

MIKROSKOPIE

ZENTRALBLATT FÜR MIKROSKOPISCHE
FORSCHUNG UND METHODIK

Hauptschriftleitung Dr. Alfred Grabner · Verlag Rudolf Hans Hammer

WIEN VI, LINKE WIEN ZEILE 36 TEL. A 32 0 84

Band 2

1947

Heft 5/6

Seite 131–194

ÜBER DIE MIKROHÄRTE DER METALLE

Mit 10 Abbildungen

Von DR. mont. EMMA MARIA ONITSCH
(Institut für Metallkunde an der Montanistischen Hoch-
schule Leoben)

Die Härte ist eine Werkstoffeigenschaft, deren Größe im weitesten Ausmaß zur Charakterisierung metallischer Werkstoffe herangezogen wird und mit vielen technologischen und mechanischen Eigenschaften der metallischen Werkstoffe in engem Zusammenhang steht. Nach HERTZ (1) und AUERBACH (2) wird als „absolute Härte“ jene Kraft je Flächeneinheit bezeichnet, die gerade noch keine bleibende Formänderung des Werkstoffes hervorruft, wo also die Verformung im elastischen Bereich des Werkstoffes vor sich geht. Vollzieht sich die Formänderung im plastischen Bereich, entsteht also ein bleibender Eindruck, so wird diese Härte nach MARTENS (3) als „technische Härte“ bezeichnet und darunter ganz allgemein „jener Widerstand, den ein Körper dem Eindringen eines anderen entgegensetzt“, verstanden. In einer Arbeit von F. MEYER (4) wird ausführlich nachgewiesen, daß diese Definition der Eindringhärte jedoch nur bedingt richtig ist.

Praktisch wird bei der Bestimmung der technischen Härte, auch Makrohärte genannt, ein harter Prüfkörper (meist Stahlkugel, Diamantkegel oder Diamantpyramide) mit einer bestimmten Kraft in die Oberfläche des zu prüfenden Werkstoffes eingedrückt, bis ein bleibender Eindruck entsteht. Der Quotient, aufgewandte Last P (in kg) und erzeugte Eindruckoberfläche $O = f(d)$ (in qmm) ergibt zahlenmäßig den Härtewert (in kg/qmm) eines Werkstoffes.

Die gebräuchlichen Makrohärteprüfverfahren sind die Kugeldruckprobe nach BRINELL sowie die Prüfverfahren nach VICKERS (Diamantpyramide mit 136° Seitenwinkel) und nach ROCKWELL (Diamantkonus 120° Spitzenwinkel und Eindrucktiefmessung).

Alle metallischen Werkstoffe bestehen aus einem Haufwerk gleicher oder verschiedener Kristallite. Bei der Bestimmung der Makrohärte nach einem der obgenannten Prüfverfahren wird immer eine Vielzahl dieser Kristallite erfaßt und somit ein Durchschnittshärtewert des Werkstoffes

(Legierung) ermittelt. Bei heterogenem Gefügebau, besonders wenn sehr verschieden harte Gefügebestandteile vorliegen, kann aus der Makrohärte kein Rückschluß auf die Härte der einzelnen Gefügebestandteile gezogen werden. Um den Anforderungen in Forschung und Entwicklung gerecht zu werden, zeigte es sich, daß auch die Kenntnis der Härte einzelner Kristallarten sowie unterschiedlicher Gefügezonen, die oft nur mikroskopische Größe haben, von Bedeutung ist. Daher wurden in den letzten Jahren sowohl in Europa als auch in den USA. Prüfgeräte entwickelt, welche die Härtebestimmung auch einzelner Gefügebestandteile ermöglichen. Diese Mikrohärteprüfer arbeiten meist nach dem Prinzip der Pyramidenhärteprüfung, wobei Belastungen in g Eindruckoberflächen in μ^2 ergeben.

I. Übersicht über die derzeit verwendeten Mikrohärteprüfer

Der erste Mikrohärteprüfer wurde von E. M. H. LIPS (5) ausgearbeitet.

Die beiden Arbeitsvorgänge, nämlich mikroskopische Beobachtung und Härteprüfung, werden getrennt vorgenommen, als Eindringkörper wird eine Diamantpyramide üblicher Form verwendet. Der mögliche Belastungsbereich liegt zwischen 25 und 50 g, die erzielte Vergrößerung von nur 250fach reicht allerdings für die Prüfung feinsten Gefügebauanteile meist nicht aus.

Etwas später entwickelte H. HANEMANN (6) in Zusammenarbeit mit ZEISS, Jena, einen Mikrohärteprüfer, bei dem durch Einbauen der Diamantpyramide (136° Seitenwinkel) in die Frontlinse die beiden Arbeitsvorgänge zugleich vorgenommen werden können. Dadurch wird die Mikrohärteprüfung wesentlich vereinfacht und die Treffsicherheit erhöht. Der mögliche Belastungsbereich erstreckt sich von 0,2 bis 100 g.

In den USA. wurde ein Mikrohärteprüfer, Bauart TUKON (7), entwickelt, der mit einem Eindringkörper nach KNOOP (7) arbeitet. Dieser hat eine von der üblichen Form abweichende Diamantpyramide mit einem Diagonalenverhältnis von 1 : 7 und den entsprechenden Winkeln von $172^\circ 30'$ und 130° . Der Härtewert wird in der sogenannten KNOOP-Zahl angegeben, die nach einem Diagramm in ROCKWELL-Härte umgerechnet werden kann. Der mögliche Belastungsbereich bewegt sich zwischen 25 und 3600 g. Für spröde und harte Gefügebestandteile wird ein Mikrohärteprüfer der gleichen Pyramidenform, aber für kleinere Belastungen verwendet (8).

In Schweden (9) wurde ein Mikrohärteprüfer ausgearbeitet, der sowohl für die Bestimmung der Eindringhärte als auch der Ritzhärte herangezogen werden kann.

Die optischen Werke C. REICHERT, Wien, haben in den letzten Jahren ebenfalls einen Mikrohärteprüfer entwickelt, bei dem bei einfachster Handhabung allergrößte Treffsicherheit erzielt wird, obwohl, im Gegensatz zu dem von H. HANEMANN, Prüfpyramide und Beobachtungsobjektiv getrennt angeordnet sind.

Da die nachfolgenden Untersuchungen mit dem Mikrohärteprüfer Bauart C. REICHERT durchgeführt wurden, soll dieser Apparat kurz erläutert

werden. Wie bereits erwähnt, sind bei diesem Härteprüfer Objektiv und Eindruckdiamant getrennt angeordnet. Die zu prüfende Stelle wird mittels eines Fadenkreuzes festgelegt und der Prüfdiamant durch einfaches Umlegen eines Hebels genau an die so bezeichnete Stelle gebracht. Das Aufbringen der Last erfolgt durch Senken des Objektisches mittels des Feintriebes, wodurch sich die Probe auf die Diamantspitze aufsetzt. Eine eingebaute bewegliche Skala, die in Gramm geeicht wird, verschiebt sich im Gesichtsfeld des Okulares und zeigt so die Größe der aufgebrachten Last an. Die Einstellung des Nullpunktes der Skala erfolgt in einfachster Art und Weise mittels des Fadenkreuzes, mit dem auch, in Form eines Meßquadrates, die Eindruckdiagonalen ausgemessen werden können. Der Zahlenwert der Eindruckdiagonalenlänge wird auf einer Meßtrommel eines Meßokulares abgelesen und ergibt, mit einem konstanten Faktor — dem Mikrometerwert — multipliziert, die Diagonalenlänge in μ . Der REICHERT-Mikrohärteprüfer arbeitet mit Belastungen bis zu 100 g. Als Eindringkörper wird die Diamantpyramide nach VICKERS mit 136° Seitenwinkel verwendet; die Vergrößerung des Linsensystems beträgt 560^1).

Es soll hier ganz besonders auf die mit größter Treffsicherheit verbundene außerordentlich einfache Handhabung des Apparates hingewiesen werden, welche es ermöglicht, auch ungeschulte Kräfte mit der Bestimmung der für die Mikrohärteberechnung erforderlichen Größen P und d zu betrauen. Dies ist vor allem für die Möglichkeit der industriellen Anwendung der Mikrohärteproofung von Bedeutung. Der Apparat ergibt, wie sich bei Vergleichsmessungen, die von verschiedenen Personen im Laufe eines Jahres durchgeführt wurden, gezeigt hat, Mikrohärtewerte mit immer wieder reproduzierbarer Genauigkeit. Infolge der einfachen Bauart des Apparates wird die sonst sehr langwierige und umständliche Bestimmung der Mikrohärté auf ein erträgliches Maß gebracht, so daß bei entsprechender Einarbeitung die Bestimmung der Mikrohärté in ca. 20 Minuten durchgeführt werden kann. Damit werden auch Reihenuntersuchungen in kürzester Zeit und ohne Ermüdung des Beobachters möglich. Die Meßgenauigkeit des Apparates beträgt bei einwandfreien Eindrücken 0,5 bis 1μ , wobei schon Diagonalenlängen von $2-3 \mu$ mit der gleichen Genauigkeit ausgemessen werden können.

II. Wesen und Ermittlung der Mikrohärté

a) Belastungsabhängige und belastungsunabhängige Härtebereiche

Wie bereits erwähnt, gilt für die Berechnung der Härte ganz allgemein die Beziehung $H = \frac{P}{O}$. Für einen pyramidenförmigen Eindringkörper mit

¹⁾ Eine genaue Beschreibung der technischen Einzelheiten wird demnächst in dieser Zeitschrift von Obering. Paul RAMSTHALER gegeben werden.

136° Seitenwinkel ergibt sich somit der Ausdruck

$$(1) \quad H = \frac{2 \cos 22 \cdot P}{d^2} = 1,8554 \frac{P}{d^2}$$

Bei der Berechnung der Pyramidenhärte muß trotz der geometrischen Ähnlichkeit der Eindrücke bei verschiedenen Belastungen grundsätzlich zwischen belastungsunabhängiger und belastungsabhängiger Härte unterschieden werden.

Für die belastungsunabhängige Härte gilt der von KICK aufgestellte Ähnlichkeitssatz:

$$(2) \quad P = a \cdot d^2,$$

wobei P die aufgebrachte Last, d die Eindruckdiagonale und a eine Werkstoffkonstante ist. Wird in Gleichung (1) für P nach Gleichung (2) eingesetzt, so erhält man

$$(2a) \quad H_{\text{unabhängig}} = 1,8554 \frac{a \cdot d^2}{d^2} = 1,8554 a.$$

Das heißt, der errechnete Härtewert ist von aufgebrachter Last und Eindruckdurchmesser völlig unabhängig, also immer gleich groß.

Für die belastungsabhängige Härte gilt das von MEYER aufgestellte Potenzgesetz:

$$(3) \quad P = a \cdot d^n,$$

worin der Exponent n ebenfalls eine Werkstoffkonstante darstellt. Wird in der Härteformel für P nach Gleichung (3) eingesetzt, so ergibt sich

$$(3a) \quad H_{\text{abhängig}} = 1,8554 \frac{a \cdot d^n}{d^2} = 1,8554 \cdot a \cdot d^{n-2}.$$

Die Härte ist also eine Funktion der aufgebrachten Last und nimmt dementsprechend verschiedene Werte an.

Die übliche VICKERS-Härte, deren Belastungsbereich sich von 1 bis 50 kg erstreckt, wird allgemein als belastungsunabhängig angesehen (10). Für die Härteberechnung kommt somit der KICKSche Ähnlichkeitssatz zur Anwendung, und die Härte errechnet sich nach der Beziehung $H = 1,8554 \frac{P}{d^2}$ kg/qmm.

Wie später noch gezeigt wird, ist die VICKERS-Härte, die zum Unterschied von der Mikrohärt eine Makrohärte ist, jedoch nur bis zu einer bestimmten Grenzbelastung konstant, d. h. belastungsunabhängig. Unter dieser Belastungsgrenze, die bei nicht zu harten Werkstoffen bei 10 bis 20 kg liegt, ist die Makrohärte ebenfalls belastungsabhängig, und es muß bei der Härteberechnung nicht der KICKSche Ähnlichkeitssatz, sondern das MEYERSche Potenzgesetz berücksichtigt werden. Der Begriff „Makrohärte“ ist also nicht in allen Fällen mit dem Begriff „belastungsunabhängige Härte“ identisch.

Die Mikrohärt folgt praktisch in den meisten Fällen dem MEYERSchen Potenzgesetz, ist also eine belastungsabhängige Härte. In Ausnahmefällen wurde auch die Mikrohärt als belastungsunabhängig gefunden (11). Bei den zahlreichen eigenen Messungen wurde eine völlige Belastungsunabhängigkeit allerdings nie festgestellt, wohl aber weisen sehr weiche Werkstoffe, z. B.

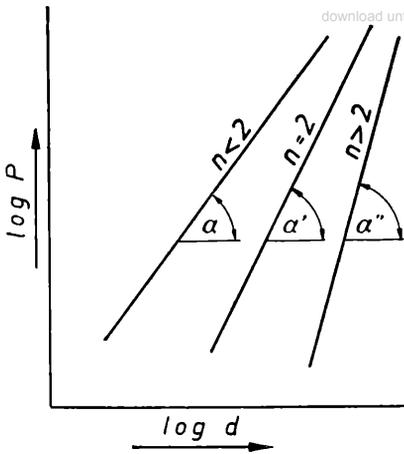


Abb. 1.

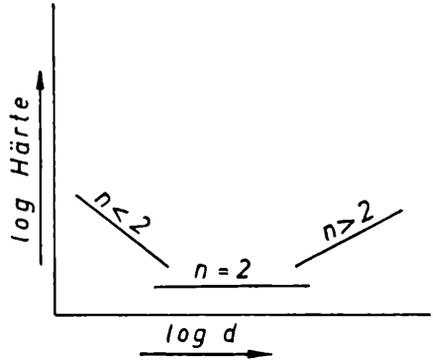


Abb. 2.

Abb. 1. Zusammenhang von Belastung und Eindruckdurchmesser nach dem MEYERschen Potenzgesetz (MEYER-Geraden).

Abb. 2. Grundsätzliche Abhängigkeit der Härte vom Exponenten n (Härte-Geraden).

Blei, nur geringe Härteunterschiede in den verschiedenen Belastungsbereichen auf. Diese Unempfindlichkeit ist bei der Mikrohärtung jedoch nicht, wie bei der Makrohärte, an ein bestimmtes Belastungsgebiet gebunden, sondern erstreckt sich über den gesamten Mikrohärtbereich und dürfte mit der Verformungsfähigkeit des Werkstoffes zusammenhängen.

Von diesen Ausnahmefällen abgesehen, müssen zur Kennzeichnung der Mikrohärtung als belastungsabhängige Härte immer die Prüfbedingungen mitgegeben und zur Ermittlung mehrere Belastungsstufen herangezogen werden.

Der Zusammenhang von Belastung P und Eindruckdurchmesser d nach dem Potenzgesetz $P = a \cdot d^n$ ist in Abb. 1 in doppellogarithmischer Darstellung wiedergegeben. Die Neigung dieser „MEYER-Geraden“ wird durch die Größe des Exponenten $n = \operatorname{tg} \alpha$ bestimmt. Für die belastungsabhängige Härte liegt der Exponent n meist zwischen 1 und 2, in Ausnahmefällen kann er auch größer als 2 werden (12). Ein n gleich oder kleiner als 1 wurde bisher nie gefunden. Für $n = 2$ wird das allgemeine Potenzgesetz zum KICKSchen Ähnlichkeitssatz, und die Härte ist belastungsunabhängig.

Der Zahlenwert des Exponenten n ist also charakteristisch für den Verlauf der Härte in den einzelnen Belastungsbereichen. Dies ist in Form der „Härtegeraden“ in Abb. 2, ebenfalls in doppellogarithmischer Auftragung, schematisch dargestellt. Liegt n zwischen 1 und 2, so nimmt die Härte mit zunehmender Belastung und damit größer werdendem Eindruckmesser ab, ist $n = 2$, so ist die Härte konstant, und wenn n größer als 2, so nimmt die Härte mit zunehmender Belastung zu.

b) Praktische Ermittlung der Mikrohärt

Bei der praktischen Errechnung der Mikrohärt wird folgendermaßen vorgegangen: Mit möglichst vielen Belastungsstufen (die Zahl hängt von der Beschaffenheit des zu prüfenden Werkstoffes ab) und den dazugehörigen Eindruckdurchmessern werden die Meßpunkte für die graphische Darstellung der MEYER-Geraden, wie in Abb. 1 gezeigt, ermittelt. Der zahlenmäßige Wert des Exponenten $n = \operatorname{tg} \alpha$ kann ebenfalls der graphischen Darstellung entnommen werden. Die Neigung der Geraden beinhaltet bereits die Verschiedenheit der Härte bei den einzelnen Belastungen. Daher kann, für eine bestimmte Diagonallänge und dazugehörige Belastung, auch bei der belastungsabhängigen Mikrohärt der zahlenmäßige Härtewert nach der für die belastungsunabhängige Härte geltenden Beziehung $H = 1,8554 \frac{P}{d^2}$ kg/qmm errechnet werden.

Da die Mikrohärt in der gleichen Dimension (kg/qmm) wie die Makrohärt angegeben, jedoch in g und μ gemessen wird, muß obige Gleichung mit 10^3 multipliziert werden, und die Formel für die Errechnung der Mikrohärt lautet somit $MH \text{ (kg/qmm)} = 1,8554 \frac{P}{d^2}$; (P in g, d in μ).

Nach einem Vorschlag von SCHULZ und HANEMANN (11) ist es zweckmäßig, die Mikrohärt auf die drei Diagonallängen 5μ , 10μ und 20μ zu beziehen. Die zu diesen Eindruckdurchmessern gehörigen Belastungen werden aus der MEYER-Geraden interpoliert und damit nach obiger Gleichung die $MH_{5\mu}$, $MH_{10\mu}$ und $MH_{20\mu}$ berechnet.

Für diese Art der Mikrohärtberechnung ist die Kenntnis des Exponenten n nicht erforderlich, da die Belastungsabhängigkeit in den unterschiedlichen Werten der drei Mikrohärt zum Ausdruck kommt.

Die Mikrohärt kann selbstverständlich auch ohne graphische Darstellung, rein rechnerisch ermittelt werden. Die graphische Methode hat jedoch den Vorteil, daß streuende Meßergebnisse weitgehend ausgeglichen werden können. Für die Aufnahme der MEYER-Geraden genügen grundsätzlich zwei Meßpunkte. Es hat sich jedoch gezeigt, daß auch bei scheinbar weitgehender Homogenität der zu prüfenden Gefügebestandteile Schwankungen auftreten. Praktisch ist es daher erforderlich, mindestens drei, besser aber fünf möglichst weit auseinanderliegende Belastungsstufen zu wählen und mit den sich daraus ergebenden Meßpunkten die Ausgleichsgerade zu bestimmen. Bei sehr harten Gefügebestandteilen können die auftretenden Schwankungen so klein sein, daß oft tatsächlich zwei Meßpunkte zur Errechnung der Mikrohärt genügen würden.

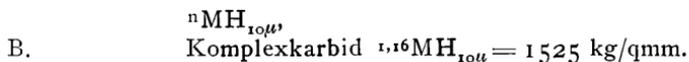
III. Vorschlag zur Kennzeichnung der Mikrohärt

Aus den im Schrifttum vorliegenden sowie aus den nachfolgenden und zahlreichen noch nicht veröffentlichten eigenen Mikrohärtmessungen hat sich gezeigt, daß außer der eigentlichen Mikrohärt auch der Exponent n einen weitgehenden Schluß auf die Beschaffenheit des Werkstoffes zuläßt.

Es wurde festgestellt, daß bei der belastungsabhängigen Härte vor allem im Mikrohärtbereich der Exponent n bei harten Werkstoffen, z. B. Karbiden, näher bei 1 (Komplexkarbid $n = 1,16$), bei weichen näher bei 2 (Blei $n = 1,97$) liegt. Es stellen also die Werte 1 und 2 Grenzfälle dar, und es sei hier auf die Parallelität bei der Zerkleinerungsarbeit, wo das RITTINGERsche Gesetz einerseits und das KICKSche Ähnlichkeitsgesetz andererseits ähnliche Zusammenhänge aufzeigen, hingewiesen (13).

Bei der Härteprüfung eines einzelnen Kristalliten (Mikrobereich) ist hauptsächlich das Gleiten im Kristall selbst nach dichtest besetzten Gitterebenen für die Größe des Exponenten n maßgebend. Bei der Härtebestimmung eines Kristallhaufwerkes hingegen (Makrobereich) kommt außer dieser Gleitwilligkeit der Kristallite an sich noch das Verschieben und die Gleitbehinderung der Kristallite untereinander hinzu, so daß die Größe des n von einer Summenwirkung abhängig ist. Diese ergibt schließlich, bei genügend hohen Belastungsstufen ein $n = 2$ und somit einen unabhängigen Härtewert. Die Gleitwilligkeit eines Werkstoffes kommt also vor allem in der zahlenmäßigen Größe des n zum Ausdruck. So kann z. B. bei Werkstoffen gleicher Mikrohärt, aber verschiedenem n , dieses als zusätzliche Kennzeichnung für die Gleitfähigkeit des Werkstoffes herangezogen werden.

Als Ergebnis dieser Betrachtungen wird eine neue Kennzeichnung der Mikrohärt mit folgender symbolischer Kurzbezeichnung vorgeschlagen:

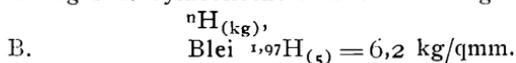


Es wird also zur Kennzeichnung der Mikrohärt nur ein Härtewert für die Diagonalenlänge 10μ und der Exponent angegeben, während SCHULZ und HANEMANN drei Mikrohärtewerte für drei Diagonalenlängen bestimmen.

Es wurde die Eindruckdiagonalengröße von 10μ gewählt, da es sich bei den zahlreichen Messungen gezeigt hat, daß bei Werkstoffen aller Härtegrade dieser Belastungsbereich fast immer durch tatsächliche Meßpunkte erfaßt werden kann, während bei 5μ und 20μ oft extrapoliert werden muß, was zu Ungenauigkeit führen kann.

Die neu vorgeschlagene Kurzbezeichnung der Mikrohärt mit Angabe des Exponenten n gibt sowohl über die Gleitwilligkeit eines Werkstoffes als auch über das Maß der Belastungsabhängigkeit der Härte Aufschluß. Bei den nachfolgenden Beispielen der Mikrohärtbestimmung wird die neu eingeführte Kennzeichnung neben der von SCHULZ und HANEMANN verwendet, um dadurch einen Vergleich mit den bereits im Schrifttum vorliegenden Meßergebnissen zu ermöglichen.

Für die belastungsabhängige Makrohärt wird zur Kennzeichnung ebenfalls vorgeschlagen, die Belastung und den Exponenten n mitanzugeben. Symbolische Kurzbezeichnung:



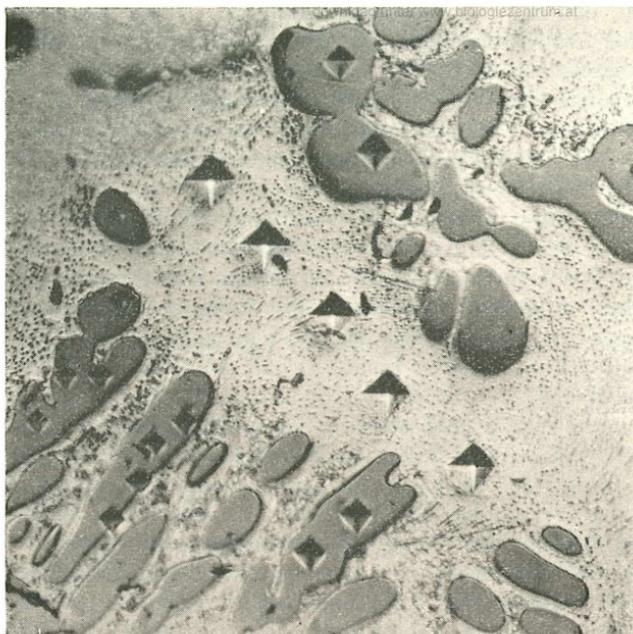


Abb. 3. Kupfer mit 0,6% Sauerstoff.

Primäres Cu_2O
 $1,45\text{MH}_{10\mu} =$
 $= 246 \text{ kg/qmm},$

Eutektische Grund-
 masse $\text{Cu-Cu}_2\text{O}$
 $1,75\text{MH}_{10\mu} =$
 $= 119 \text{ kg/qmm}.$

Ungeätzt, $V=500:1$

Kurz zusammengefaßt ergibt sich somit, daß bei der Pyramidenhärte praktisch drei Härtebereiche zu unterscheiden sind:

1. Belastungsunabhängige Makrohärte H , $n=2$, bei Metallen in der Regel Belastungsbereich über 10—20 kg.

2. Belastungsabhängige Makrohärte ${}^nH_{(\text{kg})}$, n zwischen 1 und 2, Belastungsbereich meist unter 10—20 kg.

3. Belastungsabhängige Mikrohärtigkeit ${}^n\text{MH}_{10\mu}$, n zwischen 1 und 2, Belastungsbereich bis einige hundert Gramm. Ein allfällig vorhandener Bereich belastungsunabhängiger Mikrohärtigkeit kennzeichnet sich durch den Wert $n=2$.

IV. Anwendungsgebiete der Mikrohärtbestimmung

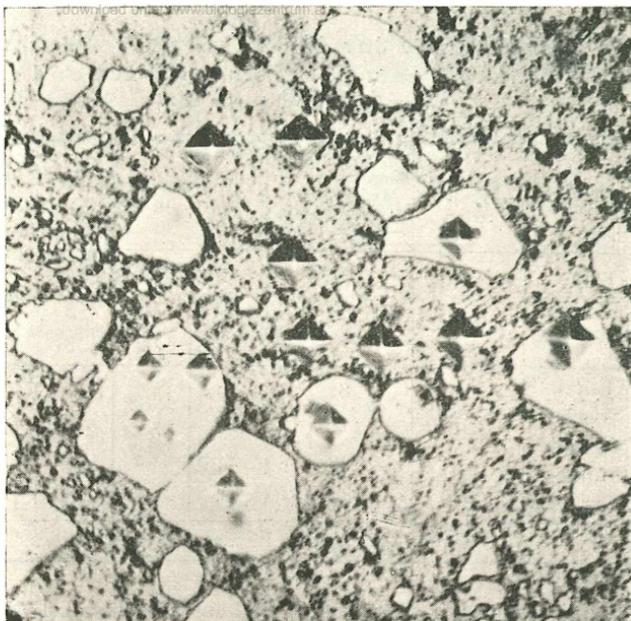
Die Mikrohärtbestimmung wird überall dort angewandt, wo die Kenntnis der Härte mikroskopisch kleinster Bereiche von Interesse ist, z. B. einzelne Gefügebestandteile, homogene und geseigerte Kristalle und Zonen, dünne Schichten, wie Plattierungen, entkohlte und aufgekohlte Randzonen, Übergangszonen, z. B. bei Schweißungen usw. Neben den thermischen, mikroskopischen und dilatometrischen Untersuchungsmethoden und den Röntgenverfahren ist die Bestimmung der Mikrohärtigkeit ein wichtiges Hilfsmittel zur Konstitutionsforschung der Metallegierungen. Die Härte intermetallischer Verbindungen in Legierungen kann nur auf dem Wege der Mikrohärtigkeit be-

Abb. 4. Gehärteter
Schmelzstahl
(22% W, 4% Cr,
1% V).

Komplexkarbid
 $1,16MH_{10\mu} =$
 $= 1525 \text{ kg/qmm},$

gehärtete
Grundmasse
 $1,51MH_{10\mu} =$
 $= 760 \text{ kg/qmm}.$

Salpetersäure-
Ätzung, $V = 500:1$



stimmt werden, da jede Makrohärtemessung wegen der Kleinheit der Metallide und der Unmöglichkeit, einheitliche Proben von genügender Größe und Gleichmäßigkeit für die Makrohärtebestimmung herzustellen, versagt. Das gleiche gilt für dünne Oberflächenschichten, die bei der Bestimmung der Makrohärte entweder zusammenbrechen, oder bei denen der Einfluß des umgebenden Werkstoffes nicht ausgeschaltet werden kann. Nachfolgend soll nun an Hand einiger Beispiele das Anwendungsgebiet der Mikro Härteprüfung aufgezeigt werden.

a) Sauerstoffhaltiges Kupfer. (0,6% O₂)

In Abb. 3 sind Mikroindrücke in primär ausgeschiedenem Kupferoxydul und in der eutektischen Grundmasse Cu-Cu₂O wiedergegeben. Wie zu erwarten war, ist das Cu₂O bedeutend härter als die eutektische Grundmasse. Für die primären Cu₂O-Kristalle ergab sich eine Mikrohärtigkeit von $1,45MH_{10\mu} = 246 \text{ kg/qmm}$ ($MH_{5\mu} = 370$, $MH_{20\mu} = 165 \text{ kg/qmm}$). Für die eutektische Grundmasse hingegen eine solche von $1,75MH_{10\mu} = 119 \text{ kg/qmm}$ ($MH_{5\mu} = 145$, $MH_{20\mu} = 97 \text{ kg/qmm}$).

Obwohl die Größe des primären Cu₂O für die Mikro Härteprüfung ausreichend ist, ist die Bestimmung trotzdem schwierig. Es kann nur mit kleinen Belastungsstufen von 5—16 g gearbeitet werden, da die Kristalle verhältnismäßig weich sind und bei größeren Belastungen die Eindrücke über den Kristall hinausgehen und die Grundmasse die Meßergebnisse beeinflusst. Man

Meßergebnisse der Mikrohärtebestimmung an primären Cu_2O -Kristallen und der eutektischen Grundmasse eines Kupfers mit ca. 0,6% Sauerstoff

Gefügebestandteil	Belastung P in Skalenteilen	Diagonalenlänge m_x an der Meßtrommel, Mittelwert aus 5—8 Messungen	P in g	d in μ	P in g	d in μ	Mikrohärte in kg/qmm
					aus MEYER-Ger. interpoliert		
Cu_2O -Kristall $n = 1,45$	3	31	5	5,05	4,8	5	$\text{MH}_{5\mu} = 370$
	6	56	10	7,3	13	10	$^{1,45}\text{MH}_{10\mu} = 246$
	10	70	16	11,3	(35)	20	$(\text{MH}_{20\mu} = 165)^1$
Eutektische Grundmasse $n = 1,75$	6	81	10	13,1	(1,95)	5	$(\text{MH}_{5\mu} = 145)$
	10	110	16	17,6	6,4	10	$^{1,75}\text{MH}_{10\mu} = 119$
	15	132	23,8	21,2	21	20	$\text{MH}_{20\mu} = 97$
	20	152	32	24,5	—	—	—

¹⁾ () Zahlenwert durch Extrapolation erhalten.

kann demnach nur sehr wenige und eng beieinanderliegende Belastungsstufen wählen. Die einzelnen Messungen müssen daher sehr genau durchgeführt werden, um übereinstimmende Meßpunkte für die MEYER-Gerade zu bekommen. Wie aus Abb. 3 zu ersehen ist, werden an den Härteprüfer bezüglich Treffsicherheit äußerst große Anforderungen gestellt; Eindrücke, die am Rand des zu prüfenden Kristalles liegen, dürfen nicht ausgewertet werden. Die einzelnen Meßwerte der Mikrohärteprüfung für diese beiden Gefügebestandteile sind aus Zahlentafel 1 zu entnehmen, wobei der Wert m_x einen Mittelwert aus mindestens 5—8 Einzelmessungen darstellt. Die dazugehörigen MEYER-Geraden sowie die Mikrohärtegeraden sind aus Abb. 7 und 8 zu ersehen¹⁾.

b) Gehärteter Schnellstahl

Die Mikrohärtebestimmung an kleinen und sehr harten Gefügebestandteilen ist in Abb. 4 gezeigt, die grob ausgeschiedene Komplexkarbide in einem gehärteten Schnellstahl mit 22% W, 4% Cr, 1% V wiedergibt. Während bei den Cu_2O -Kristallen ihre geringe Härte die Härtebestimmung erschwerte, führen hier die sehr hohen Härtewerte der Komplexkarbide zu Schwierigkeiten, da mit kleinen Belastungen unter 10 g keine meßbaren Eindrücke erzielt werden können. Der auszuwertende Meßbereich muß sich somit auf nur wenige Meßpunkte in den mittleren Belastungsstufen beschränken, da für höhere Belastungen die Größe der Karbide meist nicht ausreicht. In dem vorliegenden Fall ist es allerdings möglich, nicht nur höhere Belastungen

¹⁾ Die Zahlen bei den Geraden in den Abb. 7 und 8 entsprechen den Nummernbezeichnungen der Zahlentafel 3.

Meßergebnisse der Mikrohärtbestimmung an Komplexkarbid und Grundmasse eines gehärteten Schnellstahles
(22% W, 4% Cr, 1% V)

Belastung in Skalenteilen	Diagonalenlänge m_x an der Meßtrommel	Belastung P in g	Diagonale d in μ	P in g	d in μ	Mikrohärt in kg/qmm
				aus MEYER-Gerade interpoliert		
Komplexkarbid, n = 1,16						
20	26,5	32	4,29	38	5	MH _{5μ} = 2820
30	38,9	48	6,30	82	10	^{1,16} MH _{10μ} = 1525
40	50	64	8,10	(180)	20	(MH _{20μ} = 835 ¹⁾)
50	59,3	78	9,56			
60	69	94	11,32			
Gehärtete Grundmasse, n = 1,51						
10	4,95	16	4,95	14,3	5	MH _{5μ} = 1060
15	7,13	23,8	7,1	41	10	^{1,51} MH _{10μ} = 760
20	8,43	32	8,43	(118)	20	(MH _{20μ} = 548)
	9,9	40	9,9			
30	11,1	48	11,1			
¹⁾ () Zahlenwert durch Extrapolation erhalten.						

anzuwenden, sondern sogar Eindrücke verschiedener Belastungen in einen einzigen Kristall zu legen, so daß bereits ein einziges Karbid für die Aufnahme der MEYER-Geraden und für die Mikrohärtberechnung genügt. In den meisten Fällen sind jedoch die Karbide viel feiner ausgeschieden, und die Mikrohärtbestimmung bzw. die Aufnahme der MEYER-Geraden ist an sehr wenige, meist nur zwei bis drei Belastungsstufen gebunden. Die niedrigste beträgt 10—15 g (bei 5 g wird kein bleibender Eindruck erzielt), die höchste ist durch die Größe der Karbide gegeben und wurde im allgemeinen mit 30—40 g ermittelt.

Die einzelnen Meßpunkte, die bei der Härteprüfung vorliegender Komplexkarbide gefunden wurden, können aus Zahlentafel 2 entnommen werden. Aus diesen sowie der dazugehörigen MEYER-Geraden (Abb. 7, Nr. 3) ist zu ersehen, daß für die sehr harten Komplexkarbide bereits zwei Meßpunkte zur Ermittlung der MEYER-Geraden genügt hätten, da die Meßwerte nicht streuen und einwandfrei auf einer Geraden liegen. Es zeigt sich also, daß

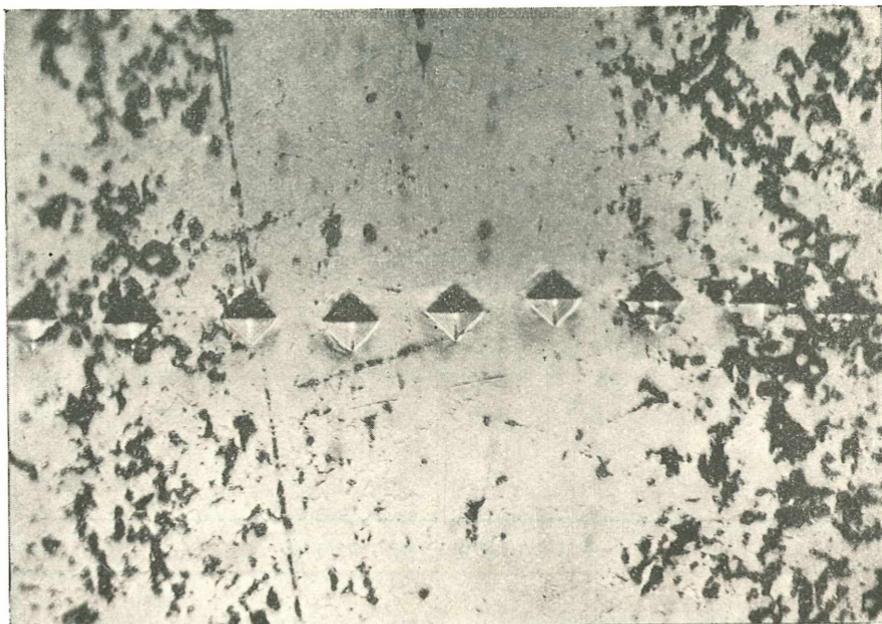


Abb. 5. Seigerungszone in einem Mn-Si-Federstahl (0,42% C, 1,75% Mn, 0,47% Si, 0,05% P, 0,027% S).

P- und S-reiche Zone

P- und S-arme Zone

OBERHOFFER-Ätzung, $V=500:1$

$1,52MH_{10\mu} = 269 \text{ kg/qmm}$

$1,52MH_{10\mu} = 269 \text{ kg/qmm}$

für Einzelindividuen dieser Art, deren Größe nur zwei Belastungsstufen zuläßt, mit diesen mit hinreichender Genauigkeit die MEYER-Gerade aufgestellt und die Mikrohärtre berechnet werden kann. Vorausgesetzt ist allerdings, daß es sich um sehr harte und homogene Bestandteile handelt und daß der verwendete Härteprüfer auch ein Ausmessen kleinster Eindrücke (etwa 3μ) mit ausreichender Genauigkeit gestattet. Entsprechende Treffsicherheit des Härteprüfers sowie einwandfreie Schliifoberfläche ist Voraussetzung dafür. Außerdem sollen mehrere Meßreihen durchgeführt werden, um zufällige Einzelergebnisse mit Sicherheit auszuschließen.

Die Mikrohärtre vorliegender Komplexkarbide ergab sich zu $1,16MH_{10\mu} = 1525 \text{ kg/qmm}$ ($MH_{5\mu} = 2820$, $MH_{20\mu} = 835 \text{ kg/qmm}$). Die Ursache der sehr verschiedenen Härtewerte in den drei Meßbereichen liegt in dem zahlenmäßig kleinen Wert von $n = 1,16$ begründet. Trotz fehlender Meßpunkte in dem Bereich von 20μ ermöglichen es die einheitlichen Meßergebnisse, mit großer Wahrscheinlichkeit auf diese Diagonalenlänge zu extrapolieren und so auch die $MH_{20\mu}$ zu errechnen.

In diesem Zusammenhang sei auch erwähnt, daß bei sehr weichen Gefüge-

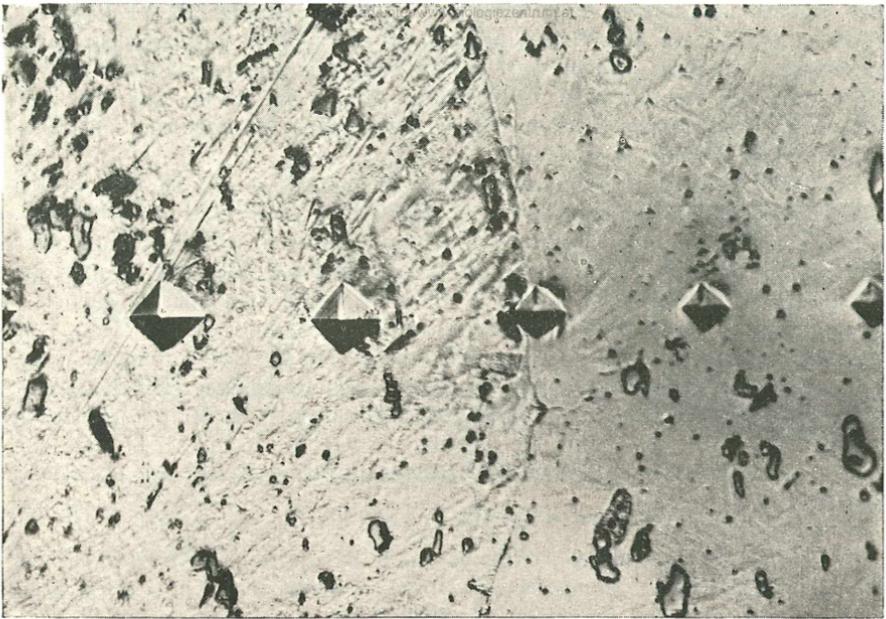


Abb. 6. Randgebiet eines Schnellstahles (4% Cr, 1,5% W, 2,5% Mo, 2,7% V).
Diffusionsgeglüht bei 1000° 12 Stunden, Luftabkühlung.

100 μ tiefe äußerste Randschicht

3 mm tiefe Randzone.....

Ungeätzt, $V=500:1$

$1,48 MH_{10\mu} = 325 \text{ kg/qmm}$

$1,25 MH_{10\mu} = 743 \text{ kg/qmm}$

bestandteilen bei der kleinstmöglichen Belastung oft Diagonalenlängen von mehr als 5μ erhalten werden. Demnach liegen für die Berechnung der $MH_{5\mu}$ keine Meßpunkte vor, und es kann nur dann die $MH_{5\mu}$ angegeben werden, wenn alle Meßpunkte mit weitgehender Genauigkeit auf einer Geraden liegen. Der Bereich von 10μ wird fast bei allen Gefügebestandteilen durch tatsächliche Meßpunkte belegt werden können, so daß die $MH_{10\mu}$ den relativ genauesten Härtewert darstellt und daher bei Vergleichen immer herangezogen werden soll.

Die Mikrohärtigkeit der gehärteten Grundmasse (Zahlentafel 2, Abb. 7 und 8, Nr. 3 a) beträgt $1,51 MH_{10\mu} = 760 \text{ kg/qmm}$ ($MH_{5\mu} = 1060$, $MH_{20\mu} = 548 \text{ kg/qmm}$). Es ist demnach das Komplexkarbid ungefähr doppelt so hart als die gehärtete Grundmasse.

Die ersten veröffentlichten Messungen an einem Schnellstahlkarbid (Komplexkarbid) sind von HANEMANN (5) und ergaben bei 5 g Belastung eine Mikrohärtigkeit von 3300 kg/qmm . Dieser Wert kann nicht als absolut richtig angesehen werden, da nur eine einzige Belastungsstufe angegeben ist, und die Mikrohärtigkeit belastungsabhängig ist. Um aber diesen Wert trotzdem mit

den eigenen Messungen vergleichen zu können, wurde die MEYER-Gerade (Abb. 7, Nr. 3) auf eine Belastung von 5 g extrapoliert und mit dem dazu gehörigen d die MH_{5g} (nicht 5μ !) = 14.000 kg/qmm errechnet. Dieser Mikrohärtewert, der fast um eine Zehnerpotenz größer ist als die anderen, muß als unsicher angesehen werden, solange nicht eine Nachprüfung an völlig gleichartigen Proben möglich ist.

Zahlreiche eigene Untersuchungen an Komplexkarbiden in verschiedenen legierten Schnellstählen ergaben immer eine ${}^nMH_{10\mu}$ von 1500—3000 kg/qmm.

Die Mikrohärtigkeit der Grundmasse eines gehärteten 18/4/1-Schnellstahles gibt HANEMANN (5) bei einer Belastung von 5 g mit 1500 kg/qmm an. Aus der MEYER-Geraden (Abb. 7, Nr. 3 a) würde sich für die gehärtete Grundmasse eines 22%igen Wolfram-Schnellstahles die MH_{5g} zu 3300 kg/qmm ergeben, also der doppelte von HANEMANN gefundene Wert.

Trotz dieser Unterschiede der absoluten Härtewerte von HANEMANN gegenüber den eigenen Untersuchungen, die teilweise in der verschiedenen Analyse der Stähle zu suchen sind, bleibt das Verhältnis der Mikrohärtigkeit von gehärteter Grundmasse zu Komplexkarbiden in beiden Fällen mit etwa 1 gewahrt.

c) Al-Cu-Mischkristall und $CuAl_2$

Mikrohärtewerte anderer Gefügebestandteile, die von HANEMANN in der gleichen Arbeit (5) angegeben werden, stimmen mit den eigenen Messungen an annähernd denselben Gefügebestandteilen zwar besser überein, weisen aber immerhin noch Unterschiede auf, die außerhalb der zulässigen Fehlergrenzen liegen. So gibt HANEMANN für einen Aluminiummischkristall mit 6% Cu (Wärmebehandlung nicht angegeben) bei 5 g Prüflast eine Mikrohärtigkeit von 81—115 kg/qmm an. Schon der große Streubereich bei der gleichen Prüflast weist darauf hin, daß die Meßergebnisse nicht einwandfrei sind. Eigene Messungen an einem Al-Mischkristall mit 4% Cu (Sandguß) ergaben Werte von ${}^{1,40}MH_{10\mu} = 186$ kg/qmm ($MH_{5\mu} = 297$, $MH_{20\mu} = 116$ kg/qmm) (Zahlentafel 3, Nr. 4). Die zugehörige MEYER-Gerade (Abb. 7, Nr. 4) auf eine Belastung von 5 g extrapoliert ergibt eine Härte von 250 kg/qmm, also mehr als das Doppelte des von HANEMANN gefundenen Wertes.

Die Mikrohärtigkeit der intermetallischen Verbindung $CuAl_2$ in einer Al-Legierung mit 42% Cu gibt HANEMANN (5) bei 5 g Belastung mit 780 kg/qmm an, eigene Härtemessungen ergaben ${}^{1,45}MH_{10\mu} = 590$ kg/qmm ($MH_{5\mu} = 890$, $MH_{20\mu} = 400$ kg/qmm). Wieder die MEYER-Gerade auf 5 g extrapoliert errechnet sich die MH_{5g} zu 1180 kg/qmm, die ungefähr um $\frac{1}{3}$ höher liegt als von HANEMANN angegeben. Im Gegensatz hiezu stimmen spätere Messungen von SCHULZ und HANEMANN (11) an $CuAl_2$ in einer 40% Cu-haltigen Gußlegierung, die eine $MH_{5\mu}$ von 560 und eine $MH_{10\mu}$ von 560 kg/qmm ($n=2$) ergaben, mit den eigenen Messungen ${}^{1,45}MH_{10\mu} = 590$ kg/qmm praktisch überein. Der Wert $MH_{5g} = 780$ kg/qmm von HANEMANN könnte mit der eigenen $MH_{5\mu} = 890$ kg/qmm verglichen werden und würde einer MEYER-Geraden mit $n=1,3$ entsprechen. Es kann also an-

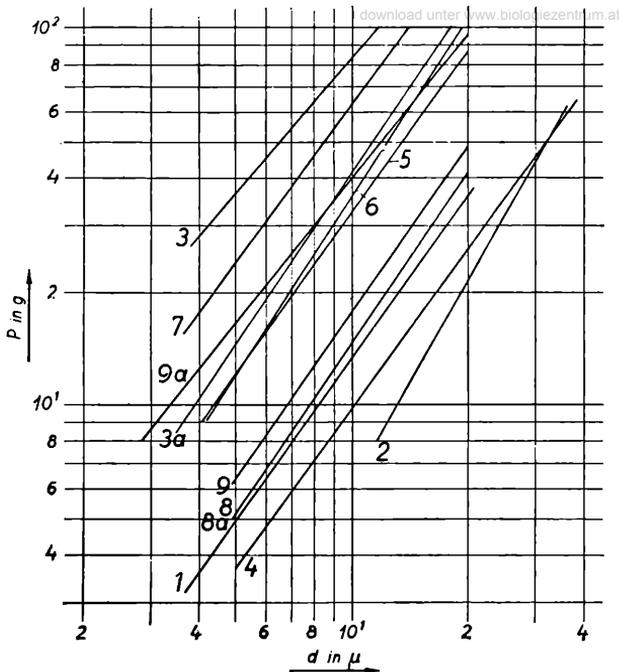


Abb. 7.

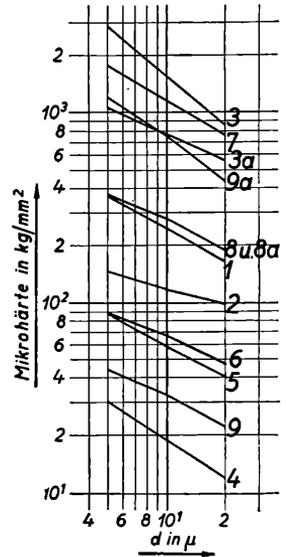


Abb. 8.

Abb. 7. MEYER-Geraden verschiedener Gefügebestandteile.

Abb. 8. Mikrohärtige-Geraden verschiedener Gefügebestandteile.

Gefügebestandteil der Abb. 7 und 8

- | | |
|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| <p>1 Primäres Cu_2O in Cu mit ca. 0,6% O_2.</p> <p>2 Eutektische Grundmasse in Cu mit ca. 0,6% O_2.</p> <p>3 Komplexkarbid in Schnellstahl mit 22% W, 4% Cr, 1% V.</p> <p>3a Grundmasse in Schnellstahl mit 22% W, 4% Cr, 1% V.</p> <p>4 Al-Mischkristall mit 4% Cu, Sandguß.</p> <p>5 Primäres CuAl_2, Legierung mit 42% Cu.</p> | <p>6 Martensit in gehärtetem C-Stahl mit ca. 0,6% C.</p> <p>7 Martensit in gehärtetem C-Stahl mit ca. 0,85% C.</p> <p>8 Mn-Si-Federstahl, P- und S-reiche Zone.</p> <p>8a Mn-Si-Federstahl, P- und S-arme Zone.</p> <p>9 Diffusionsgeglühter Schnellstahl, 100 μ tiefe, äußerste Randschicht.</p> <p>9a Diffusionsgeglühter Schnellstahl, 3mm tiefe Randsone.</p> |
|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|

genommen werden, daß der von SCHULZ und HANEMANN angegebene Exponent $n = 2$ für CuAl_2 nicht richtig ist. Dies ist auch wahrscheinlich, da n im Mikrohärtbereich besonders für härtere Bestandteile, immer kleiner als 2 ist.

d) Martensit

Die Mikrohärtigkeit von Martensitnadeln in einem gehärteten C-Stahl mit 1,69% C wurde ebenfalls von HANEMANN (14) erstmalig mit $\text{MH}_{5\mu} = 868 \text{ kg/qmm}$ bestimmt. Eigene Messungen an einem 0,6% C-haltigen Stahl

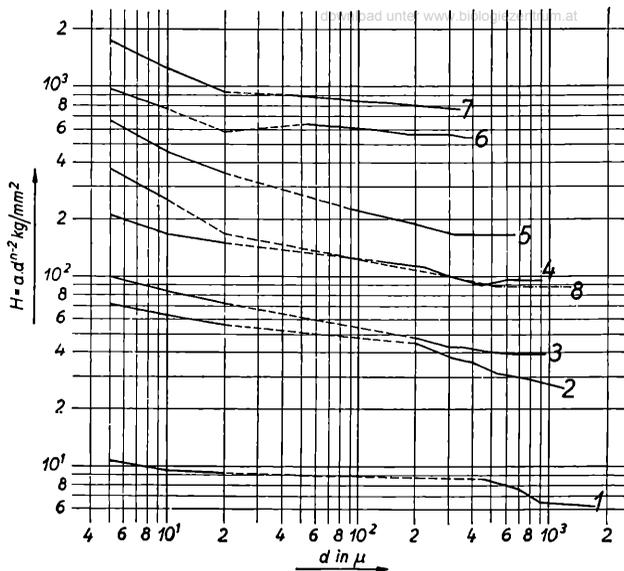


Abb. 9. MEYER-Graden im Mikro- und Makrobereich.

Gefügebestandteil

- 1 Rein-Blei,
- 2 Rein-Aluminium,
- 3 Rein-Zink,
- 4 Ferrit,
- 5 Austenit,
- 6 Zwischengefüge,
- 7 Martensit,
- 8 Cu_2O (Makrohärte theoretisch).

ergaben eine $\text{MH}_{5,\mu} = 892 \text{ kg/qmm}$ (Zahlentafel 3, Nr. 6). Diese Übereinstimmung verschiedener Martensite kann jedoch nur als zufällig angesehen werden, da die Härte des Martensits weitgehend von Kohlenstoffgehalt und Wärmebehandlung abhängig ist. So wurde für einen Martensit in einem Stahl mit 0,85% C eine wesentlich höhere Mikrohärtung gefunden (Zahlentafel 3, Nr. 7).

Aus den unter Absatz b—d mitgeteilten Versuchswerten ist zu ersehen, daß Ergebnisse gleicher Bearbeiter, die in verschiedenen Arbeiten (5, 11, 14) veröffentlicht wurden, untereinander und mit den eigenen Messungen nicht völlige Übereinstimmung zeigen. Da sich dieser Vergleich jedoch auf die ersten veröffentlichten Meßergebnisse bezieht, kann über die absolute Richtigkeit dieser einzelnen Mikrohärtwerte kein endgültiges Urteil gefällt werden, vor allem, weil die tatsächliche Gleichheit der Gefügebestandteile in bezug auf Legierung und Wärmebehandlung sowie Prüfbedingungen nicht immer gewährleistet ist. Weiters kann der absolute Mikrohärtwert um 30 bis 100 kg/qmm schwanken, wobei der untere Bereich für weiche und der obere für harte Bestandteile gilt.

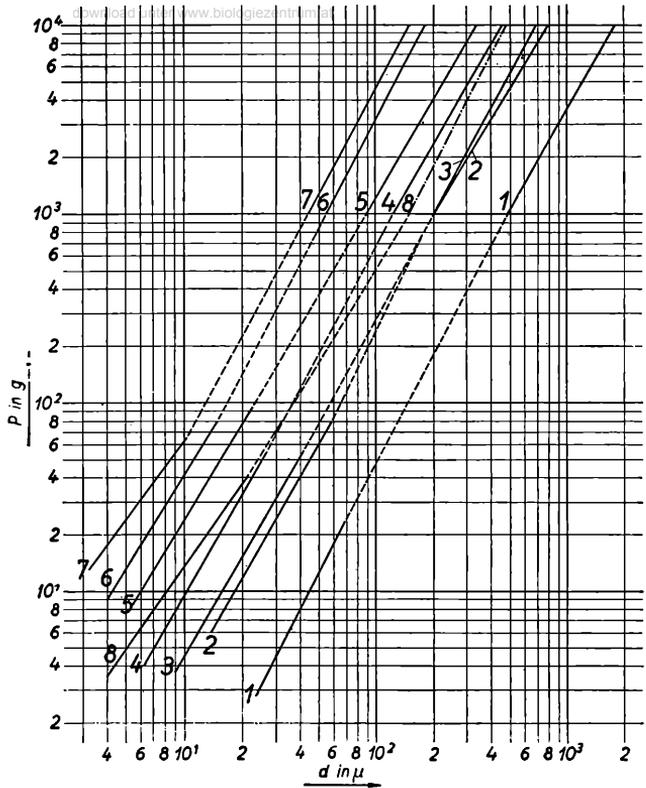
e) Seigerungs zonen

Abb. 5 zeigt Seigerungs zonen in einem Mn-Si-Federstahl (0,42% C, 1,75% Mn, 0,47% Si, 0,05% P, 0,027% S). Es wird allgemein angenommen, daß die an Schwefel und Phosphor angereicherten Zonen (in der Abbildung hell) härter sind als die nicht seigererten. Tatsächlich ergibt sich aber, daß beide Zonen die gleiche Härte aufweisen, wie aus den gleich großen Eindrücken (bei gleicher Belastung) ersehen werden kann. Auch die Mikrohärt-

Abb. 10. Härtegeraden
im Mikro- und Makro-
bereich.

Gefügebestandteil

- 1 Rein-Blei,
- 2 Rein-Aluminium,
- 3 Rein-Zink,
- 4 Ferrit,
- 5 Austenit,
- 6 Zwischengefüge,
- 7 Martensit,
- 8 Cu₂O (Makrohärte
theoretisch).



werte $1,25 MH_{10\mu} = 269 \text{ kg/qmm}$ (Zahlentafel 3, Nr. 8 und 8 a) weisen nicht den geringsten Unterschied auf.

f) Dünne Oberflächenschichten

Die Abb. 6 gibt die durch Diffusionsglühung (1000°/12h, Luftabkühlung) veränderte Randzone eines niedrig legierten Schnellstahles (1% C, 4% Cr, 1,5% W, 2,5% Mo, 2,7% V) wieder. Bei rein mikroskopischer Beobachtung wird das Gefüge in der Randzone bis zu einer Tiefe von etwa 3 mm als gleichwertig angesehen, da die vorhandene Karbidmenge als Maß für die Veränderung in der Randzone angesprochen werden kann. Durch die Bestimmung der Mikrohärtigkeit wird jedoch gezeigt, daß außer dieser 3 mm tiefen, allgemein veränderten Zone eine besonders beeinflusste, nur 100 μ tiefe, äußerste Randschicht vorliegt. Diese ist rein mikroskopisch nicht festzustellen, obwohl in der Abbildung zufällig eine Korngrenze, die jedoch mit der 100 μ-Zone nicht zusammenhängt, auch eine mikroskopische Gefügeveränderung vortäuschen könnte. Diese ganz äußerste Randschicht, die vermutlich weitgehend an Legierungselementen verarmt ist, weist eine Härte von

Meßergebnisse der Mikrohärtepprüfung an verschiedene Gefügebestandteilen

Nr.	Gefügebestandteil	P in g	d in μ	Mikrohärte kg/qmm		MH _{20μ}	Exponen n
				MH _{5μ}	ⁿ MH _{10μ}		
1	Primäres Cu ₂ O in Cu mit ca. 0,6% O ₂	5	5	370	—	—	1,45
		13,3	10	—	1,45	—	
		(35,7)	20	—	—	(165) ¹⁾	
2	Eutektische Grund- masse in Cu mit ca. 0,6% O ₂	(1,95)	5	(145)	—	—	1,75
		6,4	10	—	1,75	119	
		21	20	—	—	97	
3	Komplekxkarbid in geh. Schnellstahl mit 22% W, 4% Cr, 1% V	38	5	2820	—	—	1,16
		82	10	—	1,16	1525	
		(180)	20	—	—	(835)	
3a	Grundmasse in geh. Schnellstahl mit 22% W, 4% Cr, 1% V	14,3	5	1060	—	—	1,51
		41	10	—	1,51	760	
		(118)	20	—	—	(548)	
4	Al-Mischkristall mit 4% Cu, Sandguß	3,7	5	297	—	—	1,40
		10	10	—	1,40	186	
		(25,5)	20	—	—	116	
5	Primäres CuAl ₂ , Le- gierung mit 42% Cu, Sandguß	12	5	890	—	—	1,45
		32	10	—	1,45	590	
		(86)	20	—	—	(400)	
6	Martensit in gehärtetem Stahl mit ca. 0,6% C	12	5	892	—	—	1,57
		36	10	—	1,57	668	
		(105)	20	—	—	(465)	
7	Martensit in gehärtetem Stahl mit ca. 0,85% C	23,8	5	1770	—	—	1,37
		62	10	—	1,37	1150	
		(160)	20	—	—	(750)	
8	Mn-Si-Federstahl, P- und S-reiche Zone	5	5	371	—	—	1,52
		14,5	10	—	1,52	269	
		41	20	—	—	190	
8a	Mn-Si-Federstahl, P- und S-arme Zone	5	5	371	—	—	1,52
		14,5	10	—	1,52	269	
		41	20	—	—	190	
9	Diffusionsgeglühter Schnellstahl, 100 μ tiefe, äußerste Randschicht	6,5	5	445	—	—	1,48
		17,5	10	—	1,48	325	
		(48)	20	—	—	(221)	
9a	Diffusionsgeglühter Schnellstahl, 3 mm tiefe Randzone	16,2	5	1200	—	—	1,25
		40	10	—	1,25	743	
		(94)	20	—	—	(436)	

¹⁾ () ... Zahlenwert durch Extrapolation erhalten.

Mikro- und Makrohärten verschiedener Gefügebestandteile

Nr.	Gefügebestandteil	Mikrohärte kg/qmm			Exponent n	Makrohärte kg/qmm	
		$MH_{5\mu}$	${}^nMH_{10\mu}$	$MH_{20\mu}$		belastungsabhängig nH (kg)	belastungsunabhängig $H_{VICKERS}$
1	Rein-Blei	10,6	${}^{1,97}9,5$	9,2	1,97	${}^{1,81}6,2_{(5)}$	— ¹⁾
2	Rein-Aluminium	71	${}^{1,85}63$	55,5	1,85	${}^{1,68}26_{(20)}$	— ¹⁾
3	Rein-Zink	100	${}^{1,77}83,5$	72	1,77	${}^{1,68}41_{(2)}$	39 (10) ²⁾
4	Ferrit, Stahl mit 0,04% C	210	${}^{1,80}167$	148	1,80	${}^{1,82}106_{(3)}$	96 (20)
5	Austenit, Cr-Ni-Stahl	667	${}^{1,43}445$	340	1,43	${}^{1,77}195_{(3)}$	167 (30)
6	Zwischengefüge, niedriglegierter Mn-Stahl	965	${}^{1,65}760$	570	1,65	${}^{1,90}620_{(3)}$	542 (40)
7	Martensit, gehärteter C-Stahl mit 0,85% C	1770	${}^{1,37}1150$	750	1,37	${}^{1,90}870_{(3)}$	793 (50)
8	Cu_2O , Kupfer mit 0,6% O_2	370	${}^{1,45}246$	165	1,45	—	ca. 90 (20) theoretisch ermittelt

¹⁾ Unabhängige Makrohärte nicht bestimmbar.
²⁾ () Belastung in kg, bei der die VICKERS-Härte konstant wird.

${}^{1,48}MH_{10\mu} = 325$ kg/qmm ($MH_{5\mu} = 445$, $MH_{20\mu} = 221$ kg/qmm) auf, während die allgemein veränderte, breitere Zone ungefähr doppelt so hart ist (Zahlentafel 3, Nr. 9 und 9 a). Es muß hier darauf hingewiesen werden (vgl. BÜCKLE [15]), daß bei Abrundung des Schliffrandes dort kleinere Eindrücke entstehen und dadurch eine größere Härte vorgetäuscht werden kann. Dies kommt im vorliegenden Beispiel nicht in Frage, da bei der Mikroaufnahme ein Teil der Eindrücke wegen der Abrundung unscharf sein müßte. Außerdem führt der abgerundete Schliffrand zu scheinbar höheren Werten, während hier die Härte zum Rand zu abnimmt.

Aus diesen beiden Beispielen der Mikrohärtebestimmung an heterogenen Gefügezonen ist also zu ersehen, daß die Kenntnis der Mikrohärte eine äußerst wichtige Ergänzung für die mikroskopische Untersuchung darstellt und in Zweifelsfällen zur Klärung herangezogen werden kann.

V. Zusammenhänge von Mikro- und Makrohärte

Die vorliegenden Mikrohärtemessungen zeigten unter anderem auch die Mikrohärtbestimmung an intermediären Kristallphasen, wo bisher keine andere Härtebestimmung angewendet werden konnte. Um nun einen Anschluß von der Mikrohärt an die Makrohärte zu bekommen, wurden an Werkstoffen verschiedener Härtegrade Mikro- und Makrohärtemessungen durchgeführt. Dadurch wird für Gefügebestandteile, wo nur die Mikrohärt bestimmt werden kann, ein annähernder Rückschluß auch auf deren Makrohärte ermöglicht.

Aus Zahlentafel 4 sind für eine Reihe verschieden harter Werkstoffe die Mikrohärt, ein beliebig herausgegriffener Wert der belastungsabhängigen Makrohärte und die belastungsunabhängige Makrohärte zu ersehen. Bei beiden Makrohärtewerten ist rechts neben dem Härtewert die angewendete Prüflast angegeben. Bei der belastungsunabhängigen Makrohärte wurde die Mindestlast angewendet, von welcher ab keine weitere Änderung des Härtewertes eintritt. Die entsprechenden Härtegeraden der Mikro- und Makrohärte sind in Abb. 9 dargestellt¹⁾. Man ersieht daraus, daß, wie bereits erwähnt, bei Belastungen unter 10—20 kg (bei harten Gefügebestandteilen liegt dieser Wert höher [siehe Zahlentafel 4]) die Makrohärte ebenso wie die Mikrohärt belastungsabhängig ist. Es ist also notwendig, auch die Makrohärte bis zu diesem Grenzbereich als belastungsabhängig zu kennzeichnen und die Prüfbedingungen, wie bereits vorgeschlagen, mitanzugeben. Dies ist, allerdings mit einer völlig anderen Begründung, schon einmal in Betracht gezogen worden (16).

Wie aus Abb. 9 zu ersehen ist, geht der Mikrohärtbereich über den belastungsabhängigen Makrohärtbereich allmählich in den der unabhängigen Makrohärte über. Für sehr weiche Werkstoffe, z. B. Rein-Blei und Rein-Aluminium, kann bei der üblichen VICKERS-Härteprüfung überhaupt nur die belastungsabhängige Härte ermittelt werden. Denn bei Belastungen über 10 kg wird entweder bereits die Fassung des Diamanten in den Werkstoff eingedrückt oder es werden, bei zu großen Eindrücken, die Ecken verquetscht, so daß der Eindruck nicht mehr ausgemessen werden kann. Allerdings ist der Exponent n bei sehr weichen Werkstoffen annähernd gleich 2, so daß die Härte bei den einzelnen Belastungsstufen nicht sehr unterschiedlich ist und dem Wert der unabhängigen Härte nahekommt. (Es ist auffallend, daß sich bei den bisherigen Messungen der Wert von n bei weichen Werkstoffen im Mikrohärtbereich größer ergeben hat als im Gebiet der belastungsabhängigen Makrohärte, während bei harten Werkstoffen das Umgekehrte vorliegt.)

Für beide Makrohärtbereiche wurden auch die Härtegeraden aufgenommen und in der Abb. 10 mit denen der Mikrohärt in Zusammenhang gebracht. Auch hier zeigt sich der allmähliche Übergang von Mikro- zu Makrohärte. Ist also von einem Gefügebestandteil nur die Mikrohärt bekannt, so kann durch Überführen der MEYER-Geraden in eine KICKSche Gerade mit $n=2$ annähernd auch auf die Makrohärte dieses Gefügebe-

¹⁾ Die Zahlen bei den Geraden in den Abb. 9 und 10 entsprechen den Nummernbezeichnungen in der Zahlentafel 4.

standteiles geschlossen werden. In Abb. 9 und 10 ist dies an einem Beispiel der Kristallphase Cu_2O (Nr. 8) gezeigt. Die Makrohärte ergab sich zu annähernd 90 kg/qmm.

Diese Methode der Makrohärtebestimmung kleinster Gefügebereiche gibt allerdings nur Anhaltspunkte und ist nur solange von Interesse, bis auch die Mikrohärtigkeit, gleich wie die Makrohärte, zu einem allgemein bekannten Begriff wird. Umgekehrt ist ein Rückschluß von Makro- auf Mikrohärtigkeit selbstverständlich nur dann möglich, wenn der für jeden Werkstoff charakteristische Exponent n des Mikrohärtigkeitsbereiches bekannt ist.

Dieses Verfahren der rein theoretischen Makrohärtebestimmung ist besonders für kleine Gefügebereiche, wie dünne Oberflächenschichten, Übergangszonen und intermetallische Verbindungen, von Bedeutung.

Z u s a m m e n f a s s u n g

Nach einer kurzen Erläuterung des Begriffes Härte wird eine Übersicht über die derzeit verwendeten Mikrohärtigkeitsprüfer gegeben und der Mikrohärtigkeitsprüfer Bauart C. REICHERT, Wien, kurz besprochen. Anschließend werden die Bereiche der belastungsabhängigen und belastungsunabhängigen Härte abgegrenzt und das Wesen der Mikrohärtigkeit sowie ihre Berechnung aufgezeigt. Auf die Bedeutung des Exponenten n im MEYERschen Potenzgesetz wird kurz eingegangen und damit im Zusammenhang eine neue Kennzeichnung der belastungsabhängigen Härte, die sowohl den Mikro- als auch den Makrohärtebereich umfaßt, vorgeschlagen. An einigen Beispielen wird die Anwendbarkeit und Bedeutung der Mikrohärtigkeitsprüfung als Ergänzung zu den metallographischen Untersuchungsmethoden aufgezeigt und die eigenen Meßergebnisse mit den aus dem Schrifttum bekannten verglichen. Weiters werden die Zusammenhänge zwischen Mikro- und Makrohärte dargelegt und auf die Möglichkeit einer theoretischen Makrohärtebestimmung kleinster Gefügebereiche hingewiesen.

L i t e r a t u r

1. Hertz H., Verh. Ver. Gewerbefl. (1882): 443 ff.
2. Auerbach F., Wied. Ann. 43 (1891): 61 ff.
3. Martens A., Handb. Materialienk. für den Maschinenbau, 1898.
4. Meyer F., VDI 52 (1908), 17: 645—654; 19: 740—748; 21: 835—844.
5. Hanemann H. und Bernhardt O., Z. Metallk. 32 (1940): 35—38.
6. Hanemann H., Z. Metallk. 29 (1937): 339—340.
7. Lysaght V. E., Metallurgia Manchester 33 (1946), 196: 210—212.
8. — Iron and Steel 19 (1946): 435.
9. Bergsman E. B., Metal Industry 69, (1946), 6: 109—112.
10. Späth W., Physik und Technik der Härte und Weiche (1940): 55. Springer, Berlin.
11. Schulz F. und Hanemann H., Z. Metallk. 33 (1941): 124—134.
12. Rapp A. und Hanemann H., Z. Metallk. 33 (1941): 64.
13. Hönig F., VDI-Forschungsheft 378, Ausgabe B, 7 (1936).
14. Hanemann H., Arch. Eisenhüttenwesen 15 (1942): 403—406.
15. Bückle H., Zeißnachrichten 5 (1944), 4: 93—100.
16. Siebel E., Handb. Werkstoffprüf. II (1940): 340. Springer, Berlin.

ZOBODAT - www.zobodat.at

Zoologisch-Botanische Datenbank/Zoological-Botanical Database

Digitale Literatur/Digital Literature

Zeitschrift/Journal: [Mikroskopie - Zentralblatt für Mikroskopische Forschung und Methodik](#)

Jahr/Year: 1947

Band/Volume: [2](#)

Autor(en)/Author(s): Onitsch Emma Maria

Artikel/Article: [Über die Mikrohärte der Metalle. 131-151](#)