

# ENCYCLOPAEDIA CINEMATOGRAPHICA

Editor: G. WOLF

---

*E 575/1964*

## **Zugbeanspruchung von Tiefziehblech St VII 23 Veränderung des Feingefüges**

Mit 5 Abbildungen

GÖTTINGEN 1967

---

INSTITUT FÜR DEN WISSENSCHAFTLICHEN FILM

Der Film ist ein Forschungsdokument und wurde zur Auswertung in Forschung und Hochschulunterricht veröffentlicht. Länge der Kopie (16-mm-Stummfilm, schwarzweiß): 89 m  
Vorfuhrdauer: 8 $\frac{1}{2}$  min — Vorfuhrgeschwindigkeit: 24 B/s

### **Inhalt des Films**

Der Film zeigt Veränderungen an einer polierten und angeätzten Oberfläche von Tiefziehblech St VII 23 bei Zugbeanspruchung. Aufgenommen wurde das Dehnungsverhalten im elastischen und plastischen Bereich bis zum Bruch der Probe. Das ferritische Gefüge bei Tiefziehblech verformt sich sehr stark. Die Gleitlinienbildung sowohl im Korninneren als auch an Korngrenzen sowie die Deformation der einzelnen Kristallite und die starke Oberflächenaufrauung lassen sich gut beobachten. Der Bruch erfolgt nach erheblicher Einschnürung allmählich.

Der Film wurde im Jahre 1963 aufgenommen durch das Institut für den Wissenschaftlichen Film, Göttingen

Sachbearbeiter: Prof. Dr.-Ing. G. WOLF

Aufnahme: Ing. G. HUMMEL

Wissenschaftliche Leitung: Dr.-Ing. H.-D. STEFFENS,  
Institut für Werkstoffkunde der Technischen Hochschule  
Hannover

(Direktor: Prof. Dr.-Ing. A. MATTING)

## Zugbeanspruchung von Tiefziehblech St VII 23

### Veränderung des Feingefüges

H.-D. STEFFENS, Hannover

#### Allgemeine Vorbemerkungen

Bei der plastischen Verformung vielkristalliner Metalle treten Gefügeveränderungen auf, die von der Art, Häufigkeit und geometrischen Anordnung der Korngrenzen als der Berührungsebene unterschiedlich orientierter Kristallite maßgebend mitbestimmt werden. Die plastischen Deformationen im mikroskopischen Bereich sollten kinematografisch erfaßt werden, um die einzelnen Veränderungen in ihrem zeitlichen Ablauf anschaulich darstellen zu können. Im Verlauf der Untersuchung gelang es, Filmaufnahmen des Dehnungsverhaltens verschiedener Metalle im plastischen Bereich bis zum Bruch zu erzielen.

#### Zur Entstehung des Films

Für die Filmaufnahmen wurden die Metallproben in eine eigens hierfür konstruierte Zugapparatur eingespannt.

Die verwendete Probenform ist in Abb. 1 wiedergegeben. Die Aufnahme zeigt die Probe in geschliffenem Zustand. Vor dem Versuch

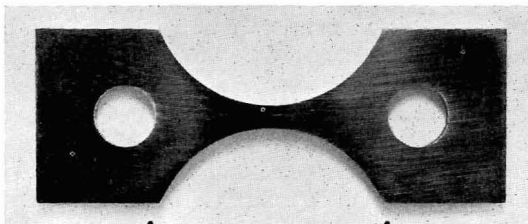


Abb. 1. Metallprobe für Zugversuche

Länge der Probe 40 mm, Dicke der Probe etwa 1 mm  
In die beiden Bohrungen greifen die Bolzen B der Zugapparatur ein  
(vgl. Abb. 2)

wurde die Oberfläche noch poliert und geätzt. Der Querschnitt der Probe betrug an der engsten Stelle, zwischen den beiden kreisbogenförmigen Kerben, etwa 2 mm<sup>2</sup>.

Der Antrieb der stabil ausgelegten Zugapparatur erfolgte weitgehend vibrationsfrei. Damit die Stelle des engsten Probenquerschnitts, d. h. des voraussichtlichen Bruches, während des Versuchs in Bildmitte blieb, mußte die Probe mit dem Kreuzungspunkt ihrer Symmetrieachsen genau in die optische Achse des Mikroskops gebracht und in Richtung der Längsachse nach beiden Seiten gleichmäßig auseinandergezogen werden. Diese Forderung erfüllte der in Abb. 2 wiedergegebene Zugapparat:

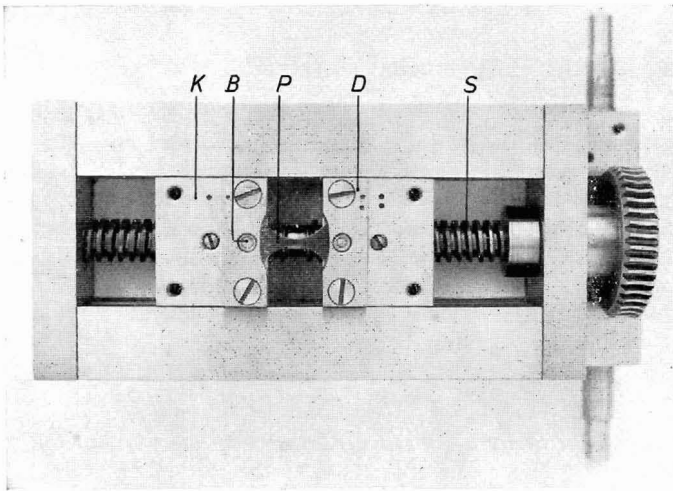


Abb. 2. Zugapparatur

K Spannkopf, B Bolzen, P Probe, D Deckel, S Gewindespindel

Die beiden Spannköpfe K werden durch die Spindel S bewegt, die je zur Hälfte Rechts- und Linksgewinde trägt. Bei entsprechender Drehung der Spindel durch einen Elektromotor mit Getriebe entfernen sie sich von dem gemeinsamen Mittelpunkt, der Probenmitte. Die Spannköpfe sind als Gleitschlitten ausgeführt und laufen in einer Schwalbenschwanzführung. Die Probe P wird mit Hilfe der Bolzen B und der Deckel D auf den Spannköpfen befestigt. Die massive Ausführung des Apparats soll Schwingungen dämpfen, die vom Antrieb oder der Spindel- und Schlittenreibung herrühren können. In vielen Fällen war es möglich, die Mitte der Probe vom Beginn bis zum Ende des Zerreißvorgangs im Bildfeld zu halten. Lediglich bei den hohen Vergrößerungen (Bild-

feldbreite 100  $\mu\text{m}$ ) kam es oft zum Wandern des betrachteten Objektbereichs.

Eine weitere Schwierigkeit entsteht durch das Einschnüren der Probe im Bereich der späteren Reißstelle, wodurch sich der Abstand zwischen der Frontlinse des Objektivs und der Objektoberfläche laufend vergrößert. Ferner entstehen eine Krümmung sowie eine erhebliche Aufräuhung der Oberfläche, so daß in fortgeschrittenen Stadien der Deformation nur kleine Bereiche im Bilde hell und scharf erscheinen. Die geringe Schärfentiefe des Mikroskops verlangt somit ein dauerndes Nachstellen der Bildschärfe. Derartige Nachfokussierungen wirken störend und können unter Umständen Strukturveränderungen vortäuschen, sind jedoch nicht zu umgehen.

Die Vergrößerung wurde so gewählt, daß die Bildfeldbreite — je nach Korngröße und Fragestellung — zwischen 2,3 mm und 100  $\mu\text{m}$  lag.

Die Aufnahmefrequenz betrug bei sämtlichen Aufnahmen 16 B/s, während die Zuggeschwindigkeit je nach Verformungsfähigkeit der Metalle und der gewählten Vergrößerung zwischen 0,8 und 3,2 mm/min lag.

### **Vorgänge bei der plastischen Verformung metallischer Vielkristalle**

Die plastische Verformbarkeit der Metalle hängt weitgehend von ihrem Gittertyp, ihrer Reinheit, dem Gefügezustand sowie der Korngröße ab. Stets beruht die plastische Deformation auf der Bildung und Wanderung von Versetzungen in Gleitebenen. Trotz aller Fortschritte der letzten Jahrzehnte in der Metallphysik sind unsere Kenntnisse über die in den Kristalliten vorliegende Versetzungsgrundstruktur auch heute noch gering.

Bei reinen Metall-Einkristallen läßt sich eine orientierungsabhängige Verfestigungskurve mit drei charakteristischen Bereichen angeben (Abb. 3). Die Orientierungsabhängigkeit richtet sich u. a. nach dem Gittertyp und den hierdurch bedingten Gleitmöglichkeiten. Für kubische Kristalle gilt im Gegensatz zu hexagonalen, daß ungünstige Orientierungen nicht gleichzeitig für alle der gleichberechtigten Gleitsysteme auftreten, sondern im allgemeinen nur für je ein System. Es gleitet zunächst das Hauptgleitsystem, während die latenten Systeme erst bei erschwerten Gleitbedingungen im Hauptsystem, z. B. durch Aufstau von Versetzungen an Hindernissen, angeregt werden. Durch Quergleiten von Schraubenversetzungen in latenten Ebenen kommt bei höheren Abgleitgraden eine Verringerung des Verfestigungsanstiegs zustande. Andererseits können sich Versetzungen in Teilversetzungen oder Stapelfehler aufspalten, wobei die Höhe der Stapelfehlerenergie bei verschiedenen Metallen stark unterschiedliche Werte annimmt und als charakteristischer Unterschied des plastischen Verhaltens verschiedener kubisch flächenzentrierter Metalle (z. B. Al und Cu) anzusehen ist.

Derartige Gitterfehler sind lichtoptisch im einzelnen nicht nachweisbar. So besitzen z.B. Stapelfehler höchstens eine Ausdehnung bis zu einigen zehntel  $\mu\text{m}$ . Auch einzelne Versetzungen entziehen sich durch ihre geringe Größe der lichtoptischen Betrachtung. Dieser sind lediglich

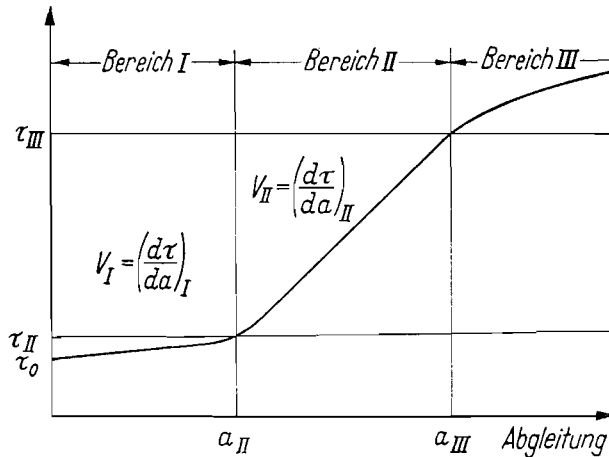


Abb. 3. Verfestigungskurve bei reinen Metall-Einkristallen  
Erklärungen im Text

Konzentrationen von Gitterfehlern zugänglich, z.B. Korngrenzen und Gleitlinien. Durch das Vorhandensein von Korngrenzen als Berührungsebenen unterschiedlich orientierter Kristallite verändern sich jedoch die Eigenschaften der Metalle gegenüber Einkristallen in einigen Punkten wesentlich:

Während bei Einkristallen das Abgleiten zu Beginn der Verformung unbehindert von makroskopischen Hindernissen über dem ganzen Kristall gleichmäßig erfolgt, sind die Laufwege der Versetzungen bei den Vielkristallen durch Korngrenzen blockiert. Die Verformung in Korngrenznähe wird stets durch die Nachbarkristallite beeinflusst. Die im Bereich I (easy glide) der Verfestigungskurve auftretende Einfachgleitung (gleichmäßiges Feingleiten) ist über Korngrenzen hinweg nur bei selten vorkommenden, bestimmten Kristallorientierungen möglich, z.B. bei isoaxialen Bikristallen, die symmetrisch zur Korngrenze orientiert sind (kompatible Kristallpaare). Bei den im allgemeinen vorliegenden inkompatiblen Kristallpaaren werden beiderseits der Grenzfläche von Anfang an mehrere Gleitsysteme betätigt (Mehrfachglei-

tung). Bei größerer Kristallzahl wird der ‚easy-glide‘-Bereich überhaupt nicht mehr beobachtet. Dadurch, daß die Korngrenze die geometrische Verträglichkeit (Kompatibilität) durch Mehrfachgleitung über endliche Kristallbereiche beiderseits der Korngrenze erzwingt und Hindernisversetzungen in großer Anzahl von Anfang an vorliegen, entsteht ein zusätzlicher Korngrenzenanteil der Fließspannung gegenüber dem Einkristall. Bei feinkörnigen Werkstoffen ohne Texturen verringert sich darüber hinaus auf Grund der statistischen Verteilung der Orientierung der Kristallite die Anisotropie der Verformung, so daß auch Werkstoffe mit wenigen Hauptgleitsystemen (z. B. hexagonale Metalle) unabhängig von der Verformungsrichtung beim Zugversuch beträchtliche Dehnungen erreichen.

Der Betrag der Schubspannung im Hauptgleitsystem der verschiedenen Kristallite ist dabei unterschiedlich groß. Für die kubisch flächenzentrierten Metalle gilt, daß nicht nur in verschiedenen Kristalliten, sondern auch in verschiedenen Bereichen ein und desselben Korn unterschiedliche Gleitsysteme vorherrschen. Da die Mehrfachgleitung als dominierender Prozeß anzusprechen ist, können häufig von Anfang an zwei gleich stark ausgebildete Gleitbandscharen beobachtet werden.

Sämtliche Beobachtungen dieser Art gehen aus den Filmen in ihrem zeitlichen Ablauf hervor. Man erkennt weiter, daß solche Gleitbänder, die Korngrenzen stetig durchsetzen, überwiegend nur für kleine Desorientierungswinkel zwischen den Gleitbändern benachbarter Kristallite zu beobachten sind. Hier werden Gleitprozesse im Nachbarkristalliten über die Korngrenze hinweg induziert, nachdem sich Versetzungen an der Körnerberührungsebene aufgestaut und im Nachbarkorn in der Richtung der Aufstauung relativ große Schubspannungen ausgelöst haben. Das Erzeugen von Versetzungen bleibt auf diese Weise nicht wie bei den Einkristallen den üblichen Versetzungsquellen und Vervielfachungsmechanismen überlassen, sondern die Korngrenzen wirken zusätzlich als Ermittler latent gespeicherter Versetzungen und ermöglichen die Gleitprozesse. Diese sind unter Umständen auch in der Korngrenze selbst als Korngrenzenfließen möglich, wenn die Temperatur genügend hoch ist — vielfach ab etwa  $0,4 \cdot T_g$  ( $^{\circ}\text{K}$ ). In den meisten Beanspruchungsfällen treten sie jedoch nicht auf. Demgegenüber gilt allgemein für alle Metalle, daß sich Versetzungen beim Gleiten nicht nur an Korngrenzen, sondern auch an Zwillings-, Subkorn- und Phasengrenzen aufstauen können.

Einschränkend ist bei den Filmaufnahmen zu bemerken, daß es sich stets um Oberflächenbetrachtungen handelt. Rückschlüsse auf die tatsächlichen Vorgänge im Innern des Werkstoffs sind jedoch nur bei Einkristallen möglich. Wegen des dominierenden Einflusses der Korngrenzen nehmen die Oberflächenkristallite bei Vielkristallen infolge der geringeren Zahl nächster Nachbarn Sonderstellungen ein, so daß ihr Verhalten unter äußerer Beanspruchung von dem der Kristallite im Innern u. U. abweicht.

## Entstehung von Rissen und Brüchen

Die Erscheinungsformen von Brüchen sind überaus unterschiedlich und auf eine Vielzahl von Ursachen zurückzuführen.

Ein zäher (duktiler) Bruch ist stets durch eine Einschnürung gekennzeichnet. Die Größe des Endquerschnitts ist stark von der Reinheit der Metalle abhängig und nähert sich bei hochreinen Metallen dem Wert Null. Die Formänderungsfähigkeit bei einer bestimmten Temperatur wird durch Verunreinigungen jedoch stark begrenzt.

Während beim Kriechbruch die Scherverformung in erster Linie die Korngrenzen erfaßt und hier vor allem in Tripelpunkten — beim Zusammenstoßen von drei Korngrenzen — der Bruch einsetzt, liegen beim zähen Bruch vornehmlich andere Mechanismen vor. Bei diesem konzentriert sich die plastische Verformung örtlich auf nichtplastische Einschlüsse oder starke Deformationsbänder, an denen die Fließspannung die Bruchspannung überschreitet.

Die unterschiedlichen Bruchtypen sind vor allem bei den vielkristallinen Werkstoffen nie streng voneinander zu trennen. So kommt es bei Raumtemperatur in vielen Werkstoffen zu einer Überlagerung. Eisen kann z.B. in Abhängigkeit vom Reinheitsgrad Anteile von plastischem Scherbruch und Tieftemperatur-Spröbruch zeigen. Im Falle des Tieftemperatur-Spröbruchs beginnt die Keimbildung des Risses als Ergebnis inhomogener plastischer Verformung bevorzugt an Zwillings- oder Gleitbändern.

Beim überwiegend zähen Bruch entstehen die ersten mikroskopischen Anrisse hauptsächlich an submikroskopischen Löchern, die durch Kondensation der bei der Verformung erzeugten Leerstellen gebildet werden. Hierdurch ergeben sich innere Oberflächen, die zu örtlichen Spannungskonzentrationen führen. Die zwischen ihnen befindlichen Werkstoffzonen schnüren bei geringem Abstand zwischen den Löchern ein, so daß sich makroskopische Hohlräume ergeben können. An der Spitze der auf diese Weise fortschreitenden Risse bilden sich erneut Leerstellen, die kondensieren und zur Rißvergrößerung führen. Diese Ebenen hoher Fehlstellendichte können sowohl unter Scher- als auch Normalspannungen zur Werkstofftrennung führen.

Der Entstehungsort der durch Leerstellenkondensation gebildeten Löcher hängt neben der Werkstoffart, der Beanspruchungstemperatur, der Reinheit usw. bei geglühten Proben auch von der Glühatmosphäre ab. Korngrenzen oder Tripelpunkte können z.B. durch Oxid- oder Nitridbildung auch dann den Ausgangspunkt von Rissen bilden, wenn normalerweise kein derart bevorzugter Entstehungsort vorliegt. Darüber hinaus kann sich das gesamte Werkstoffverhalten bei der Verformung ändern, wenn die Sprödigkeit durch Gasaufnahme und Oxid- oder Nitridbildung erhöht wird.



Bei der Oberflächenbetrachtung polykristalliner Werkstoffe unter dem Mikroskop während der Verformung ergeben sich Schwierigkeiten durch Faltenbildung. Eine echte Faltenbildung mit Reißbeginn an Korngrenzen bzw. Tripelpunkten tritt beim Kriechbruch mit merklicher Korngrenzenleitung auf. Da die Faltenbildung aber stets von den Korngrenzen und deren Verlauf in bezug auf die Beanspruchungsrichtung bestimmt wird, kann infolge der Schattenwirkung lichtoptisch nicht entschieden werden, ob bereits der Beginn einer Reißbildung vorliegt. Auf jeden Fall geht mit der Faltenbildung eine starke örtliche Spannungskonzentration einher, die in erster Linie bestimmte Korngrenzen und Tripelpunkte erfaßt.

Der Reißfortschritt wird beim Tieftemperatur-Spröbruch vornehmlich vom Widerstand gegen die plastische Verformung an der Reißspitze bestimmt, d. h. vom Widerstand gegen die Bewegung und Vervielfachung von Versetzungen unter der örtlichen Scherspannungskonzentration in der Umgebung der Reißspitze. Beim transkristallinen Bruch liegt die Bedeutung der Korngrenzen darin, daß sich an ihnen die Richtung des Risses entsprechend der Orientierungsrichtung des Kristalles ändert. Die Körnerberührungsebenen können aber auch Bereiche erhöhter Verunreinigung darstellen und auf diese Weise die Reißausweitung erleichtern. Der interkristalline Reißfortschritt kennzeichnet zwar auch den Kriechbruch, ist hier aber durch einen Leerstellen-Diffusionsvorgang zu erklären.

#### **Besonderheiten bei der plastischen Verformung von weichem Stahl**

Reineisen, als Vertreter der kubisch raumzentrierten Metalle, verfügt ähnlich wie die reinen flächenzentrierten Metalle über ausgezeichnete Gleitmöglichkeiten. Mit zunehmendem Gehalt an Fremdelementen treten jedoch vor allem zu Beginn der plastischen Deformation Zusatzeffekte auf, die auch den Bruchmechanismus in Abhängigkeit von der Temperatur betreffen. Hier macht sich bereits ein Einfluß von Zusatzelementen und Verunreinigungen, vor allem Kohlenstoff, Stickstoff, Silizium, Mangan, Phosphor und Schwefel, bemerkbar. Wenn die Gehalte an Fremdelementen auch bei dem verwendeten Tiefziehblech St VII 23 noch relativ niedrig liegen ( $< 0,10$  C,  $0,09$  Si,  $0,30$  Mn,  $< 0,04$  P,  $< 0,05$  S), so macht sich ihr Einfluß doch schon recht deutlich bemerkbar. Grundsätzlich bewirken Fremdatome eine Verzerrung des Grundmetall-Gitters und führen zu Eigenspannungen in Mikrobereichen, die sich mit zunehmendem Unterschied beider Atomdurchmesser verstärken. Gleitversetzungen werden beim Bewegen gehemmt, so daß die kritische Schubspannung (d. i. der orientierungsunabhängige Spannungswert der plastischen Scherung in der Gleitebene parallel zur Gleitrichtung) ansteigt. Wirksam wird vor allem das Spannungsfeld der Störatome oder Atomgruppen, das von der Größe der Teilchen und ihrer Verteilung (Dispersitätsgrad)

abhängt. Während ausgeschiedene Teilchen die kritische Schubspannung gegenüber der des reinen Metalls unter Umständen um Größenordnungen ansteigen lassen, wirken Fremdatome mit geringem Spannungsfeld durch ihre Neigung zu einer bestimmten Nahordnung. Diese kann sich im Spannungsfeld einer Versetzung verändern und wird bei deren Durchzug durch den Gitterbereich zerstört, da eine Verschiebung um einen Atomabstand erfolgt.

Bei tieferen Temperaturen tritt ein starker Verfestigungsanstieg durch eine Wolkenbildung von Einlagerungsatomen um die Versetzungen ein, da die Fremdatome hier energetisch günstiger angeordnet sind. Hierdurch kommt es zu einer erheblichen Hemmung der Versetzung beim Wandern. Im Falle des  $\alpha$ -Eisens nehmen die Kohlenstoff- und Stickstoffatome Zwischengitterplätze auf den Würfelkantenmitten der Grundzelle ein und sind im spannungsfreien Zustand über alle drei Richtungen statistisch verteilt. Unter Spannung ordnen sie sich in gedehnte Gitterbereiche ein, auch im Spannungsfeld von Versetzungen, und bewirken so die Erscheinung der oberen und unteren Streckgrenze mit anschließendem Fließbereich. Nach COTRELL [1] ist sie auf die elastische Wechselwirkung zwischen Fremdatomen und Versetzungen zurückzuführen, wobei sich die Versetzungen von den verankernden Fremdatomwolken losreißen müssen, um wandern zu können. An Stellen starker Spannungskonzentrationen bilden sich primäre Lüdersbandkeime, was ein Gleiten in Quer- und Längsrichtung bewirkt.

Der Ausbreitung des Lüdersbandes wird die untere Streckgrenze der unlegierten Stähle mit geringem Kohlenstoffgehalt zugeschrieben. Die Losreißprozesse wiederholen sich dabei längs der Bandfront. Zur Ausbreitung des Lüdersbandes wird eine geringere Spannung benötigt als bei der ursprünglichen Auslösung, weil eine höhere Spannungskonzentration an der Bandfront als an der Stelle der Keimbildung vorliegt und das Losreißen der Versetzungen an mehreren Stellen erfolgen kann. Nach dem Durchlaufen der Lüdersdehnung hängt die Fließspannung dann von der Bewegung der von ihren Fremdatomwolken befreiten Versetzungen ab. Diese Vorgänge sind jedoch auch heute noch nicht in allen Einzelheiten völlig geklärt.

Obwohl Tiefziehblech zu den gut kalt verformbaren Werkstoffen zählt und mit der Einschnürung das charakteristische Kennzeichen des zähen (duktilen) Bruchs aufweist, neigt es als Stahl (mit kubisch raumzentriertem Grundgitter) vor allem bei tiefen Temperaturen zum Sprödbbruch. Als charakteristisch gilt die Grundform eines Kegelstumpfes für im Zugversuch zerstörte Rundproben (cup and cone fracture). An der Stelle stärkster Einschnürung wird eine Komponente hydrostatischer Spannung gebildet, die im Probeninnern einen Sprödbbruch senkrecht zur Spannungsrichtung einleitet. Durch die Reißbildung wird die hydro-

statische Spannungskomponente abgebaut, und der Riß schreitet nunmehr als Scherbruch unter  $45^\circ$  zur Beanspruchungsrichtung fort, bis die endgültige Trennung hergestellt ist.

Die ebene Bruchfläche ist streng genommen jedoch nicht als Ergebnis eines echten Sprödbruchs anzusehen; denn die rauhe Oberfläche besteht aus zahlreichen Stufen, Schuppen und Kegeln, deren Oberflächen wiederum nach Aussehen und Richtung zur Beanspruchung als Scherbruchfläche zu deuten sind. Somit ist auch bei Stahl der untersuchten Qualität (zumindest bei Raumtemperatur) ein Bruchmechanismus durch Lochbildung anzunehmen, wenn auch die hydrostatische Spannungskomponente makroskopisch einen Trennbruch herbeiführt.

## Filminhalt

*Zugrichtung horizontal*

*16 B/s*

*Dunkelfeldbeleuchtung*

*Bildbreite etwa  $2300 \mu\text{m}^1$*

<sup>1,2</sup> Ebenso wie bei anderen Werkstoffen erscheint die geätzte Oberfläche von Tiefziehblech bei Dunkelfeldbeleuchtung dunkel, während die Korngrenzen hell hervortreten (Abb. 4a). Im Film ist die engste Stelle der Probe (s. Abb. 1) nahezu völlig zu übersehen (vgl. die oberen und unteren Bildränder der Abb. 4). Die Probenoberfläche hellt sich mit einsetzender plastischer Verformung und damit verbundener Aufrauhung auf. Hierdurch geht die Erkennbarkeit der einzelnen Kristallite zunächst verloren (Abb. 4b). Mit steigender Deformation treten einzelne Bereiche dunkel hervor, bei denen es sich um besonders belastete Korngrenzgebiete, vor allem Tripelpunkte, handelt (Abb. 4c). Ursache der Abdunklung ist eine Faltenbildung, da die zu der gleichen Erscheinung führende Rißbildung, auf Grund der guten plastischen Verformungseigenschaft des Werkstoffs St VII 23, entfällt.

Die Faltenbildung verstärkt sich laufend und umfaßt auf Grund der einsetzenden Einschnürung immer weitere Bereiche. Beide Probenränder treten ins Bildfeld (Abb. 4d). Das ungleichmäßige Abgleiten einzelner Probenbereiche läßt Rückschlüsse auf die Inhomogenität der Verformung zu. Nach extrem starker Einschnürung beginnt der Bruch schließlich in der Probenmitte und wandert von dort nach außen (Abb. 4d). Anzeichen eines spröden Bruchverhaltens liegen nicht vor.

---

<sup>1</sup> Die *Kursiv*-Überschriften entsprechen den Zwischentiteln im Film.

<sup>2</sup> Die Ziffern bezeichnen die Reihenfolge der Einstellungen.

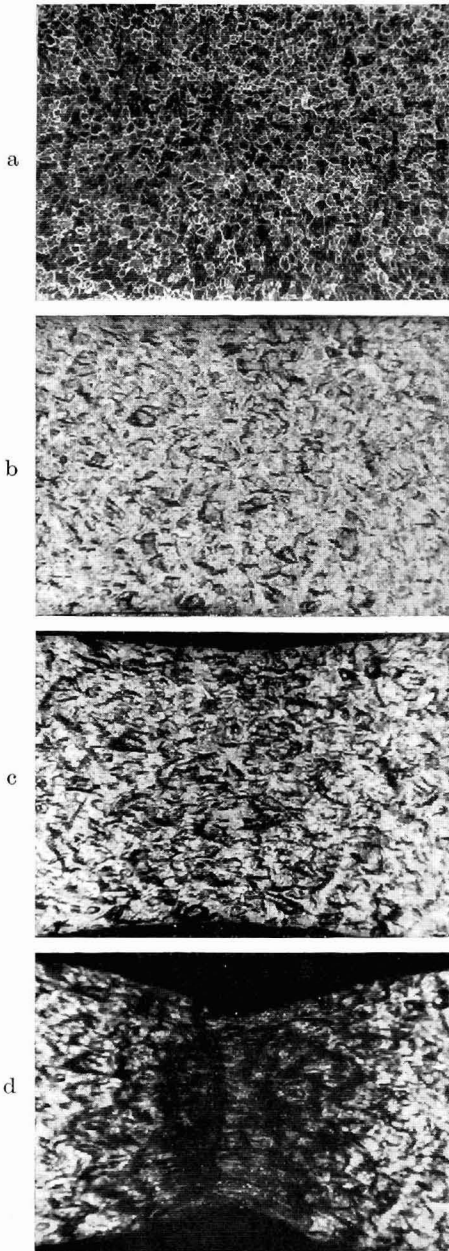


Abb. 4

Veränderung des Feingefüges bei Zugbeanspruchung von poliertem und geätztem Tiefziehblech. (Ätzmittel: 2%ige Salpetersäure)

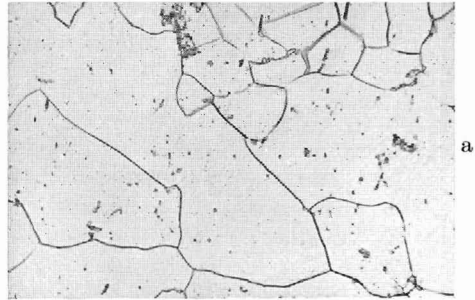
Übersichtsaufnahmen im Dunkelfeld; Abbildungsmaßstab etwa 25 : 1

a: Ausgangszustand. Die geätzte Oberfläche erscheint dunkel, die Korngrenzen treten hell hervor

b: Aufhellung der Probenoberfläche nach einsetzender Verformung; die Erkennbarkeit der einzelnen Kristallite geht z. T. verloren. Mit steigender Deformation treten einzelne, stark beanspruchte Bereiche dunkel hervor (Ursache: Faltenbildung). Sichtbar ist die gesamte Probe am engsten Querschnitt

c: Verstärkung der in b gezeigten Erscheinungen und Streckung der Kristallite in Beanspruchungsrichtung mit fortschreitender Einschränkung

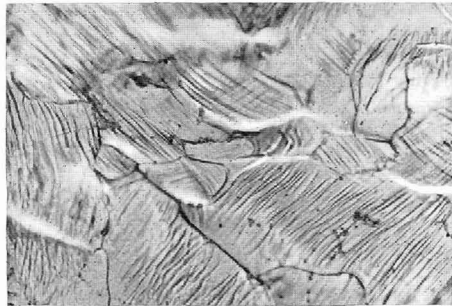
d: Bruch in der Probenmitte nach extrem starker Einschnürung, von der Mitte zu den Rändern fortschreitend



a



b



c



d

**Abb. 5**  
Veränderung des Feingefüges bei Zugbeanspruchung von poliertem und geätztem Tiefziehblech (Ätzmittel: 2%ige Salpetersäure)

Hellfeldbeleuchtung; Abbildungsmaßstab etwa 600:1

a: Ausgangszustand des Gefüges aus unterschiedlich großen Ferritkörnern mit geringen Mengen Tertiärzementit. Korngrenzen im Regelfalle gebogen, ohne in den Tripelpunkten überall einen Winkel von  $120^\circ$  zu bilden

b: Gleitspuren inhomogen verteilt und im Regelfall durch Mehrfachgleitung ungleichmäßig gekrümmt. Stärke der Gleitlinien in den einzelnen Kristalliten unterschiedlich

c: Bei starker Verformung tritt Streckung der Kristallite ein. Mehrfachgleitung, Knickband- sowie Faltenbildung verstärken sich

d: Starke Aufrauung und Streckung der Kristallite mit Mehrfachgleitung in allen sichtbaren Bereichen

*Hellfeldbeleuchtung*  
*Bildbreite etwa 550  $\mu\text{m}$*

2. Das Gefüge besteht aus unterschiedlich großen Ferritkörnern mit geringen Mengen Tertiärzementit. Die Korngrenzen erscheinen durchweg gebogen und bilden in den Tripelpunkten nicht überall einen Winkel von  $120^\circ$  (vgl. Abb. 5a). — Schon die ersten deutlich erkennbaren Gleitspuren erscheinen als inhomogen verteilte, gekrümmte Linien. Je nach Orientierung kommt es in einzelnen Kristalliten oder Teilbereichen eines Kornes zu einer stärkeren Ausprägung der Gleitbänder sowie zur Mehrfachgleitung (vgl. Abb. 5b). Auch bilden sich in starkem Maße Falten aus, die mit zunehmender Streckung und Biegung der Kristallite sowie ansteigender Mehrfachgleitung verbunden sind (vgl. Abb. 11). Die Oberfläche rauht sich beträchtlich auf. Schließlich kommt es im rechten Bildteil zum Abgleiten bis zum Bruch.

*Bildbreite etwa 210  $\mu\text{m}$*

3. Bei stärkerer Vergrößerung ist der Tertiärzementit gut erkennbar. Erste Gleitspuren beschränken sich nur sehr kurze Zeit auf einzelne, maximal beanspruchte Zonen, z. B. an Korngrenzen, um dann in großer Anzahl nahezu überall gleichzeitig aufzutreten. Hier durchlief die Probe den Bereich der Lüdersdehnung mit dem charakteristischen schnellen Fortschreiten der Verformung nach anfänglichem Widerstand. Die stark beanspruchten Zonen treten deutlich hervor. In Korngrenznähe erfahren die Gleitbänder häufig eine Richtungsänderung, indem sie auf die im Nachbarkristalliten vorherrschende Gleitrichtung eindrehen. Die Bilder lassen das Strecken und Biegen der Kristallite sowie das steigende Auftreten von Mehrfachgleitung gut erkennen. Bei der erheblichen Faltenbildung mit den dadurch hervorgerufenen Höhenunterschieden läßt sich in höheren Verformungsstadien immer nur ein relativ schmaler Bereich in der Schärfenebene halten. Die „katastrophale“ Abgleitung mit anschließendem Bruch beginnt in der linken Bildhälfte.

4. Diese Einstellung entspricht im wesentlichen der Einstellung 3. Bemerkenswert ist hier jedoch ein Tripelpunkt in Bildmitte, der hoch beansprucht wird und zur Faltenbildung Anlaß gibt. Das Auftreten von Leerstellenkondensationen mit anschließender Lochbildung erscheint in derartigen Zonen wahrscheinlich. Tatsächlich beginnt der Riß, d. h. zunächst die extrem starke Abgleitung, auch in dieser Zone, die jedoch bald nach links aus dem Bildfeld herauswandert.

### *Bildbreite etwa 100 $\mu\text{m}$*

5. Bei starker Vergrößerung werden vor allem die Verhältnisse an den Korngrenzen verdeutlicht (Abb. 5a). Man erkennt innerhalb der einzelnen Kristallite das Auftreten von Mehrfachgleitung sowie die inhomogene Beanspruchung (Abb. 5b). Hierbei verbiegen sich die Gleitbänder und werden häufig durch weitere Gleitsysteme (Abb. 5c u. d) geknickt. Trotz geringer Schärfentiefe, die lediglich das Betrachten schmaler, gestreckter Kornbereiche zuläßt, läßt sich der Bruchvorgang bis zum Ende verfolgen.

### **Literatur**

[1] COTRELL, A. H.: Dislocations and plastic flow in crystals. Oxford 1953.