

ENCYCLOPAEDIA CINEMATOGRAPHICA

Editor: G. WOLF

E 1898/1974

**Torsionsverformung von Metallen
Bewegung von Verformungsfronten bei der
Aluminiumlegierung AlMgSi 0,5**

Mit 6 Abbildungen

GÖTTINGEN 1975

INSTITUT FÜR DEN WISSENSCHAFTLICHEN FILM

Torsionsverformung von Metallen Bewegung von Verformungsfronten bei der Aluminiumlegierung AlMgSi 0,5

W. WITZEL, Braunschweig, und G. HUMMEL, Göttingen

Allgemeine Vorbemerkungen¹

In allen Bereichen der Technik werden Werkstücke und Bauteile auf Verdrehung beansprucht. Daher ist das Verhalten der Werkstoffe und vor allem das der Metalle im Torsionsversuch von besonderer technischer Bedeutung.

Um einen einseitig eingespannten Metallstab am anderen Ende um einen bestimmten Winkel φ zu verdrehen, benötigt man ein Drehmoment, das um so größer sein muß, je fester das Material ist. Federt der Stab nach dem Entlasten wieder in seine Anfangslage zurück, dann war die Verformung rein elastisch, an keiner Stelle im Material wurde die Verdrehstreckgrenze überschritten. Kann der Stab nur einen Teil seiner aufgezwingenen Verdrehung rückgängig machen, dann war die Verformung sowohl elastisch als auch plastisch.

Die plastische Verformbarkeit der Metalle im Torsionsversuch ist meist sehr gut. Die maximalen Verformungsgrade sind in der Regel um mehr als einen Faktor 10 höher als im technisch wichtigsten Prüfverfahren: der Zugprüfung. Noch einen weiteren Vorteil besitzt die Torsionsprüfung vor allen anderen Verfahren: die Probengeometrie bleibt während des Versuches praktisch unverändert.

In dem hier zur Diskussion stehenden Film gilt die besondere Beachtung der plastischen Verformung und ihren verschiedenen Erscheinungsformen. Folgende Effekte werden beobachtet:

1. gleichmäßige (homogene) Verformung in der gesamten Meßstrecke;
2. örtlich begrenzte Verformung mit anschließendem Bruch im gleichen Probenbereich;

¹ Angaben zum Film und kurzgefaßter Filminhalt (deutsch, englisch, französisch) s. S. 15.

3. örtlich begrenzte Verformung (Umformzone), die nacheinander alle Probenbereiche überstreicht;

4. dynamische Reckalterung, auch „Portevin-Le-Chatelier-Effekt“ genannt.

Den Fall 1 findet man immer bei reinen, weichen Metallen und Kaltverformung, d. h. bei Temperaturen, die unterhalb der halben Schmelztemperatur liegen. Hieran schließt sich in der Regel der Fall 2 an, wobei die Ursache in zufälligen Querschnittsverringerungen oder aufkommenden Rissen liegt. Fall 2 findet man auch bei der Warmverformung (Verformung oberhalb der halben Schmelztemperatur). Den Fall 3, der bei verfestigtem Material und nicht zu hohen Temperaturen auftritt, kann man wie folgt erklären: die Torsion führt zu einer Änderung der Versetzungsstruktur in der Probe. Hiermit gekoppelt ist eine Erweichung des Probenmaterials und eine Konzentration der Verformung auf einen kleinen Volumbereich. Erst nach einem bestimmten Verformungsgrad wird diese strukturelle Entfestigung von der Verformungsverfestigung überkompensiert. Die Verformung verlagert sich dann in zunehmendem Maße auf benachbarte, insgesamt weniger stark verformte Bereiche.

Der Fall 4 ist auf Metalle beschränkt, die eine gewisse Mindestmenge an Fremdatomen gelöst haben. Da der größte Teil des Films dem Phänomen der dynamischen Reckalterung gewidmet ist, soll darauf ausführlich eingegangen werden. Die Kenntnis der bei der plastischen Verformung von Metallen ablaufenden physikalischen Prozesse ist dabei unerlässlich.

Die plastische Verformung von Metallen erfolgt in der Regel durch die Bewegung von Versetzungen, d. h. linienhaften Gitterstörungen. Dem Durchlaufen einer Versetzung auf ihrer Gleitebene entspricht eine Abscherung der beiden Kristallbereiche ober- und unterhalb dieser Ebene. Zwischen Versetzungen und Fremdatomen, d. h. punktförmigen Gitterfehlern, bestehen Wechselwirkungen, die zu der Erscheinung der sogenannten dynamischen Reckalterung führen. Häufig verwendet man auch die Bezeichnung „Sägezahnfließen“ oder vor allem bei Aluminiumlegierungen „Portevin-Le-Chatelier-Effekt (PC-Effekt)“ dafür. Eine vergleichbare Erscheinung bei den Eisenlegierungen ist die Ausbreitung von „Lüdersbändern“.

Sowohl Versetzungen als auch Fremdatome erzeugen in ihrer Umgebung ein Spannungsfeld. Dadurch, daß sich die Fremdatome in der Nähe der Versetzungen anlagern, kann ein Teil der Spannungen abgebaut werden, d. h. diese Konfiguration ist energetisch günstiger. Soll sich nun eine Versetzung aufgrund außen anliegender Spannungen bewegen, dann muß sie ihre energetisch relativ günstige Lage verlassen, sie muß losgerissen werden, wobei die Fremdatome Blockierungspunkte darstellen. Nach dem Losreißen bewegt sich die Versetzung leichter, da sie sich

in einem nicht mit Fremdatomen angereicherten Gebiet befindet. Im Spannungsfeld immer vorhandener anderer Versetzungen oder Hindernisse, wie z. B. Ausscheidungen, verlangsamt sich die Versetzung bzw. kommt sogar zeitweilig zum Stillstand. Jetzt können die Fremdatome erneut zu den Versetzungen diffundieren und sie verankern. Die plastische Verformung ist in diesem Fall ein Wechselspiel von Losreiß- und Verankerungsprozessen. Diese submikroskopischen Vorgänge machen sich makroskopisch als unstetige Verformung und als Sprünge im Momentendiagramm bemerkbar.

Aus den Filmaufnahmen bzw. aus den Momentendiagrammen kann man entnehmen, daß sich die Proben vor dem Auftreten der dynamischen Reckalterung eine gewisse Zeit lang homogen verformen. Ebenso findet man nach großen Verformungsgraden unter bestimmten Bedingungen wiederum homogene Verformung. Das erste Auftreten und auch das Verschwinden der dynamischen Reckalterung sind abhängig vom Legierungsgehalt des Metalles, der Probenvorbehandlung wie Glühung, Aushärtung und Verformung und von den Versuchsbedingungen wie Versuchstemperatur, Verformungsgeschwindigkeit und Verformungsgrad. Einzelheiten entnehme man der umfangreichen Literatur, z. B. ALTENPOHL [1], McCORMICK [2], [3], MUNZ und MACHERAUCH [4].

Als Ausgangspunkte der Verformungszonen treten häufig die Übergänge zwischen Meßstrecke und Probenkopf auf. Dies sind bekanntlich Orte hoher Spannungskonzentration. Manchmal können auch Oberflächenfehler wie Drehriefen oder Schwächestellen im Probeninneren als Ursprungspunkte der Verformungszonen auftreten.

Versuchsmaterial

Als Versuchsmaterial dienten Stangen von 20 mm \varnothing aus der handelsüblichen Legierung AlMgSi 0,5. Es handelt sich dabei um ein Aluminium, das bis zu 1 Gew. % Verunreinigungen enthält und mit 0,35—0,7 Gew. % Magnesium und 0,4—0,8 Gew. % Silizium legiert ist. Es standen zwei Lieferungen von verschiedenen Herstellern zur Verfügung. Für die Versuchsproben wurden Stangen von 14 mm \varnothing benötigt. Aus diesem Grunde wurden beide Materialien durch Rundhämmern auf 14 mm Durchmesser gebracht. Nach dieser Kaltverformung zeigten sich gravierende Unterschiede im Verformungsverhalten, wie im Film festzustellen ist. Ein erster Grund hierfür sind die weiten Grenzen, die für die beiden Legierungselemente angegeben sind, z. B. könnten sich die Magnesium- und Siliziumgehalte der beiden Lieferungen um einen Faktor zwei unterscheiden. Der zweite Grund sind die Unterschiede im Anlieferungszustand. Selbst wenn der Hersteller eine bestimmte hohe Festigkeit garantiert, kann sie sich beim Pressen einstellen, durch Kalt- oder Warmaushärten erreicht werden, durch Kaltziehen hervorgerufen

werden oder auch durch Kombination einzelner Verfahren erzielt werden.

Die Einstellungen 1—8 wurden mit Proben aus einem warmausgehärteten Material durchgeführt. Bei der Warmaushärtung scheiden sich die Legierungselemente in zweiten Phasen aus. Das anschließende Rundhämmern von 20 auf 14 mm \varnothing ändert den Ausscheidungszustand nicht wesentlich. Wegen der Ausscheidungen sind im Aluminiumgitter nicht genügend Fremdatome vorhanden, um den PC-Effekt hervorzurufen (Einstellungen 1—4). Glüht man dieses Material zwei Stunden bei etwa 520° C, dann lösen sich die Ausscheidungen auf, der Fremdatomgehalt des Aluminiumgitters steigt, und nach dem Abschrecken in Wasser zeigen die Proben den PC-Effekt (Einstellungen 4—8). Das zweite Material zeigte nach dem Rundhämmern den PC-Effekt. Es waren im Anlieferungszustand und somit auch nach einer bestimmten Vorverformung genügend Fremdatome gelöst (Einstellungen 9 und 10). Nach dem Lösungsglühen findet man zwischen den beiden Materialien keine größeren Unterschiede mehr.

Versuchsdurchführung und Auswertung

Abb. 1 zeigt eine Prinzipskizze des Versuchszustandes. Rechts der Probe befindet sich die sog. Antriebsseite mit Motor, Bremse, Getriebe und Antriebswelle, links dagegen ist die Meßseite. Der Messung zugänglich ist das zur Umformung der Probe nötige Drehmoment M , das von einem Schreiber registriert wird. Dies Moment wird über Dehnungsmeßstreifen an der Welle abgenommen. Außerdem kann mit Hilfe eines induktiven Wegaufnehmers die Längenänderung Δl der Probe während des Torsionsversuches bestimmt werden. Auch diese Größe wird von dem oben genannten Schreiber registriert. Die Umdrehungsgeschwindigkeit der

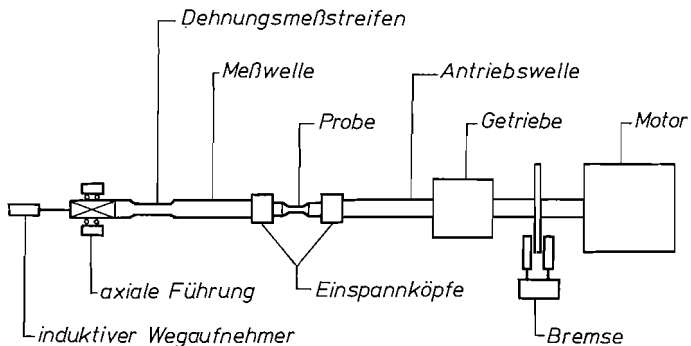


Abb. 1. Prinzipskizze der Torsionsapparatur

Antriebswelle $\dot{\varphi}$ wird durch die Motordrehzahl und die Getriebestufe vorgegeben und ist, wenn man von der sehr kurzen Anlaufphase absieht, für den gesamten Versuch konstant.

Die Versuche wurden bei Raumtemperatur ohne „besondere Kühlung“ durchgeführt. Die Probenerwärmung betrug nur wenige Grad. Bei allen Versuchen konnte sich die Meßwelle frei in Längsrichtung bewegen. Abb. 2 zeigt die benutzte Probenform. Der Durchmesser d der Proben betrug 9 mm, während die Meßstrecken meist 18 mm lang waren.

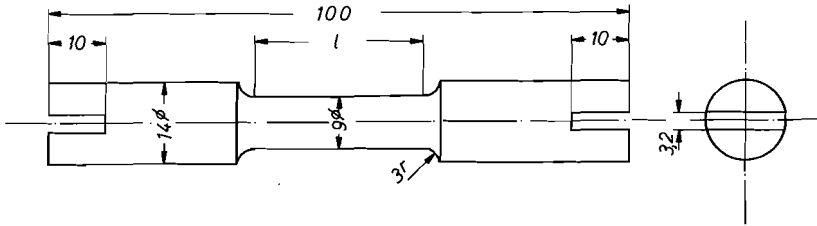


Abb. 2. Form der Torsionsproben

Für die Auswertung der Torsionsversuche benötigt man die Proben-
dimensionen, die Umdrehungsgeschwindigkeit der Antriebswelle und die
Momenten-Zeit- und Längenänderungs-Zeit-Kurven. Der Verformungs-
grad durch Scherung an einer Stelle r ($0 \leq r \leq \frac{d}{2}$) berechnet sich (STÜWE
und TURCK [5]) zu

$$(1) \quad \gamma(t) = \frac{r(t)}{l(t)} \cdot \dot{\varphi} \cdot t.$$

Die Abscherung in der Probenachse ist Null. Abb. 3 zeigt den Zusammen-
hang zwischen dem Umdrehungswinkel φ ($= \dot{\varphi} \cdot t$) und dem Verformungs-
grad γ .

Für die Verformungsgeschwindigkeit erhält man

$$(2) \quad \dot{\gamma}(t) = \frac{r(t)}{l(t)} \cdot \dot{\varphi}.$$

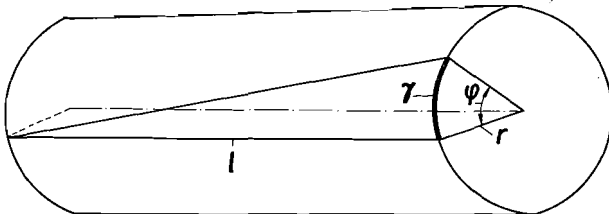


Abb. 3. Definition des Verformungsgrades γ bei Torsion

Bei den in den Filmen gezeigten Versuchen wurden die Proben während der Torsion um einige Prozent länger und dünner, so daß in den Gleichungen (1) und (2) zeitabhängige Werte für r und l einzusetzen sind. Die in der Meßstrecke herrschenden Schubspannungen kann man aus den Meßgrößen $M(t)$ und $\Delta l(t)$ ermitteln:

$$\tau = \text{Funktion}(M(t), \Delta l(t), \gamma).$$

Die genaue Formel findet man bei STÜWE und TURCK [5].

Aufnahmetechnik

Die Filmaufnahmen wurden mit einer ARRIFLEX 16 ST unter Verwendung des MAKRO-KILAR 1 : 2,8/90 mm durchgeführt. Als Filmmaterial wurde GEVAPAN 30/16 mm verwendet. Die Aufnahme Frequenz betrug bei allen Einstellungen 24 B/s.

Für die Übersichtsaufnahmen wurde eine Bildfeldbreite von 22 mm, für die Detailaufnahmen von 9 mm, gewählt. Die Schwierigkeiten bei der Ausleuchtung zylindrischer Körper sind bekannt und erfordern in der Regel eine weiche Rundum-Beleuchtung. Im vorliegenden Falle ging es aber darum, kleine Oberflächen-Veränderungen sichtbar zu machen, die nur bei streifendem Auflicht in Erscheinung treten. Als Kompromiß zwischen beiden Forderungen und den apparativen Gegebenheiten am Versuchsstand wurden zwei Niedervolt-Lichtquellen von links und rechts streifend auf die Probe gerichtet. Auf diese Weise konnten sowohl die Probenform als auch die Oberflächen-Deformationen sichtbar gemacht werden. Bei der Detailaufnahme mit 9 mm Bildfeldbreite war es ohne merkliche Verluste an Auflösungsvermögen (infolge zu starken Abblendens) nicht möglich, die Probenmitte und den oberen und unteren Bildrand der runden Probe gleichzeitig scharf zu halten.

Von besonderer Bedeutung für die Filmaufnahmen war die Probenoberfläche. Der letzte Arbeitsgang bei der Oberflächenbearbeitung der Meßstrecke war ein Feindreihen. Durch elektrolytisches Polieren wurden die noch vorhandenen Drehriefen stark abgebaut, und es entstand eine spiegelnde Oberfläche. Bei der benutzten Anordnung von Lampen, Probe und Kamera war die Probe im Bild anfangs praktisch unsichtbar. Im Laufe der Verformung wurde die Oberfläche durch die sich ausbildenden Gleitstufen (Austrittslinien mehrerer Versetzungen) aufgeraut, das Licht wurde immer stärker diffus gestreut und gelangte in zunehmendem Maße in das Objektiv der Kamera. Während die Probenaufhellung bei homogener Verformung stetig erfolgt, findet man beim Durchlaufen einer Verformungsfront ein sprunghaftes Ansteigen der Helligkeit. Ein Teil der benutzten Proben besaß eine polierte Oberfläche. Einige Proben jedoch wurden nach dem Polieren chemisch geätzt. Es entstand dabei eine matte Oberfläche, die auch bei Versuchsbeginn eine brauchbare

Ausleuchtung ermöglichte, jedoch die Kontraste zwischen dem verformten und dem nichtverformten Zustand einebnete.

Filmbeschreibung¹

Werkstoff rundgehämmert, Proben geätzt

Verformungsgeschwindigkeit 14,4%/s

Bildfeldbreite etwa 22 mm

1. Die Torsion der durch Rundhämmern stark verfestigten Probe beginnt mit einer elastischen Verdrillung. Die Verdrehstreckgrenze berechnet man zu etwa 15 kp mm^{-2} . Belastet man die Probe an keiner

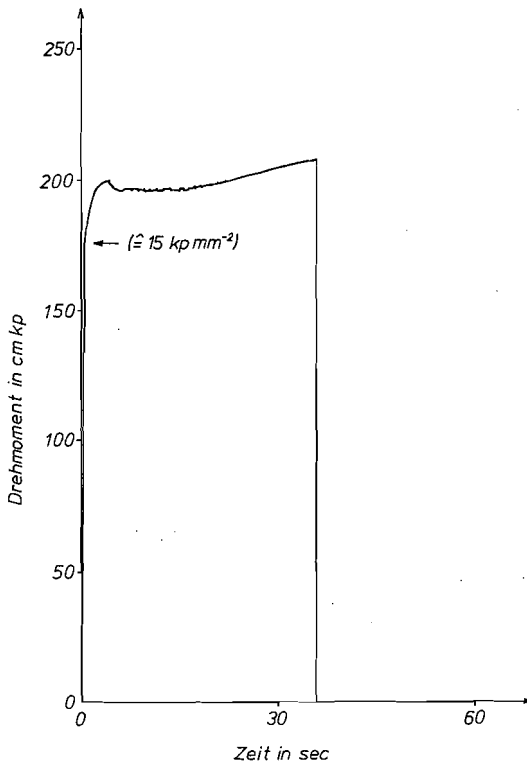


Abb. 4. Momentendiagramm einer rundgehämmerten Probe aus AlMgSi 0,5, $\dot{\gamma} = 14,4\%/s$

¹ Die *Kursiv*-Überschriften entsprechen den Zwischentiteln im Film.

Stelle mit mehr als 15 kp mm^{-2} auf Scherung, dann dreht sie nach ihrer Entlastung wieder in die Ausgangsstellung zurück. Die maximale elastische Verdrehung der Probe beträgt jedoch nur $1/240$ einer vollen Umdrehung, d. h., es ist ein im Film unmerklicher Betrag. Auf die elastische Verdrillung folgt homogene Verformung, d. h. gleichmäßige Verformung auf der gesamten Meßstrecke. Nach etwa 3,5 Sekunden (entsprechend einem Verformungsgrad von 50% ¹) konzentriert sich die Verformung auf einen kleinen Teil der Probe etwa in der Mitte der Meßstrecke. Die Verformung wird inhomogen. Betrachtet man das Momentendiagramm, Abb. 4, so stellt man eine Abnahme des zur Verformung benötigten Momentes fest. Diese Art der Verformung wurde in Kapitel „Allgemeine Vorbemerkungen“ unter Fall 3 behandelt. In sehr kurzer Zeit erfährt das Material in der Umformzone eine Verformung um etwas mehr als 200% . Nach 14 Sekunden hat die inhomogene Verformung die gesamte Meßstrecke einmal erfaßt. Die Gesamtverformung ist jetzt in jedem Teil der Probe wieder gleich und beträgt etwa 260% . Bis zum Bruch nach weiteren 17 Sekunden erfolgt die Verformung homogen, die Momentenkurve steigt stetig an, Abb. 4. Der Bruch erfolgt unvermittelt. Es ist keine Ausbildung von Rissen oder Einschnürungen zu beobachten.

Verformungsgeschwindigkeit $4,8\%/s$

Bildfeldbreite etwa 22 und 9 mm

2. Die zweite Einstellung zeigt einen Versuch mit einer um einen Faktor 3 kleineren Verformungsgeschwindigkeit. Der Verformungsvorgang läuft im gleichen Maße langsamer ab. Andere Einflüsse konnten nicht festgestellt werden. Weitere hier nicht gezeigte Versuche bestätigen, daß für den bis jetzt gezeigten Vorgang Veränderungen der Verformungsgeschwindigkeit wie eine Zeitraffung oder Zeitdehnung wirken.

3. An der dritten Aufnahmereihe, Ausschnittsaufnahmen, kann man Ausbildung und Form der Umformzone studieren. Der Übergang vom schon inhomogen verformten Teil zum augenblicklich nicht verformten Probenteil ist fließend. Mit einer Breite von $1,6 \text{ mm}$ erfaßt die Umformzone etwa $1/10$ der Meßstrecke. Die Verformungsgeschwindigkeit ist außerhalb der Zone praktisch Null, im Zentrum der Umformzone jedoch liegt sie um etwa zwei Größenordnungen über der im Titel angegebenen mittleren Verformungsgeschwindigkeit. Die Ausbreitungsgeschwindigkeit der Zone liegt bei $0,8 \text{ mm sec}^{-1}$.

Man kann nicht vorhersagen, an welcher Stelle der Meßstrecke die inhomogene Verformung einsetzen wird. Die Umformzone wächst im Gegensatz zu späteren Beobachtungen meist an beiden Enden.

¹ Diese und alle weiteren Verformungsangaben meinen die Abscherung an der Meßstreckenoberfläche.

Probe poliert

Verformungsgeschwindigkeit 10,2%/s

Bildfeldbreite etwa 22 mm

4. Die vierte Einstellung zeigt zum Vergleich den Umformvorgang bei polierter Probenoberfläche.

Werkstoff lösungsgeglüht

Probe poliert

Verformungsgeschwindigkeit 14,4%/s

5. Ganz anders verhält sich das Material im lösungsgeglühten Zustand. Erwartungsgemäß hat die Probe eine sehr niedrige Verdrehstreckgrenze. Sie beträgt nur $3,1 \text{ kp mm}^{-2}$. Dies entspricht einer elastischen Verdrillung von etwa $0,1^\circ$. Die sich anschließende homogene plastische Verformung dauert nur wenige Sekunden. Plötzlich bewegen sich Licht-

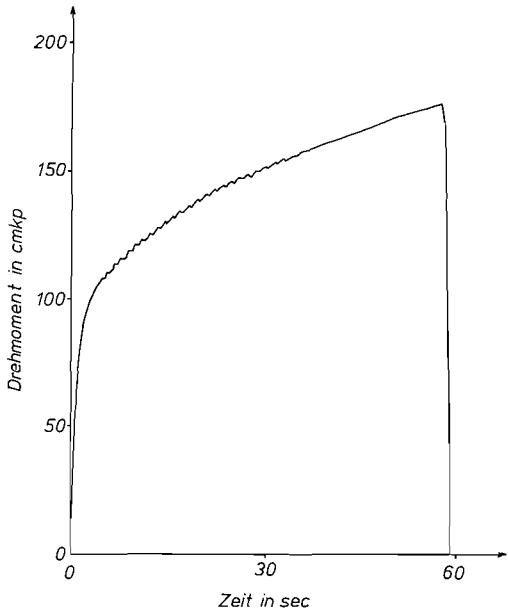


Abb. 5. Momentendiagramm einer lösungsgeglühten Probe aus AlMgSi 0,5, $\dot{\gamma} = 14,4\%/s$

reflexe über die Meßstrecke, und die Verdrehbewegung erfolgt unstetig oder ruckartig. Die Ursachen dieser Erscheinungen sind Verformungsfronten, die sich sehr schnell durch die Probe bewegen und auch als Lichtreflexe erscheinen, weil die Probenoberfläche beim Durchlaufen schlagartig rauher wird. Die Durchlaufgeschwindigkeit der Zonen beträgt am Anfang mehr als 35 mm/s. Es sind gleichzeitig mehrere Zonen unterwegs. Im Gegensatz zu den Filmaufnahmen 1 bis 4 handelt es sich jetzt um die Erscheinung der dynamischen Reckalterung. Im Laufe der Verformung nehmen sowohl die Zahl als auch die Geschwindigkeit der Zonen ab, bis schließlich nur noch eine Zone in Bewegung ist. Das Momentendiagramm, Abb. 5, zeigt, daß das Material stetig fester wird. Die Zacken bzw. Sprünge deuten auf die Verformung durch Zonen hin. Es ist nicht zu entscheiden, ob die inhomogene Verformung schließlich wieder homogen wird. Das Material ist auch nach 850% Abscherung noch weicher als die ersten Proben (Lebensdauer = 500%). Der Bruch erfolgt nicht so überraschend wie bisher. Ohne Schwierigkeiten kann man die Bildung und das Wachstum von Anrissen beobachten und sieht, wie der Bruch erfolgt.

Probe geätzt

Bildfeldbreite etwa 9 mm

6. Hier handelt es sich wieder um eine Ausschnittsaufnahme. Man kann erkennen, daß bei hohen Verformungsgraden die Verformung tatsächlich wieder homogen erfolgt.

Probe poliert

Verformungsgeschwindigkeit 4,8%/s

Bildfeldbreite etwa 22 mm

7. Bei der langsameren Verformungsgeschwindigkeit wird die Vielfalt der Erscheinungen noch schöner sichtbar. Besonders deutlich wird hier der Vorteil der polierten Proben. Mit jeder durchgelaufenen Zone ändert sich die Ausleuchtung merklich. Dies gilt jedoch nur, wenn der Film läuft. Hält man den Film an, dann ist in der Regel trotz der Helligkeitsunterschiede nur schwer herauszufinden, wo die Trennungslinie zwischen stärker und etwas weniger stark verformtem Probenteil verläuft. Neben den Helligkeitsunterschieden benötigt unser Auge noch den sich bewegenden Lichtreflex, um die Zonen gut verfolgen zu können. Die Umformzone ist im Gegensatz zu den ersten vier Aufnahmen so schmal, daß ihre Ausdehnung nicht bestimmt werden konnte. Der letzte Teil des Versuches wird nicht mehr gezeigt.

Wie schon erwähnt, hängt der Einsatzzpunkt der dynamischen Reckalterung, d. h. der Mindestverformungsgrad, bei der die erste Zonenbildung einsetzt, von der Verformungsgeschwindigkeit ab. Bei Änderungen der Verformungsgeschwindigkeit ändert sich der Versuchsablauf nicht im gleichen Verhältnis. Diese Erkenntnisse waren in Zugversuchen gewonnen worden. Eine genaue Analyse von Torsionsversuchen liegt noch nicht vor.

Probe geätzt

Bildfelddbreite etwa 9 mm

8. Konnte man bei der vorhergehenden Aufnahme den Beginn der dynamischen Reckalterung noch an dem Auftreten von Lichtreflexen erkennen, so ist dies bei einer geätzten Probe nicht möglich. Bei diesen Ausschnittsaufnahmen jedoch findet man im Anschluß an eine gleichmäßige Verdrillung aller Probenteile ruckartige Abscherungen einzelner Bereiche, was ein Hinweis auf das Einsetzen der dynamischen Reckalterung ist.

Werkstoff rundgehämmert

(Material aus einer anderen Charge)

Proben poliert

Verformungsgeschwindigkeit 10,2 %/s

Bildfelddbreite etwa 22 mm

9. Die Proben für die beiden letzten Versuche wurden einer anderen Lieferung entnommen, s. Kapitel „Versuchsmaterial“. Man findet wegen der Kaltverformung wiederum eine hohe Verdrehstreckgrenze, s. Abb. 6. Schon nach ganz geringen Abscherungen setzt die dynamische Reckalterung ein und bleibt bis zum Versuchsende bei etwa 450% wirksam. Es besteht eine große Ähnlichkeit mit dem Versuchsablauf lösungsgeglühter Proben, bei denen nach 450% Abscherung die Verformung auch noch inhomogen erfolgte.

Verformungsgeschwindigkeit 3,4 %/s

10. Konnte man bei den Aufnahmen der Einstellungen 5 bis 8 noch nach etwa 100% Abscherung mehrere Verformungsfronten in Bewegung sehen, so wird bei den Einstellungen 8 und 9 schon nach etwa 20% Abscherung nur noch jeweils eine Front beobachtet, dies wird verständlich, wenn man berücksichtigt, daß die Proben für die Aufnahmen der Einstellungen 8 und 9 bei Versuchsbeginn durch Rundhämmern vorverformt waren.

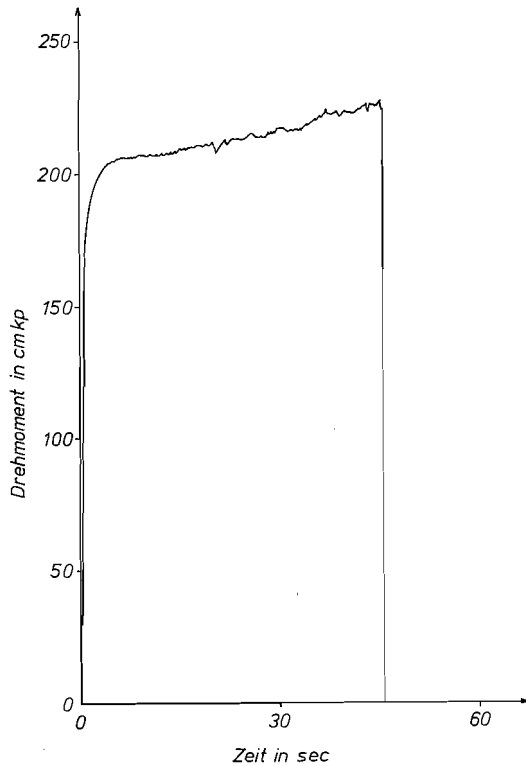


Abb. 6. Momentendiagramm einer rundgehämmerten Probe aus AlMgSi 0,5 (andere Charge), $\dot{\gamma} = 10,2\%/s$

Literatur

- [1] ALTENPOHL, D.: Aluminium und Aluminiumlegierungen. Springer-Verlag Berlin/Göttingen/Heidelberg/New York 1965.
- [2] McCORMICK, P. G.: The Portevin-Le-Chatelier-Effect in an Al-Mg-Si Alloy. *Acta Metallurgica* **19** (1971), 463—471.
- [3] McCORMICK, P. G.: A model for the Portevin-Le-Chatelier-Effect in substitutional Alloys. *Acta Metallurgica* **20** (1972), 351—354.
- [4] MÜNZ, D., und E. MACHERAUCH: Dynamische Reckalterung von α -Messing. *Z. Metallkunde* **57** (1966), 552—559.
- [5] STÜWE, H.-P., und H. TURCK: Zur Messung von Fließkurven im Torsionsversuch. *Z. Metallkunde* **55** (1964), 699—703.

Angaben zum Film

Das Filmdokument wurde 1974 zur Auswertung in Forschung und Hochschulunterricht veröffentlicht. Stummfilm, 16 mm, schwarzweiß, 124 m, 11 1/2 min (Vorführgeschw. 24 B/s).

Die Aufnahmen entstanden in den Jahren 1970 und 1971. Veröffentlichung aus dem Institut für Werkstoffkunde und Herstellungsverfahren der Technischen Universität Braunschweig, Dr.-Ing. W. WITZEL, und dem Institut für den Wissenschaftlichen Film, Göttingen, Ing. G. HUMMEL.

Inhalt des Films

Der Film zeigt die Torsionsverformung bei der Aluminiumlegierung AlMgSi 0,5. Nach etwa 50 % homogener Verformung konzentriert sich bei den rundgehämmerten, d. h. verfestigten, Proben die Verformung auf einen kleinen Teil der Länge der Meßstrecke. Die sich ausbildende Zone stark verformten Materials wächst an ihren Enden, bis die Meßstrecke einmal überstrichen wurde. Die weitere Verformung erfolgt dann wieder homogen. Im Gegensatz dazu zeigt lösungsgeglühtes Material schon nach etwa 20 % homogener Abschering den Portevin-Le-Chatelier-Effekt. Unmeßbar schmale Verformungsfronten bewegen sich mit großer Geschwindigkeit über die Meßstrecke. Zahl und Geschwindigkeit der Fronten nehmen mit steigendem Verformungsgrad ab.

Summary of the Film

The film shows the deformation of the aluminium alloy AlMgSi 0,5 in torsion. After a homogeneous deformation of about 50%, the further deformation of the hammered, i.e. strain-hardened specimen concentrates on a small section of the gauge length. The arising zone of heavy strained material grows at its ends until covering the gauge length completely. Further deformation occurs homogeneously again. Unlike this, the solution-treated material shows the Portevin-Le-Chatelier-effect after a homogeneous shear strain of about only 20%. Immeasurably small deformation fronts move rapidly across the gauge length, their number and speed decreases with increasing deformation.

Résumé du Film

Le film montre la déformation de torsion de l'alliage d'aluminium AlMgSi 0,5. Après env. 50 % de déformation homogène, la déformation se concentre, dans les échantillons étampés, c. a. d. durcis, sur une petite partie de la section de mesure. La zone de métal fortement déformé qui se constitue croît aux extrémités, jusqu'à dépasser une fois la section de mesure. La déformation se poursuit ensuite d'une manière de nouveau homogène. A l'inverse de ceci, le matériau du recuit de mise en solution présente, après env. 20 % de cisaillement homogène, l'effet de Portevin-Le-Chatelier. Des fronts de déformation d'une étroitesse incommensurable se déplacent à grande vitesse le long de la section de mesure. Le nombre et la vitesse des fronts diminuent à mesure que le degré de déformation augmente.