

ISSN 0073-8433

PUBLIKATIONEN ZU WISSENSCHAFTLICHEN FILMEN

SEKTION
TECHNISCHE WISSENSCHAFTEN
NATURWISSENSCHAFTEN

SERIE 5 · NUMMER 13 · 1979

FILM E 2440

Torsionsbeanspruchung
Inhomogene Verformung
(Stahl, Kupfer, Aluminiumlegierungen)



INSTITUT FÜR DEN WISSENSCHAFTLICHEN FILM · GÖTTINGEN

Angaben zum Film:

Tonfilm (Komm., deutsch od. engl.), 16 mm, schwarzweiß, 119 m, 11 min (24 B/s). Hergestellt 1975, veröffentlicht 1978.

Das Filmdokument ist für die Verwendung in Forschung und Hochschulunterricht bestimmt. Veröffentlichung aus dem Institut für Werkstoffkunde und Herstellungsverfahren, Technische Universität Braunschweig, Dr.-Ing. W. WITZEL, und dem Institut für den Wissenschaftlichen Film, Göttingen, Ing. G. HUMMEL; Kamera: J. THIENEL; Schnitt: G. HUMMEL.

Zitierform:

WITZEL, W., und INST. WISS. FILM: Torsionsbeanspruchung – Inhomogene Verformung (Stahl, Kupfer, Aluminiumlegierungen). Film E 2440 des IWF, Göttingen 1978. Publikation von W. WITZEL, Publ. Wiss. Film., Sekt. Techn. Wiss./Naturw., Ser. 5, Nr. 13/E 2440 (1979), 19 S.

Anschrift des Verfassers der Publikation:

Dr.-Ing. W. WITZEL, Institut für Werkstoffkunde und Herstellungsverfahren der Technischen Universität Braunschweig, Postfach 3329, D-3300 Braunschweig.

PUBLIKATIONEN ZU WISSENSCHAFTLICHEN FILMEN

Sektion BIOLOGIE

Sektion ETHNOLOGIE

Sektion MEDIZIN

Sektion GESCHICHTE · PUBLIZISTIK

Sektion PSYCHOLOGIE · PÄDAGOGIK

Sektion TECHNISCHE WISSENSCHAFTEN

NATURWISSENSCHAFTEN

Herausgeber: H.-K. GALLE · Schriftleitung: E. BETZ, I. SIMÖN

PUBLIKATIONEN ZU WISSENSCHAFTLICHEN FILMEN sind die schriftlichen Ergänzungen zu den Filmen des Instituts für den Wissenschaftlichen Film und der Encyclopaedia Cinematographica. Sie enthalten jeweils eine Einführung in das im Film behandelte Thema und die Begleitumstände des Films sowie eine genaue Beschreibung des Filminhalts. Film und Publikation zusammen stellen die wissenschaftliche Veröffentlichung dar.

PUBLIKATIONEN ZU WISSENSCHAFTLICHEN FILMEN werden in deutscher, englischer oder französischer Sprache herausgegeben. Sie erscheinen als Einzelhefte, die in den fachlichen Sektionen zu Serien zusammengefaßt und im Abonnement bezogen werden können. Jede Serie besteht aus mehreren Lieferungen.

Bestellungen und Anfragen an: Institut für den Wissenschaftlichen Film
Nonnenstieg 72 · D-3400 Göttingen
Tel. (05 51) 2 10 34

WILFRIED WITZEL, Braunschweig, und INSTITUT FÜR DEN WISSENSCHAFTLICHEN FILM, Göttingen:

Torsionsbeanspruchung – Inhomogene Verformung (Stahl, Kupfer, Aluminiumlegierungen)

Verfasser der Publikation: WILFRIED WITZEL

Mit 7 Abbildungen

Inhalt des Films:

Torsionsbeanspruchung, Inhomogene Verformung (Stahl, Kupfer, Aluminiumlegierungen). Während der Torsionsbeanspruchung von Metallen bei Raumtemperatur kann es aus verschiedenen Gründen zu inhomogener Verformung kommen. Die zur plastischen Verformung der Metalle notwendige Arbeit wird zu über 90% in Wärme umgesetzt. Es wird gezeigt, daß sich oberhalb einer bestimmten Verformungsgeschwindigkeit alle drei Metalle infolge lokaler Temperaturerhöhung inhomogen verformen. Man findet gravierende Unterschiede zwischen Metallen mit guter (Al, Cu) und solchen mit schlechter Wärmeleitfähigkeit (Stahl). Eine andere Ursache für inhomogene Verformung liegt vor, wenn durch Texturänderungen die Festigkeit der Metalle in einer bestimmten Richtung so stark erniedrigt wird, daß die mit der Kaltverformung immer gekoppelte Verfestigung überkompensiert werden kann. Diese sog. Texturverfestigung (Al, Cu) ist unabhängig von der Verformungsgeschwindigkeit. Die dritte im Film gezeigte Art inhomogener Verformung beruht auf dynamischer Reckalterung (Portevin-Le-Chatelier-Effekt). Die einzelnen Probenbereiche werden wiederholt von schnellen Verformungsfronten (das sind Zonen mit sehr großer Verformungsgeschwindigkeit) überstrichen, da die Verformungsarbeit bei zunehmender Verformungsgeschwindigkeit abnimmt.

Summary of the Film:

Torsional Stress, Inhomogeneous Deformation (Steel, Copper, Aluminium Alloys). During torsional stress of metals at room temperature inhomogeneous deformation can occur for various reasons. Over 90% of the work required for the plastic deformation of metals is converted to heat. It is shown that above a certain deformation velocity all three metals are deformed inhomogeneously as a result of the local rise in temperature. There are appreciable differences between metals with a high thermal conductivity (Al, Cu) and those with a low value (steel). Another reason for inhomogeneous deformation is when changes in texture reduce the strength of the metals in a certain direction, so that the work hardening—always coupled with cold working—is overcompensated. This so-called texture softening (Al, Cu) is independent of the deformation velocity. The third class of inhomogeneous deformation shown in the film is due to dynamic strain ageing (Portevin-Le-Chatelier-effect). The indi-

vidual sample regions are successively swept by fast deformation fronts (these are zones with a very high deformation velocity), since the work of deformation decreases for increasing deformation velocity.

Résumé du Film:

Effort de torsion, déformation non homogène (acier, cuivre, alliages d'aluminium). Pendant l'effort de torsion des métaux à température ambiante, une déformation non homogène peut résulter en vertu de raisons différentes. Plus de 90 % du travail nécessaire pour la déformation plastique des métaux sont convertis en chaleur. Il est montré qu'au dessus d'une vitesse de déformation spécifiée, tous les trois métaux se déforment d'une manière non homogène par suite d'une augmentation de la température locale. On observe de graves différences entre les métaux d'une bonne conductibilité thermique (Al, Cu) et ceux d'une conductibilité mauvaise (l'acier). Il y a une autre cause pour la déformation non homogène si, par des changements de texture, la résistance des métaux est tant réduite dans une certaine direction que la consolidation, étant toujours liée avec l'écroutissage, peut être surcompensée. Ce émolliment de texture soit-disant (Al, Cu) est indépendant de la vitesse de déformation. Le troisième type de déformation non homogène montré dans le film provient du vieillissement dynamique par l'écroutissage (effet de Portevin-Le-Chatelier). Les zones individuelles du spécimen sont balayées maintes fois par des fronts de déformation rapides (ce sont des zones avec une vitesse de déformation très élevée), parce que le travail de déformation se réduit avec une vitesse de déformation croissante.

Allgemeine Vorbemerkungen

Im Rahmen der Werkstoffprüfung gewinnt die Torsionsbeanspruchung immer mehr an Bedeutung, da diese Verformungsart mehrere Vorteile im Vergleich zu anderen Beanspruchungsarten besitzt (PAWELSKI [1]). Bei der Torsionsbeanspruchung wird während des Versuches das zur Verformung nötige Drehmoment M über der Zeit t registriert. Den Verformungsgrad γ ermittelt man aus dem Produkt von Verformungsgeschwindigkeit $\dot{\gamma}$ und Zeit, wobei $\dot{\gamma}$ durch die Probenabmessungen und die Umdrehungsgeschwindigkeit der Antriebswelle festgelegt ist. Zur genaueren Auswertung sei auf andere Arbeiten verwiesen (STÜWE u. TURCK [2], WEBER [4]). Aus dem Drehmoment lassen sich die in der Probe herrschenden Scherspannungen τ berechnen

$$\tau = \tau(M). \quad (1)$$

In τ haben wir eine Größe gefunden, die im wesentlichen von folgenden Variablen abhängt: dem Metall selbst und seinem Gefüge G , der Verformungstemperatur T , der Verformungsgeschwindigkeit, dem Verformungsgrad sowie der Textur über den sog. Taylorfaktor F ,

$$\tau = \tau(T, \dot{\gamma}, \gamma, F, G). \quad (2)$$

Inhomogene Probenverformung liegt vor, wenn zu irgendeiner Zeit an einer Stelle der Meßstrecke der Verformungsgrad größer ist als an Nachbarstellen. Die lokal stärkere Verformung wurde – wenn man von statistischen Schwankungen absieht –

durch eine leichtere Verformbarkeit in diesem Probenbereich hervorgerufen. Welche Umstände zu solch lokaler Erniedrigung der Fließspannung führen können, soll nachfolgend kurz erläutert werden.

Erwärmung

Bei nicht zu hohen Temperaturen (verglichen mit der Schmelztemperatur des Metalles) steigt die Scherspannung τ im allgemeinen mit dem Verformungsgrad und mit der Verformungsgeschwindigkeit an, fällt mit steigender Temperatur jedoch ab. Die zur plastischen Verformung nötige Arbeit ist der Scherspannung proportional, sie wird bis auf wenige Prozent in Wärme umgesetzt. Mit der Verformung ist also immer eine Erwärmung der Proben gekoppelt. Bei geringen Verformungsgeschwindigkeiten kann die Wärme schnell genug an die Umgebung abgegeben werden, während bei großem $\dot{\gamma}$ infolge der Temperaturerhöhung inhomogene Verformung auftreten kann.

In jeder Probe muß man mit kleinen Schwankungen des Verformungsgrades entlang der Meßstrecke rechnen, denn kleine Gefüge- oder auch Querschnittsinhomogenitäten sind immer vorhanden. Zum anderen treten auch rein statistische Schwankungen auf. Finden wir an einer Stelle ein positives $\Delta\gamma$, dann ist dort der Werkstoff um ein $\Delta\tau(\Delta\gamma)$ fester, die Mehrarbeit jedoch bewirkt eine Temperaturerhöhung ΔT mit einer Erweichung, $-\Delta\tau'(\Delta T)$. Die resultierende Spannungsänderung ist:

$$\Delta\tau_{\text{res}} = \Delta\tau(\Delta\gamma) - \Delta\tau'(\Delta T) \quad (3)$$

Beim Beginn der Versuche mit meist großer Verfestigung überwiegt immer das Glied $\Delta\tau$, und es resultiert eine Festigkeitserhöhung $\Delta\tau_{\text{res}} > 0$. Der Versuch stabilisiert sich selbst, da die Verformung auf die weniger festen Nachbarbereiche ausweicht. Im Laufe der Verformung nimmt i. A. die Verfestigung und damit die Größe von $\Delta\tau$ bei gleichem $\Delta\gamma$ ab, so daß $\Delta\tau'$ an Einfluß gewinnt. Wird $\Delta\tau_{\text{res}}$ negativ, dann verstärkt sich die Schwankung $\Delta\gamma$, die Verformung wird inhomogen. Unter welchen Bedingungen inhomogene Verformung zu erwarten ist, soll an Hand der nachfolgenden Tabelle diskutiert werden.

Werkstoff		Kupfer	Al-Legierungen	Stähle
Drehmoment	[Nm]	18	15	50
ΔT pro Umdrehung (gerechnet)	[°C]	, 13	15	34
Wärmeleitfähigkeit	$\left[\frac{\text{J}}{\text{cm s } ^\circ\text{C}} \right]$	3,2	2,0	0,2
homogen für $\dot{\gamma}$ (experimentell)	[% / s]	< 10	< 10	< $\frac{1}{30}$

Bei gleicher Probengeometrie berechnet man für die beiden Stähle bei adiabatischer Versuchsführung eine deutlich größere Temperaturerhöhung pro Umdrehung als für Aluminium oder Kupfer. Da für Stahl die Wärmeleitfähigkeit sehr klein ist, wird die tatsächliche Temperaturerhöhung (nach einer Umdrehung und gleichem $\dot{\gamma}$) bei diesem Material wesentlich näher bei dem berechneten Wert von 34 °C liegen als

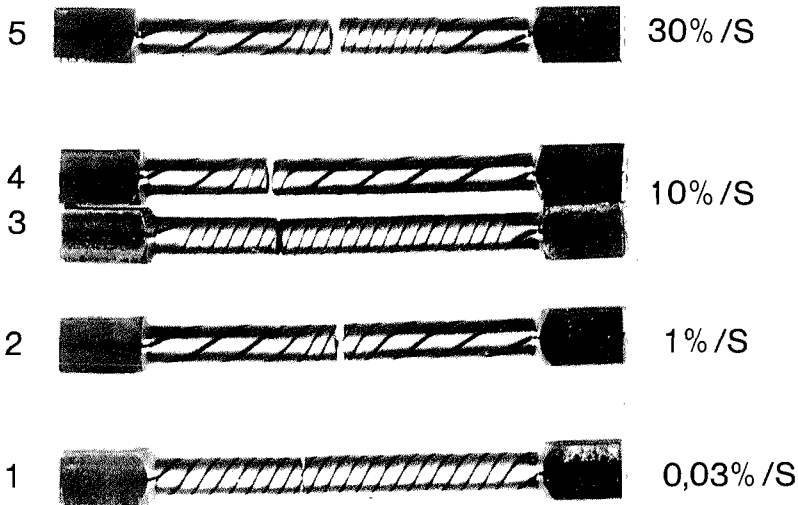


Abb. 1. Gebrochene Torsionsproben aus gewalztem X 8 Cr 17, Parameter: Verformungsgeschwindigkeit

es bei Kupfer und Aluminium der Fall sein dürfte. Bei letzteren beiden kann ein großer Teil der erzeugten Wärme durch Wärmeleitung über die Probenköpfe relativ schnell abgeführt werden. Diese Überlegungen werden durch die Versuche bestätigt. Während sich Kupfer und die Aluminiumlegierungen noch bis zu Verformungsgeschwindigkeiten von 10 %/s weitgehend homogen verformen, siehe Tabelle, liegt bei Stahl mit 0,033 %/s die Grenze erheblich niedriger.

Betrachten wir jetzt wieder Gleichung (3), dann kann man sagen, daß gute Wärmeleiter wenig zu inhomogener Verformung neigen (kleines $\Delta T \rightarrow$ kleines $\Delta \tau'$). Bei schlechten Wärmeleitern dagegen führt eine Schwankung $\Delta \gamma$ zu einem relativ großen ΔT und somit zu einem großen $\Delta \tau'$. Kann $\Delta \tau'$ sogar die Verformungsverfestigung $\Delta \tau$ überkompensieren, wie es bei den beiden Stählen beobachtet wurde, dann hat dies für die Probe katastrophale Folgen. Die Schwankung $\Delta \gamma$ führt zu einer resultierenden lokalen Festigkeitsverringern (Merkmal: abfallendes Drehmoment) und verstärkt sich. Die Verformung erfolgt so lange im gleichen Volumenbereich, bis schließlich doch eine Verfestigung hervorgerufen wird oder bis die Probe bricht (Abb. 1, Proben 2 und 4).

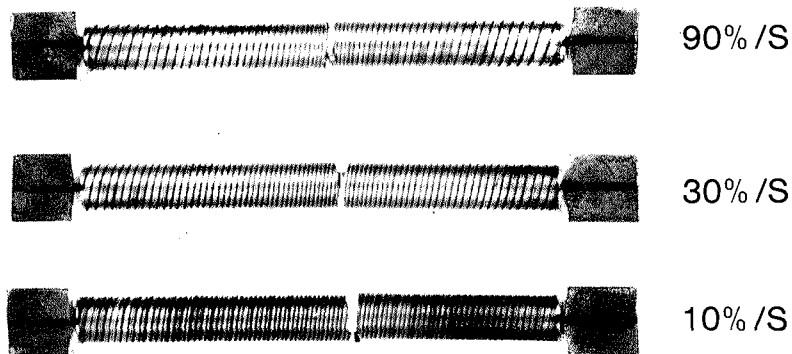


Abb. 2. Gebrochene Torsionsproben aus gezogenem E-Cu, Parameter: Verformungsgeschwindigkeit

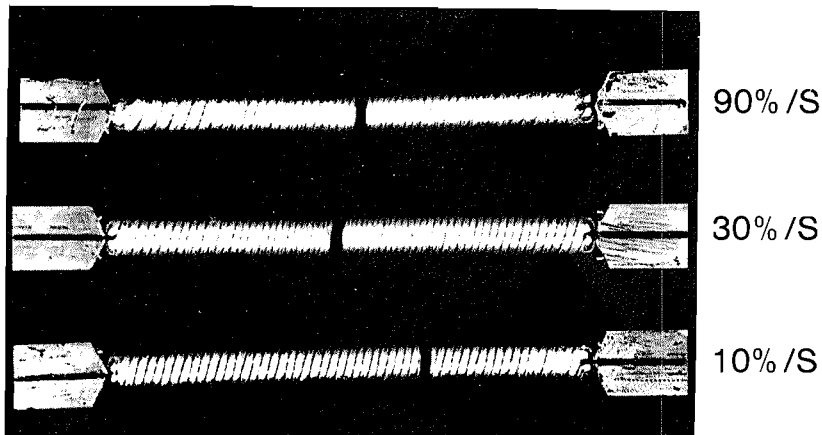


Abb. 3. Gebrochene Torsionsproben aus gepreßtem Al Cu 3, Parameter: Verformungsgeschwindigkeit

Im Falle einer Verfestigung werden die angrenzenden Probenbereiche verformt. So kann es dazu kommen, daß nach einer bestimmten Versuchszeit die Probe auf ihrer gesamten Länge gleichmäßig verformt ist. Zu diesem Zeitpunkt kann man der Probe nicht ansehen, ob sie durchgehend homogen verformt wurde (Abb. 1, Probe 1), oder ob fast während der gesamten Versuchszeit die Verformung inhomogen erfolgte (Abb. 1, Probe 3, vgl. auch STÜWE u. ASBECK [3]).

Charakteristisch für inhomogene Verformung aufgrund von Erwärmung ist, daß der Effekt unterhalb einer bestimmten Verformungsgeschwindigkeit nicht auftritt, bei Stahl z.B. bei 0,033 %/s. Bei den guten Wärmeleitern wurde bis 90 %/s zu

keinem Zeitpunkt $\Delta\tau_{\text{res}}$ negativ, die Drehmomentenkurve stieg monoton an. Der Einfluß der Probenerwärmung mit steigender Verformungsgeschwindigkeit macht sich jedoch auch hier, obgleich weniger spektakulär, bemerkbar. Die Abb. 2 und 3 zeigen Torsionsproben aus E-Cu und Al Cu 3 nach Torsionsverformung bis zum Bruch mit unterschiedlicher Verformungsgeschwindigkeit. Das Zusammenspiel

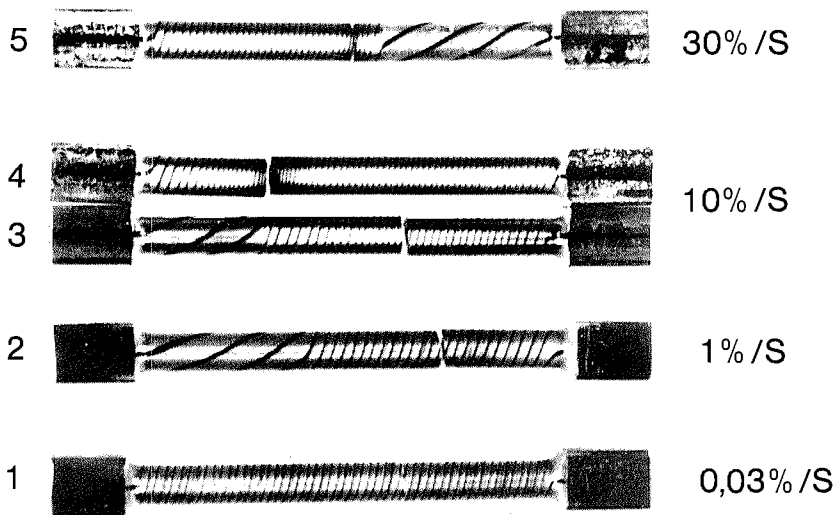


Abb. 4. Gebrochene Torsionsproben aus gewalztem X 5 Cr Ni Mo Cu 18 18, Parameter: Verformungsgeschwindigkeit

zwischen Probenerwärmung und Wärmeableitung über die Probenköpfe führt zu einem symmetrischen Temperaturprofil längs der Probe mit der Mitte als wärmster Stelle. Je größer die Verformungsgeschwindigkeit ist, desto wärmer ist die Mitte im Vergleich zu den Köpfen. Der Verformungsgrad in der Mitte eilt immer etwas voraus, da bei höherer Temperatur die gleiche Festigkeit erst nach stärkerer Verformung erreicht wird. Der Stahl X 5 Cr Ni Mo Cu 18 18 (Abb. 4) zeigt scheinbar beide eben geschilderte Arten inhomogener Verformung. Wegen der sehr großen Verformbarkeit dieses Materials können nach dem Durchlaufen einer ersten Umformzone weitere Verformungsinstabilitäten (meist im schon stark verformten und daher wärmeren Probenbereich) entstehen und sich ausbreiten. Die Proben 4 und 5 von Abbildung 4 zeigen von der Bruchstelle ausgehend einen stetigen Abfall des Verformungsgrades, der Film aber macht deutlich, daß sich dieser Gradient im Verformungsgrad keineswegs allmählich wie bei Aluminium und Kupfer ausgebildet hat.

Texturentfestigung

Die plastische Verformung eines Einkristalles kann nur auf bestimmten Kristallebenen in bestimmten Richtungen erfolgen. Daher hängt die Festigkeit dieses Kristalles nicht nur von der kritischen Schubspannung τ_k in den Gleitsystemen (Ebene + Richtung), sondern auch von deren Lage zur außen angelegten Spannung

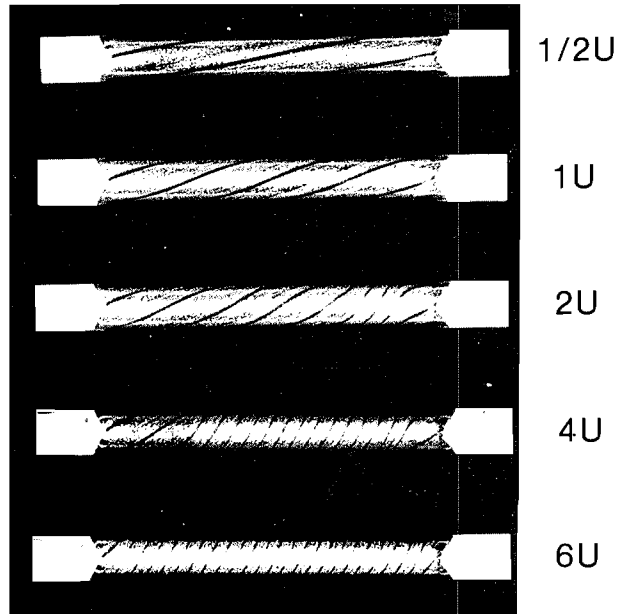


Abb. 5. Verschiedene Phasen des „Aufwickelns“ bei der Torsion von gepreßtem Al Cu 3, Parameter: Umdrehungszahl

ab. Bei polykristallinem Material ist die zur Verformung nötige Spannung durch die Gleichung

$$\tau = F \cdot \tau_k \quad (4)$$

gegeben. In dem sog. Taylorfaktor F wird die Orientierung (auch Textur genannt) aller Kristalle und in jedem einzelnen Kristall die Lage von mindestens fünf verschiedenen Gleitsystemen berücksichtigt. Während τ_k bei Kaltverformung monoton ansteigt, kann F infolge der bei der Verformung stattfindenden Texturänderungen sowohl größer als auch kleiner werden. Bei der Torsion hartgezogener Kupfer (WITZEL [5]) bzw. Aluminiumwerkstoffe (WITZEL [6]) kann F zeitweilig so stark abnehmen, daß der Anstieg von τ_k überkompensiert wird. Die Spannung τ fällt ab und die Verformung wird inhomogen. Abb. 5 zeigt als Beispiel verschiedene Stadien der Verformung von Al Cu 3. Die Texturentfestigung führt zu einer Art „Aufwickeln“ der Proben. Im Falle der Aluminiumlegierungen ist der Effekt deutlicher zu erkennen als beim Elektrolytkupfer. Charakteristisch für inhomogene Verformung durch Texturentfestigung ist, daß der Effekt auch bei extrem kleiner Verformungsgeschwindigkeit nicht verschwindet.

Dynamische Reckalterung

Die Erscheinung der dynamischen Reckalterung soll hier nur sehr kurz erörtert werden. Sie wurde schon in sehr vielen Arbeiten behandelt und auch in zwei Filmveröffentlichungen (WITZEL [7], [8]) genauer untersucht. Die plastische Verformung der Metalle beruht in der Regel auf der Bewegung von Versetzungen, d.h. linienhaften Gitterstörungen. Besitzt das Metall homogen gelöste Fremdatome, dann ordnen sich diese Fremdatome aus energetischen Gründen in der Nähe der Versetzungen an, die Versetzungen werden verankert. Sollen nun im Zuge einer plastischen Verformung die Versetzungen bewegt werden, so müssen sie zunächst von den Fremdatomen losgerissen werden. Die weitere Bewegung der Versetzungen erfordert dann nur noch kleinere Spannungen. Nach einem bestimmten Laufweg bleiben die Versetzungen an irgendwelchen Hindernissen vorerst stecken und andere Versetzungen müssen losgerissen werden. In kurzer Zeit werden die steckengebliebenen Versetzungen wieder verankert. Das Wechselspiel zwischen Verankerung und Losreißen wiederholt sich während der Verformung immer wieder. Die Losreißprozesse machen sich als Zacken im Momentendiagramm bemerkbar. Je größer die Verformungsgeschwindigkeit ist, um so weniger kommen die Verankerungseffekte zur Wirkung, mit zunehmendem $\dot{\gamma}$ geht die Verformung leichter.

Aufgrund des Absinkens der Fließspannung bei steigender Verformungsgeschwindigkeit kann man das Auftreten inhomogener Verformung erklären, ohne auf die metallphysikalischen Ursachen eingehen zu müssen. Im Mittel wird nämlich die zur Verformung nötige Spannung dadurch verkleinert, daß sich die Probe in einem kleinen Bereich mit großer Verformungsgeschwindigkeit verformt. Die lokalen Verformungsbeträge sind dabei sehr klein. Daher bewegen sich die Umformzonen mit großer Geschwindigkeit über die Probe. Beim Filmstillstand hebt sich in der Regel der von einer Umformzone überstrichene Probenbereich nicht besonders hervor.

Versuchswerkstoffe

Die Versuchswerkstoffe lagen in Stangen von quadratischem oder rundem Querschnitt vor. Von einer Ausnahme abgesehen wurde das Material im Anlieferungszustand tordiert. Die angegebenen Härtewerte lassen einen Vergleich der Festigkeiten der verschiedenen Werkstoffe zu.

Im einzelnen wurden untersucht:

Stahl X 8 Cr 17, gewalzt, Härte 242 HB

Stahl X 5 Cr Ni Mo Cu 18 18, gewalzt, Härte 283 HB

Kupfer E-Cu, gezogen, Härte 102 HB

Aluminiumlegierung Al Mg Si 0,5, gepreßt, Härte 60 HB

” ” , lösungsgeglüht, Härte 35 HB

” Al Mg 3 , gezogen, Härte 86 HB

” Al Cu 3 , gepreßt, Härte 72 HB.

Versuchs- und Aufnahmetechnik

Die Versuche erfolgten bei Raumtemperatur an Luft mit der bereits an anderer Stelle beschriebenen Torsionsapparatur (Abb. 6, vgl. STÜWE u. TURCK [2], WITZEL [7]). Die im Film gezeigten Versuche wurden mit folgenden Umdrehungsgeschwin-

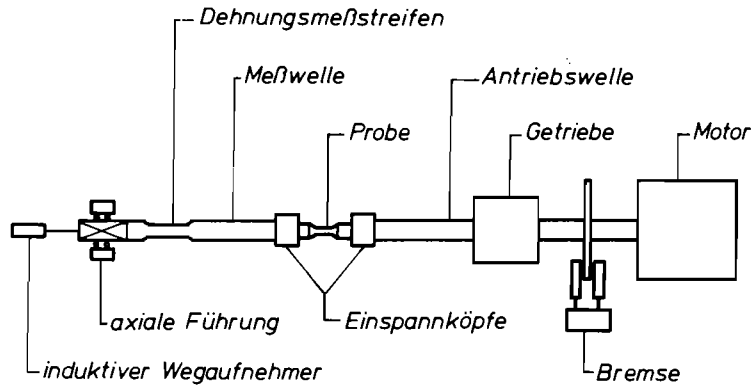


Abb. 6. Prinzipskizze der Torsionsapparatur

digkeiten der Antriebswelle durchgeführt: 2, 18, 54 und 162 Umdrehungen pro Minute. Dies führt bei den Probenabmessungen von 7 mm Durchmesser und 67 mm Länge des zylindrischen Teiles der Meßstrecke zu mittleren Verformungsgeschwindigkeiten von 1,1; 10; 30 und 90 % pro Sekunde. Während der Torsion wurden die Proben im allgemeinen um einige Prozent länger. Dadurch verschiebt sich die Probenmitte beim Film im Laufe des Versuches nach links aus der Bildmitte heraus.

Nach der Probenherstellung wurden die Meßstrecken elektrolytisch poliert. Hierbei werden die bei der Bearbeitung entstandenen Verformungsschichten und Drehriefen weitgehend abgetragen. Durch anschließendes chemisches Ätzen wird die spiegelnde Oberfläche matt und läßt sich besser ausleuchten. Um das Auftreten inhomogener Verformung leichter sichtbar zu machen, wurden auf der Mantelfläche in Probenachse vier um 90° versetzte Tuschelinien aufgebracht. Aus den Linien werden während der Torsion Wendeln. Die Neigung α einer Wendelinie zur Probenachse, siehe Abb. 7, ist ein Maß für den lokalen Verformungsgrad:

$$\gamma[\%] = 100 \cdot \operatorname{tg} \alpha. \quad (5)$$

Auch aus dem Abstand zweier Wendelinien kann man den Verformungsgrad ablesen. Je geringer der Abstand desto größer ist der Verformungsgrad.

Die Filmaufnahmen wurden mit einer Arriflex 16 ST unter Verwendung des Makro-Kilar 1 : 2,8/90 mm durchgeführt. Als Filmmaterial diente Gevapan 30/16 mm. Die Aufnahmefrequenz war bei allen Einstellungen 24 B/s. Ebenso blieb die Objektfeldbreite mit etwa 40 mm bei allen Aufnahmen gleich. Trotz der Schwierigkeiten bei der Beleuchtung zylindrischer Körper konnte mit zwei Niedervolt-Lichtquellen eine

brauchbare Ausleuchtung erreicht werden. Da immer nur ein Teil der Meßstrecke im Film sichtbar ist, kann es zu den folgenden auffallenden Erscheinungen kommen. Steht der sichtbare Probenteil während eines Versuches still, dann erfolgt die Verformung inhomogen rechts außerhalb des Bildfeldes. Bei gleichmäßiger Rotation des sichtbaren Probenteiles findet die Verformung nahe des linken Probenkopfes statt.

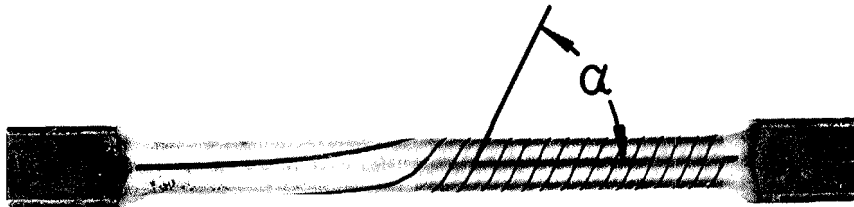


Abb. 7. Zur Auswertung des lokalen Verformungsgrades bei einer Torsionsprobe, $\gamma = \operatorname{tg} \alpha$

Erläuterungen zum Film:

Wortlaut des gesprochenen Kommentars¹

Zylindrischer Prüfstab

Länge der Meßstrecke 67 mm; Durchmesser 7 mm

Oberfläche der Probe chemisch geätzt und in Längsrichtung mit vier um 90° versetzten Linien markiert

Stahl X 8 Cr 17, gewalzt

Verformungsgeschwindigkeit 1,1%/s, 10%/s und 30%/s

1. Die Torsion der zylindrischen Stahlprobe beginnt jetzt.

Die Länge des sichtbaren Teils der Meßstrecke beträgt 40 mm. Die Probe wird an ihrem rechten Ende mit konstanter Umdrehungsgeschwindigkeit verdreht. Die linke Probeneinspannung ist gegen Verdrehen gesichert, aber achsial verschiebbar, um Längenänderungen der Proben zu ermöglichen.

¹ Die *Kursiv*-Texte entsprechen den Zwischentiteln im Film. Die eingerichteten Abschnitte in Kleindruck geben zusätzliche Informationen.

Alle Versuche wurden mit 24 B/s aufgenommen. Die augenblickliche Verformungsgeschwindigkeit beträgt 1,1 %/s.

Aus den vier um 90° versetzten Linien auf der Probenoberfläche wurden während der Torsion Wendeln. Je geringer der Abstand der Wendellinien, desto größer ist der Verformungsgrad. Bei homogener Verformung ist der Abstand zweier Linien an jeder Probenstelle gleich groß.

Links neben der Bildmitte rücken die Linien jetzt schneller als in anderen Bereichen zusammen, der Verformungsvorgang wird inhomogen.

Hier (im Bereich maximaler Verformung) kommt es auch zum Bruch der Probe.

(Dauer der Sequenz: 98 s)

2. Die Verformungsgeschwindigkeit wird um den Faktor neun auf 10 %/s gesteigert. Homogene Verformung.

Beginn der inhomogenen Verformung.

Der stärker verformte Bereich wächst nach links und rechts über den sichtbaren Probenteil hinaus.

(Dauer der Sequenz: 34 s)

3. Jede Probe kann nur einen bestimmten Verformungsgrad ertragen. Die Versuchsdauer nimmt also mit steigender Verformungsgeschwindigkeit ab.

Verformungsgeschwindigkeit 30 %/s.

(Dauer der Sequenz: 21 s)

Die in den drei ersten Aufnahmen zu sehenden Verformungsinhomogenitäten wurden durch lokale Erwärmung hervorgerufen.

Stahl X 5 CrNiMoCu 18 18, gewalzt

Verformungsgeschwindigkeit 30 %/s

4. Bei diesem Werkstoff kommt es nach der ersten Verformungsinhomogenität zu weiteren Verformungsschüben im gleichen Probenbereich.

Verformungsgeschwindigkeit 30 %/s.

Links maximal 900 % verformt. Rechts nur etwa 60 %.

(Dauer der Sequenz: 34 s)

Die Tatsache, daß der gleiche Probenteil mehrmals von Verformungsfronten erfaßt wird, läßt sich als Folge wiederholter lokaler Erwärmung erklären. Das zur Verformung nötige Drehmoment fällt in mehreren Sprüngen auf immer niedrigere Niveaus. Dies deutet darauf hin, daß in den wärmeren und daher weicheren Probenbereichen neue Störungen entstehen und sich ausweiten. Mit jeder neuen Störung kam es zu einem weiteren Temperaturanstieg.

Kupfer E-Cu, hartgezogen

Verformungsgeschwindigkeit 10 %/s, 30 %/s und 90 %/s

5. Diese Kupferprobe soll mit 10 %/s verformt werden. Die Verformung wird schon nach einer Sekunde am linken Bildfeldrand inhomogen werden. Die Unterschiede im Verformungsgrad gleichen sich hier im Laufe des Versuches aus.

(Dauer der Sequenz: 40 s)

40 s später

Der mittlere Verformungsgrad beträgt jetzt 700 %.

Im Bereich der Bruchstelle ist die Verformung geringfügig stärker als am rechten Bildfeldrand.

(Dauer der Sequenz: 21 s)

6. Anfangs stärkere Verformung am rechten Bildfeldrand.

Die Verformungsgeschwindigkeit ist 30 %/s.

Nach einer Versuchsdauer von 24 s (bis zum Bruch) beträgt der mittlere Verformungsgrad etwa 720 %.

Diesmal ist der Verformungsgrad im Bereich der Bruchstelle merklich höher.

(Dauer der Sequenz: 42 s)

7. Bei einer Verformungsgeschwindigkeit von 90 %/s wird die Versuchszeit stark verkürzt.

Bei dieser sehr hohen Verformungsgeschwindigkeit konzentrierte sich die Verformung noch stärker auf den Bereich der Bruchzone.

(Dauer der Sequenz: 31 s)

Durch Versuche mit sehr kleiner Verformungsgeschwindigkeit konnte nachgewiesen werden, daß die Verformungsinhomogenitäten zu Beginn der Torsion von Elektrolytkupfer auf Texturverfestigung zurückzuführen sind. Der Unterschied im Verformungsgrad, der sich gegen Ende der Verformung zwischen den Bereichen der späteren Bruchstelle und den Gebieten nahe der Einspannköpfe ausbildet, ist eine Folge des vorne erläuterten Temperaturabfalles in Richtung auf die Einspannungen hin.

Aluminiumlegierung AlMgSi 0,5, gepreßt

Verformungsgeschwindigkeit 30 %/s und 90 %/s

8. Verformungsgeschwindigkeit 30 %/s. Nach einer Sekunde Homogenverformung wird es zu einem „Aufwickeln“ kommen. Auch hier: etwas stärkere Verformung in der Bruchzone.

(Dauer der Sequenz: 35 s)

9. Der gleiche Werkstoff bei 90 %/s. Verformungsgrad an der Bruchstelle 400 % – links 50 %.

(Dauer der Sequenz: 18 s)

Die im Film mit „Aufwickeln“ bezeichnete Erscheinung ist eine Folge der Texturverfestigung. Der Bruch kann schon stattfinden, bevor die Probe auf ihrer gesamten Länge „aufgewickelt“ ist. Die gleichzeitig stattfindende Erwärmung ist für den Gradienten des Verformungsgrades in den „aufgewickelten“ Probenbereichen verantwortlich.

*Der gleiche Werkstoff lösungsgeglüht
Verformungsgeschwindigkeit 30 %/s*

10. Durch eine thermische Nachbehandlung wird das vorher gezeigte „Aufwickeln“ unterdrückt. Es kommt zu scheinbar homogener Verformung. Bei genauerer Beobachtung erkennt man eine andere Art von Inhomogenität: „Ruckweises Verformen“.

(Dauer der Sequenz: 33 s)

Das „Ruckweise Verformen“ ist eine Folge der dynamischen Reckalterung.

*Aluminiumlegierung AlMg 3, hartgezogen
Verformungsgeschwindigkeit 10 %/s und 30 %/s*

11. Verformungsgeschwindigkeit 10 %/s.

Diese Aluminium-Magnesium-Legierung zeigt von Beginn an ruckweises Verformen. Vorübergehend findet man zusätzlich noch Aufwickelleffekte.

Der Werkstoff ist überall ungefähr gleichstark verformt.

(Dauer der Sequenz: 52 s)

12. Auf 30 %/s gesteigerte Verformungsgeschwindigkeit.

Ruckweises Verformen. „Aufwickeln“. Ruckweises Verformen.

(Dauer der Sequenz: 23 s)

Texturenfestigung und dynamische Reckalterung treten gleichzeitig als Ursache inhomogener Verformung auf. Daß es sich tatsächlich um zwei verschiedene Effekte handelt, läßt sich wie folgt nachweisen: Durch eine Warmauslagerung kann man erreichen, daß die Fremdatome (hier Magnesium) Ausscheidungen bilden, d.h. sie sind mehr homogen gelöst. Derartig behandelte Proben zeigen nur noch das „Aufwickeln“.

*Aluminiumlegierung AlCu 3, gepreßt
Verformungsgeschwindigkeit 10 %/s und 30 %/s*

13. Verformungsgeschwindigkeit 10 %/s.

Auch bei der Aluminium-Kupfer-Legierung tritt zunächst ruckweises Verformen auf, anschließend: „Aufwickeln“ von links.

Jetzt wieder vorwiegend ruckweises Verformen. Die Probe ist überall annähernd gleichstark verformt.

(Dauer der Sequenz: 43 s)

14. Verformungsgeschwindigkeit 30 %/s.

Ruckweises Verformen. Zusätzlich: Aufwickeln von links. Nur noch ruckweises Verformen bis zum Bruch. Etwas stärkere Verformung im Bereich der Bruchzone.

(Dauer der Sequenz: 33 s)

Während man bei der Legierung AlMg3 praktisch keinen Temperatureinfluß feststellen konnte, führt bei AlCu3 die Probenerwärmung wiederum dazu, daß die

Bereiche in der Probenmitte stärker verformt werden, siehe auch Abb. 3. Texturentfestigung, dynamische Reckalterung und Erwärmung sind während eines einzigen Verformungsvorganges zu beobachten.

English Version of the Spoken Commentary¹

Zylindrischer Prüfstab

Länge der Meßstrecke 67 mm; Durchmesser 7 mm

Oberfläche der Probe chemisch geätzt und in Längsrichtung mit vier um 90° versetzten Linien markiert

Stahl X 8 Cr 17, gewalzt

Verformungsgeschwindigkeit 1,1%/s, 10%/s und 30%/s

(Torsional stress. Inhomogeneous deformation [steel, copper, aluminium-alloys]. – Cylindrical testing rod. Surface of the sample chemically etched and marked in the longitudinal direction with 4 lines displaced by 90°. Steel X 8 Cr 17 rolled.)

1. Torsion of the cylindrical steel sample is just beginning.

The length of the visible part of the testing length is 40 mm. The sample is being twisted at the right-hand end at a constant velocity of rotation. The left-hand sample clamp is prevented from twisting but can be axially displaced to allow for changes of sample length. All of the experiments were recorded at 24 fps (frames per second). The present deformation velocity is 1.1 % per second.

The 4 lines on the sample surface displaced by 90° have turned into spirals during torsion. The smaller the spacing of the spiral lines, the greater is the degree of deformation. For homogeneous deformation, the spacing of any two lines is the same anywhere on the sample.

To the left of frame centre, the lines are now bunching together more quickly than in other regions, the deformation process is becoming inhomogeneous. Here (in the region of maximum deformation) the sample breaks apart.

2. The deformation velocity is increased by a factor 9 to 10 % per second.

Homogeneous deformation.

Inhomogeneous deformation begins.

The more strongly deformed region extends to the left and right beyond the visible part of the sample.

3. Every sample can only withstand a certain degree of deformation. The testing time diminishes in proportion to the increasing deformation velocity.

Deformation velocity: 30 % per second.

¹ The passages in *italics* correspond with the subtitles in the film.

Stahl X 5 CrNiMoCu 18 18, gewalzt
Verformungsgeschwindigkeit 30%/s
(Steel X 5 CrNiMoCu 18 18, rolled.)

4. In this material, after the first deformation inhomogeneity, further waves of deformation occur in the same sample region.
Deformation velocity 30 % per second.
Deformation on the left a maximum 900 %, on the right only about 60 %.

Kupfer E-Cu, hartgezogen
Verformungsgeschwindigkeit 10%/s, 30%/s und 90%/s
(Copper E-Cu, hard-drawn.)

5. This copper sample will be subjected to a deformation of 10 % per second. The deformation will become inhomogeneous after only one second, at the left-hand edge of the frame.
The differences in the degree of deformation balance out in the course of the experiment.

40 s später
(40 s later.)

The mean degree of deformation is now 700 %.
In the fracture region the deformation is slightly stronger than at the right-hand edge of the frame.

6. Initially stronger deformation at the right-hand edge of the frame.
The deformation velocity is 30 % per second.
After a 24 s duration of the experiment (up to fracture), the mean degree of deformation is about 720 %.
This time the degree of deformation in the fracture region is markedly stronger.

7. At a deformation velocity of 90 % per second, the experiment time is strongly reduced. At this very high deformation velocity the deformation was concentrated much more strongly in the fracture region.

Aluminiumlegierung AlMgSi 0,5, gepreßt
Verformungsgeschwindigkeit 30%/s und 90%/s
(Aluminium alloy AlMgSi 0.5, press-worked.)

8. Deformation velocity 30 % per second.
After one second homogeneous deformation we have “curling out”. Here too: somewhat stronger deformation in the fracture zone.

9. The same material at 90 % per second.
Degree of deformation at the fracture site 400 % – on the left 50 %.

Der gleiche Werkstoff lösungsgeglüht
Verformungsgeschwindigkeit 30%/s
(The same material, solution heat-treated.)

10. By thermal post-treatment the "curling out" shown earlier is suppressed. We have apparently homogeneous deformation. On closer observation one can recognize a different kind of inhomogeneity: "jerky deformation".

Aluminiumlegierung AlMg 3, hartgezogen
Verformungsgeschwindigkeit 10%/s und 30%/s
(Aluminium alloy AlMg 3, hard-drawn.)

11. Deformation velocity 10% per second.

This aluminium-magnesium alloy shows jerky deformation from the start. Temporarily there are additional curling effects. The material is approximately equally strongly deformed throughout.

12. Deformation velocity increased to 30% per second. Jerky deformation. "Curling out". Jerky deformation.

Aluminiumlegierung AlCu 3, gepreßt
Verformungsgeschwindigkeit 10%/s und 30%/s
(Aluminium alloy Al Cu 3, press-worked.)

13. Deformation velocity 10% per second.

In the aluminium-copper alloy too, we initially have jerky deformation, followed by curling from the left.

Now jerky deformation dominates once more. The sample is approximately equally strongly deformed throughout.

14. Deformation velocity 30% per second.

Jerky deformation; (in addition: curling from the left.) Jerky deformation only, up to fracture. Slightly stronger deformation in the region of the fracture zone.

Literatur

- [1] PAWELSKI, O.: In Warmumformung und Warmfestigkeit. Symposium der Deutschen Gesellschaft für Metallkunde 1975.
- [2] STÜWE, H.-P., und H. TURCK: Zur Messung von Fließkurven im Torsionsversuch. Z Metallkde 55 (1964), 699-703.
- [3] STÜWE, H.-P., und H.-O. ASBECK: Instabilitäten im Zug- und Verdrehversuch. Arch. Eisenhüttenwes. 40 (1969), 125-130.
- [4] WEBER, K.: Der Warmtorsionsversuch und seine Aussage über das Umformverhalten der Stähle bei höheren Temperaturen. Freiburger Forschungshefte B 143, 1969.
- [5] WITZEL, W.: Inhomogene Verformung aufgrund von Texturänderungen. (In Vorbereitung)
- [6] WITZEL, W.: Inhomogene Verformung von Aluminiumlegierungen. (In Vorbereitung)

Filmveröffentlichungen

- [7] WITZEL, W.: Torsionsverformung von Metallen – Bewegung von Verformungsfronten bei der Aluminiumlegierung Al Mg Si 0,5. Film E 1898 des IWF, Göttingen 1974. Publikation von W. WITZEL und G. HUMMEL, Publ. Wiss. Film., Sekt. Techn. Wiss./Naturw., Bd. 2 (1973–1976), 317–343.
- [8] WITZEL, W.: Torsionsverformung von Metallen – Bewegung von Verformungsfronten bei den Aluminiumlegierungen Al Cu Mg Pb und Al Cu 3 (mit Originalton). Film E 1899 des IWF, Göttingen 1974. Publikation von W. WITZEL und G. HUMMEL, Publ. Wiss. Film., Sekt. Techn. Wiss./Naturw., Bd. 2 (1973–1976), 317–343.

Abbildungsnachweis

Abb. 1–7: W. WITZEL.