

# Über den Einfluß der Verformungsart auf Alterung und Rekristallisation.

Von

Dipl.-Ing. WALTER LAMARCHE

aus Düsseldorf.

Von der Technischen Hochschule Carolo-Wilhelmina zu Braunschweig zur  
Erlangung der Würde eines Doktor-Ingenieurs genehmigte Dissertation.

Eingereicht am 20. April 1937.

Berichter:

Prof. Dr.-Ing. G. Kritzer.

Mitberichter:

Prof. Dr.-Ing. E. H. Schulz.



Dortmund 1937.

S t a h l d r u c k D o r t m u n d .

ISBN 978-3-642-48540-4      ISBN 978-3-642-48607-4 (eBook)  
DOI 10.1007/978-3-642-48607-4

# Über den Einfluß der Verformungsart auf Alterung und Rekristallisation.

Von Dipl.-Ing. Walter Lamarche.

Bei der Kaltverformung von Stahl erleiden die Kristallkörner des Feingefüges Formänderungen, die Störungen im Kristallaufbau und Änderungen in der Achsenrichtung der Kristalle hervorrufen. Diese Störungen zeigen sich in ihrer Wirkung besonders bei der Weiterbehandlung des Werkstoffes, und zwar sind hier zu unterscheiden die unter dem Einfluß der Zeit oder geringer Temperaturerhöhung eintretende „mechanische Alterung“ und die bei stärkerer Erwärmung stattfindende „Rekristallisation“.

Unter „Alterung“ sind allgemein alle durch Zeiteinwirkungen bei Zimmertemperatur eintretenden Eigenschaftsänderungen zu verstehen. Der besondere Fall der Änderung der mechanischen Eigenschaften im Stahl nach vorgegangener Kaltverformung wird „mechanische Alterung“ genannt. Diese besteht vor allem in einer Verschiebung des Steilabfalles der Kerbzähigkeit zu höheren Temperaturen, verbunden mit einer Erhöhung der Streckgrenze und Zugfestigkeit, während Dehnung und Einschnürung abnehmen. Allgemein gesprochen äußert sich also die Alterung in einer Erhöhung des Formänderungswiderstandes und einer Erniedrigung des Formänderungsvermögens. Die bei der mechanischen Alterung nach längerer Zeitdauer eintretende Wirkung wird in kurzer Zeit erreicht, wenn der Werkstoff nach der Kaltverformung auf Temperaturen zwischen 200° bis 300° erhitzt wird. Diese Erscheinung wird als „künstliche Alterung“ bezeichnet. Nach der heutigen Auffassung wird die mechanische bzw. künstliche Alterung durch einen Ausscheidungsvorgang hervorgerufen, der durch Kaltverformung eingeleitet und durch Temperaturerhöhung beschleunigt wird. Die Frage nach den sich ausscheidenden Stoffen ist noch nicht genau geklärt. Nach W. Eilender<sup>1)</sup> ist die Alterungsempfindlichkeit in hohem Maße vom Stickstoffgehalt abhängig. Der Ein-

fluß des Stickstoffs ist so zu erklären, daß mit steigendem Stickstoffgehalt eine in zunehmendem Maße übersättigte feste Lösung nach dem Normalglühen bei Raumtemperatur erhalten wird. Durch Kaltverformung wird eine Ausscheidung des Stickstoffes aus dieser übersättigten festen Lösung hervorgerufen und somit die Alterung verursacht. Nach W. Eilender bedingt eine zunehmende Übersättigung eine Erhöhung der Ausscheidungsfähigkeit und damit Zunahme der Alterungsempfindlichkeit. Jedoch kann der Stickstoff nicht allein Ursache der mechanischen Alterung sein, da nach Untersuchungen von W. Köster<sup>2)</sup> ein Stahl, der nach Alterungsbehandlung und Fryscher Ätzung keine Kraftwirkungsfiguren zeigt, also keinen Stickstoff ausscheidet, doch alterungsempfindlich sein kann. Nach Untersuchungen von G. Schmid<sup>3)</sup> kommen sowohl Sauerstoff als auch Schwefel als Ursachen der mechanischen Alterung in Frage, wobei ganz besonders stark gleichzeitige Anwesenheit von Sauerstoff und Schwefel wirkt.

Nach ihrer Begriffsbestimmung ist die „Rekristallisation“ eine Umkristallisation nach einer Verformung im festen Zustand, die unter dem Einfluß der Wärme vor sich geht, und zwar, ohne daß hierbei die Grenzen eines Zustandsfeldes überschritten werden. Nach der heutigen Auffassung geht die Rekristallisation so vor sich, daß als Folge einer Verformung in den Kristallen Gleitlinien auftreten, die sich bevorzugt nach einzelnen kristallographischen Ebenen ausbilden. Es ist selbstverständlich, daß bei Vielkristallproben zuerst diejenigen Kristallkörner verformt werden, deren Gleitebenen in einem besonders geeigneten Verhältnis zur Krafrichtung stehen. Je schwächer also der Verformungsgrad ist, umso weniger Kristalle werden durch die Verformung beeinflusst. Bei stärkerer Verformung werden auch weniger günstig gelagerte Kristalle verformt und somit

eine größere Zahl von Kristallen in ihrem ursprünglichen Gleichgewichtszustand gestört. Die Folgen dieser Störung sind Gitterverzerrungen und Spannungen, die das Bestreben haben sich auszugleichen. Der Spannungsausgleich und die damit verbundene Neubildung der Kristalle (Rekristallisation) tritt ein bei Erwärmung bis zu einer Temperatur, bei der die kinetische Energie kleinster Kristallgitterteile einen bestimmten Schwellenwert erreicht. Je höher die Spannungen sind, unter denen die einzelnen Teilchen stehen, desto niedrigere Temperatur genügt für die Neuformung der Kristalle. Hieraus geht hervor, daß die Rekristallisation bei umso niedrigeren Temperaturen beginnt, je höher der Verformungsgrad war. Da mit der Erhöhung des Verformungsgrades die Anzahl der gestörten Kristallkörner wächst, so steigert sich auch die Zahl der Rekristallisationskeime, was wiederum ein feinkörniges Rekristallisationsgefüge zur Folge hat. Mit steigendem Verformungsgrad sinkt somit die Rekristallisationstemperatur und nimmt gleichzeitig die Korngröße des Rekristallisationskornes ab.

Nach diesen Ansichten über Alterung und Rekristallisation ist Voraussetzung für das Eintreten dieser Vorgänge eine bleibende Verformung des Werkstoffes, wobei es zunächst gleichgültig ist, wie die Verformung vorgenommen wird. Auf Grund unveröffentlichter Untersuchungen des Forschungs-Instituts der Kohle- und Eisenforschung, Dortmund, tauchte die Frage auf, ob ein Einfluß der Verformungsart auf Alterung und Rekristallisation besteht, wenn der Verformungsgrad der gleiche ist. Die Klärung dieser Frage insbesondere nach Verformung durch Stauchen, Dehnen und Ziehen ist Aufgabe der vorliegenden Arbeit.

In einigen Arbeiten über Rekristallisation wurde schon auf einen Einfluß der Verformungsart hingewiesen; allerdings sind diese Angaben widersprechend.

E. R a s s o w <sup>4)</sup> stellte das Rekristallisationsdiagramm von Aluminium nach Verformung durch Stauchen und Walzen auf. Zwischen den beiden Schaubildern ergaben sich keine Unterschiede, die außerhalb der Fehlergrenze lagen, es war also keine verschiedene Wirkung der beiden Verformungsarten zu beobachten. Ebenso zeigten Versuche von H. H a n e m a n n <sup>5)</sup> an Vielkristallen aus Weicheisen keinen Unterschied zwischen der Wirkung einer Dehnung oder einer Stauchung auf die nachfolgende Rekristallisation. Nach seiner Ansicht entstehen durch die Zwangsverbindungen

der Korngrenzen in den Kristalliten bei beiden Verformungsarten die gleichen Spannungen und demzufolge auch eine gleichartige Rekristallisation; dagegen verhalten sich Einkristalle anders. Bei diesen nehmen die inneren Spannungen bei der Verformung je nach der Richtung der Verformungskraft zu den Kristallachsen verschieden große Werte an und dementsprechend wird auch die Rekristallisation verschieden sein. Auch R. K a r n o p und G. S a c h s <sup>6 u. 7)</sup> beobachteten an Einkristallen aus Aluminium, daß die Rekristallisationsfähigkeit des einzelnen Kristalls nach Verformung durch Dehnen wesentlich geringer ist, als nach Verformung durch Ziehen. Dagegen stellten sie an um 5% gedehnten und gestauchten Proben aus Vielkristallen von Aluminium keine Unterschiede fest. Nach dem Ausglühen waren die gedehnten wie auch die gestauchten Körper bei 450° teilweise und bei 470° fast ganz rekristallisiert, wobei die entstandenen Kristalle annähernd gleich groß waren.

Versuche von H. H a n e m a n n, W. T a f e l und A. S c h n e i d e r mit Weicheisen <sup>8 u. 9)</sup> ergaben dagegen einen Einfluß der Verformungsart. Rekristallisationsschaubilder, die nach Kornmessung im warmgewalzten Zustand aufgestellt worden waren, wurden mit solchen nach Warm Schmieden verglichen; die beiden Schaubilder deckten sich nicht. Der Höchstwert der Korngröße trat beim Walzen erst bei höheren Verformungsgraden auf und hatte niedrigere Werte als beim Schmieden. Diese Unterschiede werden dadurch erklärt, daß infolge der drehenden Preßflächen beim Walzen allgemein andere Spannungen auftreten als beim Schmieden, bei welchem die Preßflächen sich nur in der Druckrichtung bewegen. Der grundsätzliche Unterschied zwischen Walzen und Schmieden liegt darin, daß beim Walzen die in der Höhe verdrängten Werkstoffteilchen in erster Linie in einer angewiesenen Richtung, nämlich in der Längsrichtung des Stabes, abfließen. Auf Grund dieser verschiedenartigen Spannungsverteilung erklärte H a n e m a n n auch die Unterschiede der Korngröße im Querschnitt der beanspruchten Probe und legte im Zusammenhang hiermit die Stelle, an der die Korngröße gemessen wurde, vorher genau fest. Bei den Stauchversuchen war dies die Stelle unterhalb der Spitzen der Rutschkegel und beim Walzen die Mittellinie der Probe. Allgemein stößt die Erforschung des Einflusses der Verformungsart nach H a n e m a n n insofern auf Schwierigkeiten, als das Einsetzen der Rekristallisation und die Korngröße an den verschiedenen Stellen

des verformten Querschnittes verschieden sind. Ein Vergleich dieser von H a n e m a n n nach Warmverformung aufgestellten Rekristallisationsschaubilder mit solchen, die nach Kaltverformung und anschließender Rekristallisationsglühung erhalten wurden, ist nicht möglich, da es unwahrscheinlich ist, daß Verformungen um den gleichen Betrag auch zu gleichen inneren Spannungen führen, wenn sie einmal in der Kälte, ein anderes Mal in der Hitze vorgenommen wurden. Spannungen, die nach Kaltverformung entstanden sind, werden sich ändern, wenn der Werkstoff erhitzt wird.

In einer neueren Arbeit wies H. H a n e m a n n<sup>10)</sup> darauf hin, daß „das Stauchen eine stärkere Einwirkung auf die Kristalle hat, als das Dehnen um den gleichen Betrag der Querschnittsverminderung“. Eine um 5% gedehnte Probe eines Stahles mit 0,06% C wurde auf 800° erhitzt und war danach nicht rekristallisiert, während eine durch Kaltwalzen mit nur 3,25% Querschnittsabnahme verformte Probe bei 800° rekristallisiert war. Eine Verformung durch Walzen — dasselbe gilt für Stauchen — ruft also bei gleicher Querschnittsänderung größere Neigung zum Rekristallisieren hervor als eine Verformung durch Dehnen.

Eine Einwirkung der Verformungsart auf den Alterungsvorgang hat bisher nur O. B a u e r<sup>11)</sup> mitgeteilt. Nach seinen Angaben sind die Wirkungen eines Stauchens um 17% erheblich durchgreifender als die eines Dehnens um etwa 20%. Proben aus Izett-Stahl, die um 17% gestaucht und bei 300° angelassen waren, hatten bei einer Schlagtemperatur von 20° eine Kerbschlagzähigkeit von 3,8 mkg/cm<sup>2</sup>. Mit diesem Wert wurden Versuche von R. B a u m a n n verglichen, die an um 20% gedehntem und gealtertem Izett-Stahl eine Kerbschlagzähigkeit von 28,7 mkg/cm<sup>2</sup> ergaben. Dieser Vergleich erscheint jedoch nicht einwandfrei, da bei den Versuchen von R. B a u m a n n Angaben über die Art der Alterung, die Maße der Kerbschlagprobe und die Höhe der Schlagtemperatur fehlen. Ähnliche unveröffentlichte Versuche des Forschungs-Instituts der Kohle- und Eisenerforschung, Dortmund, mit gedehnten und gestauchten Proben gleichen Werkstoffes ergaben aber, daß sich die Wirkung eines 10%-igen Dehnens bereits durch ein Stauchen um nur etwa 5% erzielen läßt.

Die vorliegende Arbeit versucht den Einfluß einer Verformung durch Stauchen, Dehnen (Recken) und Ziehen auf die Alterung und Re-

kristallisation an einem technischen Flußeisen zu klären.

Die Rekristallisation wurde durch Kornmessung vor und nach der Rekristallisationsglühung, die Alterungsabhängigkeit durch die Änderung der Kerbschlagzähigkeit im nichtgealterten und im gealterten Werkstoff untersucht. Die Kerbschlagzähigkeit wurde mit DVM-Proben (10 mm × 10 mm × 55 mm) geprüft, die auf einem 10 mkg-Charpy-Pendelhammer zerschlagen wurden.

Als Versuchswerkstoff wurde Armco-Eisen in Form von Rundstangen mit 20 mm Durchmesser benutzt, dessen Analyse Zahlentafel 1

Zahlentafel 1.

Analyse des für die Versuche verwendeten Werkstoffes (Armco-Eisen).

C	Si	Mn	P	S	Cu
0,02%	0,01%	Spur	0,01%	0,02%	0,05%

angibt. Dieser Werkstoff wurde gewählt, da infolge seines geringen Kohlenstoff-Gehaltes nur sehr wenig Korngrenzenzementit vorhanden ist und somit eine Wirkung des Zementits als Kristallisationskeim bei der Rekristallisation weitgehend vermieden ist. Abb. 1 zeigt das

50 ×

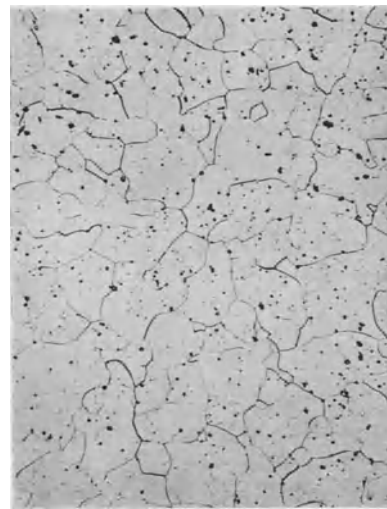


Abb. 1. Armco-Eisen: normalgeglüht 1 h bei 950°.

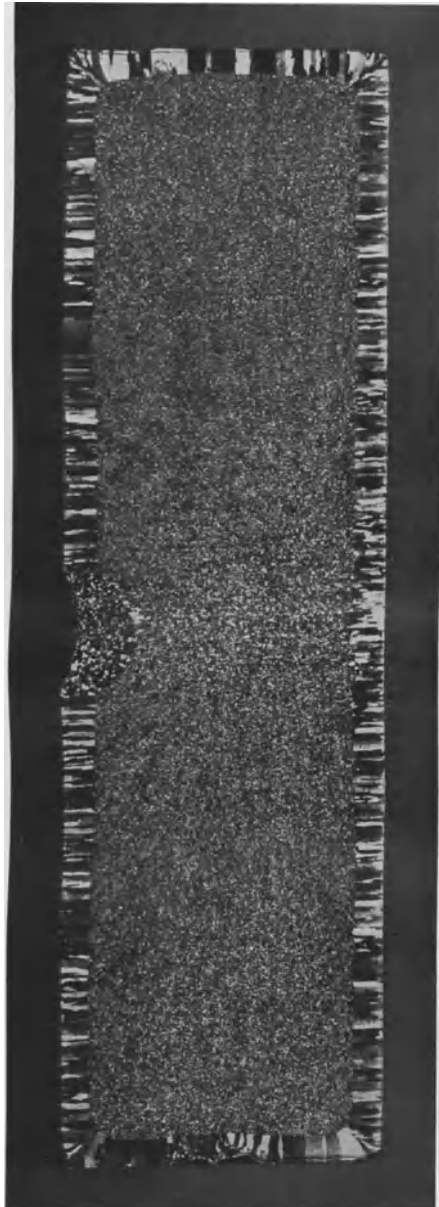
Gefüge des Werkstoffes nach Normalglühen bei 950°.

Für die drei Verformungsarten sollten die Verformungsgrade 2, 4, 8, 12, 16 und 20% untersucht werden.

In Vorversuchen wurde festgestellt, daß es nicht möglich war, die für die Kerbschlag-

versuche notwendigen Proben nach der Verformung aus dem Werkstoff herauszuarbeiten, da hierbei eine erhebliche zusätzliche Verformungswirkung eintritt.

Abb. 2 zeigt den Längsschliff einer durch  
3 ×



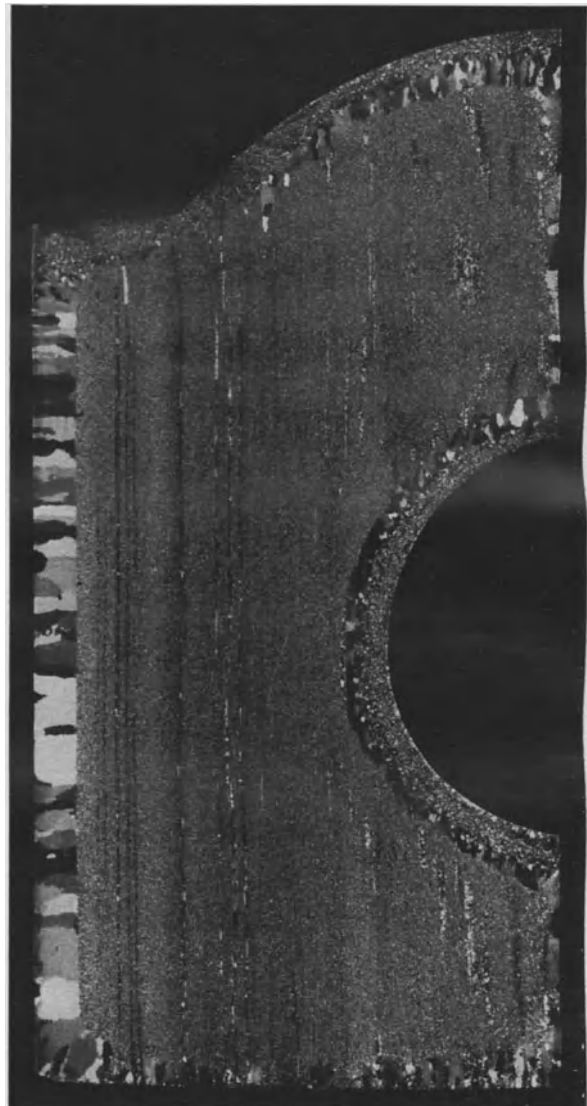
Ätzung: Ammoniumpersulfat

Abb. 2. Längsschliff einer durch Hobeln bearbeiteten Probe. Nach der Bearbeitung 7 h bei 800° gegläht.

Hobeln bearbeiteten und bei 800° rekristallisierten Probe. Es ist zu erkennen, daß diese Bearbeitung bis zu einer Tiefe von 2 mm verformend einwirkte. Abbildung 3 zeigt die mit grobem Korn rekristallisierte Kante einer durch einen Sägeschnitt bearbeiteten Probe. Die am übrigen Umfang sichtbare Rekristallisation ist die Folge eines Stanzvorgangs. Um den Einfluß

einer Bearbeitung zu vermeiden, mußte den zu verformenden Proben eine solche Gestalt gegeben werden, daß nach der Verformung eine weitere Bearbeitung überflüssig war, d. h. nach der Verformung sollte eine möglichst gute Übereinstimmung des Probenquerschnittes mit dem Querschnitt der DVM-Probe (10 mm × 10 mm) gewährleistet sein.

2,6 ×



Ätzung: Ammoniumpersulfat

Abb. 3. Längsschliff einer durch Stanzen und Sägen (linke Seite der Abb.) bearbeiteten Probe. Nach der Bearbeitung 10 h bei 750° gegläht.

Bei den Stauchversuchen wurde die Größe der Verformung durch die Höhenabnahme bestimmt. Infolge dieser Höhenverminderung mußte der Stauchprobe je nach gewünschtem Verformungsgrad eine verschiedene Ausgangshöhe gegeben werden, die nach der Formel:

$$x = h \cdot \frac{100}{100 - y}$$

errechnet wurde, in der  $x$  die gesuchte Ausgangshöhe,  $h$  die Höhe der Probe nach der Verformung und  $y$  den Verformungsgrad in % bedeuten. Es ergaben sich für den gewünschten DVM-Querschnitt die in Zahlentafel 2 genannten Ausgangshöhen.

Zahlentafel 2.

Höhe bzw. Querschnitt der Versuchsproben vor der Verformung.

I. Stauchversuche.

Verformungsgrad % $y$	Ausgangshöhe mm $x$
2	10,21 mm
4	10,42 mm
8	10,87 mm
12	11,36 mm
16	11,91 mm
20	12,50 mm

II. Dehn- (Reck-) Versuche und III. Ziehversuche.

Verformungsgrad % $y$	Ausgangsquerschnitt mm <sup>2</sup> $x$
2	102,04 mm <sup>2</sup> = 10,10 mm × 10,10 mm
4	104,17 mm <sup>2</sup> = 10,21 mm × 10,21 mm
8	108,70 mm <sup>2</sup> = 10,43 mm × 10,43 mm
12	113,64 mm <sup>2</sup> = 10,66 mm × 10,66 mm
16	119,05 mm <sup>2</sup> = 10,91 mm × 10,91 mm
20	125,00 mm <sup>2</sup> = 11,18 mm × 11,18 mm

Beim Stauchen wurde die gewünschte, über die gesamte Probenlänge von 55 mm gleichmäßige Höhe von 10 mm dadurch erreicht, daß Maßstücke aus gehärtetem Kohlenstoffstahl neben die Probe zwischen die Preßflächen der Maschine gelegt wurden (schematische Darstellung des Stauchvorganges Abb. 4a).

Bei den Dehn- (Reck-) Versuchen wurde die Größe der Verformung bestimmt durch die Querschnittsabnahme, bezogen auf den Ausgangsquerschnitt. Da der Probenquerschnitt nach der Verformung 10 mm × 10 mm betragen sollte, mußte der Ausgangsquerschnitt größer gewählt werden. Er wurde errechnet

nach der Formel:

$$x = q \frac{100}{100 - y}$$

in der  $x$  den gesuchten Ausgangsquerschnitt,  $q$  den Querschnitt der Probe nach der Verformung und  $y$  den Verformungsgrad in % bedeuten. Es ergaben sich die in Zahlentafel 2 genannten Ausgangsquerschnitte.

Die Verformung durch Dehnen wurde an 500 mm langen Stäben vorgenommen, da hier-

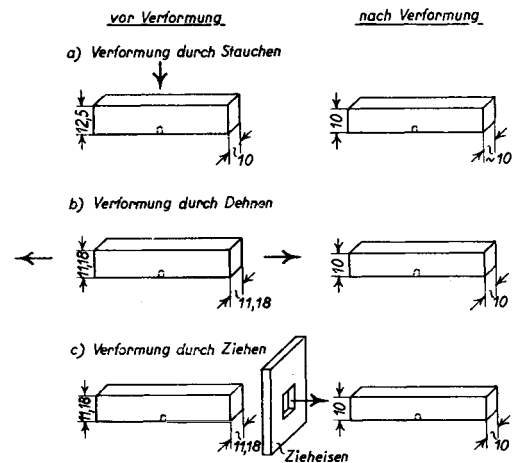


Abb. 4. Schematische Darstellung der Verformungsvorgänge.

durch die Verluste zum Einspannen verhältnismäßig gering waren. Beim Versuch wurde der Werkstoff solange in der Zerreißmaschine gereckt, bis der gewünschte Querschnitt von 10 mm × 10 mm erreicht war (schematische Darstellung des Dehnvorganges Abb. 4b). Voraussetzung für dieses Verfahren ist eine vollkommene Gleichmaßdehnung des Stahlstabes, da sonst verschiedene Abschnitte der Probe verschieden stark verformt werden. Durch genaue Messungen an einigen Probe-stäben wurde festgestellt, daß für Armcoeisen diese Bedingung bis zu einem Dehngrad von 20% gerade noch erfüllt war.

Nach der Verformung wurden die Stäbe in Proben von 55 mm Länge zerteilt, wobei mit größter Vorsicht beim Einspannen in den Schraubstock verfahren wurde, um eine zusätzliche Verformung zu vermeiden. Die durch den Sägeschnitt an den Trennflächen eintretende Verformung hat infolge der Länge der Proben keinen Einfluß auf die Kerbschlagzähigkeit.

Die Größe der Verformung bei den Ziehversuchen wurde, wie bei den Dehnversuchen, durch die Querschnittsverminderung bezogen auf den Ausgangsquerschnitt bestimmt. Es ergaben sich also für die Bearbeitung die

gleichen Ausgangsquerschnitte wie bei den Dehnversuchen (Zahlentafel 2).

500 mm lange Stäbe wurden jeweils in einem Zug mit gleicher Geschwindigkeit durch ein Zieheisen von 10 mm × 10 mm gezogen (schematische Darstellung des Ziehvorganges Abb. 4c). Nach der Verformung wurden diese Stäbe ebenfalls in Proben von 55 mm Länge zerteilt.

Vor Durchführung der Verformungsversuche wurde eine Normalglühung in Kästen vorgenommen, wobei der Werkstoff durch Einpacken in Armco-Eisen-Späne vor Verzunderung geschützt wurde. Die Proben waren nach 1-stündiger Glühung bei 950° ebenso blank wie vorher. Stichprobenmäßig hergestellte Querschleife zeigten untereinander und über den ganzen Querschnitt gleichmäßige Korngröße.

Zur Feststellung der Alterung nach Verformung wurde ein Teil der Proben bei 250° 1 Stunde angelassen, während die für die Rekristallisation vorgesehenen Proben bei 600°, 700°, 800° und 880° mit Glühzeiten von 15 Minuten und 2 Stunden rekristallisiert wurden. Auch diese Warmbehandlung wurde in Glühkästen mit Armco-Eisen-Spänen vorgenommen, um eine Verzunderung der Proben zu verhüten.

Im Verlaufe der Untersuchungen tauchte die Frage auf, ob der Einfluß einer mechanischen Vorbehandlung (Verformung) auch nach Rekristallisation im Werkstoff noch feststellbar ist. Zur Klärung dieser Frage wurde die Alterungsabhängigkeit nach erfolgter Rekristallisation untersucht. Hierzu sollten verglichen werden: die Kerbschlagwerte des nach verschiedenartiger Verformung rekristallisierten, nicht gealterten Werkstoffes mit denen des rekristallisierten, künstlich gealterten Armco-Eisens. Diese künstliche Alterung wurde durch Stauchen in der aus Abb. 5 ersichtlichen Weise und anschließendes einstündiges Anlassen bei 250° erreicht.

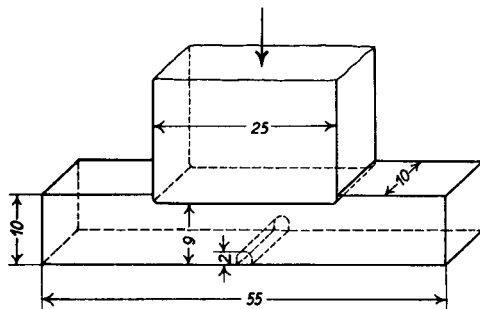


Abb. 5. Schematische Darstellung des Stauchvorganges für die künstliche Alterung der rekristallisierten Proben.

Die durch diese Alterungsstauchung verursachte Verringerung der Probenhöhe von 10 auf 9 mm wurde dadurch ausgeglichen, daß die Einkerbung nur in einer Tiefe von 2 mm vorgenommen wurde, während die nicht gealterten Proben den Normkerb von 3 mm erhielten. Der beim Schlagen beanspruchte Querschnitt betrug also bei allen Proben 7 × 10 mm<sup>2</sup>.

Nach dem oben Gesagten lagen zur Untersuchung vor: gestauchte, gedehnte, gezogene Proben mit Verformungsgraden von:

2, 4, 8, 12, 16 und 20%,

- a) im gealterten Zustand,
- b) nach Rekristallisation bei 600°, 700°, 800° und 880° mit Glühzeiten von jeweils 15 Minuten und 2 Stunden,
  - 1) im nicht gealterten Zustand,
  - 2) im künstlich gealterten Zustand.

Nach dem Einfräsen des Kerbs wurden an jeweils zwei gleichartig behandelten Proben die Schlagversuche bei den Temperaturen: 0°, +20°, +50°, +100°, +200° und +250° durchgeführt. Als Ergebnis wurde das Mittel aus beiden Werten genommen, wobei Streuungen bis zu 20% auftraten.

Die Kornzählung für die Untersuchung der Rekristallisationsfähigkeit wurde an Querschleifen der Kerbschlagproben nach dem Flächenmeßverfahren vorgenommen. Es wurde die Gesamtfläche (F in mm<sup>2</sup>) einer Anzahl Körner bestimmt, und deren Zahl (z) festgestellt. Die „mittlere Korngröße“ (S) wurde durch Teilen der Gesamtfläche durch die Kornzahl unter Berücksichtigung der angewandten linearen Vergrößerung (V) errechnet nach:

$$S = \frac{F \cdot 10^6}{z \cdot V^2} \text{ in } \mu^2.$$

Die Messungen hierfür wurden an drei verschiedenen Stellen des Querschnitts von zwei Proben vorgenommen und aus diesen 6 Werten das Mittel bestimmt. Die Streuungen betragen im Durchschnitt 3%.

Die Ergebnisse der Versuche zur Prüfung des Einflusses der Verformungsart auf die Alterung sind in den Abb. 6 bis 16 dargestellt.

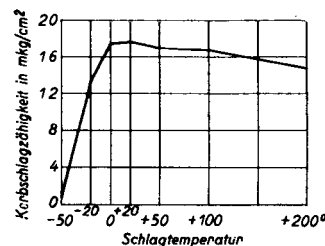


Abb. 6. Kerbschlagzähigkeit normal gealterten Armco-Eisens (Mittelwerte aus je 10 Einzelversuchen).



Abb. 6 zeigt die Kerbschlagzähigkeitskurve des normalgeglühten Werkstoffes. Der Steilabfall liegt zwischen den Schlagtemperaturen  $-50^{\circ}$  und  $0^{\circ}$  und erreicht in der Hochlage bei  $0^{\circ}$  eine Kerbschlagzähigkeit von ungefähr  $18 \text{ mkg/cm}^2$ .

In Abb. 7 sind die Kerbschlagwerte der mit

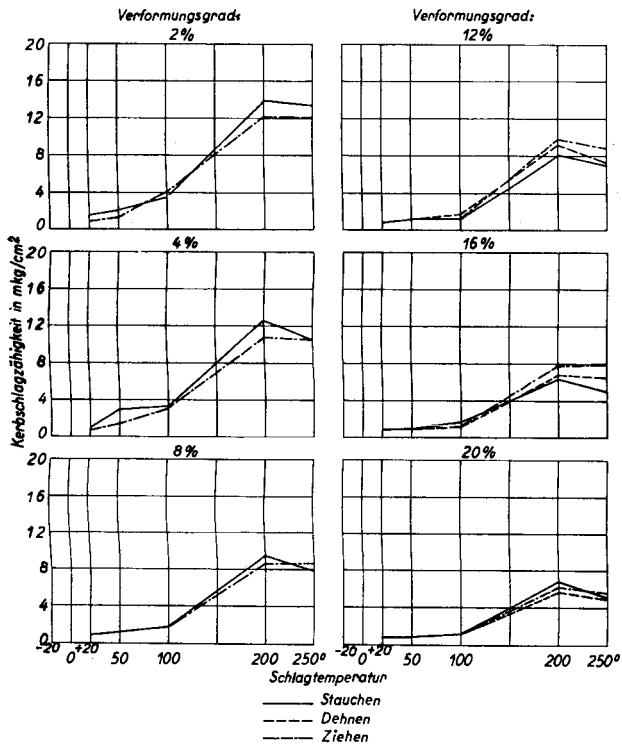


Abb. 7. Kerbschlagwerte der verformten Proben nach Alterung.

verschiedenen Verformungsgraden verformten Proben nach Alterung dargestellt. Der Steilabfall liegt in dem Temperaturbereich von  $+100^{\circ}$  bis  $+200^{\circ}$ . Die Verlagerung zu höheren Temperaturen als Folge der Alterung beträgt also im Vergleich zum normalgeglühten Werkstoff ungefähr  $160^{\circ}$ , gleichzeitig damit sinkt auch die Hochlage von  $18 \text{ mkg/cm}^2$  auf Werte zwischen 6 und  $13 \text{ mkg/cm}^2$ .

Infolge Mangels an Werkstoff fehlen die Kerbschlagzähigkeitskurven der nach Verformung von 2, 4 und 8% durch Dehnen gealterten Proben. Da jedoch der Verlauf der Kurven bei den höheren Verformungsgraden 12, 16 und 20% für alle 3 Verformungsarten annähernd gleich ist, und bei den niedrigen Verformungsgraden die Werte für Stauchen und Ziehen ebenfalls gute Übereinstimmung zeigen, kann angenommen werden, daß für diese niedrigen Verformungsgrade die Kerbschlagzähigkeit der gedehnten Proben gleiche Werte hat wie bei

den gestauchten und gezogenen Proben. Unter Zugrundelegung dieser Annahme kann eine unterschiedliche Wirkung der verschiedenen Verformungsarten auf die Alterung nicht festgestellt werden.

Dagegen ist der Einfluß des Verformungsgrades sehr deutlich zu erkennen durch die mit steigendem Verformungsgrad eintretende Erniedrigung der Kerbschlagzähigkeitswerte in der Hochlage. Der Höchstwert der Kerbschlagzähigkeit sinkt für alle 3 Verformungsarten von etwa  $13 \text{ mkg/cm}^2$  nach einer Verformung von 2% auf etwa  $6 \text{ mkg/cm}^2$  nach einer Verformung von 20%. Ein ähnliches Verhalten, allerdings nur nach Verformung durch Stauchen, konnten schon E. Maurer und R. Mailänder<sup>12)</sup> und H. von Köckritz<sup>13)</sup> nachweisen.

In den folgenden Abb. sind die Kerbschlagzähigkeitskurven der rekristallisierten Proben im nicht gealterten und im künstlich gealterten Zustand dargestellt. Abb. 8 zeigt die nach einer

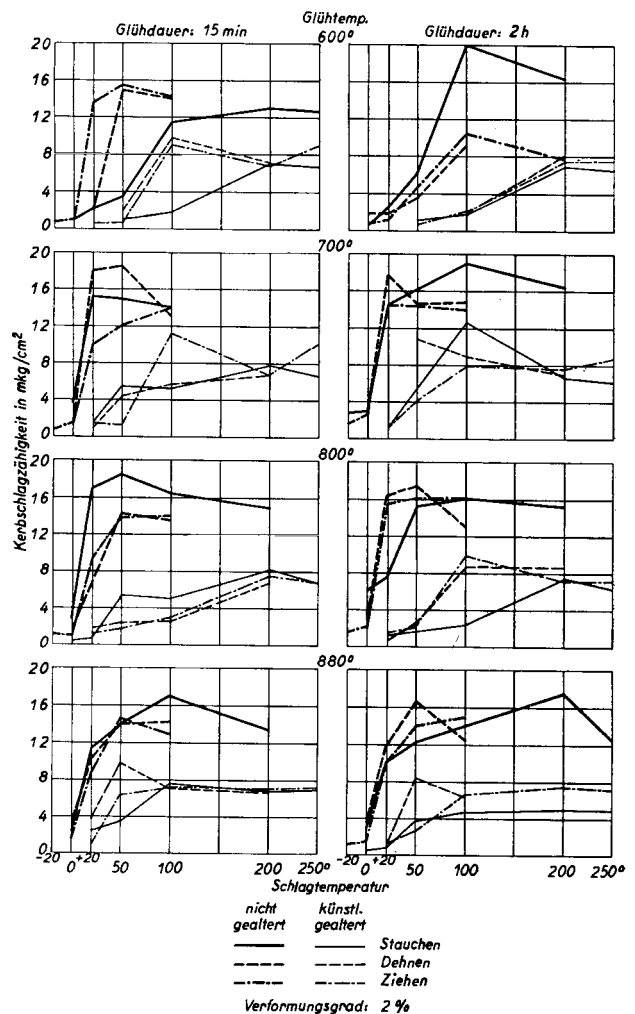


Abb. 8. Kerbschlagwerte der nach 2%iger Verformung durch Stauchen, Dehnen und Ziehen rekristallisierten Proben in nicht gealtertem und in künstlich gealtertem Zustand.

Verformung von 2% durch Stauchen, Dehnen und Ziehen und anschließender Rekristallisation bei 600°, 700°, 800° und 880° nach Glühzeiten von 15 Minuten und 2 Stunden erhaltenen Kerbschlagzähigkeitskurven. Der Steilabfall des rekristallisierten, nicht gealterten Werkstoffes liegt mit Ausnahme der niedrigsten Rekristallisationstemperatur von 600° zwischen den Schlagtemperaturen 0° und +50° und hat im Mittel eine Hochlage von 15 mkg/cm<sup>2</sup>. Im Vergleich zum normalgeglühten Armcoeisen ist also eine Verschiebung des Steilabfalles zu höheren Temperaturen um etwa 35° bei gleichzeitiger Abnahme der Hochlage um 3 mkg/cm<sup>2</sup> eingetreten.

Nach künstlicher Alterung verschiebt sich der Steilabfall noch weiter zu höheren Temperaturen bis in den Bereich von +50° bis +100°, wobei die Höchstwerte der Hochlage abfallen auf 6 bis 8 mkg/cm<sup>2</sup>. Wie oben erwähnt, weichen die bei 600° geglühten Proben von diesem Ergebnis ab: der Steilabfall liegt sowohl für die

nichtgealterten als auch für die künstlich gealterten Proben bei noch höheren Temperaturen (+20° bis +100° bzw. +100° bis +200°). Dies ist wahrscheinlich darauf zurückzuführen, daß bei der niedrigen Temperatur der Werkstoff noch nicht rekristallisiert ist und sich daher der Einfluß von Verformungsspannungen noch geltend macht.

Eine unterschiedliche Wirkung der 3 Verformungsarten auf die nach einer Verformung von 2% rekristallisierten Proben ist nicht feststellbar; ebenso ist kein Einfluß der Glühzeit auf den Verlauf der Kerbschlagzähigkeitskurven zu erkennen.

Die Kerbschlagzähigkeitswerte für die übrigen Verformungsgrade 4, 8, 12, 16 und 20% sind in den Abb. 9 bis 13 dargestellt; jeweils auch für die 4 Glühtemperaturen 600°, 700°, 800° und 880° und die beiden Glühzeiten 15 Minuten und 2 Stunden. Diese Kurven zeigen abgesehen von

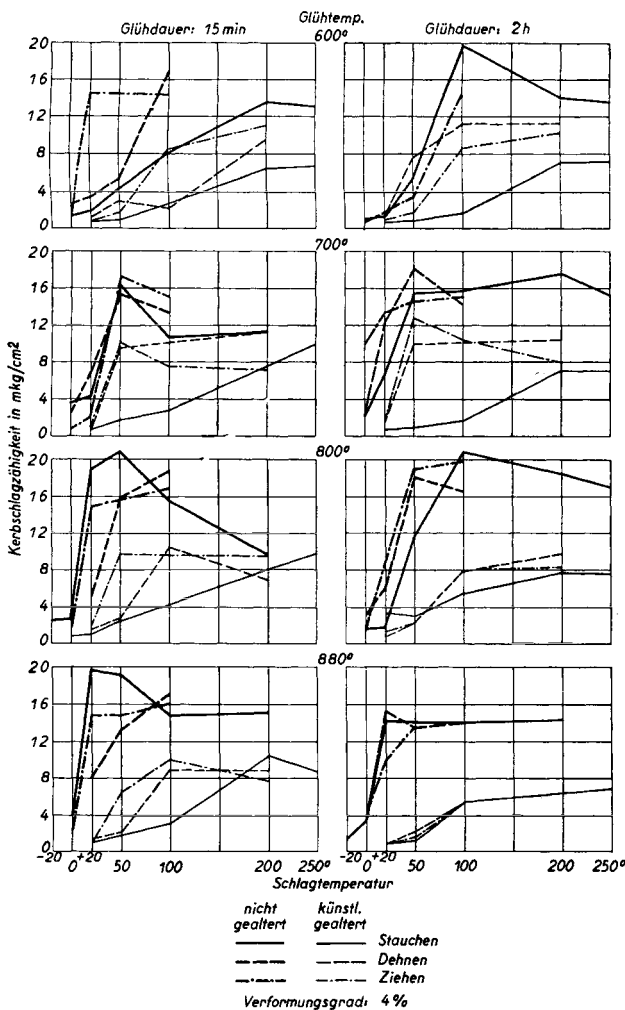


Abb. 9. Kerbschlagwerte der nach 4%iger Verformung rekristallisierten Proben.

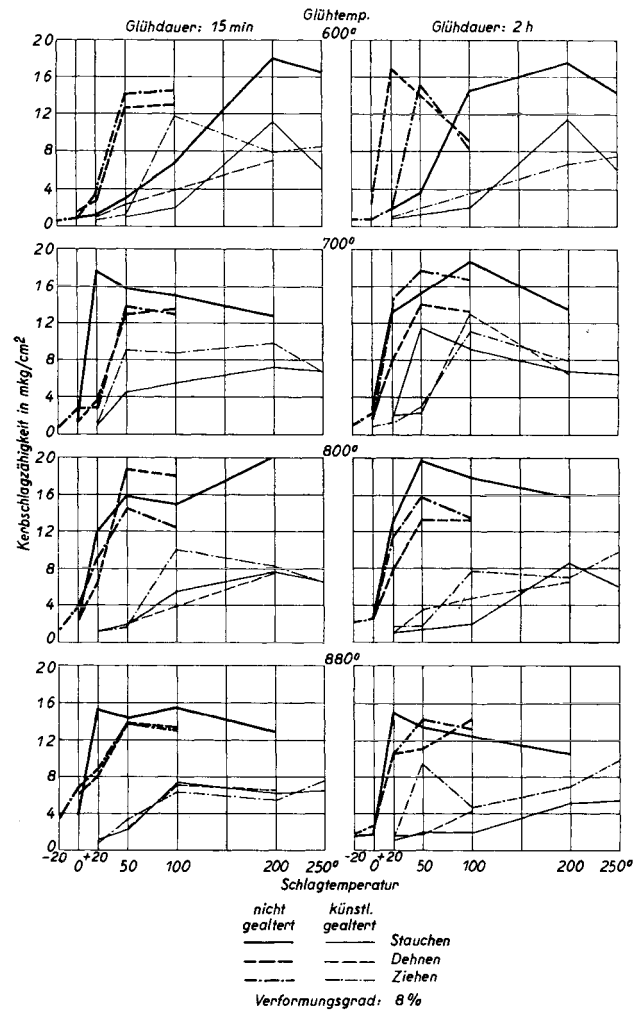


Abb. 10. Kerbschlagwerte der nach 8%iger Verformung rekristallisierten Proben.

den Streuungen das gleiche Ergebnis wie die im vorhergehenden besprochenen Versuche nach einer Verformung von 2%: im nichtgealterten Zustand Steilabfall zwischen 0° und +50°, Hochlage im Mittel 15 mkg/cm<sup>2</sup>; im künstlich gealterten Zustand Steilabfall zwischen +50° und +100°, Hochlage im Mittel bei 6 bis 8 mkg/cm<sup>2</sup>. Ein Einfluß der Verformungsart und Glühzeit ist nicht zu finden.

In den Abb. 14, 15 und 16 sind für die drei Verformungsarten Stauchen, Dehnen und Ziehen die Kerbschlagzähigkeitskurven für Verformungen von 2, 8 und 20% nach Rekristallisation bei 600°, 700°, 800° und 880° nach Glühzeiten von 15 Minuten und 2 Stunden dargestellt. Im Gegensatz zu den Ergebnissen der nach der Verformung gealterten Proben, bei denen ein deutlicher Einfluß des Verformungsgrades zu erkennen ist, tritt diese Wirkung bei den rekristallisierten Proben nicht in Erscheinung.

Der Einfluß der mechanischen Vorbehandlung auf den Werkstoff wird also durch die Rekristallisation aufgehoben oder zumindest derartig überlagert, daß er nicht mehr zur Geltung kommen kann.

Zusammenfassend kann gesagt werden, daß ein Einfluß der Verformungsart auf die Alterung nicht besteht; dagegen wird der in früheren Arbeiten nachgewiesene Einfluß des Verformungsgrades auf die Alterung bestätigt. Eine Wirkung der mechanischen Vorbehandlung läßt sich an rekristallisierten Proben mit Hilfe von Kerbschlagzähigkeitsuntersuchungen nicht feststellen.

Die Ergebnisse der Versuche zur Prüfung des Einflusses der Verformungsart auf die Rekristallisation sind in den Zahlentafeln 3, 4 und 5 wiedergegeben. Die Abb. 17 bis 22 zeigen Aufnahmen von Raummodellen, in denen die Korngröße in Abhängigkeit von Verformungs-

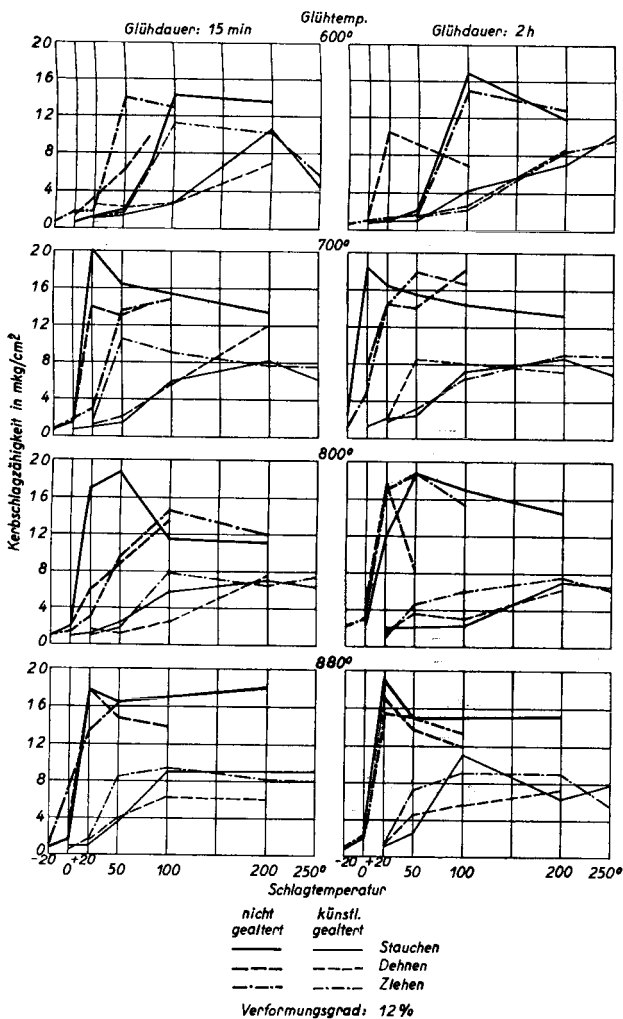


Abb. 11. Kerbschlagwerte der nach 12%iger Verformung rekristallisierten Proben.

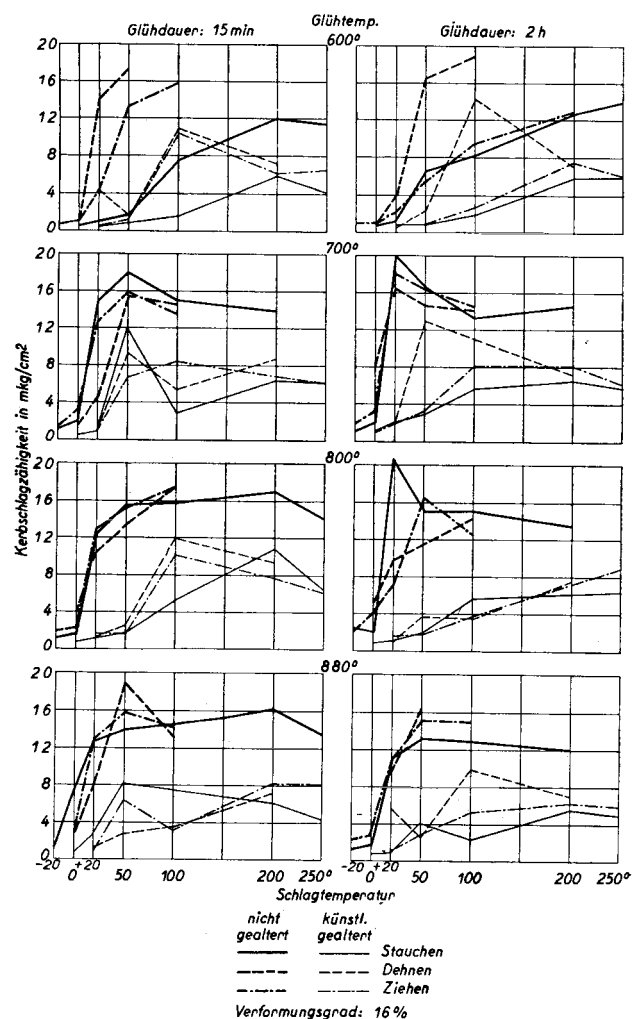


Abb. 12. Kerbschlagwerte der nach 16%iger Verformung rekristallisierten Proben.



Zahlentafel 4.

Korngröße in Abhängigkeit von Verformungsgrad, Rekristallisationstemperatur und Glühzeit nach Verformung durch Dehnen (Korngröße in  $\mu^2$ ).

Verformungsgrad %	Glühzeit: 15 min				2 h			
	Rekristallisations-Temperatur in °				Rekristallisations-Temperatur in °			
	600	700	800	880	600	700	800	880
0	12 000	12 000	12 000	7 800	12 000	12 000	12 000	7 800
2	14 860	14 660	13 100	7 680	14 900	17 700	18 100	7 870
4	13 900	15 310	14 880	9 960	15 900	15 900	15 500	8 750
8	13 875	13 350	16 950	9 340	14 200	14 000	61 250	8 610
12	11 450	12 100	18 950	6 720	13 500	12 400	20 150	9 180
16	8 675	9 025	15 200	8 200	12 300	10 500	15 900	9 300
20	5 400	6 490	10 250	8 100	7 600	7 300	11 000	9 200

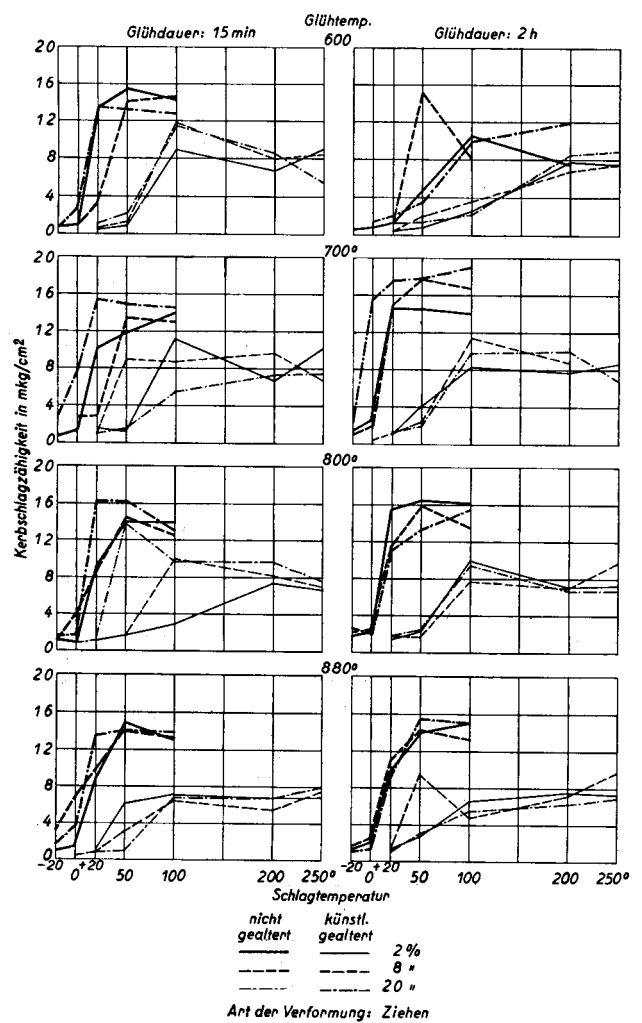
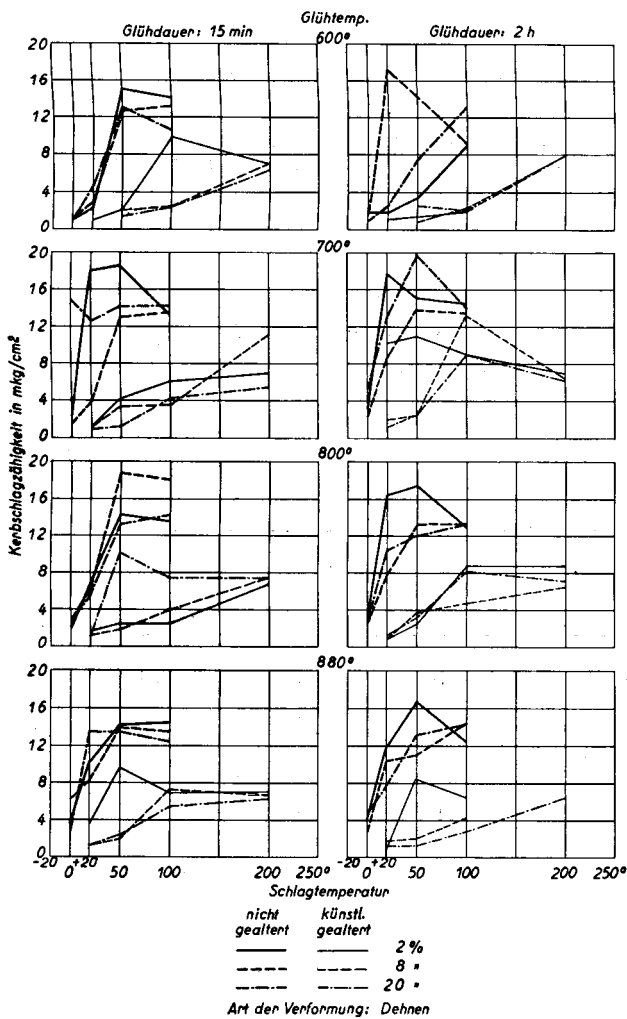


Abb. 15. Kerbschlagwerte der nach 2, 8 und 20%iger Verformung durch Dehnen rekristallisierten Proben.

Abb. 16. Kerbschlagwerte der nach 2, 8 und 20%iger Verformung durch Ziehen rekristallisierten Proben.

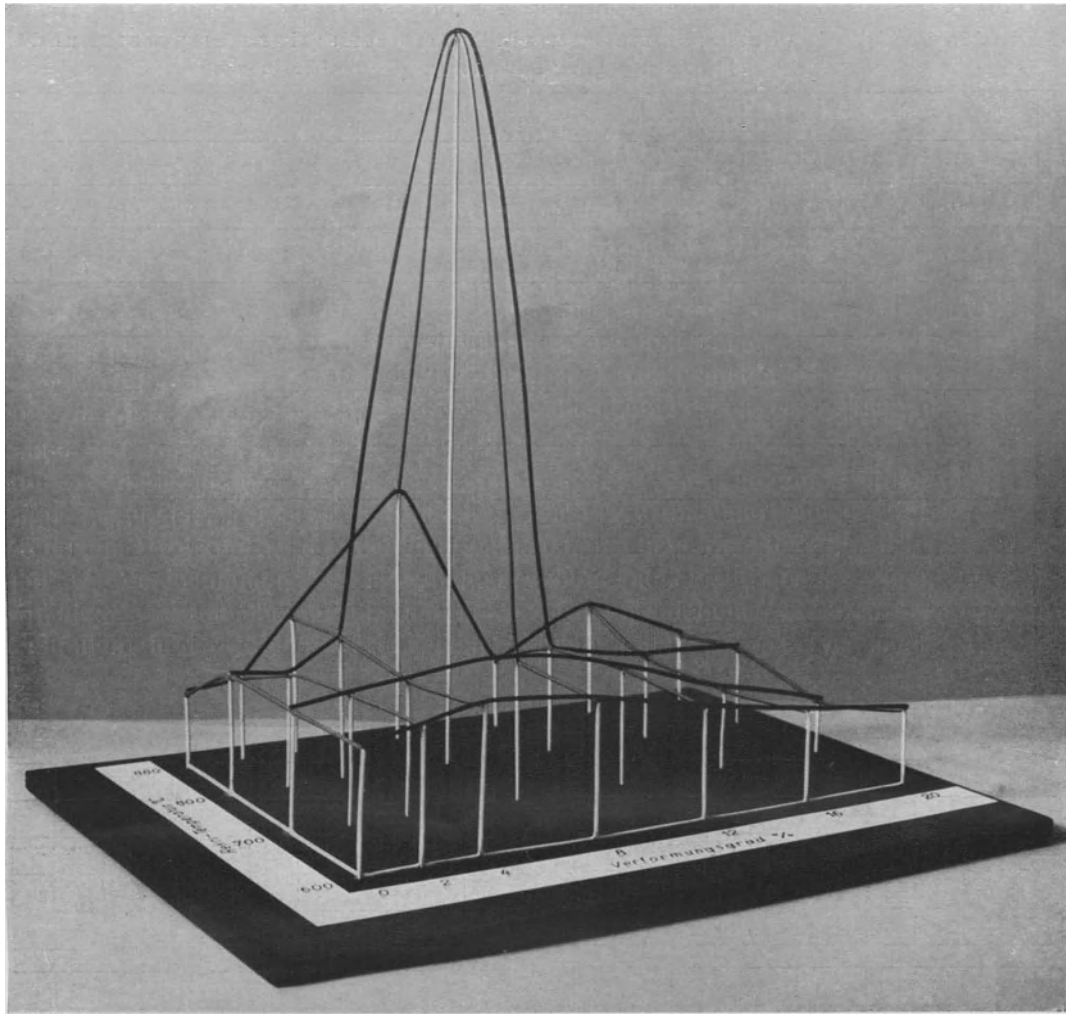


Abb. 17. Korngröße in Abhängigkeit von Verformungsgrad und Rekristallisationstemperatur.  
Verformungsart: Stauchen. Glühzeit: 15 Minuten.

Zahlentafel 5.

Korngröße in Abhängigkeit von Verformungsgrad, Rekristallisationstemperatur und Glühzeit nach Verformung durch Ziehen (Korngröße in  $\mu^2$ ).

Verformungsgrad %	Glühzeit: 15 min				2 h			
	Rekristallisations-Temperatur in °				Rekristallisations-Temperatur in °			
	600	700	800	880	600	700	800	880
0	12 000	12 000	12 000	7 800	12 000	12 000	12 000	7 800
2	14 560	13 975	14 550	8 720	17 210	15 310	15 310	8 140
4	15 080	13 700	14 350	8 175	17 800	14 160	14 780	8 640
8	12 940	13 610	52 000	6 590	13 700	14 760	53 500	8 360
12	10 110	9 560	13 970	7 660	12 310	10 675	23 100	6 760
16	6 830	6 780	11 080	8 530	7 290	7 890	11 500	7 180
20	5 280	3 900	8 020	5 280	9 780	6 330	7 690	8 900

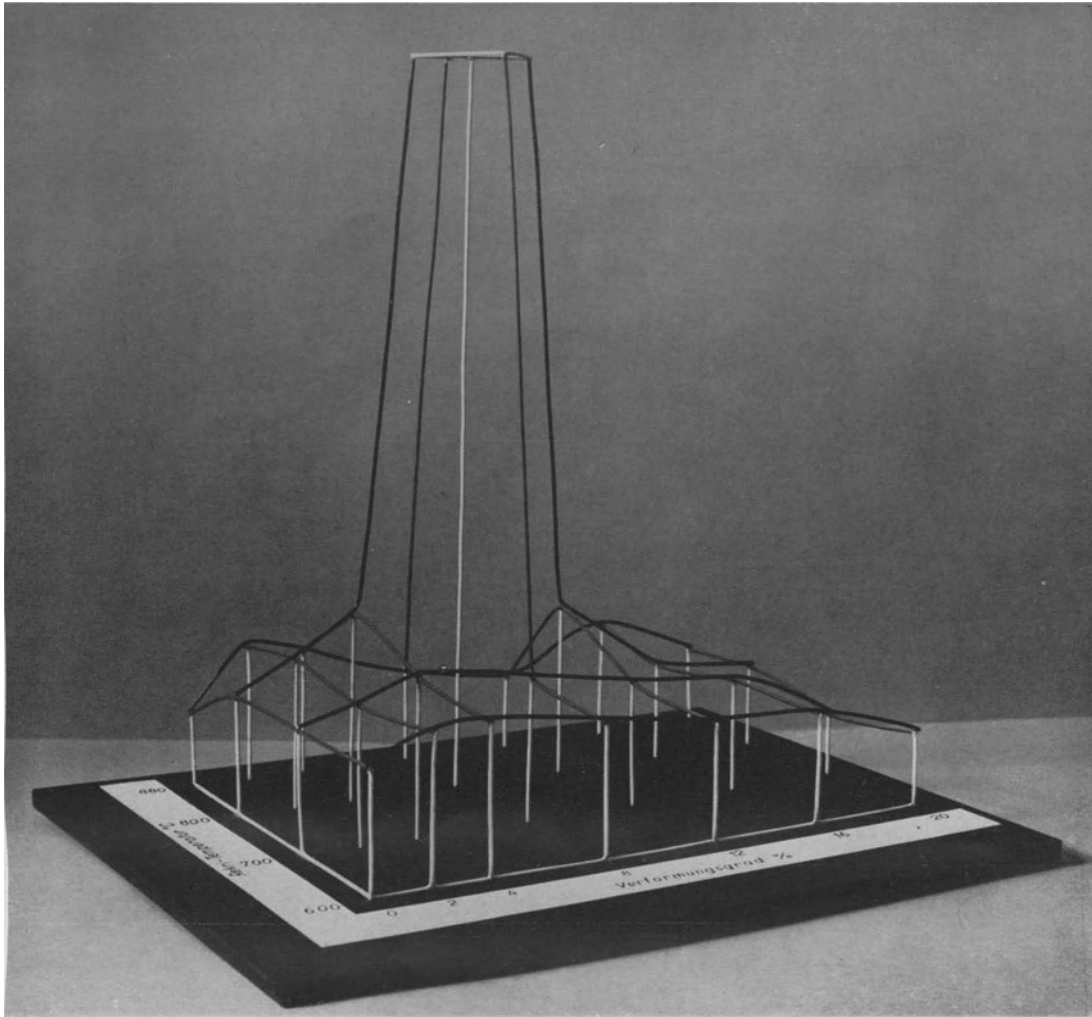


Abb. 18. Korngröße in Abhängigkeit von Verformungsgrad und Rekristallisationstemperatur.  
Verformungsart: Stauchen. Glühzeit: 2 Stunden.  
(Aus Gründen der Übersichtlichkeit wurde der Höchstwert in halber Höhe eingetragen.)

grad und Rekristallisationstemperatur dargestellt ist. Der Höchstwert der Korngröße liegt bei einer Verformung von 8% und 800° Rekristallisationstemperatur; eine Ausnahme bildet die Verformung durch Dehnen und Rekristallisation bei 15 Minuten Glühzeit (Abb. 19). Hier tritt der Höchstwert erst bei einer Verformung von 12% auf und ist erheblich niedriger als die Höchstwerte bei den anderen Behandlungsarten. Das Absinken der Korngröße von den hohen Werten bei 800° auf kleinere Werte bei 880° ist dadurch bedingt, daß der Werkstoff bei dieser Temperatur schon in den Umwandlungsbereich gelangt und teilweise eine Umkörnung erleidet, die eine Ausbildung des Rekristallisationskornes verhindert.

Ein Einfluß der Verformungsart auf die Rekristallisation läßt sich nur im Bereich der Bildung sehr großer Körner, verursacht durch eine Verformung von 8% und Glühung bei 800°, feststellen. Die höchsten Korngrößen treten nach Verformung durch Stauchen auf ( $171\,000\ \mu^2$ ); die bei der kurzen Glühzeit von 15 Minuten zu beobachtenden Unterschiede zwischen den Höchstwerten der Korngröße nach Verformung durch Dehnen und Ziehen gleichen sich bei längerer Glühzeit (2 Stunden) aus und erreichen einen annähernd gleichen Wert von  $\sim 60\,000\ \mu^2$ , der jedoch erheblich unter dem Höchstwert der Korngröße nach Stauchung liegt.

Als Ergebnis der Versuche über den Einfluß der Verformungsart auf die Rekristallisation

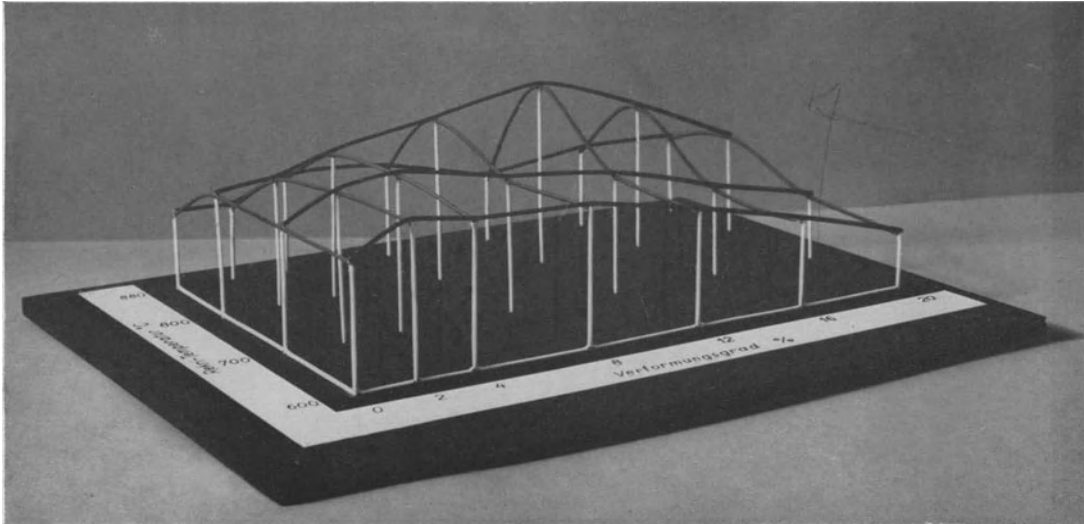


Abb. 19. Korngröße in Abhängigkeit von Verformungsgrad und Rekristallisationstemperatur.  
Verformungsart: Dehnen. Glühzeit: 15 Minuten.

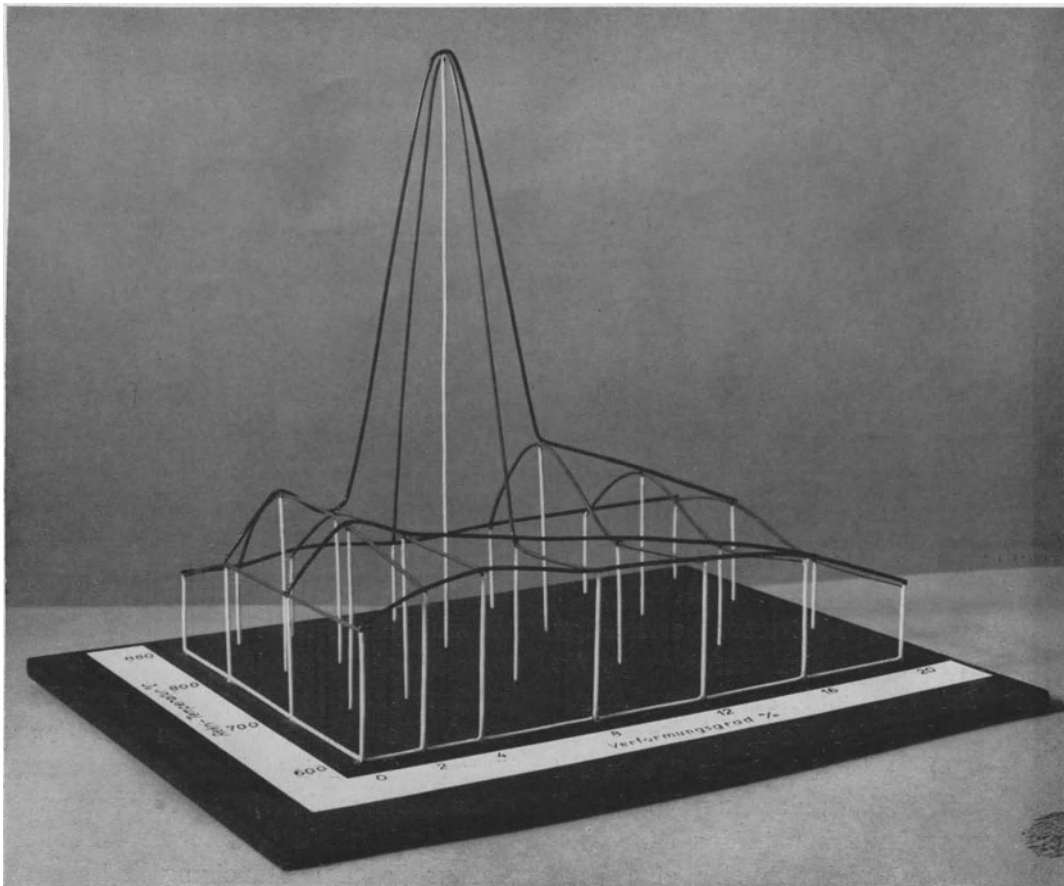


Abb. 20. Korngröße in Abhängigkeit von Verformungsgrad und Rekristallisationstemperatur.  
Verformungsart: Dehnen. Glühzeit: 2 Stunden.



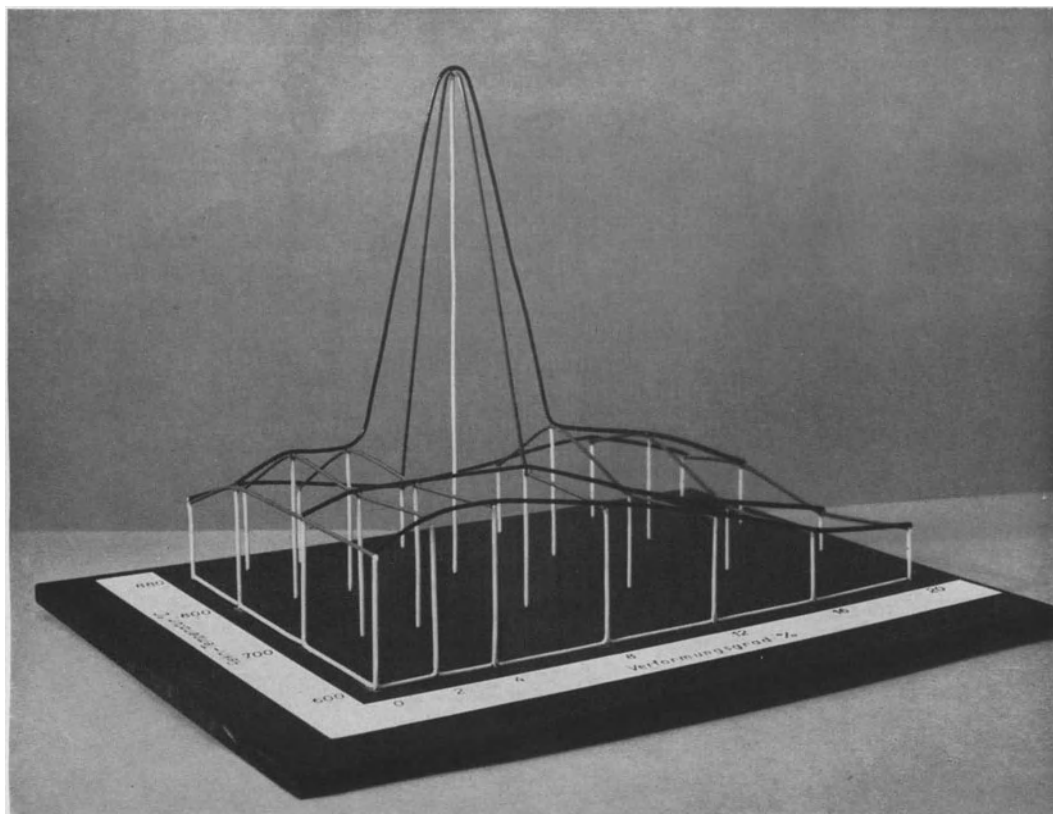


Abb. 21. Korngröße in Abhängigkeit von Verformungsgrad und Rekristallisationstemperatur.  
Verformungsart: Ziehen. · Glühzeit: 15 Minuten.

wird demnach festgestellt, daß eine unterschiedliche Wirkung nur im Bereich der Bildung sehr großer Kristalle auftritt. Hier bedingt eine Verformung durch Stauchen ein etwa dreimal so großes Rekristallisationskorn wie Verformung durch Dehnen oder Ziehen.

Eine Feststellung, die allerdings etwas aus dem Rahmen dieser Arbeit fällt, läßt sich ohne weiteres aus den im Vorhergehenden besprochenen Versuchen ableiten und zwar auf Grund der bei gleicher Korngröße auftretenden Unterschiede in der Lage des Steilabfalles des rekristallisierten Werkstoffes im Vergleich zum normalgeglühten. Für den nach einer Dehnung von 12% bei 700° und 15 Minuten Glühzeit rekristallisierten Werkstoff wurde eine Korngröße von 12100  $\mu^2$  (Zahlentafel 4) und ein Steilabfall bei 0° bis + 50° (Abb. 11) ermittelt. Bei gleicher Korngröße (12 000  $\mu^2$ ) liegt dagegen beim normalgeglühten Werkstoff der Steilabfall bei wesentlich tieferen Temperaturen (— 50° bis 0°, Abb. 6). Es ist also für den Verlauf der Kerbschlagzähigkeit-Temperatur-Kurve nicht gleichgültig, ob gleichgroße Körner durch

Normalglühung oder rekristallisierende Glühung erzielt werden.

Weiterhin wurde beim rekristallisierten Werkstoff kein Unterschied in der Temperaturlage des Steilabfalles festgestellt, obwohl Unterschiede in der Korngröße im Verhältnis 1 : 20 auftraten. Aus Zahlentafel 3 geht hervor, daß nach einer Verformung von 8% durch Stauchen und 2 Stunden Glühung bei 800° eine Korngröße von 171 000  $\mu^2$  entstand gegenüber einer Korngröße von 8750  $\mu^2$  nach einer Verformung von 20% unter gleichen Glühverhältnissen. Dieser Unterschied in der Korngröße hat keinen Einfluß auf die Kerbschlagzähigkeit. Abb. 14 zeigt bei 800° und 2 Stunden Glühung den annähernd gleichen Verlauf der Kerbzähigkeitskurven dieser mit verschiedenen Korngrößen rekristallisierten Proben.

Daraus ist zu schließen, daß ein Einfluß der Korngröße auf die Kerbschlagzähigkeit nicht besteht. Ein gleiches Ergebnis konnten schon E. D o b i n s k i und H. H a n e m a n n<sup>14)</sup> nachweisen.

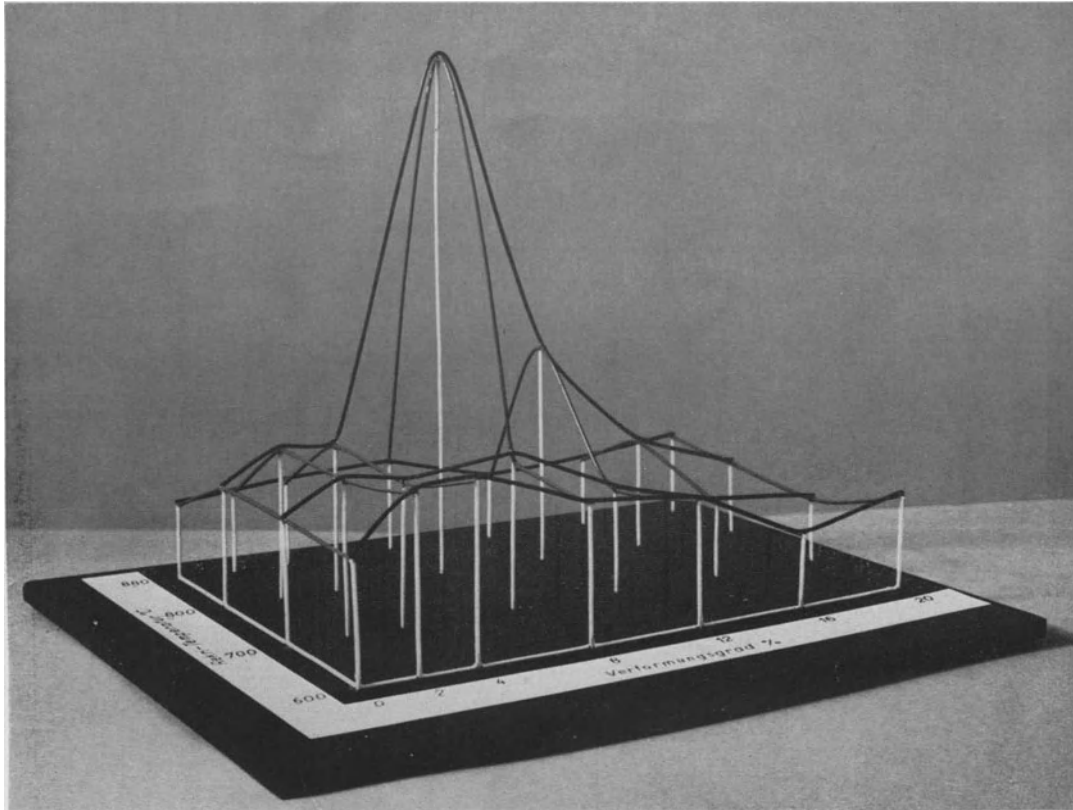


Abb. 22. Korngröße in Abhängigkeit von Verformungsgrad und Rekristallisationstemperatur.  
Verformungsart: Ziehen. Glühzeit: 2 Stunden.

### Ergänzende Versuche.

Ein durch Stauchen oder Ziehen verformter Stahl enthält oft noch erhebliche Spannungsunterschiede zwischen den einzelnen Querschnittszonen, die beim Stauchen durch die den Fließvorgang hemmenden Druckflächen und beim Ziehen durch den reibenden Einfluß des Zieheisens hervorgerufen werden. Als Beispiel hierfür lassen sich die bei kaltgezogenen Stücken auftretenden Zugspannungen im Kern und Druckspannungen in der Randzone anführen, die unter Umständen zum Abreißen des Kernes führen können. („Überziehen“). Beim Stauchen wird die den Fließvorgang verhindernde Wirkung der Preßflächen sichtbar durch die tonnenförmige Ausbeulung der Probenmitte. Es ist demnach bei diesen Verfahren eine in Bezug auf Verformungsgrad eindeutige und gleichmäßige Verformung nicht zu erreichen.

Aufgrund der Tatsache, daß in einem gebogenen Stabe Verformungen durch Zug und Druck auftreten und in ihrer Größe bei gleicher Entfernung von der Probenmitte gleichgroße

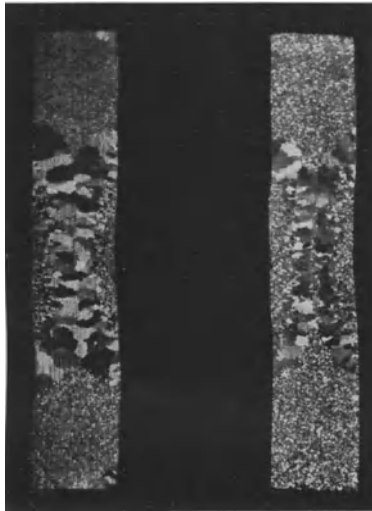
Werte haben, wurden ergänzende Versuche durchgeführt.

Proben aus Armcoeisen von der Größe  $10 \text{ mm} \times 10 \text{ mm} \times 60 \text{ mm}$  wurden um einen Winkel von  $60^\circ$  gebogen und dann normalgeglüht, um die durch die Biegung hervorgerufene Änderung des Werkstoffes zu beseitigen. Durch Richten wurde nun die Probe neuerlich verformt und anschließend rekristallisiert. Abb. 23 zeigt Längsschliffe durch 2 rekristallisierte Stäbe in der Ebene der Verformungsrichtung. Es ist zu erkennen, daß ein Unterschied in der Korngröße auf der Zug- bzw. Druckseite nicht besteht.

Bei diesen Proben wurde ferner mit Hilfe von Kerbschlagversuchen der Einfluß der Verformungsart auf die Alterung untersucht. Es wurde dabei so vorgegangen, daß nach erfolgter Alterung ein 7 mm tiefer Kerb durch die Zug- bzw. Druckzone hindurchgelegt wurde. Je nach der Seite, von der aus der Kerb eingeschnitten wurde, ist dann beim Kerbschlagversuch die gestauchte oder die gedehnte Faser beansprucht

worden. Auch hier wurde ein Unterschied nicht festgestellt; die bei 20° ausgeführten Kerbschlagversuche ergaben im Mittel aus 10 Versuchen bei Streuungen von 10% für die Druckseite eine Kerbschlagzähigkeit von 6,6 mkg/cm<sup>2</sup>, für die Zugseite von 6,3 mkg/cm<sup>2</sup>.

nat. Größe



30 min bei 800°

9 h bei 750°

Abb. 23. Biegeproben nach dem Richten rekristallisiert.

Bei einer zweiten Versuchsausführung wurden die nach dem Verformen gealterten Proben in Längsrichtung senkrecht zur Verformungsrichtung durchgeschnitten. Die auf diese Weise erhaltenen Proben von 5 mm × 10 mm × 60 mm Größe bestanden also dann nur aus gedehntem oder gestauchtem Werkstoff. Von einer Schmalseite aus wurde ein 3 mm tiefer Kerb eingefräst und daraufhin die Kerbschlagzähig-

Zahlentafel 6.

Kerbschlagzähigkeit des nach Verformung durch Biegen gealterten Werkstoffes.

a) Druckseite beansprucht.

Schlagtemperatur in °	± 0	+ 20	+ 50	+ 100	+ 200
Schlagarbeit mkg/cm <sup>2</sup>	1,1	6,2	10,1	10,2	9,6

b) Zugseite beansprucht.

Schlagtemperatur in °	+ 0	+ 20	+ 50	+ 100	+ 200
Schlagarbeit mkg/cm <sup>2</sup>	1,1	6,0	9,1	10,0	8,2

keit für verschiedene Temperaturen bestimmt. Die Ergebnisse sind in Zahlentafel 6 und Abb. 24 dargestellt. Beide Kurven zeigen den gleichen

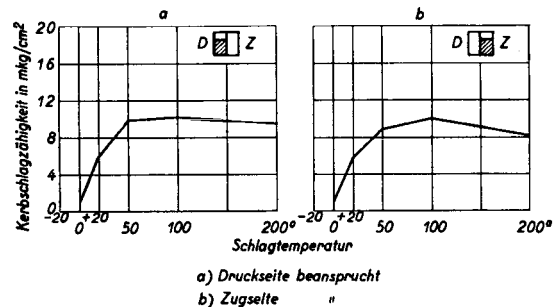


Abb. 24. Kerbschlagzähigkeit von Armco-Eisen, das nach Verformung durch Biegen gealtert wurde.

Verlauf. Ein verschiedenartiger Einfluß der beiden Verformungsarten Stauchen und Dehnen auf die Alterung wurde auch bei diesen Versuchen nicht festgestellt.

### Zusammenfassung.

An Armcoeisen mit 0,02% C wurde der Einfluß der Verformungsarten Stauchen, Dehnen und Ziehen bei verschiedenen Verformungsgraden auf Alterung und Rekristallisation untersucht. Die Rekristallisation wurde durch Kornmessung vor und nach verschiedenen Rekristallisationsglühungen, die Alterung durch die Änderung der Kerbschlagzähigkeit untersucht.

Eine unterschiedliche Wirkung der drei Verformungsarten auf die Alterung wurde nicht festgestellt; dagegen war der Einfluß des Verformungsgrades auf die Alterung zu erkennen durch die mit steigendem Verformungs-

grad eintretende Erniedrigung der Kerbschlagzähigkeitswerte in der Hochlage. Eine Wirkung der mechanischen Vorbehandlung ließ sich an rekristallisierten Proben mit Hilfe von Kerbschlagzähigkeitsuntersuchungen nicht feststellen.

Die Verformung durch Stauchen verursachte im kritischen Rekristallisationsgebiet ein etwa dreimal so großes Rekristallisationskorn wie Verformung durch Dehnen oder Ziehen.

Versuche mit Biegeproben bestätigen diese Ergebnisse.

Im Verlauf der Untersuchungen wurde weiterhin festgestellt, daß ein Einfluß der Korngröße auf die Kerbschlagzähigkeit nicht besteht. Dagegen ist es für den Verlauf der Kerbschlagzähigkeit-Temperatur-Kurve nicht gleichgültig, ob gleichgroße Körner durch Normalglühen oder rekristallisierendes Glühen erzielt werden. Die normalgeglühten Proben ergaben trotz gleicher Korngröße günstigere Werte als die rekristallisierten Proben.

Die vorliegende Arbeit wurde im Forschungs-Institut Dortmund der Kohle- und Eisenforschung G.m.b.H. ausgeführt. Es ist mir eine angenehme Pflicht, auch an dieser Stelle Herrn Prof. Dr.-Ing. E. H. Schulz meinen verbindlichsten Dank auszusprechen für die Anregung der Arbeit und die zahlreichen Ratschläge bei der Durchführung der Versuche. Herrn Dr.-Ing. W. Pü n g e l und Herrn Dr.-Ing. W. F a h r e n h o r s t danke ich für die rege Anteilnahme, die sie der Arbeit stets entgegengebracht haben.

---

## Schrifttum.

1. W. Eilender, H. Cornelius, H. Knüppel: „Einfluß von Stickstoff und Sauerstoff auf die mechanische Alterung von Stahl“. Arch. Eisenhüttenwes. 8 (1934/35) S. 507/09.
2. W. Köster: „Zur Frage des Stickstoffs im technischen Eisen“. Arch. Eisenhüttenwes. 3 (1929/30) S. 637/58.
3. G. Schmidt: „Einfluß der im technischen Eisen enthaltenen Verunreinigungen auf die Kerbzähigkeit“. Arch. Eisenhüttenwes. 8 (1934/35) S. 263/67.
4. E. Rasso w: „Einfluß der Deformationsart auf das Rekristallisationsdiagramm des Aluminium“. Z. Metallkde. 13 (1921) S. 558.
5. H. Hanemann: „Über Rekristallisation“. Stahl u. Eisen 47 (1927) S. 481/91.
6. R. Karnop, G. Sachs: „Versuche über die Rekristallisation von Metallen“. II. Z. Physik 52 (1928) S. 301/13.
7. R. Karnop, G. Sachs: „Versuche über die Rekristallisation von Metallen“. I. Z. Physik 42 (1927) S. 283 301.
8. H. Hanemann: „Die Rekristallisation beim Warmwalzen“. Stahl u. Eisen 49 (1929) S. 7/12.
9. H. Hanemann: „Rekristallisation nach Warmverformung“. Stahl u. Eisen 45 (1925) S. 1117/22.
10. H. Hanemann, A. Schrader: „Atlas Metallographicus“. Bd. I, S. 65, Tafel 99.
11. O. Bauer: „Flußstähle mit geringer Alterungseigenschaft“. Mitt. Vereinig. Großkesselbes. v. 20. 11. 27. Nr. 15, S. 7/21.
12. E. Maurer, R. Mailänder: „Zur Frage der Blausprödigkeit“. Stahl u. Eisen 45 (1925) S. 409/23.
13. H. v. Köckritz: „Über den zeitlichen Verlauf der Alterung weichen Stahles und über die Alterung von Stählen verschiedener Herkunft“. Mitt. Forsch.-Inst. Verein. Stahlwerke, Dortmund 2 (1930/32) S. 193/222.
14. E. Dobinsky, H. Hanemann: „Einfluß von Wärmebehandlungen zwischen A<sub>1</sub> und A<sub>3</sub> auf Gefüge und Kerbschlagzähigkeit kohlenstoffarmen Flußstahls“. Arch. Eisenhüttenwes. 9 (1935/36) S. 359/66.

## **Lebenslauf.**

Geboren am 11. Dezember 1908 in Düsseldorf.

1916 bis 1927 Schüler des „Realgymnasiums an der Rethelstraße“ in Düsseldorf. Abschluß mit Reifeprüfung im Februar 1927.

Studium des Eisenhüttenfachs: von 1927 bis 1928 an der Technischen Hochschule München. Von 1929 bis 1934 an der Technischen Hochschule Berlin. Dort Diplomprüfung im Mai 1934 mit Auszeichnung bestanden.

Von August 1934 bis Dezember 1936 beim Forschungs-Institut der Kohle- und Eisenforschung G.m.b.H., Dortmund (früher Forschungs-Institut der Vereinigte Stahlwerke A.-G.), tätig, seit Januar 1937 bei der Deutsche Edelstahlwerke A.-G., Krefeld.