить возможность использования значения твердости для изучения влияния температуры испытания и скорости нагружения на сопротивление полимеров деформированию.

Для этого нами была создана установка, которая позволила изменять скорость нагружения на восемь порядков (10^{-4} — 10^4 мм/мин) при температурах от -196 до $+250^\circ\text{C}$.

Относительное перемещение индентора и образца определялось с помощью специального индукционного датчика с погрешностью $\pm 0,005$ мм. Действующую на образец силу измеряли тензодинамометром жесткостью $\sim 10^{-5}$ мм/кгс и собственной частотой ~ 30 кгц с погрешностью $\sim 1\%$.

Индукционный датчик и тензодатчики были включены на вход тензостанции УТС-1-ВТ12. Перемещение и усилие записывались с помощью самописца ЭПП-09 или шлейфового осциллографа МПО-2.

Температуру образца устанавливали с помощью специального термостата и поддерживали постоянной в пределах $\pm 1^\circ\text{C}$.

Установка позволяла проводить испытания на сжатие и растяжение (с помощью реверсора), а также измерять твердость. Индентором при измерении твердости служил конус из закаленной стали ($R_c = 55-60$) с углом при вершине 90° . Твердость H_k определяли как отношение вдавливающего усилия P к площади основания конического отпечатка на уровне исходной поверхности образца. Так как у конуса с углом при вершине 90° радиус отпечатка r равен глубине внедрения h , то

$$H_k = \frac{P}{\pi h^2}. \quad (1)$$

Следует подчеркнуть, что для определения H_k , отвечающей заданной скорости внедрения, глубину отпечатка необходимо измерять непосредственно в момент нагружения. В наших опытах это осуществлялось автоматически, так как установка одновременно записывала текущие значения глубины внедрения и действующего усилия (рис. 1).

Длительность нагружения и скорость внедрения определяли из записанной диаграммы. Опыт показал, что скорость в течение всего процесса нагружения практически остается постоянной, а твердость для выбранных

нагрузок не зависит от глубины вдавливания, т. е. закон подобия соблюдается.

Соблюдение закона подобия позволило исключить неточность в определении момента касания вершины конуса с поверхностью образца. Для этого твердость вычисляли по двум значениям силы P_1 и P_2 и разности соответственных глубин $\Delta h = h_2 - h_1$

$$H_k = \frac{P_2}{\pi (\Delta h)^2} \left(1 - \sqrt{\frac{P_1}{P_2}} \right)^2. \quad (2)$$

Зависимость твердости от скорости деформирования и температуры исследовали на полиметилметакрилате (ПММА) и ряде поливинилаце-

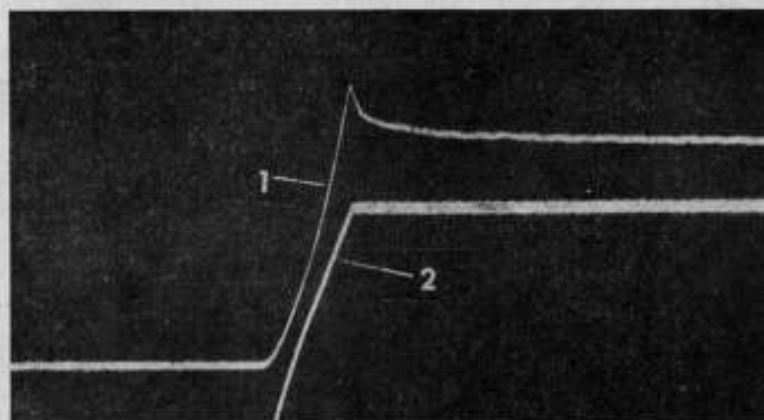


Рис. 1. Осциллограмма, полученная при вдавливании конуса со скоростью 300 мм/мин:

1 — нагрузка—время, 2 — деформация—время.

талей — поливинилформале (ПВФ), поливинилэтилале (ПВЭ) и поливинилбутирале (ПВБ). Параллельно проводили опыты на сжатие цилиндрических образцов из ПММА, ПВФ, ПВЭ, ПВБ. За характеристику сопротивления деформированию при сжатии был выбран предел вынужденной эластичности σ_n .

На рис. 2 представлена зависимость твердости H_k от скорости деформирования $\dot{\epsilon}$ и температуры опыта T для ПВФ. Эквивалентную скорость деформирования оценивали в соответствии с работой [6] как $\dot{\epsilon} = \frac{v}{r}$, где v — скорость внедрения индентора, r — радиус отпечатка на уровне исходной поверхности.

Как видно из рис. 2, характер зависимости $H_k(\dot{\epsilon}, T)$ в исследованном диапазоне не одинаков. При одних температурах существует линейная связь

$$H_k = A + B \lg \dot{\epsilon} \quad (3)$$

(где A и B — постоянные, зависящие от температуры) во всем диапазоне скоростей (прямые 2 и 6). Для других же температур зависимость имеет вид ломаной линии с горизонтальными и наклонными участками.

На рис. 3 показана зависимость предела вынужденной эластичности при сжатии цилиндрического образца из ПВФ от скорости деформирования $\dot{\epsilon} = \frac{v}{l_0}$ (l_0 — исходная высота образца) при разных температурах.

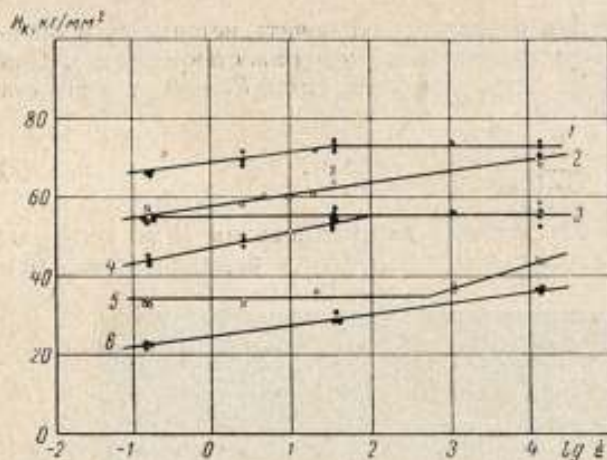


Рис. 2. Зависимость твердости поливинилформала от скорости деформирования и температуры ($^{\circ}\text{C}$):
 -125° (1), -100° (2), -70° (3),
 -50° (4), 0° (5), $+20^{\circ}$ (6).

Рис. 3. Зависимость предела вынужденной эластичности поливинилформала при сжатии от скорости деформирования и температуры ($^{\circ}\text{C}$):
 -150° (1), -100° (2), -70° (3),
 -50° (4), 0° (5), $+20^{\circ}$ (6).

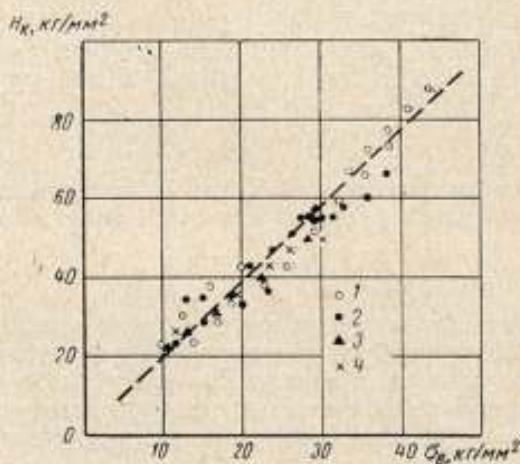
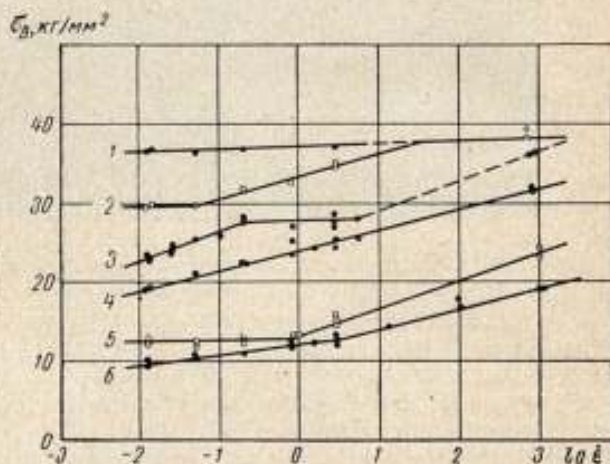


Рис. 4. Корреляция между пределом вынужденной эластичности при сжатии и твердостью:

1 — ПММА, 2 — ПВЭ,
 3 — ПВФ, 4 — ПВВ.

Из сравнения этих данных со значением H_k следует, что характер зависимостей $H_k(\epsilon, T)$ и $\sigma_w(\epsilon, T)$ совпадает. Однако полного тождества нет; при заданной температуре протяженность горизонтальных участков и положение точек перелома не совпадают.

Значение твердости, отражая общие закономерности сопротивления вынужденно эластической деформации, вносит, в силу особенностей вида напряженного состояния, некоторые изменения в течение процесса по сравнению со сжатием.

Поэтому, очевидно, строгой зависимости между H_k и σ_w не должно быть. Речь может идти лишь о некоторой корреляции. На рис. 4 представлена зависимость для всего исследованного диапазона температур и скоростей деформирования для ПММА, ПВХ, ПВХЭ и ПВХБ. Приведенная зависимость может быть описана следующим примерным соотношением:

$$H_k \approx 1,9\sigma_w. \quad (4)$$

З а к л ю ч е н и е

1. С помощью разработанной установки измерена твердость методом вдавливания конуса и определен предел вынужденной эластичности в случае сжатия для полиметилметакрилата и ряда поливинилацеталей при скоростях деформирования от 10^{-2} до 10^3 мм/мин и температурах от -150°C до $+60^\circ\text{C}$.

2. Показано, что характер зависимостей твердости и предела вынужденной эластичности от скорости деформирования при постоянной температуре имеет вид

$$H_k = A + B \lg \dot{\epsilon}; \quad \sigma_w = A_1 + B_1 \lg \dot{\epsilon}.$$

Однако эти зависимости претерпевают изломы, связанные, по-видимому, со сменой механизма релаксационного процесса.

3. Показано, что твердость хорошо коррелирует с пределом вынужденной эластичности при сжатии.

ЛИТЕРАТУРА

1. Витман Ф. Ф., Златин Н. А., Иоффе Б. С. ЖТФ, 1949, т. XIX, стр. 300.
2. Витман Ф. Ф., Златин Н. А. ЖТФ, 1949, т. XIX, стр. 315; ЖТФ, 1950, т. XX, стр. 1267.
3. Витман Ф. Ф., Златин Н. А., Степанов В. А., Шестопа-лов Л. М. ЖТФ, 1954, т. XXIV, стр. 549.
4. Витман Ф. Ф., Златин Н. А., Иоффе Б. С., Шестопа-лов Л. М. ЖТФ, 1954, т. XXIV, стр. 549.
5. Витман Ф. Ф., Степанов В. А. Некоторые проблемы прочности твердого тела. Сборник статей, посвященный 80-летию Н. Н. Давиденкова. Л., 1959, стр. 207.
6. Витман Ф. Ф., Давиденков Н. Н., Златин Н. А., Иоффе Б. С. «Заводская лаборатория», 1948, № 5.

А. Ф. БЫКОНЯ, М. А. ИЛЮШЕНКОВ,
К. В. САВИЦКИЙ

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА МИКРОТВЕРДОСТИ ДЛЯ ИЗУЧЕНИЯ ВЛИЯНИЯ ТЕРМОВАКУУМНОЙ ОБРАБОТКИ НА СВОЙСТВА НЕКОТОРЫХ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Кристаллы окиси алюминия и карбида кремния с давних пор известны как отличные абразивные и огнеупорные материалы благодаря своим высоким механическим свойствам и высокой термической и химической стойкости. Несмотря на большие успехи в области синтеза технически чистых кристаллов α -окиси алюминия и α -карбида кремния, задача повышения их качества остается и в настоящее время актуальной [1, 2].

Весьма перспективно в этом отношении использование термовакuumной обработки, разработанной в Сибирском физико-техническом институте (СФТИ) *. Как известно, другие исследователи также считали целесообразным применение подобной обработки к полупроводниковым материалам [3].

В СФТИ исследовали влияние температуры и продолжительности термовакuumной обработки на следующие материалы: особую корундовую смесь (ОКС₁), нормальный (Э) и белый электрокорунд (ЭБ), химически чистую окись алюминия (лейко-сапфир), карбид кремния черный (КЧ) и зеленый (КЗ) в виде зерен размером 1—2,5 мкм в поперечнике. Наиболее объективным методом оценки механических свойств этих материалов является определение микротвердости, а кроме того, прочность материала на срез-излом [4], а также потери веса в зависимости от температуры термовакuumной обработки при разрезании 10^{-3} — 10^{-4} мм рт. ст.

Значение микротвердости измеряли прибором ПМТ-3, юстированным на кристаллах NaCl [5], при нагрузке на индентор 200 г. Микротвердость технически чистых кристаллов окиси алюминия (ОКС₁, Э и ЭБ) и карбида кремния (КЧ и КЗ) измеряли на плоскостях базопинакоида {0001}, формирующихся еще в процессе кристаллизации этих материалов. Это позволяло измерять микротвердость без дополнительной подготовки поверхности. Лишь в случае лейко-сапфира поверхность монокристалльных стержней шлифовали и полировали.

В каждой новой серии измерений микротвердости зерна окиси алюминия и карбида кремния ориентировали на столике прибора ПМТ-3 так, чтобы направления диагоналей новых отпечатков совпадали с направлениями диагоналей отпечатков, полученных ранее. Такая предосторожность исключала одну из причин разброса микротвердости — несоблюдение идентичной ориентации алмазной пирамиды относительно кристаллографически правильной плоскости монокристалла [6, 7].

* Савицкий К. В., Илющенко М. А. Авт. свид. № 132527. Бюллетень изобретений, 1960, № 19.

Предварительные опыты показали, например, что на плоскостях [0001] кристаллов SiC поворот индентора на угол 45° относительно нормального положения изменяет микротвердость на 200—400 кгс/мм². В соблюдении ориентации индентора нет необходимости при измерении микротвердости ОКС₁ и нормального электрокорунда, когда главным источником разброса значений микротвердости является крайняя неоднородность зерен по химическому и минералогическому составу, а также при измерении микротвердости лейко-сапфира, так как плоскость шлифа не совпадала ни с одной из кристаллографических плоскостей с низкими индексами.

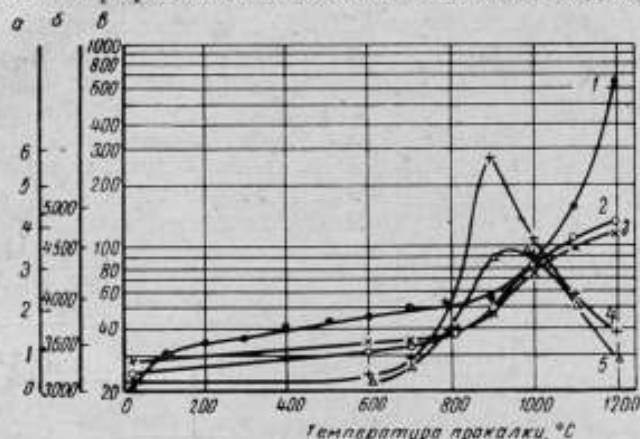


Рис. 1. Влияние температуры термовакuumной обработки на микротвердость и вес черного и зеленого карбида кремния (размер зерна 1 мкм):

1 — изменение веса и 2 — микротвердость карбида кремния черного; 3 — микротвердость карбида кремния зеленого; 4 — скорость изменения микротвердости карбида кремния черного и 5 — карбида кремния зеленого.
Оси: α — скорость изменения микротвердости, кгс/мм², град; β — микротвердость, кгс/мм²; γ — относительное изменение веса (% $\times 10^3$).

Во всех случаях значение микротвердости определяли из измерений не менее 100 отпечатков.

Данные о микротвердости нормального и белого электрокорунда в зависимости от температуры термовакuumной обработки приведены в таблице (продолжительность обработки электрокорунда при каждой температуре 5 ч). Из нее видно, что чем выше температура обработки, тем выше микротвердость обоих электрокорундов. При более загрязненном примесями нормальном электрокорунде интенсивнее возрастает значение микротвердости. В менее однородном и менее чистом зерне ОКС эти изменения протекают еще более заметно.

Температура обработки, °C	Нормальный электрокорунд (Э)			Белый электрокорунд (ЭБ)		
	Прочность на срез-излом, отн. ед.	Микротвердость, кгс/мм ²	Потери веса, мг (навеска 5 г)	Прочность на срез-излом, отн. ед.	Микротвердость, кгс/мм ²	Потери веса, мг (навеска 5 г)
20	19,1	1790	0	20,4	2200	0
600	21,0	1810	—	20,2	2250	22,7
700	21,4	1810	12,5	21,1	2260	22,5
800	21,7	1880	24,2	20,6	2270	23,9
900	28,9	1880	30,8	21,9	2310	21,5
1000	30,3	1950	34,9	22,3	2270	26,4
1100	31,4	1970	54,7	23,9	2350	32,1
1200	32,9	1970	103,7	25,5	2360	47,8

Аналогичные выводы следуют из рассмотрения кривых изменения микротвердости черного и зеленого карбида кремния (рис. 1).

Скорость изменения микротвердости менее чистого зерна КЧ (кривая 4) существенно выше скорости изменения микротвердости КЗ (кривая 5). На повышение микротвердости исследуемых материалов указывают также частотные кривые для кристаллов КЧ, построенные по измерениям 500 отпечатков (рис. 2). При этом характер изменения потерь веса и измеренной в ряде случаев прочности аналогичен характеру изменения микротвердости при повышении температуры обработки (см. таблицу и кривую 1 на рис. 1).

При увеличении длительности обработки при максимально возможной в наших условиях температуре 1200°C достигаются наиболее высокие значения микротвердости.

На основании анализа результатов проведенных опытов можно сделать следующие заключения.

1. Более резкие изменения характерны для менее чистых кристаллов. Микротвердость нормального электро-

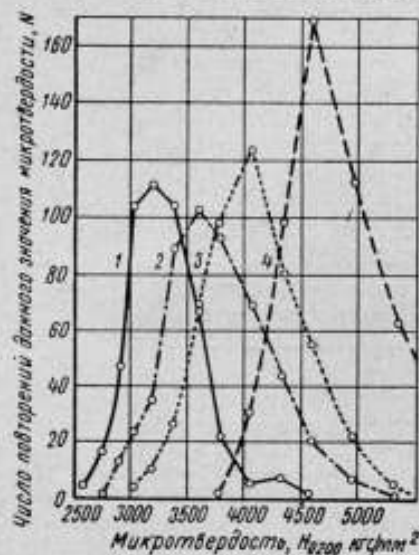


Рис. 2. Кривые распределения значений микротвердости карбида кремния черного (размер зерна 1 мкм):

1 — исходное состояние; 2 — после обработки при 1000°C в течение 5 ч; 3 — при 1100°C ; 4 — при 1200°C .

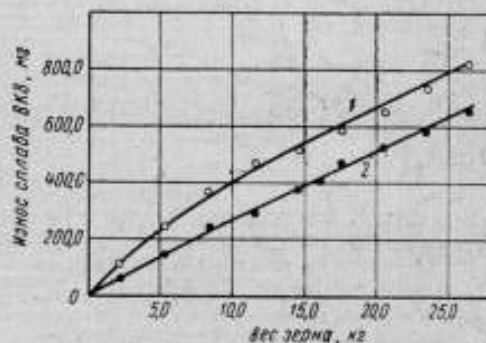


Рис. 3. Износ твердого сплава ВК₈ в потоке зерна КЧ:

1 — КЧ после обработки при 1200°C в течение 40 ч; 2 — КЧ в исходном состоянии.

корунда и черного карбида кремния после обработки достигнет значения микротвердости белого электрокорунда и зеленого карбида кремния в исходном состоянии или даже после термовакуумной обработки.

2. Более интенсивно значение микротвердости увеличивается при опытах с более мелким зерном.

3. С точки зрения достижения «предельных» значений микротвердости для данных параметров обработки достаточно ограничить продолжительность обработки нормального и белого электрокорунда 20—30 ч, а черного и зеленого карбида кремния 20—40 ч.

Повышение значения микротвердости и прочности на срез-излом технически чистых кристаллов α -окси алюминия и α -карбида кремния связано преимущественно с возгонкой неблагоприятных примесей. Согласно имеющимся данным [8, 9], сопутствующие примеси могут быть разделены на две группы: 1) примеси, которые образуют твердые растворы, благоприятно действуют на механические свойства (например титанистый электрокорунд [10]), 2) примеси, которые уже в процессе выплавки электрокорунда и карборунда вступают с Al_2O_3 и SiC в химические реакции, образуют сложные силикаты с невысокими механическими свойствами.

Чем ниже содержание этих примесей (CaO , SiO_2 , Na_2O и др.), тем выше абразивная способность и твердость корунда и карбида кремния.

Химический анализ нормального и белого электрокорунда, черного и зеленого карбида кремния, подвергнутых термовакuumной обработке при температуре 1200°C , показал, что содержание неблагоприятных примесей в них становится меньше. Отсюда ясно, почему значение микротвердости возрастает более интенсивно в менее чистых материалах. У химически чистых монокристаллов лейко-сапфира это явление практически не наблюдается. Явление стабилизации микротвердости технически чистых кристаллов Al_2O_3 и SiC по истечении некоторой оптимальной продолжительности обработки также, по-видимому, может быть объяснено возгонкой примесей. Распад силикатных соединений, образованных примесями второй группы с окисью алюминия и карбидом кремния (таких как $\text{CaO}\cdot 6\text{Al}_2\text{O}_3$, $(\text{Mg}, \text{Fe}, \text{Mn})\text{O}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$ и т. п.) происходит относительно легко в силу менее прочной связи между окислами, чем между металлом и кислородом. Коэффициенты диффузии в объеме Al_2O_3 и SiC очень низки [11, 12] и, поскольку скорость испарения примесей на поверхности превышает скорость диффузии, то в первую очередь от примесей освобождаются поверхностные слои и требуется некоторое время для уменьшения общего количества примесей.

Более высокая микротвердость исследуемых кристаллов после термовакuumной обработки должна привести и к более высокому уровню их абразивной способности. Как показали опыты, на самом деле, такое повышение абразивной способности удается наблюдать (рис. 3).

З а к л ю ч е н и е

Приведенные в работе экспериментальные данные убедительно свидетельствуют о том, что метод микротвердости является достаточно мощным средством оценки степени физико-химических превращений, протекающих в кристаллах окиси алюминия и карбида кремния технической чистоты в процессе термовакuumной обработки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Рыбаков В. А. Итоги работы и задачи ВНИИАШ (к двадцатипятилетию института). Абразивы, вып. 18, 1957, ЦБТИ.
2. Губанов П. П., Ипполитов Г. М. Двадцатипятилетие ВНИИАШ. Абразивы, вып. 18, 1957, ЦБТИ.
3. Lehnovics K., Schoeni K., Zullig R. Vaporization of Impurities from Semiconductors, *J. appl. Phys.*, 1957, v. 28, No 4, s. 420.
4. Кащеев В. Н. Абразивное зерно и абразивное разрушение поверхности твердого тела. Автореферат канд. диссертации. Томск, 1953.
5. Долидзе В. М. Некоторые вопросы измерения микротвердости. «Физика металлов и металловедение», Свердловск, 1959, № 7, стр. 268.
6. Дмитриев С. Д. Анизотропия микротвердости и микротвердость галлоидных соединений одновалентных щелочных металлов. В сб.: «Микротвердость», М., Изд. АН СССР, 1961.
7. Поваренных А. С. Твердость минералов. Киев, Изд. АН УССР, 1963.
8. Каменцев М. В. Искусственные абразивные материалы. М., Машгиз, 1950.
9. Маслов Е. Н. Основные закономерности высокопроизводительного шлифования. В сб.: «Высокопроизводительное шлифование», М., Изд. АН СССР, 1962.
10. Кудасов Г. Ф. Механическая обработка абразивных инструментов. М., Машгиз, 1956.
11. Извеков В. И., Горбунов К. М. Исследование диффузии железа в корунде и рутиле с помощью индикатора Fe^{59} . «Физика металлов и металловедение», Свердловск, 1959, № 7, стр. 713.
12. Гендерсон Г., Янг Л., Дерге Г. Самодиффузия алюминия в расплавах системы $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{Al}_2\text{O}_3$. «Проблемы современной металлургии», 1961, № 5, стр. 3.

СОДЕРЖАНИЕ

	Стр.
Предисловие	3
I. Общие вопросы теории и практики измерений твердости	
Б. И. Пилипчук. Современные проблемы теории твердости	5
М. М. Хрущов. Проблема унификации оценки твердости	10
Г. И. Погодин-Алексеев. О критериях твердости при вдавливании и едином методе испытания на твердость	15
М. С. Дрозд. Твердость металлов как модуль упрочнения при вдавливании шарового индентора	20
В. В. Варнелло, О. Д. Григорьев, Г. И. Цибин. Приближенное решение задачи о вдавливании гладких конусов в жесткопластическое полупространство	29
С. С. Васаускас. О диаграмме твердости	33
Л. Г. Харитонов. Исследование процесса вдавливания индентора при испытании на твердость	39
О. П. Бурмакина, Б. А. Вандышев, Н. И. Глушкова. Влияние скорости приложения нагрузки и времени выдержки индентора под нагрузкой на результат измерения твердости алмазной пирамидой	44
В. В. Варнелло, Г. И. Цибин. Применение растров при испытании на твердость	48
А. В. Смирнов. Особенности изготовления и термической обработки образцовых мер твердости	50
С. А. Смолич. Вопросы единства измерений твердости по шкалам Роквелла	54
II. Зависимость между твердостью и другими механическими характеристиками металлов	
М. П. Марковец. О зависимости между твердостью и другими механическими свойствами металлов (обзор)	58
Л. Г. Харитонов. Об определении механических характеристик металлов по испытаниям на твердость	77
В. В. Варнелло, Э. В. Варгасова, А. Г. Фралкензон. Изучение связи твердости металлов при повышенных температурах с основными механическими характеристиками, определяемыми при растяжении	80
Т. В. Ершова. Определение механических свойств металлов в малых объемах без разрушения	83
Ю. С. Богомолов, Л. М. Седоков. Твердость и механические характеристики хрупких материалов	87
В. В. Лукин, Ф. С. Савицкий. Определение модуля нормальной упругости при вдавливании сферического наконечника	91
М. П. Марковец, Ю. И. Пиксин. Определение предела текучести холоднокатаных и холоднотянутых труб из стали X18H10T безобразцовым методом при повышенных температурах	93
Н. В. Грибенников, Ф. С. Савицкий. Определение динамического предела текучести по данным измерения твердости	97
А. М. Захаров, Е. М. Савицкий. О соотношении между пределом прочности на разрыв и твердостью для ниобиевых сплавов при комнатной и высоких температурах	100

III. Применение измерений твердости для решения различных технологических и материаловедческих задач

Г. Д. Дель. Определение напряженного состояния материала в пластической области измерением твердости	104
Ю. С. Богомолов, Г. Д. Дель, Л. М. Седоков. Зависимость между твердостью и напряжением деформируемого тела	112
Г. Д. Дель. Анизотропия твердости пластически деформированного тела	116
В. Г. Борисов, М. П. Марковец. Контроль характеристик прочности металла паропроводов безобразцовым методом	120
М. П. Марковец, В. И. Пашнина. Определение предела пропорциональности по результатам вдавливания шара	125
М. П. Марковец, Ю. И. Пиксин. Контроль степени технологического наклепа холоднокатаных и холодноотянутой труб из стали X18H10T	132
С. С. Васаускас, А. А. Кайлявичус. Определение прочности стыковых сварных соединений безобразцовым методом	134
Р. А. Омберг, А. Д. Конюхов. Определение циклической твердости рельсовой стали	139
И. Р. Коняхин, Б. П. Митрофанов, Г. А. Рихвалова, К. Н. Цукублина. Определение твердости и некоторых других механических характеристик материалов способом сжатия конических образцов	143

IV. Измерение микротвердости

А. А. Иванько, Г. В. Самсонов, Е. Н. Чупахина. К вопросу о микротвердости химических элементов	146
И. В. Гриднева, Ю. В. Мильман, В. И. Трефилов. Исследование механизма пластической деформации ковалентных кристаллов методом микротвердости	151
Е. Э. Засимчук, Ж. Я. Кутихина, Л. Н. Лариков, Ю. Ф. Юрченко. Применение метода микротвердости для изучения механизма разупрочнения металлов	154
Ю. И. Коган, М. П. Кудрина, К. В. Савицкий. Исследование диффузионных явлений при отжиге методом микротвердости	159
В. А. Куликов, Ю. И. Козлов, В. И. Итин, А. П. Савицкий, К. В. Савицкий. О применении метода измерения твердости при исследовании структуры и свойств металлокерамических материалов	162
Ю. В. Мильман, О. Е. Скляр, В. И. Трефилов, А. А. Удовенко. Прибор ПМТН для измерения микротвердости при низких температурах под слоем охлаждающей жидкости	167
В. В. Стасовская. Связь между твердостью, абразивной способностью, кристаллической структурой и электронным строением тугоплавких соединений	170

V. Измерение твердости неметаллических материалов

П. В. Мелентьев. Твердость полимерных материалов	174
И. К. Руссиян, Ю. М. Сивергин, П. В. Фролов. К вопросу о твердости пластмасс	176
А. Б. Синани, В. А. Степанов. Исследование сопротивления полимеров деформированию методом измерения твердости	180
А. Ф. Быкоя, М. А. Илюшенко, К. В. Савицкий. Применение метода микротвердости для изучения влияния термовакuumной обработки на свойства некоторых неметаллических материалов	184

THE HISTORY OF THE UNITED STATES OF AMERICA

BY CHARLES A. BEAMAN

VOLUME I

THE EARLY YEARS

1607-1700

NEW YORK

1900

THE HISTORY OF THE UNITED STATES OF AMERICA

BY CHARLES A. BEAMAN

VOLUME II

1700-1789

NEW YORK

1900

THE HISTORY OF THE UNITED STATES OF AMERICA

BY CHARLES A. BEAMAN

VOLUME III

1789-1800

NEW YORK

1900

THE HISTORY OF THE UNITED STATES OF AMERICA

BY CHARLES A. BEAMAN

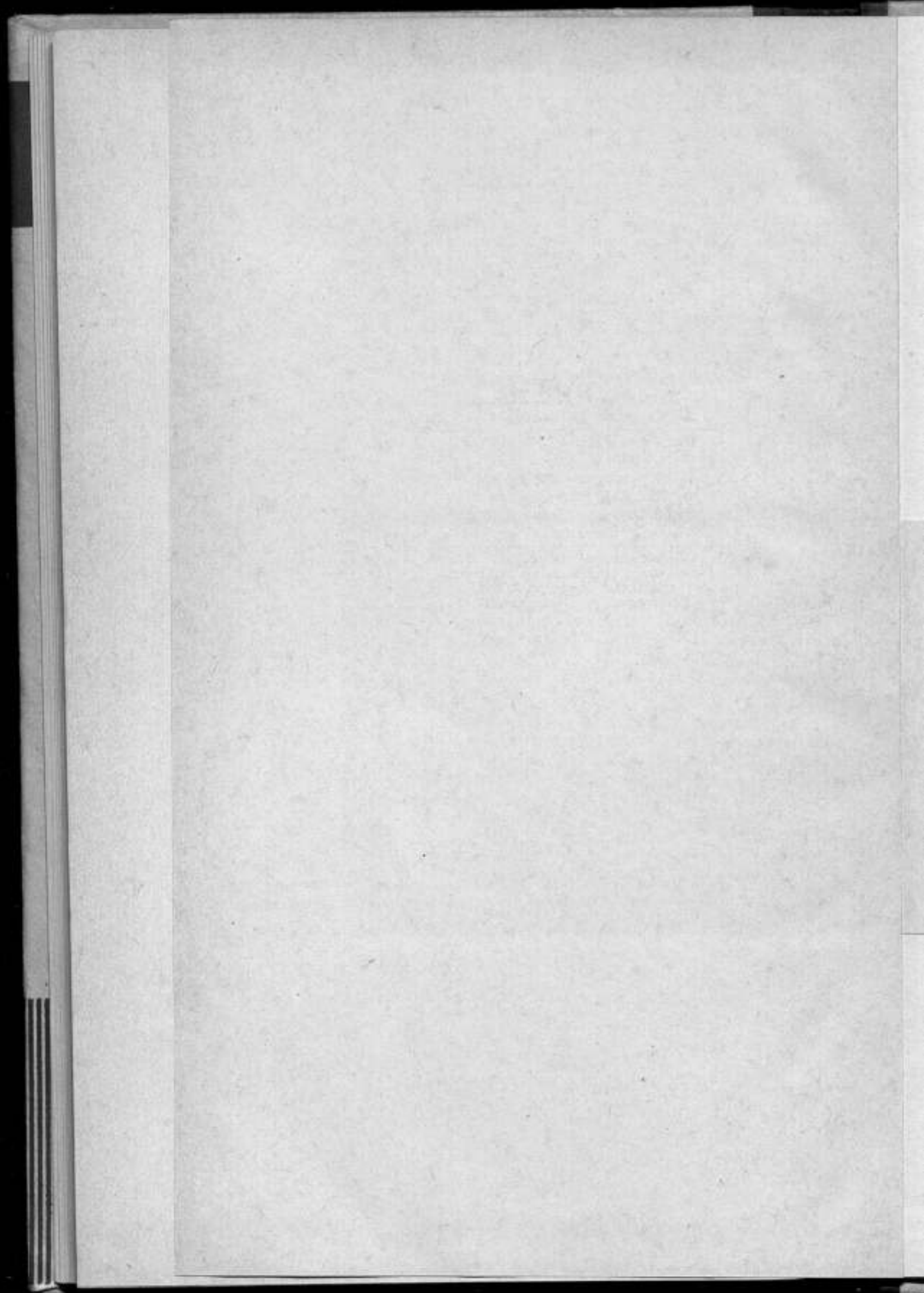
VOLUME IV

1800-1860

Редактор *Н. Н. Александрова*
Техн. редактор *Г. Д. Донская*
Корректор *Л. Н. Панина*

Подписано к печати 17/VI 1967 г.
М-14504 Уч.-изд. л. 15,4
Формат бумаги 70×108^{1/16}
Печ. л. 12 (16,8 условных)
Тираж 2000 экз. Цена 1 р. 18 к.
Заказ 1444

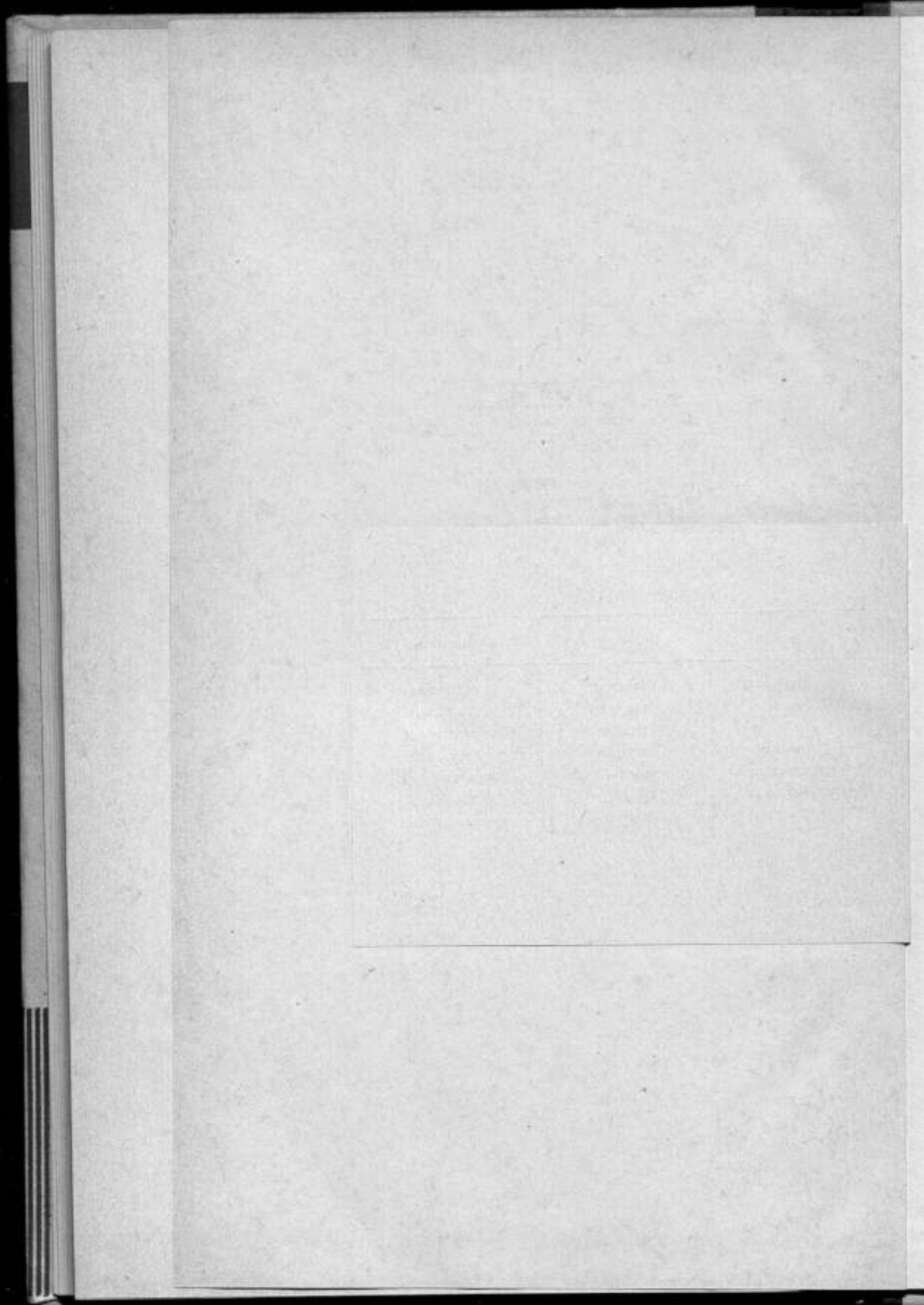
Ленинградская типография № 6
Главполиграфпрома Комитета по печати
при Совете Министров СССР,
Ленинград, ул. Монсеенко, 10

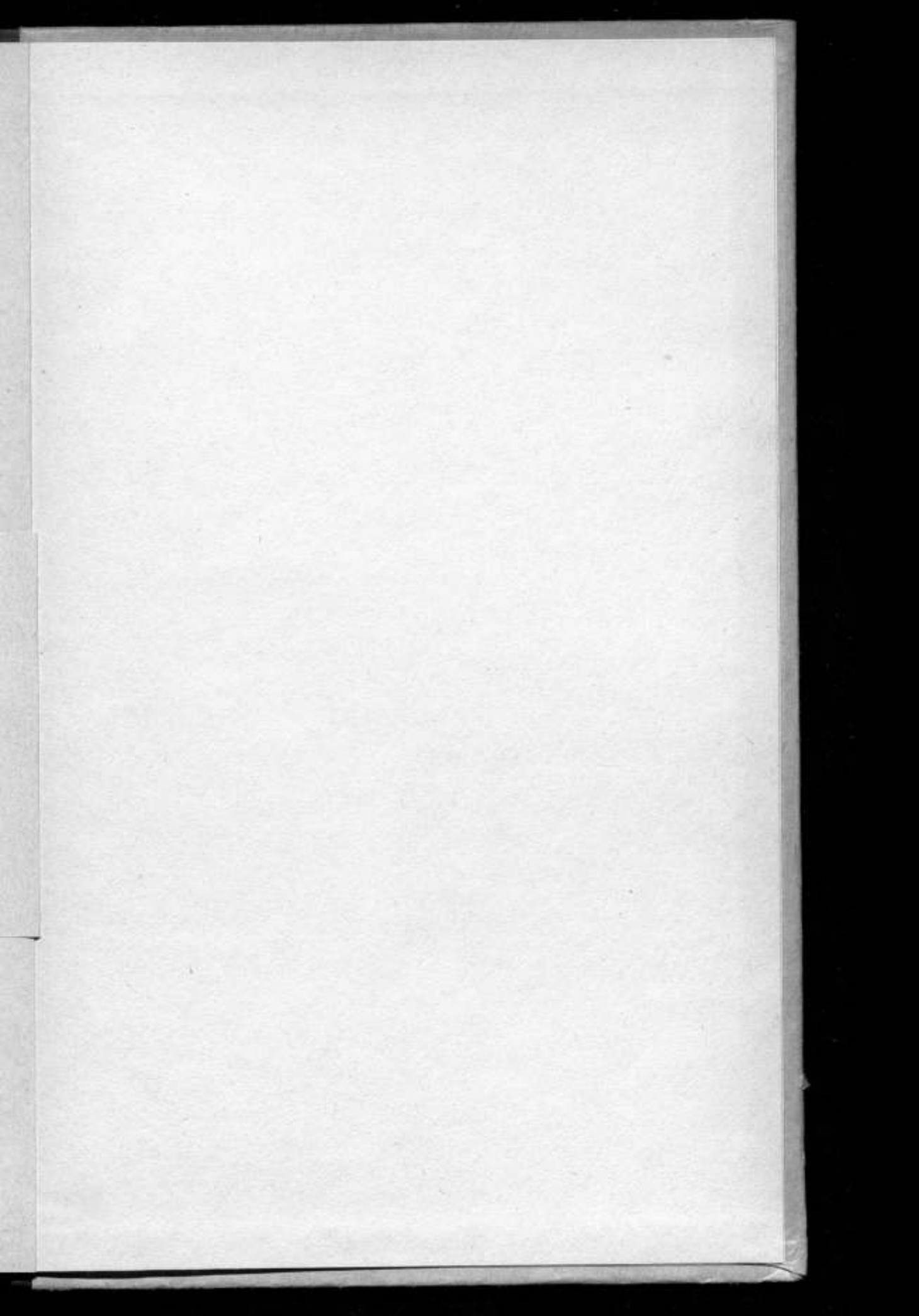


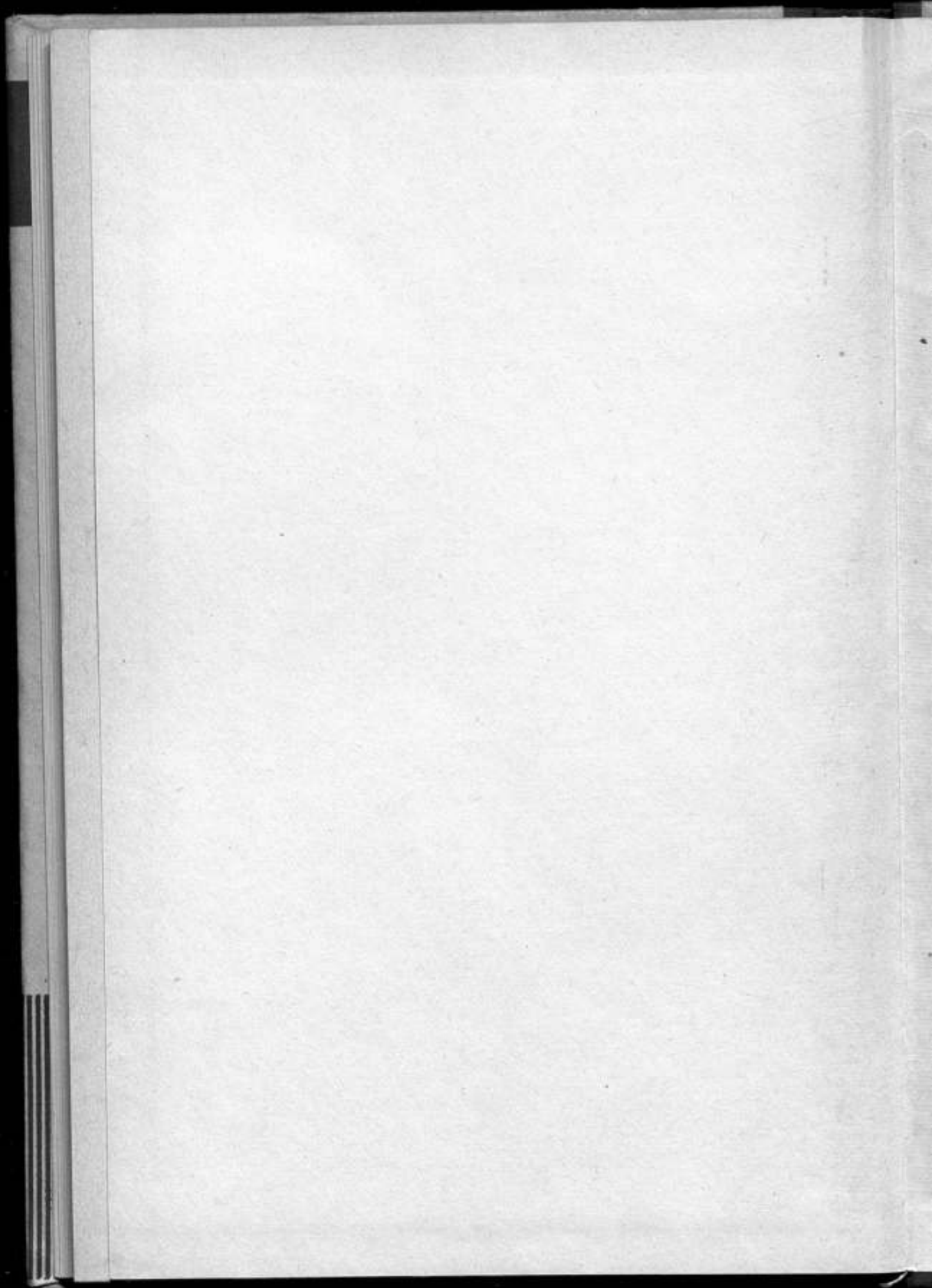
ЗАМЕЧЕННЫЕ ОПЕЧАТКИ

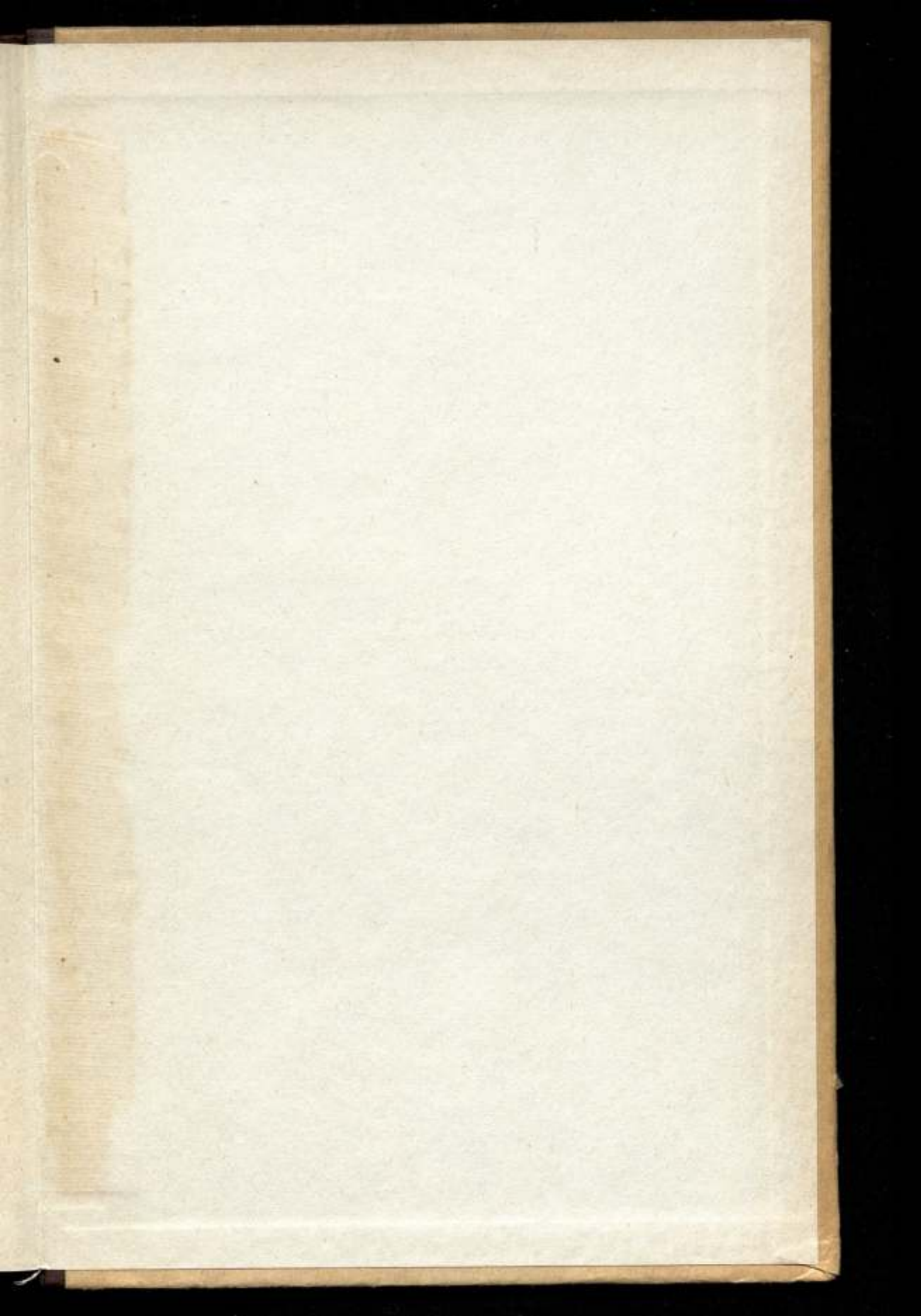
Страница	Строка	Напечатано	Следует читать
17	4-я снизу	инвенторы	инденторы
18	12-я »	методов	металлов
23	11-я »	твердости n	твердости H
36	2-я сверху	которое	которая
46	подпись к рис. 1	мера твердости ординат	мера твердости
67	подпись к рис. 4	H_{192}/H_{92}	H_{142}/H_{92}
113	6-я снизу	прямой	не прямой

Заказ 1444









1 р. 18 к.

