

Untersuchung des zyklisch plastischen Werkstoffverhaltens unter umformnahen Bedingungen

von der Fakultät für Maschinenbau der
Technischen Universität Chemnitz

genehmigte

Dissertation zur Erlangung des akademischen Grades

Doktor-Ingenieur

Dr.-Ing.

vorgelegt

von

Dipl.-Ing. Frank Hahn

geboren am

31.10.1966 in Schlema

Gutachter

Prof. Dr.-Ing. L. W. Meyer

Prof. Dr.-Ing. habil. R. Kreißig

Dr.-Ing. K. Wegener

Tag der mündlichen Prüfung: 23.01.2003

Bibliographische Beschreibung

Hahn, Frank

Untersuchung des zyklisch plastischen Werkstoffverhaltens unter umformnahen Bedingungen

Dissertation an der Fakultät für Maschinenbau der Technischen Universität Chemnitz, Professur Werkstoffe des Maschinenbaus

Seitenzahl: 152

Anzahl der Abbildungen: 82

Anzahl der Tabellen: 10

Anzahl der Literaturzitate: 113

Referat

Bei den Verfahren der partiellen Massivumformung, wie dem Bohrungsdrücken, erfährt der Werkstoff eine zyklische Plastifizierung. Dabei bedeutet „zyklisch“ einerseits, dass jedes Werkstoffsegment nur temporär im Umformeingriff ist und dass andererseits der Werkstoff alternierend plastifiziert wird. Inhalt der Arbeit ist die Beschreibung der Geometrie der Umformzone beim Bohrungsdrücken mit Hilfe der Computertomographie und die Untersuchung des zyklisch plastischen Werkstoffverhaltens mit verbleibendem Umforminkrement pro Umformzyklus an Hand von Torsionsuntersuchungen.

Mit der Computertomographie ist es gelungen, eine Umformzone bei der partiellen Massivumformung zerstörungsfrei zu analysieren. Die Umformzone kann in zwei Verformungsbereiche aufgeteilt werden. Im Stempelbereich wird der Werkstoff unter einem hohen hydrostatischen Druckspannungsanteil einsinnig plastisch verformt. Im Walkbereich wird der Werkstoff zyklisch plastisch verformt mit einem verbleibenden Umforminkrement pro Zyklus. Das zyklisch plastische Werkstoffverhalten wird von der Verformungsamplitude, der Zyklenzahl, der Verformungsgeschwindigkeit und der Temperatur geprägt. Die Differenzen sowohl zum einsinnigen Werkstoffverhalten als auch bei verschiedenen Verformungsparametern sind in der unterschiedlich ausgeprägten Versetzungszell- und Subkornbildung begründet. Die Umformarbeit unter einsinniger Torsion steht in einem bestimmten Verhältnis zur Umformarbeit unter zyklischer Belastung. Dieses Verhältnis beschreibt der Bauschinger-Energieparameter. Er kann für die energetische Beschreibung zyklisch plastischer Verformungen verwendet werden.

Schlagworte

Bohrungsdrücken, partielle Massivumformung, Computertomographie, zyklisch plastisches Werkstoffverhalten, Torsion, Bauschinger-Effekt, Bauschinger-Energieparameter

1	Einleitung.....	3
2	Stand der Technik.....	4
2.1	Bohrungsdrücken – ein Verfahren der partiellen Massivumformung	4
2.1.1	Verfahren.....	4
2.1.2	Energiebilanz	5
2.1.3	Gefügeveränderung durch Bohrungsdrücken	7
2.2	Einsinnige Werkstoffverformung	10
2.2.1	Einleitung	10
2.2.2	Untersuchungsmethoden.....	10
2.2.3	Verformungsverfestigung und dynamische Entfestigung.....	15
2.2.4	Mathematische Beschreibung der Fließkurven.....	17
2.3	Zyklische Formänderung	21
2.3.1	Einführung	21
2.3.2	Der Bauschingereffekt	21
2.3.3	Quantitative Beschreibung des Bauschingereffektes.....	24
2.3.4	Einflüsse auf den Bauschingereffekt	31
2.3.5	Zyklische Belastungspfade und Werkstoffantwort.....	33
2.3.6	Gefüge und Versetzungsstruktur nach einer zyklischen Formänderung	35
3	Motivation, Ziele und Aufgaben	37
3.1	Motivation.....	37
3.2	Aufgabenstellung	38
4	Versuchswerkstoff.....	39
5	Die Umformzone beim Bohrungsdrücken	40
5.1	Experimentelles Vorgehen zur Bestimmung der Umformzone mit Hilfe der Computertomographie	40
5.2	Verformungsanalyse beim Bohrungsdrückens	44
6	Zyklisch plastisches Werkstoffverhalten	62
6.1	Experimentelles Vorgehen.....	62
6.1.1	Einleitung	62
6.1.2	Begriffsbestimmung.....	62
6.1.3	Prüfsystem.....	64
6.1.4	Probengeometrie	65
6.1.5	Untersuchungsparameter.....	66

6.1.6	Metallographische Untersuchungen.....	67
6.1.7	REM- und TEM-Untersuchungen.....	67
6.2	Fließverhalten unter einsinniger Torsionsbelastung	68
6.3	Einfluss der Verformungsparameter auf das zyklisch plastische Werkstoffverhalten mit verbleibendem Umforminkrement	74
6.3.1	Einleitung	74
6.3.2	Einfluss der positiven Verformungsamplitude $\tan \alpha_+$	79
6.3.3	Einfluss der negativen Verformungsamplitude $\tan \alpha_-$	87
6.3.4	Einfluss der Temperatur	92
6.3.5	Einfluss der Scherwinkeländerungsgeschwindigkeit $\dot{\alpha}$	98
7	Der zyklische Bauschingereffekt.....	102
7.1	Einleitung	102
7.2	Vergleich der Bauschinger-Spannungsparameter	105
7.3	Einfluss des zyklisch plastischen Werkstoffverhaltens auf den Bauschinger- Spannungsparameter	107
7.4	Beschreibung des zyklisch plastischen Werkstoffverhaltens mit dem Bauschinger-Energieparameter	111
8	Abschätzung der Umformleistung beim Bohrungsdrücken	119
9	Zusammenfassung und Ausblick	130
10	Liste häufig verwendeter Formelzeichen und Abkürzungen.....	135
11	Literaturangaben	142

1 Einleitung

Das Werkstoffverhalten beim Umformen wird im Wesentlichen von zwei Faktoren geprägt. Zum Einen beeinflussen der Ausgangszustand und die Geschichte des Werkstoffes und damit die Mikrostruktur das Umformverhalten und zum Anderen bestimmen die Umformparameter wie Belastungsart, -richtung und -geschwindigkeit, Temperatur und Umformgrad das Werkstoffverhalten. Beide Aspekte haben einen entscheidenden Einfluss auf die Optimierung der Umformung und damit auf die Qualität der Endprodukte.

Im Mittelpunkt der Untersuchungen steht das Verformungsverhalten unter realitätsnahen Bedingungen unter besonderer Berücksichtigung des Werkstoffverhaltens beim Bohrungsdrücken. Bei den Verfahren der partiellen Massivumformung, bei denen die translatorische mit einer rotatorischen Hauptbewegung kombiniert ist, muss beachtet werden, dass der Werkstoff während des Umformprozesses eine zyklische Plastifizierung erfährt. Dabei bedeutet „zyklisch“ einerseits, dass jedes Werkstoffsegment nur temporär im Umformeingriff ist und dass andererseits der Werkstoff alternierend plastifiziert wird. Das hat zur Folge, dass die Umformkräfte im Vergleich zu anderen Massivumformverfahren niedrig sind, aber gleichzeitig eine erheblich größere Umformarbeit geleistet werden muss.

Gleichzeitig muss bei der partiellen Umformung beachtet werden, dass die auftretenden Belastungen extrem inhomogen über den Querschnitt verteilt sind. Deshalb ist eine genaue Eingrenzung der Umformzone bei den Verfahren der partiellen Massivumformung unabdingbar.

Das zyklisch plastische Werkstoffverhalten unterscheidet sich erheblich vom Verformungsverhalten unter einsinniger Belastung. Es wird im Wesentlichen geprägt von der Verformungsamplitude, der Zyklenzahl, der Verformungsgeschwindigkeit und der Temperatur. Diese Parameter beeinflussen das Restumformvermögen, die Verfestigung und damit die Bauteileigenschaften beim Endprodukt.

Entscheidend für die Qualität eines Halbzeuges oder Bauteiles sind neben der Geometrie und der Oberflächenbeschaffenheit die mechanischen Bauteileigenschaften. Diese werden unmittelbar von den Herstellungs-, d. h. Umformbedingungen, geprägt. Speziell bei Umformverfahren mit heterogen ausgeprägter Umformzone können die mechanischen Eigenschaften innerhalb eines Bauteiles sehr stark variieren. Unter diesen Bedingungen kann nur eine auf den Werkstoff abgestimmte Verformung zu optimalen Umformergebnissen führen.

2 Stand der Technik

2.1 Bohrungsdrücken – ein Verfahren der partiellen Massivumformung

2.1.1 Verfahren

Die Verfahren der partiellen Massivumformung, wie Abstreckdrücken, Keilquerwalzen, Axialgesenkwalzen oder Bohrungsdrücken, zeichnen sich dadurch aus, dass der Werkstoff nicht im gesamten Umformvolumen gleichzeitig plastifiziert ist, sondern nur in zeitlich und räumlich begrenzten Inkrementen fließt. Das hat den Vorteil, dass die benötigten Umformkräfte begrenzt bleiben, was zu einer erheblichen Verminderung der Maschinengröße und der erforderlichen Antriebsleistungen führt. Im Rahmen dieser Arbeit sollen die Betrachtungen auf das Verfahren Bohrungsdrücken begrenzt bleiben.

Das Bohrungsdrücken ist ein Verfahren der Kaltmassivumformung und lässt sich vereinfacht als eine Verfahrenskombination aus Napf-Rückwärts-Fließpressen und Abstreckdrücken beschreiben. Die ersten grundlegenden Arbeiten zur Idee und zur Realisierung eines technisch umsetzbaren Bohrungsdrückprozesses stammen von Weißbach und Herold /1/, /2/. Im Bild 1 ist das Grundprinzip des Verfahrens dargestellt.

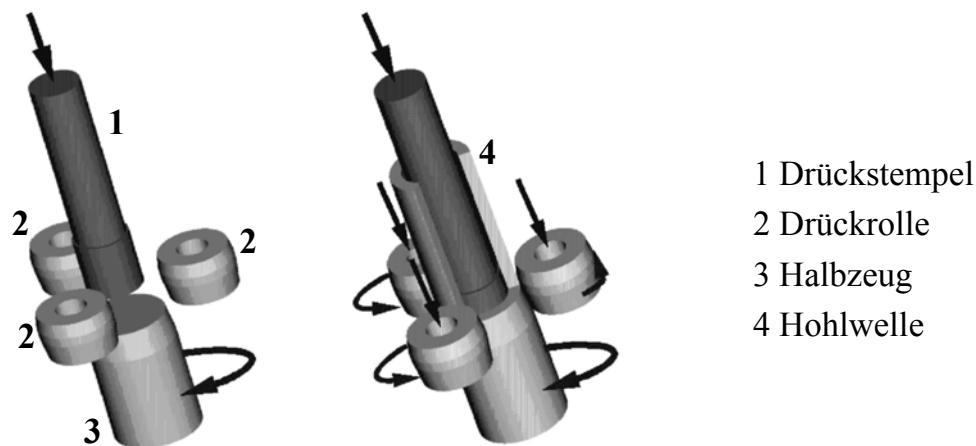


Bild 1: Verfahrensprinzip des Bohrungsdrückens nach /1/

Das Bohrungsdrücken zeichnet sich wie andere partielle Umformverfahren dadurch aus, dass formspeicherarme Werkzeuge verwendet werden können. Im Unterschied zum Napf-Rückwärts-Fließpressen wird beim Bohrungsdrücken die allseitig umschließende Matrize durch die lokal angreifenden Drückrollen ersetzt. Ausgehend von einem massiven Halbzeug entsteht eine rotationssymmetrische Hohlwelle, die entsprechend der konstruktiven Gestaltung des Drückstempels auch innenprofiliert sein kann. Kennzeichnendes Merkmal des Bohrungsdrückens ist es, dass die Werkzeuge, Drückstempel und die Drückrollen, gleichzeitig im Eingriff sind. Im Allgemeinen wird das Halbzeug rotierend angetrieben. Der Drückstempel

führt die Vorschubbewegung aus und kann entweder freilaufend gelagert sein oder wird gleichsinnig drehend zum Halbzeug angetrieben. Der vom Stempel nach außen verdrängte Werkstoff wird durch die Drückrollen abgestreckt. Entgegengesetzt zur Vorschubrichtung des Stempels fließt der umgeformte Werkstoff ab und bildet die Hohlwelle aus. Nach dem abgeschlossenen Bohrungsdrückvorgang wird der Stempel entgegengesetzt zur Vorschubbewegung aus der entstandenen Welle gezogen. Bleiben die Drückrollen zugestellt und lässt man das Halbzeug weiterhin rotieren, schließt sich bei der Rückbewegung ein Abstreckvorgang an, der die Oberflächenqualität des Halbzeugs erheblich verbessern kann /1/, /2/.

Im Vergleich zum Napf-Rückwärts-Fließpressen sind beim Bohrungsdrücken ein erheblich größeres mögliches Längen-Durchmesser-Verhältnis und der Wegfall der aufwändigen Oberflächenvorbehandlung hervorzuheben /3/. Im Kern der Umformzone ist es, bedingt durch den hohen hydrostatischen Druckspannungsanteil, möglich, wenig duktile Werkstoffe, die lediglich eine Bruchdehnung von $Z = 3\%$ aufweisen, umzuformen /4/.

2.1.2 Energiebilanz

In seiner grundlegenden Arbeit zum Bohrungsdrücken geht Weißbach /2/ auf die Vorteile der partiellen Massivumformung im Allgemeinen und des Bohrungsdrückens im Besonderen ein. Er führt die kleinen Umformkräfte im Wesentlichen auf die Minimierung der Kontaktfläche und das überlagerte Wirken mehrerer Spannungskomponenten zurück. Bei der Abschätzung der auftretenden Rollen- und Stempelkräfte wird vereinfachend auf Modelle des freien Napfens zurückgegriffen. Das heißt, es wird sich ausschließlich auf den nominellen bzw. resultierenden Umformgrad bezogen. Die Mehrfachüberwalzung durch die Drückrollen und die damit verbundene zyklische Verformung werden nicht berücksichtigt. Lediglich bei der Bewertung von Versagensfällen in Verbindung mit Ablätterungen an der Oberfläche wird auf die häufigen Überwalzungen eingegangen.

Eine genauere energetische Betrachtung des Bohrungsdrückens nimmt Herold /5/ im Rahmen der Entwicklung der Formänderungs-Modell-Methode (FMM) vor, die er im Wesentlichen auf partielle Massivumformverfahren anwendet. Es handelt sich dabei um ein Schrankenverfahren zur vereinfachten Simulation von Umformprozessen. Bezugnehmend auf die inkrementalen Umformverfahren werden die niedrigen maximalen Umformkräfte aufgeführt, gleichzeitig wird aber darauf hingewiesen, dass die erforderliche Umformarbeit sehr groß ist. Die Ursache dafür wird in der Behinderung des Werkstoffflusses durch den umgebenden und nicht an der Umformung beteiligten Werkstoff und in der Staubildung vor den Drückrollen gesehen. Der Werkstoff wird vor den Drückrollen aufgestaut und anschließend unter dem Walzwerkzeug wieder auf das Maß des eingestellten Walzspaltes zurückverformt. Da jedes Werkstoffsegment je nach Vorschubgeschwindigkeit mehrfach überwalzt wird, wiederholt sich dieser Vorgang entsprechend oft. Diese als Walkvorgang bezeichnete Verformung resultiert nicht in einer bleibenden Formänderung, führt aber zum erheblich größeren Energiebedarf.

Ein Vergleich der experimentell ermittelten spezifischen Umformarbeit mit der nominellen Umformarbeit in Abhängigkeit vom nominellen Umformgrad am Aluminiumwerkstoff AlMgSi 0,5 ergab einen signifikanten Unterschied (Bild 2). Das trifft sowohl beim Erreichen des Maximalwertes der Kräfte während der Anlaufphase des Umformprozesses zu als auch in der nachfolgenden quasi-stationären Umformphase /6/. Bei den experimentellen Daten handelt es sich um Ergebnisse von Bohrungsdruckversuchen, bei denen die Prozessparameter Vorschub und Drehzahl sowie die Geometrien Größen von Rohling und Umformhalbzeug variiert wurden. Die großen Streuungen der Messwerte deuten auf einen außerordentlich großen Einfluss der Umform- und Geometrieparameter auf die Umformarbeit hin, zumal der Werkstoff AlMgSi 0,5 keine bzw. nur eine sehr kleine geschwindigkeitsabhängige Verfestigung aufweist.

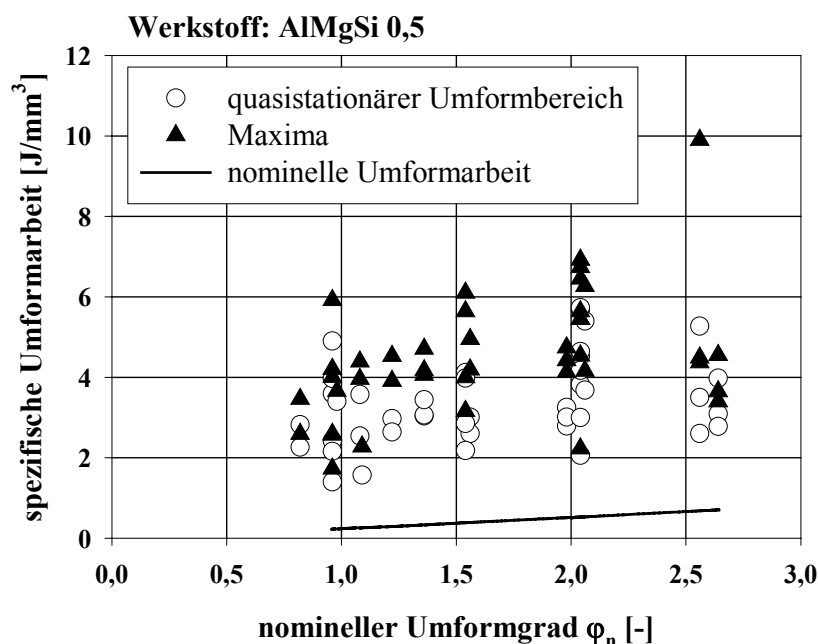


Bild 2: Vergleich der experimentell ermittelten spezifischen Umformarbeit und der nominellen Umformarbeit in Abhängigkeit vom nominellen Umformgrad /6/

Im Rahmen des SFB 283 „Prozessketten der Massivumformung“ wurde die Ausbildung der Umformzone und der Staueometrie beim Bohrungsdrücken an dem Aluminiumwerkstoff AlMgSi 0,5 umfassend untersucht und beschrieben /4/, /7/, /8/, /9/. Dabei wurde festgestellt, dass beim Bohrungsdrücken nicht von einer einzelnen homogenen Umformzone auszugehen ist, sondern dass es zwei Verformungsbereiche gibt, in denen sich die Beanspruchung stark voneinander unterscheidet und die einen unterschiedlichen Beitrag zur Energiebilanz des Verfahrens leisten. Direkt vor dem Stempel wird der Werkstoff gleichmäßig unter hohem hydrostatischen Druck verformt und fließt radial ab. Dagegen befindet sich der Werkstoff im Einflussgebiet der drei Drückrollen nur temporär im Umformeingriff, wobei die sich wiederholende Stauebildung einen ständigen Wechsel der Verformungsrichtung in radialer und tangentialer Richtung verursacht. Wie die FE-Simulationen in /10/ zeigen, findet ebenso in axialer Richtung ein

Wechsel der Verformungsrichtung statt. Diese zyklische Beanspruchung bleibt auf den Bereich unter den Drückrollen begrenzt. Dieser Bereich wird als Walkzone bezeichnet.

Das entscheidende Merkmal dieser zyklischen Verformung besteht im verbleibenden Umforminkrement pro Zyklus. Das heißt, in Abhängigkeit von den gewählten Umformparametern wird jedes Werkstoffsegment bei jeder Überrollung nacheinander in entgegengesetzter Richtung plastifiziert. Dabei wird bei der Rückverformung nicht die Ausgangsgeometrie erreicht. Es wird pro Überrollung ein kleines Inkrement zum bleibenden nominellen Umformgrad geleistet.

Diese Erkenntnisse zur Umformzone beim Bohrungsdrücken werden von Herold bei der energetischen Bewertung in den neueren Veröffentlichungen berücksichtigt und es wird eine deutlich bessere Übereinstimmung mit den gemessenen Werten erzielt /11/, /12/.

Eine neue Qualität bei der FMM kann aber nur dann erreicht werden, wenn die Änderung der Geometrie der Umformzone beim Bohrungsdrücken in Abhängigkeit von den Verfahrensparametern und dem Werkstoff berücksichtigt wird. Weiterhin fehlt bisher ein praktikables Modell zur Beschreibung von zyklischen Verformungen mit verbleibendem Umforminkrement.

2.1.3 Gefügeveränderung durch Bohrungsdrücken

Die metallographische Untersuchung ist ein wichtiges Mittel zur Bewertung von Umformvorgängen. Sie lässt Rückschlüsse auf Verformungsrichtung, lokale Umformgrade sowie Versagensursachen zu und man kann unter Umständen Rückschlüsse auf die wirkende Temperatur ziehen. In /2/, /4/, /7/, /8/, /9/ wird vertiefend auf die Gefügeänderungen als Folge der Verformung beim Bohrungsdrücken an Stählen und Aluminiumwerkstoffen eingegangen. Die gewonnenen Erkenntnisse sollen am Beispiel von bohrungsgedrückten Proben aus dem Einsatzstahl Ck10Al bzw. der Aluminiumlegierung AlMgSi 0,5 zusammengefasst erläutert werden.

Bild 3 zeigt den Makroschliff einer bohrungsgedrückten Probe aus dem Einsatzstahl Ck10Al. Die Umformung führt beim Eintritt in die Umformzone zu einer mikroskopisch erkennbaren Deformation der ferritischen Gefügebestandteile. Die parabolische Begrenzung der Umformzone ist weiß gekennzeichnet. An Hand von vier Längsschliffen des Ck10Al wird näher untersucht, welche Vorgänge in der Umformzone lokal begrenzt stattfinden. Bild 3a gibt den unverformten Werkstoff wieder. Wie es aus der Vorgeschichte des Halbzeuges (Normalglühung) zu erwarten ist, besteht das Gefüge aus polygonalem Ferrit und Perlit, wobei der Perlit in Zeilen vorliegt. Bild 3b zeigt den Werkstoff im Umformgebiet des Stempels. Die Ferritkörner sind in radialer Richtung gestreckt, was auf große Druckkräfte in axialer Richtung hindeutet. An Hand der noch vorhandenen Perlitzeilen lässt sich erkennen, wie der Werkstoff ursprünglich orientiert war. Ein ähnliches Gefüge ist auch bei einem herkömmlichen Fließpressvorgang zu erwarten. Beim Übergang von der Stempelzone zum Walkbereich werden die Perlitzeilen aufgelöst (Bild 3d).

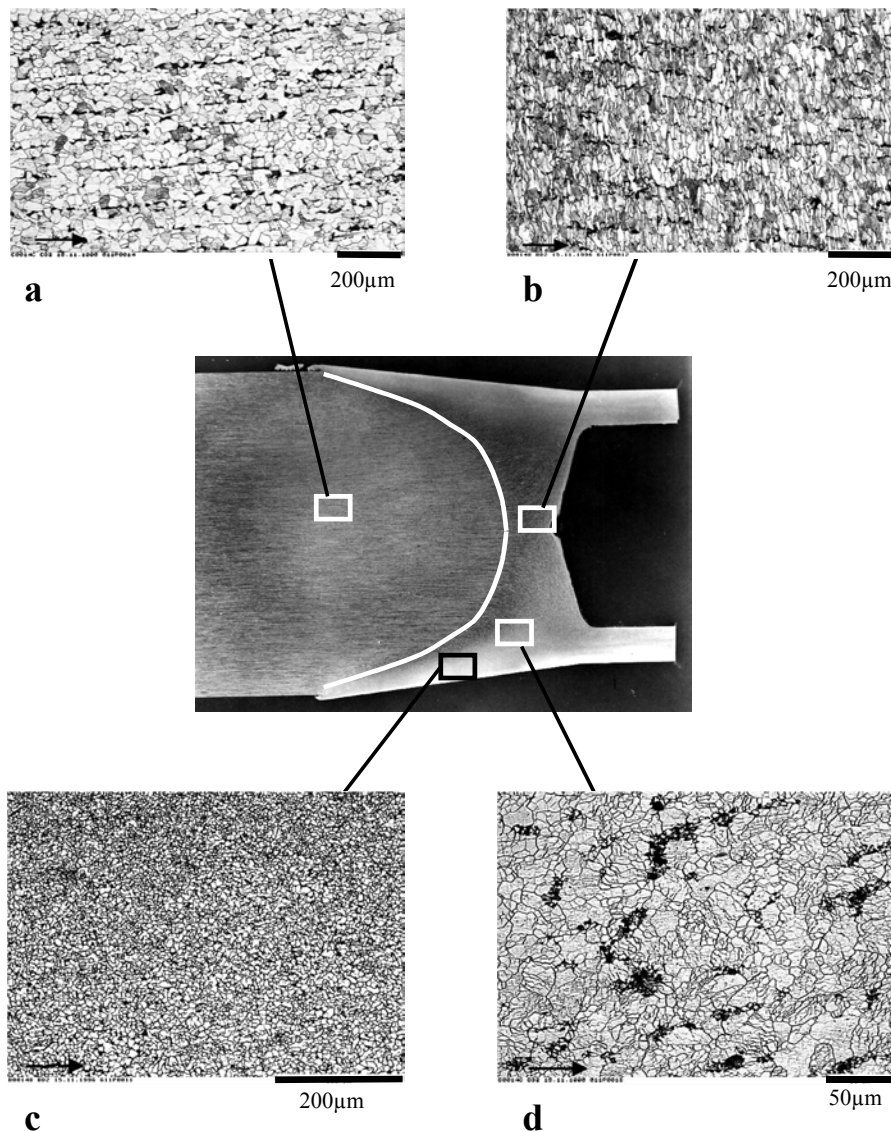


Bild 3: Makroaufnahme und Längsschliffe einer bohrungsgedrückten Probe aus dem Einsatzstahl Ck10Al; a) unverformter Werkstoff nach dem Normalisieren; b) Werkstoff in der Stempelzone; c) Gefüge im Walkbereich; d) Gefüge im Übergangsbereich vom Stempelbereich zum Walkbereich

Die Ferritkörner weisen im Längsschliff keinerlei Streckung auf, haben aber im Vergleich zum unverformten Material wesentlich kleinere Korndurchmesser. Daraus wird geschlossen, dass die Körner in tangentialer Richtung stark gestreckt wurden. Ein weiteres Indiz für eine starke Verformung ist die Bildung von Subkorngrenzen und die beginnende Rekristallisation der Ferritkörner. Bild 3c gibt den Walkbereich wieder. Der Werkstoff liegt hier ausgesprochen feinkörnig vor. Es ist keinerlei Verformung der Körner festzustellen. Der sehr hohe Umformgrad nahe den Drückrollen und die hohe freiwerdende Umformwärme haben zur vollständigen Rekristallisation geführt. Da eine sofortige Kühlung der Halbzeuge nach der Umformung nicht realisierbar war, ist eine Unterscheidung der Gefügebestandteile nach statischer bzw. dynamischer Rekristallisation nicht möglich.

Der sehr hohe Verformungsgrad im Bereich der Walkzone spiegelt sich im Querschliff einer bohrungsgedrückten Probe aus dem Aluminiumwerkstoff AlMgSi 0,5 im Übergangsgebiet von der Stempelzone zur Walkzone wider (Bild 4). Die Körner sind sehr stark tangential gestreckt. Die weiter außen in der Walkzone befindlichen Werkstoffbereiche sind wiederum vollständig rekristallisiert. Diese tangentielle Streckung des Werkstoffs ist eine Folge der sich bis zu 100mal wiederholenden Überrollung durch die Drückrollen. Ein Großteil der Verformung durch Staubbildung vor der Drückrolle und Rückverformung im Walzspalt resultiert nicht in einer bleibenden plastischen Verformung. Nur das Aufsummieren vieler kleiner Inkremente hat diese tangentielle Streckung zur Folge. Das Schliffbild des Bereichs der Werkstoffwulst (Bild 5) verdeutlicht außerdem, dass der Werkstoff in entgegengesetzter Richtung verformt wird.

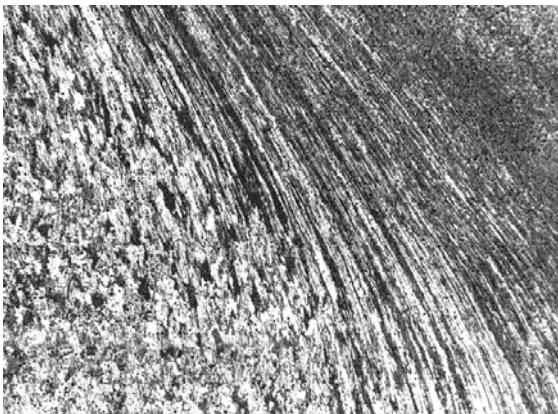


Bild 4: starke tangentielle Streckung der Körner im Bereich der Walkzone; bohrungsgedrückte Aluminiumprobe aus AlMgSi0,5 - Querschliff

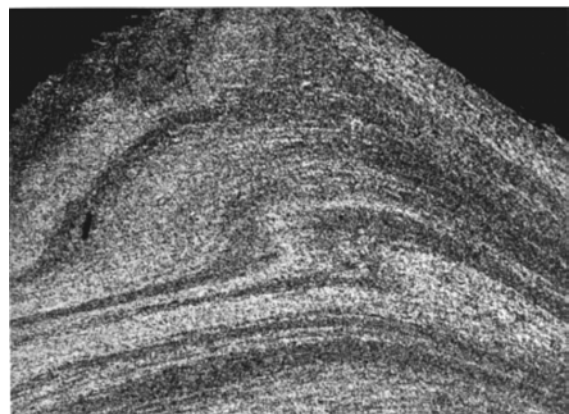


Bild 5: Werkstoffstau vor der Drückrolle; bohrungsgedrückte Aluminiumprobe aus AlMgSi0,5 - Querschliff

Die Walkarbeit, die im Bereich der Abstreckrollen (Walkzone) geleistet wird, ist ein erheblicher Bestandteil der Umformarbeit, die bei der klassischen Betrachtung der Umformprozesse nicht berücksichtigt wird. Welche Auswirkungen diese zyklischen Verformungen mit verbleibendem Umforminkrement pro Umformschritt und mit Wechsel der Verformungsrichtung auf das Werkstoffverhalten haben, war bisher weitgehend ungeklärt, obwohl davon die Qualität des umgeformten Halbzeuges entscheidend beeinflusst wird. Ferner ist es erforderlich, das zyklische Werkstoffverhalten bei einer energetischen Bewertung partieller Umformverfahren zu berücksichtigen. Die Vielzahl der dabei entstehenden Versetzungen ist die Quelle für eine schnelle und bei einer relativ niedrigen Temperatur stattfindende Rekristallisation. Daraus folgt immer eine grundlegende Veränderung des Gefüges in der Walkzone, die es nicht mehr erlaubt, qualitative und quantitative Aussagen zu den Verformungen zu treffen. Ein weiteres Problem ergibt sich aus der dreidimensionalen Verformung beim Bohrungsdrücken. Da ein metallographischer Schliff nur Rückschlüsse auf eine Verformung in der entsprechenden Schliffebene erlaubt, reicht die einfache metallographische Untersuchung zur quantitativen Bewertung von lokalen Verformungszuständen nicht aus und muss durch dreidimensionale Methoden erweitert oder ersetzt werden.

2.2 Einsinnige Werkstoffverformung

2.2.1 Einleitung

Neben der guten elektrischen und thermischen Leitfähigkeit zeichnen sich Metalle durch ihr plastisches Umformvermögen aus. Es ist begründet in der chemischen Bindungsart, der Metallbindung, und im Vermögen, Versetzungen zu bilden und zu bewegen.

Wirkt eine Spannung auf einen metallischen Festkörper, so verformt er sich. Unterhalb der Elastizitätsgrenze ist die Verformung reversibel, d. h. elastisch. Der Festkörper nimmt nach der Entspannung die Ausgangslage wieder ein. Wird die Elastizitätsgrenze überschritten, kommt es zu einer bleibenden Formänderung. Diese irreversible Formänderung wird als plastische Verformung bezeichnet. Mit zunehmender plastischer Verformung werden größere Spannungen zur weiteren Verformung benötigt, der Werkstoff verfestigt. Die Elastizitätsgrenze und die Verfestigung sind abhängig von materialspezifischen Eigenschaften wie chemischer Zusammensetzung, Gefüge, Versetzungsdichte und -anordnung sowie den Verformungsparametern Formänderung, Formänderungsgeschwindigkeit, Temperatur und bei anisotropen Werkstoffen von der Richtung der angreifenden Kräfte. Die wichtigste Kenngröße zur Beschreibung und Bewertung des Werkstoffverhaltens im plastischen Zustand ist die Fließspannung k_f . Die Fließspannung ist definiert als diejenige Spannung, die bei einachsigem Spannungszustand erforderlich ist, um plastisches Fließen einzuleiten bzw. aufrechtzuerhalten /13/. Wird die Fließspannung k_f über der logarithmischen Formänderung ϕ (Umformgrad) aufgetragen erhält man die Fließkurve. Sämtliche Umformverfahren beruhen auf der plastischen Verformung der Metalle. Die Kenntnis der Fließkurve ist Voraussetzung für die Auswahl der günstigsten Umformbedingungen, für die Auslegung der Umformmaschinen und Werkzeuge aber auch für die Simulation von Umformprozessen /14/.

2.2.2 Untersuchungsmethoden

Die beiden wichtigsten Untersuchungsmethoden zur Bestimmung der Fließkurve sind der Zylinderstauch- und der Zugversuch. Der Zugversuch ist in der DIN EN 10002 Teil 1-5 genormt. Eine Richtlinie zur Durchführung des Zylinderkaltstauchversuchs gibt das Stahleisenprüfblatt SEP 1123. Auf die Durchführung und Auswertung soll an dieser Stelle nicht näher eingegangen werden.

Der Zugversuch zeichnet sich durch seine einfache Durchführbarkeit und die Reibungsfreiheit aus. Nachteilig ist, dass nach dem Erreichen der maximalen Kraft die Zugprobe einschnürt und insgesamt die Verformung sehr begrenzt ist. Die Einschnürung beginnt in der Regel bei sehr niedrigen Verformungen. Die lokale Querschnittsminderung führt zur Verformungskonzentration und zur Spannungsmehrachsigkeit im Bereich der Einschnürung.

Siebel und Schwaiger haben vorgeschlagen, die Formänderung von der Querschnittsänderung des Zugstabes abzuleiten /15/. Die Spannungsmehrachsigkeit

wird dabei über eine Korrektur mit Hilfe des Krümmungsradius der Einschnürung berücksichtigt. Tendenziell weisen die so ermittelten Fließkurven von Stählen nach Überschreiten des Spannungsmaximums zu hohe Spannungen auf. Die Ursache liegt in der stark erhöhten Formänderungsgeschwindigkeit im Bereich der Einschnürung und in der Behinderung des plastischen Fließens, bedingt durch die Spannungsmehrachsigkeit im Bereich der Einschnürung.

Sollen größere Deformationen erzielt werden, ist es erforderlich, auf den Zylinderstauchversuch auszuweichen. Als problematisch stellen sich die Reibungsverhältnisse zwischen Zylinderstauchprobe und Stauchbahn dar. Die Reibung behindert den Werkstofffluss an der Grenzfläche. Als Folge verformt sich die Probe tonnenartig. Die gemessenen Fließspannungen sind reibungsbedingt zu hoch und die Einachsigkeit der Belastung ist bei ungleichmäßiger Verformung der Probe nicht mehr gegeben. Mit Hilfe von Schmierstoffen kann die Reibung minimiert werden /13/. Durch das Eindrehen von kleinen Schmiertaschen in die Stirnfläche der Zylinderstauchproben nach der Methode von Rastegaev lässt sich der Schmierfilm länger erhalten und die Probe behält bis zu großen Verformungen ihre zylindrische Form /16/, /17/. Dieses Verfahren hat sich besonders bei Warmstauchuntersuchungen durchgesetzt. Der Schmierfilm auf den Stirnflächen bleibt bis zu einer Verformung von $\varphi \leq 0,8..1$ erhalten. Bei größeren Formänderungen kommt es zum lokalen Aufreißen des Schmierfilms und zu erhöhten Reibwerten, die die Fließspannung erheblich beeinflussen.

Eine weitere Möglichkeit die Fließkurve aufzunehmen, bietet der Verdreh- bzw. Torsionsversuch. Er ist bisher nicht standardisiert. Eine detaillierte Beschreibung von Versuchsablauf und Probengeometrie auch von dünnwandigen Rohrproben ist in /18/, /19/, /20/ zu finden. Obwohl bei sehr großen Deformationen auf Grund der zunehmenden Anisotropie des Werkstoffs eine geringe Verlängerung oder Verkürzung der Probenlänge festzustellen ist /21/, /22/, kann bei kleineren Formänderungen von Konstanz der Geometrie ausgegangen werden. Trotz des Vorteils einer hohen Stabilität von Vollproben ändert sich aber die Schubspannung in Abhängigkeit vom Radius. Das aufgenommene Drehmoment M_t und der Drehwinkel ψ sind integrale Größen. Der Spannungszustand ist inhomogen, die Formänderung und die Formänderungsgeschwindigkeit ändern sich über den Querschnitt. Eine Beziehung zwischen Spannung und Formänderung kann nur über Modellannahmen für die Verteilung dieser Größen in der Probe hergestellt werden /18/, /20/, /23/, /24/. Eine deutliche Verbesserung in Bezug auf die Spannungsverteilung kann mit dünnwandigen Rohrproben erzielt werden. Je dünnwandiger die Torsionsprobe ist, um so kleiner ist die Differenz der Schubspannungen an der Rohraußen- und Rohrinneenseite $\tau_a - \tau_i$. Gräber gibt ein Verhältnis von Innen- zu Außenradius $r_i / r_a \geq 0,8$ an /18/. Da sich alle mechanischen Werkstoffuntersuchungen, die unter Abschnitt 6 beschrieben sind, auf den Torsionsversuch beziehen, soll hier eine kurze Beschreibung der Geometrie- und Verformungsgrößen gegeben werden.

Wird ein Zylinderstab durch ein Torsionsmoment M_t beansprucht, so verschieben sich alle Querschnitte umso stärker um die Zylinderachse, je weiter sie von der

Einspannung entfernt sind (Bild 6). Eine Mantellinie des Zylinders 11' geht in eine Schraubenlinie 11'' mit konstanter Steigung über. Beide Linien schließen den Schiebewinkel α ein. Zwei senkrecht zur Zylinderachse befindliche Querschnitte mit dem Abstand L tordieren relativ zueinander um den Verdrehwinkel ψ . Ist r die laufende Koordinate in radialer Richtung des Torsionsstabes und R der Stabradius, so gilt die Gleichung (1) bzw. ergibt sich nach Umstellung die Winkeländerung zwischen zwei ursprünglich senkrecht zueinander stehenden Flächen $\tan \alpha$ in Abhängigkeit von ψ entsprechend Gleichung (1b). Für sehr kleine Verdrehungen kann näherungsweise davon ausgegangen werden, dass die Scherung γ dem $\tan \alpha$ entspricht, Gleichung (1c).

$$L \cdot \tan \alpha = r\psi . \quad (1)$$

$$\tan \alpha = \frac{r\psi}{L} \quad (1b)$$

$$\gamma(\psi) = \tan \alpha \quad (1c)$$

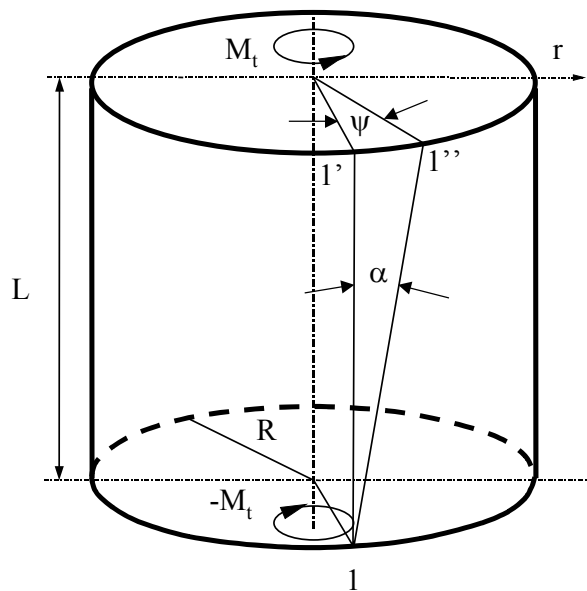


Bild 6: Torsionsbeanspruchung eines einseitig eingespannten Zylinders

Die Scherung γ steigt also linear mit r an und erreicht am Probenrand für $r = R$ den Größtwert. Der ursprünglich rechte Winkel zwischen Stablängsebene und Querschnittsebene geht unter Torsionsbeanspruchung in einen Winkel größer als 90° über. Das ist die Folge der Schubspannung τ , die in den senkrecht zur Zylinderachse liegenden Querschnittsebenen wirkt. Im Bereich der elastischen Verformung gilt auf Grund des Hookeschen Gesetzes Gleichung (2), wobei G der Schub- bzw. Torsionsmodul ist.

$$\tau = G \cdot \gamma = G \cdot \frac{\psi}{L} r \quad (2)$$

Daraus folgt, dass die Schubspannung ebenfalls linear über den Probenradius anwächst. Demzufolge gilt für das von außen wirkende Drehmoment M_t , das mit den Schubspannungen im Gleichgewicht liegt

$$M_t = \int_0^R r \cdot \tau(r) \cdot 2\pi r \, dr = G \cdot \frac{\Psi}{L} \cdot 2\pi \cdot \int_0^R r^3 \, dr. \quad (3)$$

Dabei entspricht

$$J_0 = 2\pi \int_0^R r^3 \, dr \quad (4)$$

dem polaren Flächenträgheitsmoment J_0 . Bei herkömmlichen Torsionsuntersuchungen ist der Bereich an der Oberfläche des Stabes von besonderem Interesse. Hier treten die größten Schubspannungen $\tau_{\max}$ auf und der Werkstoff beginnt hier zuerst plastisch zu fließen. Für $r=R$ gilt folgender Zusammenhang zwischen Schubspannung und Scherung, wobei W_t das Widerstandsmoment gegen Torsion ist.

$$\tau_{\max} = \frac{M_t}{J_0} \cdot R = \frac{M_t}{W_t} \quad \text{mit} \quad W_t = \frac{J_0}{R} \quad (5)$$

Die bisher angegebenen Beziehungen gelten streng nur für rein elastische Beanspruchung. Wird M_t gesteigert bis die Randschubspannung τ_R die Elastizitätsgrenze überschreitet, so setzt in den randnahen Bereichen plastische Scherung ein. Während die inneren Probenbereiche sich noch rein elastisch verhalten, liegt an der Oberfläche ein elastisch-plastischer Verformungszustand vor. Es kann also nicht mehr davon ausgegangen werden, dass die Funktion $\tau(r)$ linear von r abhängt. Um Kennwerte zum Werkstoffverhalten unter Torsionsbeanspruchung zu erhalten, muss entweder die Funktion $\tau(r)$ exakt bekannt sein oder die zu prüfenden Proben müssen geometrisch so gestaltet werden, dass von einem annähernd homogenen Verformungszustand innerhalb der Messlänge ausgegangen werden kann. Das wird erreicht, wenn dünnwandige Rohrproben eingesetzt werden. Durch Bezug der Gleichung (3) auf den inneren und äußeren Radius r_i und r_a ergibt sich das Torsionsmoment aus

$$M_t = \int_{r_i}^{r_a} r \cdot \tau(r) \cdot 2\pi r \, dr. \quad (6)$$

Der innere Radius r_i und der äußere Radius r_a sind die Integrationsgrenzen zur Berechnung des polaren Widerstandsmomentes W_t gegen Torsion. Für den Sonderfall des idealplastischen Werkstoffverhaltens kann die mittlere Schubspannung näherungsweise berechnet werden. Unter Annahme idealplastischen Werkstoffverhaltens ergibt sich die in der Rohrwand vorliegende mittlere Schubspannung $\tau_{m,i}$ aus

$$\tau_{m,i} = \frac{3 \cdot M_t}{2\pi \cdot (r_a^3 - r_i^3)}. \quad (7)$$

Die Gleichung (7) folgt aus der naheliegenden Annahme, dass folgender Zusammenhang gilt:

$$M_t = \int_{r_i}^{r_a} 2\pi r^2 \tau(r) dr = \tau_{m,i} \int_{r_i}^{r_a} 2\pi r^2 dr \quad (8)$$

Die Herleitungen von Gleichung (7) ist in /19/ zu finden. Bei der Verwendung der im Abschnitt 6.1.4 beschriebenen dünnwandigen Rohrprobe ergeben sich bei einer maximalen Formänderung von $\tan \alpha = 1$ keine signifikanten Unterschiede zwischen der elastisch bzw. ideal plastisch ermittelten Schubspannung /4/.

Die Scherung in der Wandmitte der Rohrprobe ergibt sich aus

$$\gamma = \frac{(r_a + r_i)}{2r_a} \gamma_a, \quad (9)$$

wobei γ_a die nach Gleichung (1b) über den Drehwinkel ermittelte Scherung an der äußeren Randfaser ist.

Scherung und Schubspannung werden häufig in Formänderung und Fließspannung umgerechnet. Dafür werden in der Regel die Fließbedingung entsprechend der Schubspannungshypothese nach Tresca oder die Gestaltänderungshypothese nach von Mises verwendet /25/. Eine Berechnung der Dehnung aus der Scherung entsprechend der Gleichungen (11) und (13) ist aber nur dann zulässig, wenn es sich um kleine Verzerrungen handelt.

Für reine Torsion ergeben sich folgende Ansätze:

- nach Tresca

$$k_f = 2\tau \quad (10)$$

$$\varepsilon = \frac{1}{2} \gamma \quad (11)$$

- nach von Mises

$$k_f = \sqrt{3}\tau \quad (12)$$

$$\varepsilon = \frac{1}{\sqrt{3}} \gamma \quad (13)$$

Aus den beiden Kriterien resultiert ein Unterschied zwischen den berechneten Fließkurven. Unabhängig davon, welches Kriterium zur Berechnung einer Dehnung herangezogen wird, ist es im Bereich großer plastischer Verformungen immer fehlerbehaftet. Eine Umrechnung des Tangens des Schiebewinkels $\tan \alpha$ in eine Scherung γ ist zwar prinzipiell möglich, aber für die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen zur energetischen Bewertung zyklischer Verformungsvorgänge und zur Untersuchung des Bauschinger-effektes bei einer zyklisch plastischen Torsionsbelastung nicht zwingend notwendig.

Um den hier aufgeführten Problemen aus dem Weg zu gehen, werden alle in dieser Arbeit angegebenen Spannungs- und Verformungswerte, die an Hand von Torsions- oder zyklischen Torsionsuntersuchungen ermittelt wurden, lediglich als Änderung

des Tangens des Schiebewinkels $\tan \alpha$ bzw. als Änderung der Schubspannung τ angegeben. Die Geschwindigkeit der Verformung wird ebenfalls auf die Änderung des Schiebewinkels bezogen und mit $\dot{\alpha}$ bezeichnet und ergibt sich entsprechend Gleichung (14).

$$\dot{\alpha} = \frac{d\alpha}{dt} \quad (14)$$

Bei der Bewertung der zyklisch plastischen Torsionsuntersuchungen und bei der Berechnung des Bauschingerenergieparameters wird sich auf die plastische Arbeit bezogen. Wird Volumenkonstanz im Bereich der plastischen Verformung und einfache Scherung vorausgesetzt, dann lässt sich die plastische Arbeit für Rohrproben bei idealer Plastizität bei gegebener Wanddicke h nach Gleichung (15) bzw. die spezifische plastische Arbeit entsprechend Gleichung (16) berechnen.

$$W^{pl} = \tau 2\pi r h r \psi \quad (15)$$

$$W^{pl*} = \frac{W^{pl}}{V} = \frac{W^{pl}}{2\pi r h L} = \tau \frac{r}{L} \psi = \tau \tan \alpha \quad (16)$$

Wird die Verfestigung des Werkstoffs berücksichtigt, so ergibt sich die plastische Arbeit wie folgt:

$$dW^{pl} = \tau 2\pi r h r d\psi \quad (17)$$

$$dW^{pl*} = \tau \frac{r}{L} d\psi \quad (18)$$

bzw.

$$W^{pl*} = \frac{r}{L} \int_{\psi=0}^{\psi} \tau d\psi \quad (18a)$$

2.2.3 Verformungsverfestigung und dynamische Entfestigung

Bei der Kaltverformung von Metallen ist es mit zunehmendem Umformgrad erforderlich, größere Spannungen aufzubringen. Die Fließspannung steigt mit dem Verformungsgrad an. Dieser Vorgang heißt Verformungsverfestigung. Ist die Temperatur hinreichend groß, können der Verformungsverfestigung dynamische Entfestigungsvorgänge (dynamische Erholung und dynamische Rekristallisation) überlagert sein und zu einer Minderung der Fließspannungen bei größeren Verformungen führen. Die metallkundlichen Vorgänge bei der Verformungsverfestigung und dynamischen Entfestigung wurden mehrfach zusammenfassend beschrieben, so dass an dieser Stelle nur kurz darauf eingegangen wird /26/, /27/, /28/, /29/.

Die plastische Verformung beruht in der Regel auf der Versetzungsbewegung. Versetzungen werden beim Überschreiten der kritischen Schubspannung gelöst und bewegen sich auf den Gleitsystemen. Zu den bereits vorhandenen Versetzungen werden beispielsweise über eine Frank-Read-Quelle ständig neue Versetzungen gebildet (Versetzungsmultiplikation). Neben Korngrenzen und eingelagerten

Teilchen führt diese Versetzungsmultiplikation zur Blockade der Versetzungen. Es werden höhere Spannungen zur Bewegung von Versetzungen benötigt, das heißt der Werkstoff verfestigt mit zunehmender Verformung /30/. Im Bild 7 sind 3 Fließkurven des Einsatzstahls 20MoCrS4 bei unterschiedlichen Temperaturen miteinander verglichen. Die Formänderungsgeschwindigkeit lag jeweils bei $\dot{\phi} = 10 \text{ s}^{-1}$. Während bei 200°C die Fließspannung stetig zunimmt, stagniert die Fließspannung bei 500°C und einem Umformgrad von $\phi \geq 0,2$. Bei weiterer Temperaturerhöhung ($\vartheta = 600^\circ\text{C}$) überschreitet die Fließspannung ein Maximum, der Werkstoff entfestigt.

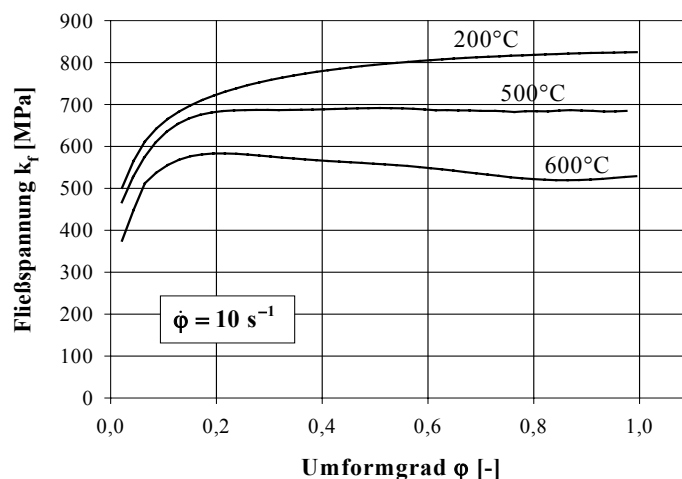


Bild 7: Fließkurven des Einsatzstahls 20MoCrS4 bei einer Formänderungsgeschwindigkeit von $\dot{\phi} = 10 \text{ s}^{-1}$ bei verschiedenen Temperaturen

Von dynamischer Erholung spricht man, wenn während der Verformung Schraubenversetzungen thermisch aktiviert quergleiten und Stufenversetzungen klettern. Beide Vorgänge führen zum Einen zur Aufhebung entgegengesetzt gerichteter Versetzungen (Versetzungsansihilation) und zum Anderen zu einer energetisch bevorzugten Anordnung der Versetzung in Subkorngrenzen (Versetzungspolygonisation) /29/. Die Entfestigungsgeschwindigkeit bei der dynamischen Erholung ist abhängig von der Versetzungsdichte. Mit zunehmender Versetzungsdichte nimmt die Entfestigungsgeschwindigkeit zu bis ein kritischer Wert erreicht wird, bei dem Ver- und Entfestigung im Gleichgewicht vorliegen. Ab dieser Formänderung bleibt die Fließspannung k_f konstant (Bild 7, $\vartheta = 500^\circ\text{C}$). Die dynamische Erholung ist neben der Versetzungsdichte von der Temperatur abhängig. Sie ist der bevorzugte Entfestigungsmechanismus bei Metallen mit kubisch-raumzentriertem Gitter /28/.

Bei der dynamischen Rekristallisation bilden sich während der Verformung neue, versetzungsarme Körner, die während des Wachstums wieder verformt werden. Wird durch die Verformung eine kritische Versetzungsdichte erreicht, werden wachstumsfähige Keime gebildet und die dynamische Rekristallisation setzt ein. Bedingt durch die Bewegung der Großwinkelkorngrenzen, bei der Atome aus dem gestörten, versetzungsreichen Gitter in das neugebildete, versetzungsarme Gitter

wandern, wird die Versetzungsdichte erheblich reduziert. Als Folge fällt die Fließspannung nach dem Überschreiten eines Fließspannungsmaximums ab. Wird die plastische Verformung des Werkstoffs fortgesetzt, kommt es in Abhängigkeit von Ausgangskorngröße, Formänderungsgeschwindigkeit und Temperatur zu einem stationären oder oszillierenden Verlauf der Fließkurve /26/, /28/, /31/.

2.2.4 Mathematische Beschreibung der Fließkurven

Zur mathematischen Beschreibung der Fließkurven haben sich drei grundlegende Methoden herauskristallisiert. Dabei ist zu unterscheiden zwischen phänomenologischer, halbempirischer und metallphysikalischer Methode. An dieser Stelle soll lediglich auf einige wesentliche Modelle verwiesen werden. Ein Überblick über die gebräuchlichsten Werkstoffmodelle zur Beschreibung des plastischen Fließens wird in /32/ gegeben.

Phänomenologische Beschreibung der Fließkurven

Bei diesen Verfahren werden ausschließlich experimentelle Werte zur Beschreibung herangezogen. Die materialspezifischen Konstanten werden über eine Mehrfachregression aus den Messwerten ermittelt. Metallkundliche Vorgänge werden in die Auswertung nicht einbezogen.

Die einfachsten Formen dieser Art konstitutiver Beziehungen, Gleichung (19) und (20), gehen auf Holomon /33/ und Ludwik zurück /34/, /35/. Viele andere Modelle enthalten ebenfalls diesen exponentiellen Ansatz für die Abhängigkeit der Fließspannung von der Formänderung.

$$k_f = k_{f0} \cdot \varphi^n \quad (19)$$

$$k_f = A + B\varphi^n \quad (20)$$

Dabei sind k_{f0} bzw. A und B materialspezifische Konstanten. Der Verfestigungsexponent n ist in den beiden Modellen nicht identisch. Ludwik setzt voraus, dass die Verfestigung diesem einfachen potenziellen Ansatz folgt. Das gilt sicher auch für viele Metalle. Unberücksichtigt bleibt der erhebliche Einfluss der Formänderungsgeschwindigkeit $\dot{\varphi}$ und der Temperatur T . Für kleine Verformungen ist Gleichung (19) nicht geeignet, da vom mathematischen Ansatz her die Fließspannung im unteren Verformungsbereich einen zu steilen Verlauf nimmt. Durch das Einführen der Konstante A in Gleichung (20) konnte dieses Problem gelöst werden. Die Konstante A entspricht im weitesten Sinne der Elastizitätsgrenze unter den entsprechenden Versuchsbedingungen. Ähnliche Ansätze wurden von Swift /36/, /37/ und El-Magd /38/ vorgestellt (Gleichung (21) und (22)), wobei C , D , K_1 , K_2 und n werkstoffabhängige Konstanten sind.

$$k_f = C(D + \varphi)^n \quad (21)$$

$$k_f = K_1 + K_2(B + \varphi)^n \quad (22)$$

Die Gleichungen (19) bis (22) eignen sich nur zum Beschreiben einzelner Fließkurven mit niedrigen Formänderungsgeschwindigkeiten und gleichbleibender

Temperatur. Für jede Temperatur und Formänderungsgeschwindigkeit sind andere Konstanten zu wählen.

Um den Einfluss der Temperatur T und der Formänderungsgeschwindigkeit $\dot{\phi}$ zu berücksichtigen, wurde der Ludwik-Ansatz mit den geschwindigkeits- bzw. temperaturabhängigen Termen erweitert. Während im Modell (23) nur der Einfluss der Formänderungsgeschwindigkeit als zusätzlicher potenzieller Ausdruck die Geschwindigkeitsempfindlichkeit des Werkstoffs im untersuchten Bereich widerspiegelt /26/, fügen die Ansätze von Hensel und Spittel für die Temperaturabhängigkeit eine Exponentialfunktion entsprechend Gleichung (24) /39/, /40/ bzw. Gleichung (25) /41/ ein. Genau genommen wird dies bei den halbempirischen und metallphysikalisch begründeten Modellen mit der Arrheniusfunktion fortgesetzt.

$$k_f = K \cdot \phi^n \cdot \dot{\phi}^m \quad (23)$$

$$k_f = a_0 \cdot \phi^{a_1} \cdot \dot{\phi}^{a_2} \cdot \exp(-a_3 \cdot T) \quad (24)$$

$$k_f = a_0 \cdot \phi^{a_1} \cdot \exp(a_4 \cdot \phi) \cdot \dot{\phi}^{a_2} \cdot \exp(-a_3 \cdot T) \quad (25)$$

Die empirischen Gleichungen (19) bis (23) können lediglich verfestigendes Werkstoffverhalten beschreiben. Die Bereiche der Gültigkeit sind eng begrenzt und eine Extrapolation der Fließspannung über den Bereich der experimentell ermittelten Daten ist nicht zulässig.

Durch Erweiterung der Gleichungen mit dem temperaturabhängigen exponentiellen Term ist es zumindest möglich, Entfestigungsvorgänge empirisch zu beschreiben. Beispiele dafür sind Gleichung (25) bis (27) von Spittel und Hensel /41/, /42/.

$$k_f = a_0 \cdot \phi^{a_1} \cdot \exp\left(\frac{a_4}{\phi}\right) \cdot \dot{\phi}^{a_2} \cdot \exp(-a_3 \cdot T) \quad (26)$$

$$k_f = A \cdot \exp(m_1 \cdot \vartheta) \cdot \vartheta^{m_9} \cdot \phi^{m_2} \cdot \exp\left(\frac{m_4}{\phi} + m_7 \cdot \phi\right) \cdot (1 + \phi)^{m_5 \cdot \vartheta} \cdot \dot{\phi}^{(m_3 + m_8 \cdot \vartheta)} \quad (27)$$

Allerdings ist zu beachten, dass die Funktion nach dem Überschreiten des Fließspannungsmaximums stetig abfällt. Sie ist nicht in der Lage, den Bereich der stationären Fließspannung widerzuspiegeln. Als rein empirisches Modell werden die Einflüsse des Ausgangsgefüges, wie der Korngröße, nicht berücksichtigt. So lange die Grenzen der experimentellen Daten nicht überschritten werden, sind für den Bereich der Warmumformung die Gleichungen (26) bis (27) recht praktikabel.

Ein weiteres empirisches Modell zur Beschreibung von Fließkurven in Abhängigkeit von Verformung, Verformungsgeschwindigkeit und Temperatur ist die Gleichung (28) nach Johnson und Cook /43/. Dieses Modell ist insbesondere bis zu mittleren Formänderungsgeschwindigkeiten geeignet, vorausgesetzt die Fließspannung des Werkstoffs verhält sich einfach logarithmisch zur Formänderungsgeschwindigkeit.

$$\sigma = (A + B \epsilon^n) (1 + C \ln \dot{\epsilon}^*) (1 - T^{*m}) \quad (28)$$

$$\dot{\varepsilon}^* = \dot{\varepsilon} / \dot{\varepsilon}_0 \quad (29)$$

$$T^* = \frac{T - T_r}{T_s - T_r} \quad (30)$$

Hierbei sind A , B , C , n und m Werkstoffkonstanten. Die Verformungsgeschwindigkeit $\dot{\varepsilon}$ wird üblicherweise mit $\dot{\varepsilon}_0 = 1 \text{ s}^{-1}$ normiert (Gleichung (29)). Die Referenztemperatur T_r liegt in der Regel bei 300°C . T ist die augenblickliche Temperatur und T_s die Schmelztemperatur. Der Nachteil der Johnson-Cook-Beziehung besteht in der linearen Abhängigkeit der Spannung von der logarithmischen Verformungsgeschwindigkeit. Progressiv wachsende Fließspannungen und Dämpfungseffekte sind damit nicht beschreibbar.

Halbempirische Beschreibung der Fließkurven

Die semiempirischen Modelle gehen von der Vorstellung aus, dass sich die Fließspannung aus einem thermisch aktivierten Anteil und einem athermischen Anteil zusammensetzt. Dieser Annahme liegt zu Grunde, dass bei der Plastifizierung des Werkstoffs sowohl weitreichende als auch kurzreichende Hindernisse zu überwinden sind. Als weitreichende Hindernisse sind Korngrenzen, Fremdphasen und Ausscheidungen aufzufassen. Sie werden weniger von Temperatur und Formänderungsgeschwindigkeit beeinflusst, sondern von Gefüge und Struktur /44/. Hier liegt die begrenzte Anwendbarkeit dieser Modelle begründet. Metallkundliche Vorgänge wie dynamische Rekristallisation, dynamische Erholung, Subkornbildung, Ausscheidungsvorgänge, Karbideinformung und Phasenumwandlungen können nicht berücksichtigt werden. Allgemein wird von einer Gültigkeit bis $T \leq 0,3 T_s$ ausgegangen /46/. Kurzreichende Hindernisse können dagegen durch thermische Aktivierung, also durch entsprechende Temperatur bzw. Formänderungsgeschwindigkeit von Gleitversetzungen überwunden werden /44/.

Die Grundgleichung (31) von Seeger spiegelt die additive Zusammensetzung von athermischem Spannungsanteil σ_G und thermischem Spannungsanteil σ^* wider /45/.

Zerilli und Armstrong verbinden prinzipiell die Ansätze von Ludwik und Seeger und machen diesen abhängig vom Kristallgittertyp /47/. An dieser Stelle soll lediglich auf die Variante für das kubisch-raumzentrierte Gitter eingegangen werden (Gleichung (32)). Neben dem athermischen und thermisch aktivierten Spannungsanteil und der Verformungsverfestigung nach Ludwik enthält die Funktion eine Hall-Petch-Beziehung, die den Einfluss der Kornfeinung durch mechanisch

induzierte Zwillinge bei sehr hohen Geschwindigkeiten berücksichtigt ($kl^{-\frac{1}{2}}$). Bei niedrigen Formänderungsgeschwindigkeiten spielt die Zwillingsbildung keine signifikante Rolle. Unter dieser Bedingung wird dieser Term zu Null gesetzt.

$\Delta\sigma_G$, c_1 , c_3 , c_4 , c_5 und k sind werkstoffabhängige Konstanten und l entspricht dem mittleren Korndurchmesser.

$$\sigma = \sigma_G + \sigma^* \quad (31)$$

$$\sigma_{krz} = \Delta\sigma_G + c_1 \exp(-c_3 T + c_4 T \ln \dot{\epsilon}) + c_5 \epsilon^n + k l^{-\frac{1}{2}} \quad (32)$$

Bei einer mathematischen Interpretation der Zerilli-Armstrong-Gleichung lässt sich schlussfolgern, dass unter isothermen Verhältnissen und bei konstanten Verformungsgeschwindigkeiten die Fließkurve lediglich parallel verschoben wird. Die Verfestigung ist nur von der Verformung abhängig. Diese Tatsache trifft sicher auf das Werkstoffverhalten bei niedrigen Temperaturen und unter der Bedingung der einsinnigen Verformung zu. Sobald aber das thermisch aktivierte Quergleiten von Versetzungen zur Subkornbildung führt, zum Beispiel bedingt durch die Umformgeschichte oder durch erhöhte Temperaturen, ist die eindeutige Gültigkeit dieser Beziehung nicht mehr gegeben.

In diese Kategorie fallen auch die Modelle der Warmumformung, die davon ausgehen, dass die Entfestigungsvorgänge thermisch aktiviert ablaufen /48/. Da in dieser Arbeit im Wesentlichen Temperaturen unter der Rekristallisationstemperatur betrachtet werden, wird hier auf weitere Ausführungen verzichtet.

Metallphysikalische Methode

Neben den thermodynamischen Kenngrößen berücksichtigen die metallphysikalisch basierten Modelle die Versetzungsbeweglichkeit und die freie Weglänge der Versetzungen. Zur Kategorie der metallphysikalischen Modelle gehört der Ansatz von Kocks /49/, /50/ bzw. von Vöhringer /44/, /51/. Ausgehend von der Arrheniusgleichung (33) und dem Zusammenhang von freier Aktivierungsenthalpie ΔG zur Spannung σ^* (Gleichung (34)) ergibt sich die Beziehung (35). Dabei entspricht die Spannung σ^* dem thermischen Anteil der Fließspannung und ΔG_0 ist die charakteristische Aktivierungsenthalpie, die zur Überwindung eines Hindernisses notwendig ist. Die Spannung σ_0^* ist die Fließspannung bei $T = 0$.

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 \exp\left(-\frac{\Delta G}{kT}\right) \quad (33)$$

$$\Delta G = \Delta G_0 \left[1 - \left(\frac{\sigma^*}{\sigma_0^*} \right)^{\frac{1}{m}} \right]^n \quad (34)$$

$$\sigma^* = \sigma_0^* \left[1 - \left(\frac{kT \ln \dot{\epsilon}_0 / \dot{\epsilon}}{\Delta G_0} \right)^n \right]^m \quad (35)$$

Bezieht man den athermischen Anteil entsprechend Gleichung (31) zur Berechnung der Fließspannung σ mit ein, so folgt daraus Gleichung (37). Dabei ist $\dot{\epsilon}_0$ der sogenannte Vorfaktor bzw. die Geschwindigkeitskonstante. Sie lässt sich aus der Dichte der Gleitversetzungen ρ_m , dem Betrag des Burgersvektors b , dem mittleren Abstand der Hindernisse L , der mittleren Versetzungsgeschwindigkeit v und dem Taylor-Faktor M_T entsprechend Gleichung (37) ermitteln.

$$\sigma = \sigma_G + \sigma_0^* \left[1 - \left(\frac{kT \ln \dot{\epsilon}_0 / \dot{\epsilon}}{\Delta G_0} \right)^n \right]^m \quad (36)$$

$$\dot{\epsilon}_0 = \frac{\rho_m b v}{M_T} \quad (37)$$

An die Grenzen der Anwendbarkeit stößt dieses Modell, wenn erhöhte Temperaturen zu Gefügeänderungen bzw. Ausscheidungsvorgängen oder Phasenumwandlungen führen. Eine sehr gute Übereinstimmung des plastischen Werkstoffverhaltens mit dem Modell wurde bei verschiedenen Werkstoffen im unteren Temperaturbereich, bei einsinniger Verformung und einer Formänderungsgeschwindigkeit bis $\dot{\phi} \leq 10^3 \text{ s}^{-1}$ erreicht /46/, /52/ - /54/.

2.3 Zyklische Formänderung

2.3.1 Einführung

Nahezu alle in der Technik eingesetzten Bauteile werden nicht einsinnig statisch belastet, sondern unterliegen einem ständigen Wechsel der Belastung. Für metallische Werkstoffe wird unter solch einer schwingenden Beanspruchung eine Verminderung der Elastizitätsgrenze festgestellt, die zum Teil erheblich unter der einsinnig und statisch bestimmten 0,2%-Dehngrenze $R_{p0,2}$ liegt. Die Ursache dafür sind mikrostrukturelle Veränderungen, die sich auf das Festigkeitsverhalten auswirken. Dieses Phänomen wird allgemein als Ermüdung bezeichnet. In Abhängigkeit vom zyklischen Verformungspfad, der Spannungsamplitude und der Zyklenzahl kann es zur Ermüdungsrissebildung und letztendlich zum Ermüdungsbruch kommen /55/. Das zentrale Anliegen dieser Ermüdungsuntersuchungen, die erstmals von Wöhler durchgeführt wurden, richten sich deshalb auf das Bauteilversagen in Abhängigkeit von den Belastungszuständen /56/. Da sich diese Arbeit mit großen plastischen Verformungen und deren Charakterisierung beschäftigt, wird nachfolgend nicht mehr auf das Versagen eingegangen. Es wird sich auf die Belastungspfade, die Antwort des Werkstoffs auf die Belastungspfade und die damit verbundenen mikrostrukturellen Veränderungen im Werkstoff konzentriert, die für zyklische Umformprozesse eine Rolle spielen könnten.

2.3.2 Der Bauschingereffekt

Erste Untersuchungen zum plastischen Werkstoffverhalten bei Richtungsumkehr wurden von Johann Bauschinger im Jahr 1886 durchgeführt /57/, /58/. Er kombinierte Zug- und Druckversuche an Schweißeisen. Dabei wurden die Proben spannungsabhängig gezogen, wobei die Spannung schrittweise erhöht wurde. Bei den ersten Versuchen wurde der Werkstoff lediglich elastisch verformt, so dass bei der anschließenden Stauchung keine Veränderung der Elastizitätsgrenze im Druckbereich festzustellen war. Erst nachdem bei der Erstbelastung in Zugrichtung

die Elastizitätsgrenze überschritten wurde, ist bei der anschließenden Belastung im Druckbereich eine deutliche Verminderung der Elastizitätsgrenze registriert worden. Diese lag erheblich unter der des unverformten Ausgangsmaterials. Dieses Phänomen, dass nach einer Vorverformung in einer bestimmten Richtung das plastische Fließen nach Umkehr der Verformungsrichtung bei niedrigeren Spannungen einsetzt, wird als Bauschingereffekt bezeichnet /26/. In der Regel spricht man vom Bauschingereffekt nur bei einmaliger wechselnder Beanspruchung. Das Prinzip des Bauschingereffekts ist in Bild 8 dargestellt.

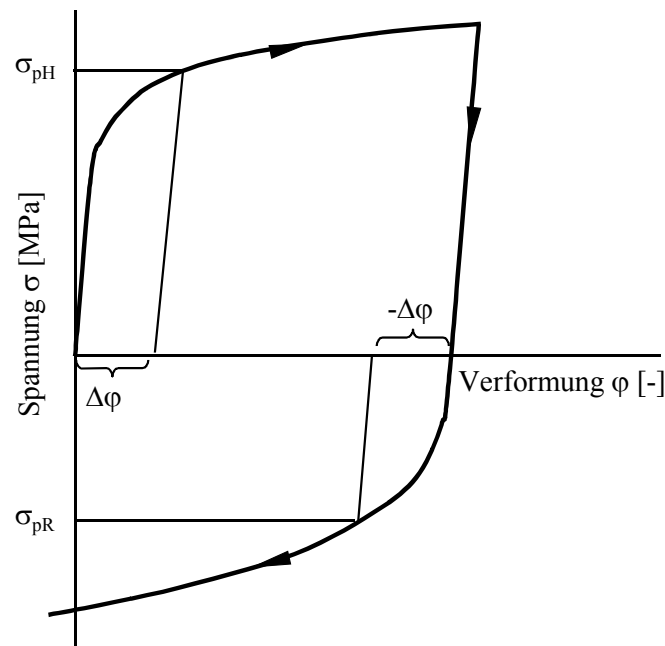


Bild 8: Prinzip des Bauschingereffekts – Die Spannung bei gleicher plastischer Verformung ist bei entgegengesetzter Plastifizierung deutlich niedriger als bei der Hinverformung.

Der Werkstoff verhält sich zunächst bei der Erstbelastung vollkommen elastisch. Bei der Spannung σ_{pH} ist der Werkstoff bereits um die Formänderung von $\Delta\phi$ plastisch verformt. Diese Spannung σ_{pH} wird als Plastizitätsgrenze bei der Hinverformung bezeichnet. Bis zur Entlastung verfestigt der Werkstoff stetig. Die Entlastung erfolgt zunächst ebenfalls elastisch. Nach der Entlastung wird der Werkstoff in genau entgegengesetzter Richtung belastet. Bei der Formänderung von $-\Delta\phi$ wird die Spannung σ_{pR} , die der Plastizitätsgrenze bei der Rückverformung entspricht, erreicht. Wenn der Bauschingereffekt auftritt, gilt $\sigma_{pH} > |\sigma_{pR}|$. Die Elastizitätsgrenze bei der Rückverformung σ_{eR} , die den eigentlichen Übergang vom elastischen zum plastischen Werkstoffverhalten kennzeichnet, kann unter Umständen bereits vor der vollständigen Entlastung erreicht werden. Dieses Phänomen wurde in erster Linie bei der Untersuchung von Folgeflußflächen /59/, /60/, /61/ und bei zyklischen Untersuchungen mit sehr kleinen Verformungsamplituden an verschiedenen metallischen Werkstoffen festgestellt /62/.

Die Ursachen für den Bauschingereffekt sind nach wie vor nicht vollständig geklärt. Im Allgemeinen werden aber folgende drei Ursachen für den Bauschingereffekt angegeben.

- a) Masing geht davon aus, dass sich in einem Polykristall die Streckgrenzen der einzelnen Kristallite auf Grund der differierenden Orientierung unterscheiden. Diese Streckgrenzendifferenz führt bei plastischer Verformung zu Eigenspannungen, die sich bei Lastumkehr zu den äußeren Spannungen aufsummieren und zur Streckgrenzenerniedrigung führen /63/, /64/. Zyklische Werkstoffuntersuchungen haben aber gezeigt, dass an Einkristallen ebenfalls ein Bauschingereffekt bei Lastumkehr festzustellen ist /65/, /66/.
- b) Ein weiterer Ansatz geht davon aus, dass es auch innerhalb von Kristalliten auf Grund von Gitterfehlern zu unterschiedlichen elastischen Spannungsfeldern kommt. Wird der Werkstoff plastisch beansprucht, so stellen sich innerhalb der Kristallite bestimmte Versetzungsanordnungen ein, die unterschiedliche Versetzungsdichten zur Folge haben. Es ist demzufolge auch innerhalb eines Kornes mit Streckgrenzenunterschieden zu rechnen. Die nach der Entlastung vorliegenden Eigenspannungen innerhalb eines Kornes liefern bei Lastumkehr wiederum einen Beitrag zum Bauschingereffekt /67/.

Diese ersten beiden Ansätze gehen von der Wirkung der Anisotropie zwischen verschiedenen Kristalliten bzw. innerhalb der Kristallite aus.

- c) Orowan sieht die Ursache des Bauschingereffekts in der Wechselwirkung von Versetzungen mit Hindernissen, die sich der Versetzungsbewegung entgegenstellen. Eine Versetzung kann sich unter der Wirkung einer äußeren Spannung nur so lange durch einen Kristall bewegen, bis sich auf Grund von elastischen Wechselwirkungen mit dem Hindernis eine gleichgroße Rückspannung ausgebildet hat. Bei der Lastumkehr kommt es zum Einen zur Addition der inneren und äußeren Spannungen und zum Anderen bewegt sich die Versetzung auf dem von ihr bei der Hinbewegung „freigeräumten“ Gleitsystem zurück /68/, /69/.

Da sich Versetzungsstruktur und -dichte von einsinnig und wechselnd beanspruchten Werkstoffen erheblich unterscheiden, muss es noch eine weitere Ursache für den Bauschingereffekt geben.

- d) Bei mehrphasigen Werkstoffen im Allgemeinen und ausscheidungs- bzw. dispersionsgehärteten Werkstoffen im Besonderen ist der Bauschingereffekt sehr stark ausgeprägt /70/, /71/. Die Ursache für den ausgeprägten Bauschingereffekt wird in der Wechselwirkung von Versetzungen mit den eingelagerten Teilchen der Zweitphase gesehen /72/, /73/. Bei der Erstbelastung müssen die Versetzungen die Teilchen schneiden bzw. umgehen. Welcher der beiden Vorgänge stattfindet, hängt von der Größe, der Art und vor allem von der Gitterstruktur der eingelagerten Teilchen ab. Bei kohärenten bzw. teilkohärenten Teilchen überwiegt das Schneiden der Teilchen durch die Versetzung. Bei inkohärenten und sehr großen Teilchen umgeht die Versetzung das Hindernis. Dieser Vorgang wird auch als Orowan-Mechanismus beschrieben. Dabei trifft eine Versetzungslinie auf die Teilchen auf und wird so lange aufgewölbt, bis sich die Versetzungslinie hinter

den Teilchen wieder vereinigt. An den Teilchen bleibt ein Versetzungsring zurück, der den scheinbaren Durchmesser der Teilchen vergrößert und den mittleren Abstand zwischen den Teilchen verringert. Das führt dazu, dass nachfolgende Versetzungen eine größere Schubspannung benötigen, um das Hindernis zu umgehen. Das elastische Spannungsfeld, welches sich um die Teilchen aufbaut, führt bei entgegengesetzt gerichteter Beanspruchung zu einer erheblichen Minderung der Fließgrenze. Ein ähnliches Spannungsfeld baut sich beim Schneiden von Teilchen auf. Ein bereits geschnittenes Teilchen stellt außerdem für Versetzungen kaum noch ein Hindernis dar. Die aufgebauten Rückspannungen führen zum gleichen Ergebnis wie bei den ersten beiden Mechanismen /73/.

Zusammenfassend kann man den Bauschingereffekt auf Eigenspannungen erster und zweiter Art zurückführen. Dabei werden die Eigenspannungen durch Wechselwirkungen von Versetzungen mit anderen Gitterdefekten wie Korngrenzen, Phasengrenzen und anderen Versetzungen/Versetzungsanordnungen während des plastischen Fließens bei der Erstbelastung erzeugt.

2.3.3 Quantitative Beschreibung des Bauschingereffektes

Um den Bauschingereffekt quantitativ beschreiben zu können, ist es erforderlich, geeignete Kenngrößen zu definieren. Die Kenngrößen müssen einerseits hinreichend genau das Werkstoffverhalten wiedergeben und andererseits praktikabel sein. In der Literatur findet sich eine Vielzahl mehr oder weniger aussagekräftiger mathematischer Formulierungen zur Beschreibung des Bauschingereffekts. Bei der spannungsbezogenen Bewertung finden sich Schub- und normalspannungsabhängige Größen und bei der verformungsbezogenen Bewertung wird je nach der verwendeten Versuchstechnik zwischen scherungs- und dehnungsabhängigen Kenngrößen unterschieden.

Ursprünglich wurden zum Bauschingereffekt nur qualitative Aussagen zum weiteren Verlauf der Spannungs-Dehnungs-Kurve bei Lastumkehr getroffen. Frühe Untersuchungen bezogen sich auch entsprechend der Definition des Bauschingereffektes auf das Verhältnis der Fließspannung bei Hin- und Rückverformung τ_{pH} bzw. τ_{pR} /74/, /89/. Die Größe β_{τ_p} wird als Bauschinger-Spannungsparameter bezeichnet.

$$\beta_{\tau_p} = \frac{\tau_{pH}}{\tau_{pR}} \quad (38)$$

Da jedoch erkannt wurde, dass der Bauschingereffekt sehr stark vom Betrag der Vorverformung bzw. von der Verformungsverfestigung abhängt, wurde der Bauschinger-Schiebungsparameter β_γ entsprechend Gleichung (39) eingeführt /75/, /77/. Es handelt sich bei β_γ um das Verhältnis von plastischer Schiebung der Hinverformung γ_{pl} zur Schiebung γ_β , die erforderlich ist, um den gleichen maximalen Spannungsbetrag der Erstbelastung bei der Rückverformung zu erreichen /77/.

$$\beta_{\gamma} = \frac{\gamma_{pl}}{\gamma_{\beta}} \quad (39)$$

Zur Veranschaulichung wurde das Prinzip der Bestimmung des Bauschinger-Schiebungsparameters im Bild 9 dargestellt. Üblicherweise werden für ein besseres Verständnis nur Beträge der Spannungen und kumulierte Dehnungen bzw. Schiebungen aufgetragen. Dieses Vorgehen bietet den Vorteil, dass die Verformungen bei einer vorgegebenen Spannung exakt bestimmt werden können. Dagegen unterliegt die Ermittlung einer Elastizitätsgrenze immer einem erheblichen Fehler.

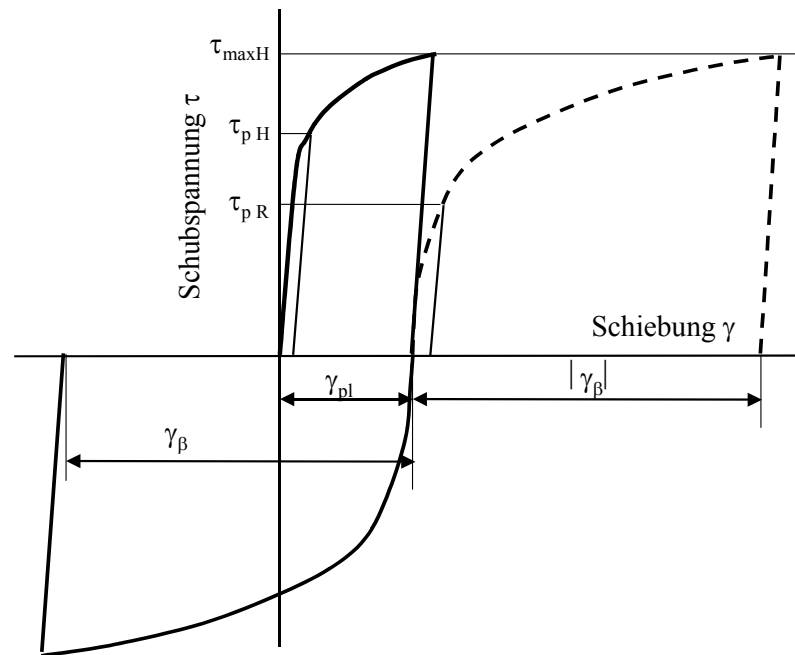


Bild 9: Kenngrößen zur Beschreibung der Bauschinger-Parameter

Für zyklische Verformungen mit konstanter Verformungsamplitude und für zyklische Verformungen mit verbleibendem Umforminkrement ist der Bauschinger-Schiebungsparameter ungeeignet, da er davon ausgeht, dass eine vorgegebene Spannung bei der Rückverformung erreicht werden muss. Das ist bei einer definierten Verformung, die zu erreichen ist, nicht gegeben. Demzufolge ist der Bauschinger-Schiebungsparameter β_{γ} für diese Untersuchungen nicht praktikabel.

Eine deutlich verbesserte Vergleichbarkeit liegt vor, wenn die Elastizitätsgrenze bei der Rückverformung τ_{pR} auf die maximale Schubspannung bei der Erstbelastung $\tau_{max H}$ entsprechend Gleichung (40) bezogen und normiert wird. Dadurch wird eine Berücksichtigung der Verformungsverfestigung bei der Hinverformung erreicht [76], [77]. Gleichzeitig muss aber festgestellt werden, dass diese Definition nicht mehr dem eigentlichen Bauschingereffekt entspricht, weil sie den Beginn des plastischen Fließens bei der Hinverformung nicht einbezieht.

$$\beta_{\tau} = \frac{\tau_{max H} + \tau_{p R}}{\tau_{max H}} \quad (40)$$

Die Kenngröße β_τ wird ebenfalls als Bauschinger-Spannungsparameter bezeichnet und wird von allen Bauschingerkenngrößen am häufigsten verwendet.

Eleiche und Tan verwenden den sogenannten Bauschingereffekt-Parameter β entsprechend Gleichung (41), der die Verformungsverfestigung bei der Hinverformung als auch die Elastizitätsgrenze bei der Rückverformung berücksichtigt /79/, /82/.

$$\beta = \frac{|\tau_{\max_H}| - |\tau_{p_R}|}{|\tau_{\max_H}| - |\tau_{p_H}|} \quad (41)$$

Dieser Bauschingereffekt-Parameter kennzeichnet sowohl Werkstoffeigenschaften als auch die Vorverformung. Er soll die mikroskopischen Veränderungen, die sich letztendlich im Bauschingereffekt widerspiegeln, besser repräsentieren.

Eine weitere Form des Bauschinger-Spannungsparameters β wird in modernen FEM-Programmen zur Charakterisierung der Verfestigung eingesetzt /87/. Die Verfestigung eines metallischen Werkstoffs kann man als Kombination von isotroper und kinematischer Verfestigung auffassen. Bei reiner isotroper Verfestigung wird der Fließort nach dem Überschreiten der Fließgrenze gleichmäßig nach allen Seiten im Spannungsraum erweitert. Bei reiner kinematischer Verfestigung wird der Fließkörper nicht erweitert, sondern nur der Ursprung des Fließkörpers verschoben. Das Prinzip von kinematischer und isotroper Verfestigung in der Spannungsebene $\sigma_1\sigma_2$ ist im Bild 10 dargestellt.

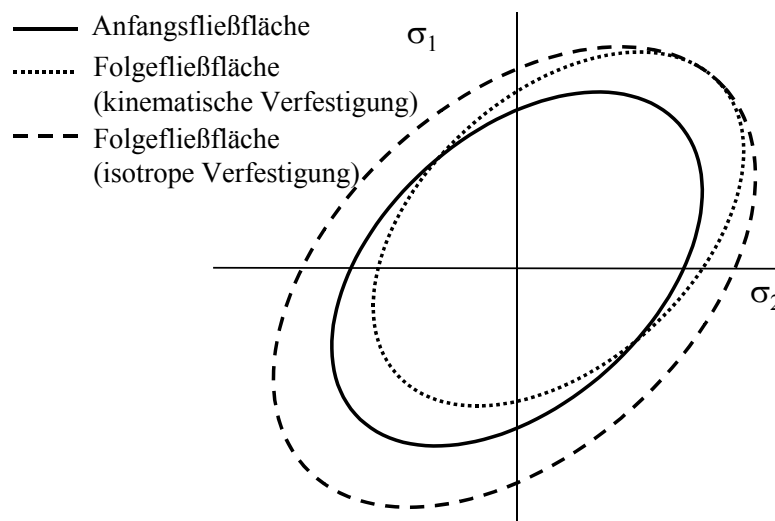


Bild 10: Änderung des Fließortes durch kinematische bzw. isotrope Verfestigung bei der plastischen Verformung in der Spannungsebene $\sigma_1\sigma_2$

Wird die Elastizitätsgrenze überschritten, nimmt die Fließspannung während der plastischen Verformung stetig zu. Es handelt sich um eine isotrope Verfestigung, wenn nach der Entlastung und Belastung in entgegengesetzter Richtung das plastische Fließen erst beim Erreichen des Betrages der vorangegangenen Maximalspannung einsetzt.

Die Verschiebung des Ursprungs der Fließfläche durch kinematische Verfestigung hat zur Folge, dass das plastische Fließen bei erheblich niedrigeren Spannungen beginnt. Der Betrag der Folgefließspannung bei genau entgegengesetzter Belastung ergibt sich aus:

$$\sigma_{pR \text{ kin}} = 2\sigma_{pH} - \sigma_{\max H}$$

Dabei ist $\sigma_{pR \text{ kin}}$ die Elastizitätsgrenze bei der Rückverformung unter kinematischer Verfestigung, σ_{pH} die Elastizitätsgrenze bei der Hinverformung, $\sigma_{\max H}$ die Maximalspannung bei der Hinverformung.

Bei realen quasiisotropen Metallen setzt sich die Verfestigung in der Regel aus einem kinematischen und einem isotropen Anteil zusammen. Krieg und Key formulierten einen einfachen Ansatz für elastisch-plastisches Werkstoffverhalten bei dem der Bauschinger-Spannungsparameter den Anteil der kinematischen Verfestigung widerspiegelt /87/, /88/. Der Bauschinger-Spannungsparameter β nimmt für isotrope Verfestigung den Extremwert $\beta = 1$ und für kinematische Verfestigung den Extremwert $\beta = 0$ an. Wie aus Bild 11 hervorgeht, wird für eine elastisch-plastische Verformung mit Richtungswechsel der Wert für β zwischen 0 und 1 liegen. Geht man von einer elastisch-plastischen Verformung aus, so ergibt sich der Radius der Folgefließfläche σ_y aus:

$$\sigma_y = \sigma_{pH} + \beta * (\sigma_{\max H} - \sigma_{pH}) \quad (42)$$

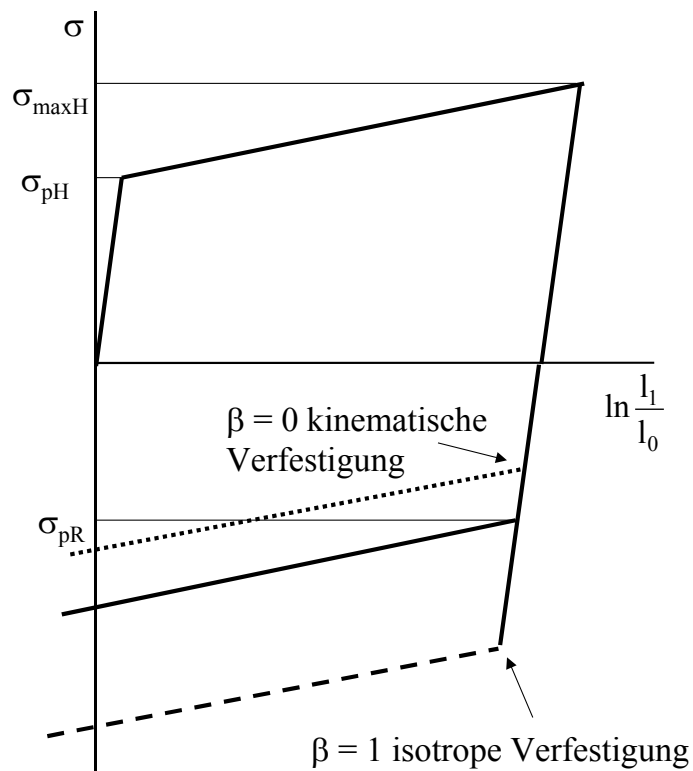


Bild 11: Elastisch-plastisches Werkstoffverhalten mit Verformungsrichtungswechsel und dem Vergleich von isotroper und kinematischer Verfestigung

Dabei ist σ_{pH} die Elastizitätsgrenze bei der Hinverformung, σ_{maxH} die Maximalspannung bei der Hinverformung und β ist der Bauschinger-Spannungsparameter. Gleichzeitig gilt natürlich bei einer entgegengesetzt gerichteten Belastung für den Radius der Folgefließfläche der Zusammenhang von maximaler Spannung bei der Hinverformung σ_{maxH} und der Folgeelastizitätsgrenze σ_{pR} bei der Rückverformung:

$$\sigma_y = \frac{\sigma_{maxH} + |\sigma_{pR}|}{2} \quad (43)$$

Damit kann man aus den Gleichungen (42) bis (43) folgern:

$$\frac{\sigma_{maxH} + |\sigma_{pR}|}{2} = \sigma_{pH} + \beta(\sigma_{maxH} - \sigma_{pH}) \quad (44)$$

Nachdem die Gleichung (44) umgestellt wurde, lässt sich der Bauschinger-Spannungsparameter β folgendermaßen ermitteln:

$$\beta = \frac{\sigma_{maxH} + |\sigma_{pR}| - 2\sigma_{pH}}{2(\sigma_{maxH} - \sigma_{pH})} = \frac{1}{2} + \frac{|\sigma_{pR}| - \sigma_{pH}}{2(\sigma_{maxH} - \sigma_{pH})} \quad (44a)$$

Der Ansatz von Gleichung (44) gilt nur dann, wenn sich die Verfestigung nicht in Abhängigkeit von den Verformungsbedingungen ändert. Eine Bewertung dieses Bauschinger-Spannungsparameters in Abhängigkeit von den Umformbedingungen ist nicht bekannt. Da aber bei LCF-Untersuchungen ein ver- oder entfestigendes Werkstoffverhalten in Abhängigkeit von der Zyklenzahl und dem Werkstoffzustand nachgewiesen werden konnte /55/, ist auch bei zyklisch plastischen Verformungen mit verbleibendem Umforminkrement unter Umständen mit einer Änderung zu rechnen. Gleichzeitig führen diese Verformungen mit konstanter Verformungsamplitude nach einer entsprechenden Zyklenzahl zu einem stationären Zustand. Der Anteil von kinematischer und isotroper Verfestigung muss unter diesen Umständen konstant bleiben.

Eine weitere Möglichkeit den Bauschingereffekt zu charakterisieren, ist der Bauschinger-Energieparameter β_w . Er ergibt sich entsprechend Gleichung (45) aus dem Verhältnis von W_H zu W_S (Bild 12). Dabei ist W_H die für die Hinverformung benötigte Arbeit. Würde die Verformung bei einsinniger Belastung den Wert der kumulativen Dehnung aus Hin- und Rückverformung erreichen, so würde in erster Näherung sich die dafür notwendige Arbeit aus W_H und dem Parallelogramm, das von γ_β und τ_{maxH} aufgespannt wird, ergeben. Da die erforderliche Arbeit bei Lastumkehr auf Grund des Bauschingereffektes niedriger ist, entspricht W_S dem eingesparten Energiebetrag. Christ interpretiert diesen Energiebetrag als bei der Hinverformung im Werkstoff gespeicherte mechanische Energie /77/.

$$\beta_w = \frac{W_s}{W_H} \quad (45)$$

Trotzdem enthält auch dieser Ansatz Nachteile. Für größere Formänderungen ist dieses Model nicht hinreichend genau, da die Verfestigung unter einsinniger

Verformung nicht genügend berücksichtigt wird. Weiterhin ist die Rückverformung γ_β an das Erreichen der maximalen Spannung der Hinverformung gebunden.

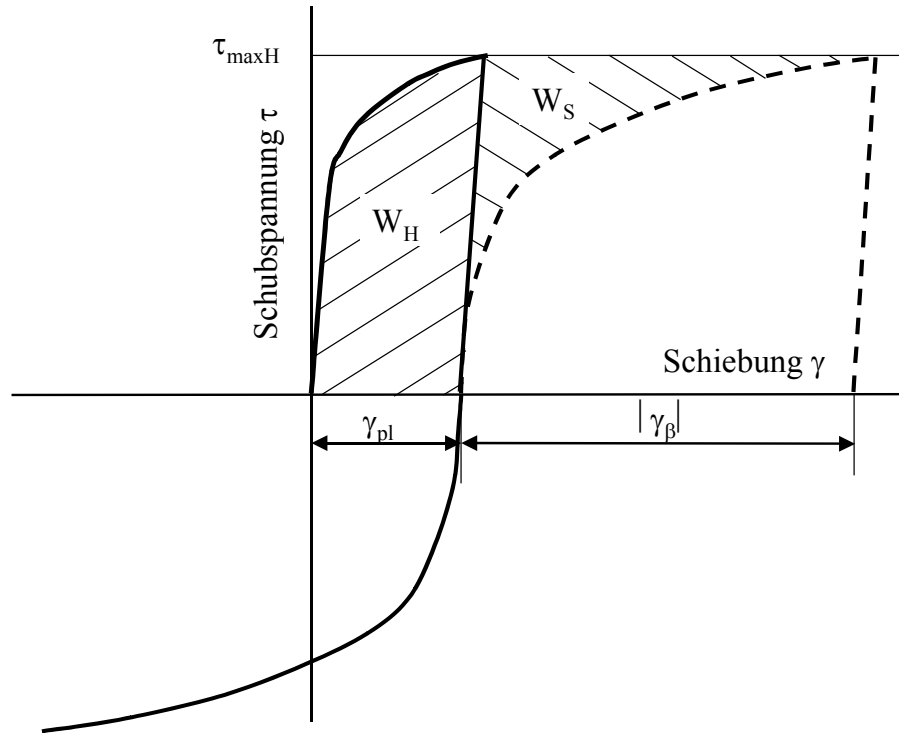


Bild 12: Definition der Eingangsgrößen W_H und W_S für die Bestimmung des Bauschinger-Energie-Parameters β_W

Jäniche geht diesen Problemen aus dem Weg, indem er die Differenz der Umformarbeiten von Hin- und Rückverformung auf die Umformarbeit der Hinverformung normiert /89/, Gleichung (46). Eine Bezeichnung für diesen Quotienten wird nicht angegeben.

$$\frac{W_H - W_R}{W_H} \quad (46)$$

Unabhängig davon, dass er bei seinen Untersuchungen bei der Rückverformung bis zum Betrag der Maximalspannung verformt, sollte dieses Prinzip auch auf unterschiedliche Verformungsamplituden bei Hin- und Rückverformung anwendbar sein. Voraussetzung dafür müssen definierte Verformungen in jeweils beide Verformungsrichtungen sein. Jäniche hat herausgestellt, dass diese Verfahrensweise den Vorteil hat, dass die Bewertung des Bauschingereffektes vom Betrag der Vorverformung unabhängig ist. Ob das auch für zyklische Verformungen mit verbleibendem Umforminkrement gilt, bleibt zu überprüfen.

Eine für zyklische Verformungen günstigere Form des Bauschinger-Energieparameters stellt Szabadits vor /83/. Dabei wird die Umformarbeit unter einsinniger Beanspruchung mit der Umformarbeit unter zyklischer Beanspruchung ins Verhältnis gesetzt, Gleichung (47).

$$\beta_E = \frac{\int_0^\varphi k_{f \text{ zyklisch}} d\varphi}{\int_0^\varphi k_{f \text{ einsinnig}} d\varphi} = \frac{W_{\text{zyklisch}}^{\text{pl}*}}{W_{\text{einsinnig}}^{\text{pl}*}} \quad (47)$$

Das Prinzip der Eingangsgrößenbestimmung ist im Bild 13 dargestellt.

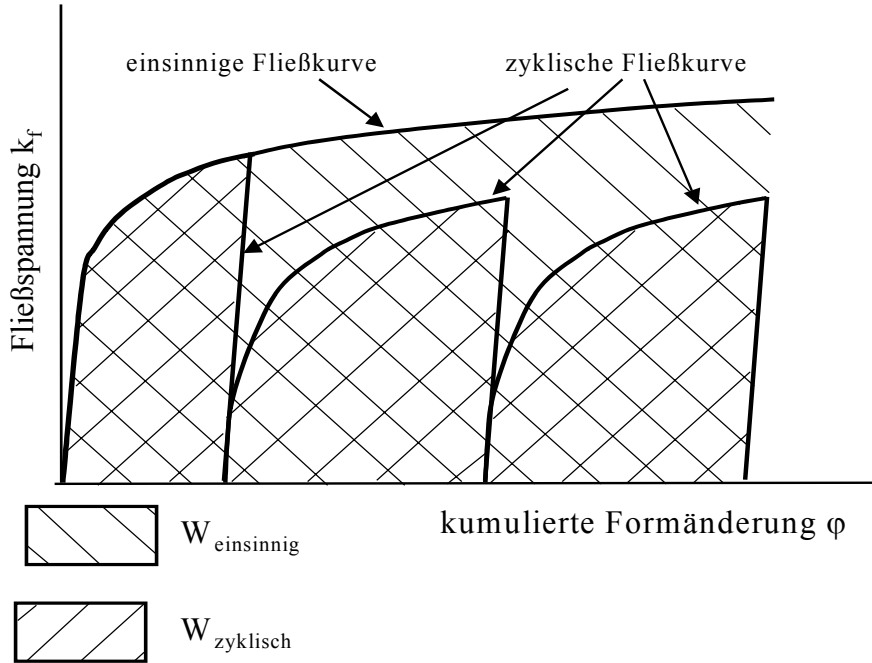


Bild 13: Definition der Eingangsgrößen $W_{\text{einsinnig}}$ und W_{zyklisch} für die Bestimmung des Bauschinger-Energie-Parameters $\beta_E(\varphi)$

Die hier angegebenen Zusammenhänge lassen sich natürlich auch auf zyklische Torsionsuntersuchungen übertragen:

$$\beta_E = \frac{\frac{r}{L} \int_{\psi=0}^{\psi_{\text{kum}}} \tau_{\text{zyklisch}} d\psi_{\text{kum}}}{\frac{r}{L} \int_{\psi=0}^{\psi} \tau_{\text{einsinnig}} d\psi} = \frac{W_{\text{zyklisch}}^{\text{pl}*}}{W_{\text{einsinnig}}^{\text{pl}*}} \quad (47a)$$

Die vorgestellten Untersuchungsergebnisse von Szabadits zur Bestimmung des Bauschinger-Energieparameters beziehen sich ausschließlich auf Biegeversuche mit konstanter Verformungsamplitude. Prinzipiell sollte dieses Bewertungsverfahren auch auf große zyklische Formänderungen mit unterschiedlichen Verformungsamplituden in die beiden Verformungsrichtungen anwendbar sein. Szabadits verwendet den Bauschinger-Energieparameter zur Korrektur der einsinnigen Fließkurve in Abhängigkeit von der kumulierten Formänderung. Er bekommt durch diese Korrektur eine mittlere zyklische Fließkurve. Während dieses Vorgehen bei konstanter Verformungsamplitude zu einer akzeptablen Näherung

führt, wird die Anwendbarkeit bei unterschiedlichen Verformungsamplituden von der Anzahl der Zyklen und der Verformungsamplitude abhängig sein.

Die aufgeführten Kenngrößen lassen erkennen, wie problematisch eine absolute Erfassung des Bauschingereffektes ist. Ein Vergleich mit Ergebnissen aus der Literatur ist auch nur dann sinnvoll, wenn gleiche Versuchsbedingungen vorlagen und identische Auswerteverfahren herangezogen wurden. Vor diesem Hintergrund müssen gleichfalls unterschiedliche Bewertungen von werkstofflichen und experimentellen Einflussfaktoren auf den Bauschingereffekt gesehen werden.

2.3.4 Einflüsse auf den Bauschingereffekt

Scholtes gibt in seiner Arbeit /73/ einen umfassenden Überblick auf die Auswirkung verschiedener Beanspruchungs- und Strukturparameter auf den Bauschingereffekt. Außerdem hat er verschiedene Angaben in der Literatur verglichen und bewertet, so dass an dieser Stelle die Einflüsse auf den Bauschingereffekt nur kurz zusammengefasst und ergänzt werden sollen.

Einfluss der Vorverformung (Versetzungsdichte und -anordnung)

Mit zunehmender Vorverformung bei der Erstbelastung nimmt die Versetzungsdichte im Werkstoff zu und bewirkt ein Anwachsen des Bauschingereffektes. Allerdings ist in Abhängigkeit vom Werkstoff und Gefügestand ein Sättigungseffekt nachzuweisen. Bei geringeren Beträgen der Vorverformung ist der Bauschingereffekt von der Versetzungsdichte abhängig und wird bei größer werdenden Vorverformungsbeträgen zunehmend von der Versetzungsanordnung dominiert /73/. Bei Werkstoffen, die im Ausgangszustand quasiisotrop sind, kann keine Abhängigkeit der Richtung der Vorverformung auf den Bauschingereffekt festgestellt werden /78/. Tan stellte ebenfalls fest, dass sich der Bauschingereffekt (Spannungsparameter) mit zunehmender Vorverformung ändert. Die Änderung ist aber immer im Zusammenhang mit der chemischen Zusammensetzung zu sehen. Während bei einem rostfreien Stahlblech (SS2333) der Bauschinger-Spannungsparameter mit zunehmender Vorverformung sehr stark anwächst, fällt er bei einem kaltgewalzten unlegierten Tiefziehblech mit 0,08% C mit zunehmender Vorverformung leicht ab. Unabhängig von der Entwicklung des Bauschinger-Spannungsparameters mit zunehmender Vorverformung war aber immer ein Sättigungsbereich vorhanden /79/, /80/.

Einfluss der Temperatur und Formänderungsgeschwindigkeit

Bei unlegierten Kohlenstoffstählen wird kein Einfluss der Temperatur und der Formänderungsgeschwindigkeit festgestellt, wobei Scholtes lediglich Untersuchungen bei 78 K und Raumtemperatur und in einem Geschwindigkeitsbereich von $10^{-5} \text{ s}^{-1} \leq \dot{\phi} \leq 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ durchgeführt hat. Dagegen kann bei Aluminiumlegierungen bis 673°C eine Abnahme des Bauschingereffektes festgestellt werden. Die Abnahme der Fließspannungen sowohl bei der Hin- als auch bei der Rückverformung ist im Wesentlichen auf den thermisch aktivierten Fließspan-

nungsanteil zurückzuführen /73/. Nevill und Myers haben bei $\dot{\phi} \leq 10^3 \text{ s}^{-1}$ und bei einem Wechsel der Beanspruchungsrichtung ebenfalls keinen merklichen Einfluss der Formänderungsgeschwindigkeit auf den Bauschingereffekt feststellen können /81/. Eleiche untersuchte den Bauschingereffekt in einem breiten Geschwindigkeitsbereich ($10^{-3} \text{ s}^{-1} \leq \dot{\phi} \leq 10^3 \text{ s}^{-1}$) an Kupfer und einem unlegierten Stahl mit 0,23% C. Als Vergleichsgröße verwendete er die Bauschingereffekt-Parameter β . Während er bei Kupfer einen geringen Geschwindigkeitseinfluss auf den Bauschingereffekt nachweisen konnte, blieb der Bauschingereffekt-Parameter β beim Stahl geschwindigkeitsunempfindlich /82/. Thakur et. al. modifizierte einen Split-Hopkinson-Bar-Aufbau und beaufschlagte eine Nickelbasislegierung und eine ausgehärtete Aluminiumlegierung mit einer Zug-Druck-Wechselbeanspruchung und verglich die Ergebnisse mit quasistatischen Untersuchungen. Während die Aluminiumlegierung bei keiner Verformungsgeschwindigkeit einen ausgeprägten Bauschingereffekt zeigte, konnte bei der Nickelbasislegierung eine starke Abhängigkeit beobachtet werden /84/.

Einfluss von gelösten Fremdatomen

Der Einfluss von im Kristallgitter gelösten Fremdatomen wird von Scholtes als erheblich eingeschätzt. Die mit zunehmendem Fremdatomgehalt sinkende Stapelfehlerenergie begünstigt ebene Versetzungsanordnungen und damit größere Rückspannungen. Eine Ausnahme bilden interstitiell gelöste Fremdatome, die bei erhöhten Temperaturen diffusionsfähig sind und auch bei der Rückverformung zur Blockierung der Versetzungsbewegung führen. Dieser Vorgang ist als eine dynamische Reckalterung aufzufassen. Sollte zwischen Hin- und Rückverformung eine längere Haltezeit auftreten, so kann die statische Reckalterung bis zur vollständigen Aufhebung des Bauschingereffektes führen /73/.

Einfluss von feinverteilten Teilchen (Zweitphase)

Auf den Einfluss von eingelagerten Teilchen wurde bereits im Abschnitt 2.3.2 hingewiesen. Allgemein gilt, dass mit zunehmender Teilchenzahl der Bauschingereffekt zunimmt. Entscheidend für das Maß ist die Art, die Größe, die Menge und der Gittertyp der Teilchen sowie die verformungsbedingte Wechselwirkung mit den Versetzungen /73/.

Einfluss von groben Zweitphasen

Der Bauschingereffekt bei zweiphasigen Werkstoffen ist erheblich ausgeprägter als bei einphasigen Werkstoffen /73/. Neben dem Volumen der Zweitphase ist auch die Form (lamellar, kugelig, plattenförmig, faserförmig) und die Orientierung zur Belastungsrichtung entscheidend. Faser- oder plattenförmige Zweitphasen haben beispielsweise einen erheblich größeren Einfluss als kugelige und regellos orientierte Zweitphasen /86/. Untersuchungen an unlegierten Stählen mit unterschiedlichem Kohlenstoffgehalt bis maximal 0,8% C haben gezeigt, dass mit zunehmendem Kohlenstoff- und damit Zementitgehalt der Bauschingereffekt in Abhängigkeit vom Betrag der Vorverformung zunimmt /89/.

Einfluss der Korngröße und -orientierung

Zum Einfluss der Korngröße und -orientierung liegen unterschiedliche Meinungen vor. Während bei Stählen kein Einfluss der Korngröße nachgewiesen werden konnte und der Bauschingereffekt bei verschiedenen Korngrößen immer gleich groß ist, wurde bei Kupferlegierungen eine Abnahme des Bauschingereffektes mit zunehmender Korngröße festgestellt /73/. Bei Kupfer, Messing und einem kohlenstoffarmen Stahl konnte nur bis zu einer Korngröße von 120 µm ein Zusammenhang mit dem Bauschingereffekt ermittelt werden /85/. Untersuchungen an Einkristallen und orientierten Vielkristallen ergaben einen deutlichen Einfluss der Kristallorientierung auf den Bauschingereffekt /73/.

Einfluss einer Spannungsarmglühung zwischen den Verformungsschritten

Eigenstressen werden durch eine Spannungsarmglühung sehr stark abgebaut. Das beruht auf der Absenkung der Streckgrenze mit zunehmender Temperatur. Die rein elastischen Eigenstressen werden bei Streckgrenzenminderung bedingt durch eine Temperaturerhöhung über Mikroplastizität abgebaut /73/, /80/. Niedrigere Eigenstressen führen zu einer Minderung des Bauschingereffektes.

2.3.5 Zyklische Belastungspfade und Werkstoffantwort

Bei der Untersuchung des Ermüdungsverhaltens ist prinzipiell zu unterscheiden, ob die Belastung dehnungs- oder spannungsgeregelt (weg- oder kraftgeregelt) aufgebracht wird.

Schubert teilt die Antworten des Werkstoffs in Abhängigkeit vom Belastungspfad in vier Kategorien ein – Wechselverfestigung, Wechselentfestigung, zyklische Relaxation und zyklisches Kriechen /90/. Die prinzipiellen Unterschiede sind in Bild 14 dargestellt.

Ob der Werkstoff bei beginnender Belastung ver- oder entfestigt, hängt im Wesentlichen von der Vorgeschichte des Werkstoffs ab. Normal- oder weichgeglühte Werkstoffe neigen zur Verfestigung und stark plastisch vorverformte Werkstoffe tendieren zum Entfestigen. Verantwortlich für dieses Werkstoffverhalten sind mikrostrukturelle Veränderungen. Unabhängig vom Charakter der Werkstoffantwort auf eine zyklische Verformung stellt sich immer ein stationärer Zustand ein. Im Bereich der Sättigungshysteresen ändert sich das Spannungs-Dehnungs-Verhalten über viele Zyklenzahlen nicht mehr. Wann dieser Grenzwert erreicht wird, hängt von der Verformungsamplitude, der Zyklenzahl und dem Werkstoff ab. Würden bei diesen zyklischen Untersuchungen sämtliche plastische Teilschritte zu einer kumulierten Formänderung aufgerechnet, so würde sich ein Vielfaches der unter einsinniger Belastung ertragbaren Dehnung ergeben. Im Anschluss an den stationären Sättigungsbereich schließt sich noch der Bereich der Rissbildung und des Rissfortschritts an /77/, der aber im Rahmen dieser Arbeit nicht näher untersucht werden soll.

Wird bei den Untersuchungen eine unsymmetrische Belastung gewählt, so kann es in Abhängigkeit von der Regelgröße zu einer zyklischen Relaxation oder zum zyklischen Kriechen kommen (Bild 14).

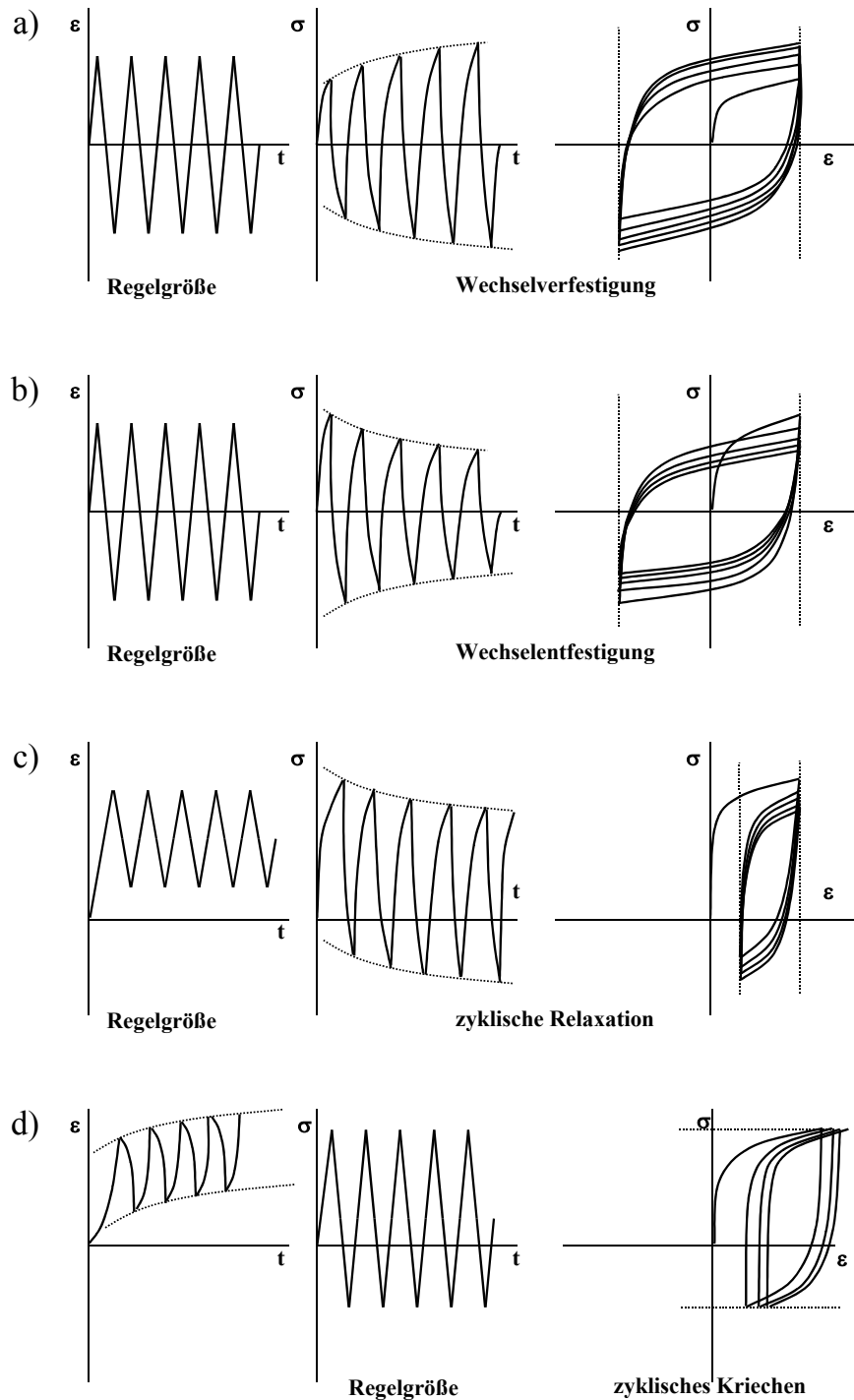


Bild 14: Phänomene im Werkstoffverhalten in Abhängigkeit vom Belastungspfad /55/–
 a) zyklische Verfestigung, b) zyklische Entfestigung, c) zyklische Relaxation, d) zyklisches Kriechen

Bei der Spannungsrelaxation ist die mittlere Dehnung größer Null. Der Werkstoff antwortet auf diese unsymmetrische Belastung mit einer Mittelspannung, die mit zunehmender Zyklenzahl abgebaut wird. Dieser Vorgang macht sich in einem allmählichen Absinken der Hysteresekurven bemerkbar. Beim zyklischen Kriechen

reagiert der Werkstoff auf eine Spannungsamplitude deren Mittelspannung größer als Null ist. Es stellt sich zunächst eine Mitteldehnung ein, die überwiegend elastischen Charakter hat. Mit zunehmender Zyklenzahl nimmt der plastische Verformungsanteil zu. Christ bezeichnet das entsprechende σ - ε -Verhalten als „Weglaufen“ der Hysteresekurve /77/. Die im Rahmen dieser Arbeit geplanten Untersuchungen stellen im Prinzip eine Kombination aus zyklischer Relaxation und Kriechen dar. Der Unterschied zur Untersuchung des Ermüdungsverhaltens besteht in den erheblich größeren Verformungen pro Zyklus, in der sich unterscheidenden Größe der beiden Halbamplituden ($\tan \alpha_+$, $\tan \alpha_-$) und im breiten Untersuchungsbereich von Formänderungsgeschwindigkeit und Temperatur.

2.3.6 Gefüge und Versetzungsstruktur nach einer zyklischen Formänderung

Zahlreiche Veröffentlichungen beschäftigen sich mit der Versetzungsstruktur im Zusammenhang mit zyklischen Verformungen bei allerdings kleinen Verformungsamplituden /60/, /77/, /91/, /92/, /93/ so dass an dieser Stelle nur kurz darauf eingegangen werden soll.

Generell beruhen die mikrostrukturellen Veränderungen auf Bewegung von Versetzungen und deren Wechselwirkung mit Hindernissen wie Korngrenzen, Fremdphasen und anderen Versetzungen. In Verbindung mit zyklisch plastischer Verformung treten zwei Formen der mikrostrukturellen Änderung ein. Zum Einen werden sogenannte persistente Gleitbänder gebildet. Das sind Werkstoffbereiche, in denen die Versetzungsbewegung und damit die plastische Verformung konzentriert ist. Sie liegen parallel zur Ebene dichtester Packung und treten insbesondere bei kfz-Metallen auf /93/, /94/. Zum Anderen werden Versetzungszellstrukturen beobachtet, die im Extremfall zu Subkorngrenzen führen, wie sie auch für die Kristallerholung typisch sind /55/, /95/, /96/.

Wellige Gleitung, die bei Werkstoffen mit großer Stapelfehlerenergie und/oder bei erhöhten Temperaturen auftritt, kombiniert mit einer großen plastischen Dehnungsamplitude, führt zur Ausbildung von Versetzungszellen bzw. Subkornbildung. Geringe Dehnungsamplituden führen dagegen zur Ausbildung persistenter Gleitbänder.

Beim im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Einsatzstahl 20MoCrS4 wird sich die Verformung auf ferritische Gefügebestandteile konzentrieren. Ferrit ist kubisch-raumzentriert und hat eine vergleichsweise große Stapelfehlerenergie. Sie begünstigt das Quergleiten von Stufenversetzungen. Folge ist eine bevorzugte Versetzungszellbildung /93/. Das Quergleiten ermöglicht den Versetzungen, Hindernisse durch Verlassen der Gleitebene zu umgehen. Hieraus ergibt sich eine geringere Verfestigung im Vergleich zu kfz-Metallen /97/. Da die untersuchten plastischen Verformungsamplituden erheblich über denen von zyklischen Ermüdungsuntersuchungen liegen, ist mit einer Zellstruktur der Versetzungen zu rechnen. Als problematisch könnte sich eine zu große Versetzungsdichte erweisen, die einen transmissionselektronenmikroskopischen Nachweis nicht mehr erlaubt.

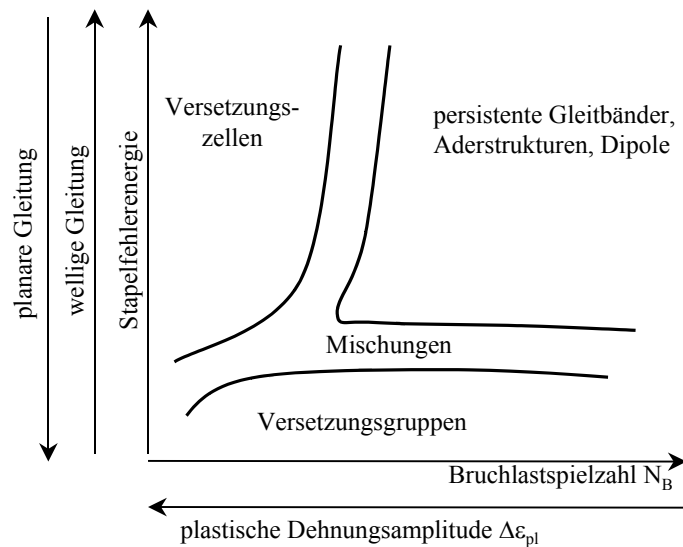


Bild 15: Schematische Übersicht der Versetzungsanordnung bei kfz-Metallen bei Ermüdungsuntersuchungen nach Feltner und Laird /97/

Die Versetzungszellen haben selbst dreidimensionalen Charakter. Die Ausdehnung und Form der Zellen wird von der plastischen Dehnungsamplitude, der Zyklenzahl der Temperatur, den Wechselwirkungen mit Fremdphasen und der Korngröße beeinflusst /98/.

Schubert konnte nachweisen, dass der Wandabstand von Versetzungszellen mit zunehmender Dehnungsamplitude sinkt /90/. Adäquat dazu fand Gersinska eine wachsende Zellgröße mit Abnahme der Sättigungsspannungsamplitude und mit der Zunahme der Temperatur /93/.

Bei sehr kleinen Verformungsamplituden konnte eine sich mit der zunehmenden Zyklenzahl ständig ändernde Versetzungsanordnung an einem ferritischen Stahl gefunden werden. In Abhängigkeit von den Verformungsparametern wurden verschiedenste Entwicklungen der Zellstruktur nachgewiesen. Dabei traten folgende Formen auf: Versetzungsschleifen, -bänder, -wände, die leiterartigen Strukturen von persistenten Gleitbändern, Labyrinth, Zellen und Subkörner /96/. Im Stahl Ck 45 fand Becker bei spannungsgeregelten Versuchen eine Entwicklung der Versetzungsstruktur, beginnend bei einer regellosen Verteilung über Strang- und Wandstrukturen bis zu den Versetzungszellen, die bis zum Versagen vorhanden waren /99/.

Bei der zyklischen Verformung von ferritisch-perlitischen Stählen zeigen sich in den ferritischen Bereichen die bereits beschriebenen Zellstrukturen. Im Ferrit des Perlits bilden sich senkrecht zu den Zementitlamellen Versetzungswände. Je größer der Zementitlamellenabstand ist, um so größer sind die freien Wege der Gleitversetzung im Ferrit. Resultat ist eine früher einsetzende Entfestigung und größer werdende plastische Dehnungsamplituden bei vorgegebener Spannung. Als Folge setzt das Versagen eines Werkstoffs mit größerem Lamellenabstand früher ein und die Bruchlastspielzahlen werden kleiner /100/. Die gleichen Aussagen können auch für rein perlitische Stähle getroffen werden /101/.

Eine Reduzierung der Formänderungsgeschwindigkeit von $3 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ auf $3 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ führt bei erhöhten Temperaturen beim Stahl X18CrMoVNB12 1 zu kleineren Spannungsamplituden und größeren Versetzungszellen. Am gleichen Stahl konnte ein Zusammenhang von zyklischer Verformbarkeit, dynamischer Reckalterung und Versetzungsstruktur gefunden werden. Bei Temperaturen von 250°C bis 450°C kam es auf Grund der dynamischen Reckalterung zu einer Abnahme des plastischen Verformungsanteils. Die Versetzungszellen waren erheblich kleiner und gleichzeitig wurde eine Zunahme der Bruchlastspielzahl beobachtet /93/. Christ et. al. führte die veränderte Versetzungsanordnung im Bereich der dynamischen Reckalterung auf einen Übergang vom welligen zum planaren Gleiten und auf eine Behinderung des Quergleitens von Schraubenversetzungen zurück. Die Versetzungen sind also durch die Reckalterung stärker an ihre Gleitebenen gebunden. Während beim austenitischen Stahl X3CrNi18 9 bis 250°C und oberhalb von 500°C sich ein ausgeprägtes Subkorn im Zustand der zyklischen Sättigung zeigte, wurden bei 400°C keinerlei Subkörner gefunden. Die Versetzungen waren relativ homogen verteilt /102/. Eggeler und Ilschner fanden bei Kriechuntersuchungen ein Subkornwachstum, das sie auf Rekombination bereits existierender Subkörner zurückführten. Verbunden war das Subkornwachstum mit einer deutlichen Entfestigung /103/.

Die Versetzungszellbildung hat zur Folge, dass, ähnlich wie bei der Kristallerholung, eine begrenzte Zahl an Versetzungen annihiliert werden und sich die Versetzungen innerhalb der Zellgrenzen / Subkorn Grenzen energetisch günstig anordnen /93/. Im Inneren der Zellen liegt eine erheblich geringere Versetzungsdichte vor, so dass für die noch vorhandenen freien Versetzungen größere freie Wege vorliegen. Versetzungsarme Gebiete im Inneren der Zellen lagen noch bis zum Bruch vor. Größere Laufwege der freien Versetzungen und energetisch günstige Zellanordnung der Versetzungen führen zu einem geringeren Widerstand gegen plastische Verformung und erklären die zyklische Entfestigung /93/, /104/.

3 Motivation, Ziele und Aufgaben

3.1 Motivation

In der Umformtechnik werden heute im Wesentlichen zwei Ziele verfolgt. Zum Einen wird aus ökonomischer und ökologischer Sicht eine Reduktion der Umformschritte bei der Fertigung und zum Anderen aus Leichtbaugründen eine höhere Festigkeit bei gleichzeitig hoher Zähigkeit gefordert. Die Verfahren der partiellen Massivumformung bieten einen Weg, diese Ziele bei der Fertigung von Hohlwellen zu erreichen. Die Optimierung dieser Aufgaben setzt allerdings die genaue Kenntnis des Werkstoffverhaltens beim Umformen voraus. Speziell bei dem Aufeinanderfolgen mehrerer Umformschritte muss neben dem Ausgangszustand des Werkstoffes die Umformgeschichte, die sich während der Umformung ändernde Mikrostruktur des Werkstoffes, die Umformparameter wie Belastungsart, -richtung und -geschwindigkeit, Temperatur und Umformgrad berücksichtigt werden. Diese Parameter beeinflussen entscheidend die Umformkräfte und -momente, die

Verfestigung und das Restumformvermögen des Werkstoffs, sowie die Bauteileigenschaften beim Endprodukt. Gleichzeitig muss bei der partiellen Umformung beachtet werden, dass die auftretenden Belastungen extrem inhomogen über den Querschnitt verteilt sind. Beim Bohrungsdrücken wird der Werkstoff im Kern stetig und unter einem hohen hydrostatischen Druckanteil umgeformt, im Umformbereich der Drückrollen liegt dagegen eine zyklische Verformung vor. Diese unterschiedliche Beanspruchung des Werkstoffes beim Bohrungsdrücken hat wiederum Einfluss auf nachfolgende Umformprozessschritte bzw. auf die Ergebnisse einer thermomechanischen Behandlung oder einer Wärmebehandlung.

Beim Bohrungsdrücken besteht eine große Diskrepanz zwischen der nominellen Umformarbeit und der tatsächlich benötigten Umformarbeit. Die Ursache dafür ist im Wesentlichen in der zyklischen Verformung zu sehen. Es wird eine Arbeit aufgebracht, die nicht zu einer Zunahme des nominellen Umformgrades führt. Diese Arbeit wird als Walkarbeit bezeichnet. Wie groß der Betrag der Walkarbeit ist, wird entscheidend von den Verformungsparametern abhängen. Für eine exakte energetische Beschreibung des Bohrungsdrückens ist die Charakterisierung der Umformarbeit unabdingbar. Die genaue Kenntnis der Geometrie der Umformzone in Abhängigkeit von den Umformparametern wird dafür vorausgesetzt.

In dieser Arbeit steht das Verformungsverhalten unter prozessnahen Bedingungen im Mittelpunkt der Untersuchungen. Beim Bohrungsdrücken ist die Umformung in der Walkzone durch eine zyklisch plastische Verformung mit verbleibendem Umforminkrement gekennzeichnet. Bisherige Arbeiten zum zyklischen Werkstoffverhalten konzentrierten sich auf das Werkstoffverhalten mit einer konstanten Verformungs- oder Spannungsamplitude. Der Betrag der plastischen Verformung war sehr klein. Aussagen zum Werkstoffverhalten mit verbleibendem Umforminkrement pro Verformungszyklus können damit nicht getroffen werden. Gleichzeitig ist zu berücksichtigen, dass bei einer zyklisch plastischen Verformung mit einem Bauschingereffekt zu rechnen ist. Der Bauschingereffekt wird sich bei einer zyklisch plastischen Verformung mit verbleibendem Umforminkrement pro Zyklus in Abhängigkeit von den Verformungsparametern und der Zahl der Lastwechsel ändern. Es ist zu prüfen, ob sich der Bauschingereffekt unter solchen Bedingungen beschreiben lässt.

3.2 Aufgabenstellung

Aus der Motivation ergeben sich folgende Aufgaben und Ziele für diese Arbeit:

- Analyse und mathematische Beschreibung der Umformzone beim Bohrungsdrücken mit einer Abschätzung der lokalen Verformung und der Inkrementgröße
- Untersuchung des zyklisch plastischen Werkstoffverhaltens mit verbleibendem Umforminkrement pro Zyklus an Hand von Torsionsuntersuchungen unter umformnahen Bedingungen
- Ermittlung der spezifischen Umformarbeit bei zyklischer Verformung in Abhängigkeit von den Verformungsparametern

- Analyse des Einflusses einer großen zyklisch plastischen Verformung mit verbleibendem Umforminkrement auf das Gefüge und die Versetzungsstruktur des Einsatzstahls 20MoCrS4
- Bestimmung von Bauschinger-Spannungsparametern und –Energieparametern und Überprüfung der Verwendbarkeit für eine Charakterisierung einer zyklisch plastischen Verformung mit verbleibendem Umforminkrement
- Mathematische Beschreibung von Bauschingerparametern in Abhängigkeit von den Untersuchungskenngrößen
- Abschätzung der Umformleistung beim Bohrungsdrücken unter Verwendung der Erkenntnisse zur Geometrie der Umformzone, der Größe des Umforminkrements und des zyklisch plastischen Werkstoffverhaltens

4 Versuchswerkstoff

Als Versuchswerkstoff wurde, wie auch im SFB 283, der Einsatzstahl 20MoCrS4 gewählt. Das Material lag im Ausgangszustand BG-geglüht (Behandlung auf Gefüge) vor. Das ferritisch-perlitische Gefüge weist eine leichte Zeiligkeit des Perlits auf (Bild 16). Diese Zeiligkeit ist typisch für warmverformte und anschließend geglühte Stähle. Zur Charakterisierung des Anlieferungszustandes wurden Untersuchungen vorgenommen, die im Untersuchungsbericht UB 05/96 dokumentiert sind /106/. In Tabelle 1 ist die spektralanalytisch ermittelte, chemische Zusammensetzung aufgeführt. Bis auf den Chromgehalt, der deutlich erhöht ist, entspricht die chemische Zusammensetzung den in der DIN 17210 geforderten Mengenanteilen.

Am Ausgangsmaterial wurden im Zugversuch die mechanischen Kenndaten bestimmt und die Brinellhärte HBW ermittelt. In Tabelle 2 sind die Ergebnisse zusammengefasst. Das ferritisch-perlitische Gefüge und die Härte HBW entsprechen dem geforderten Zustand BG-geglüht.

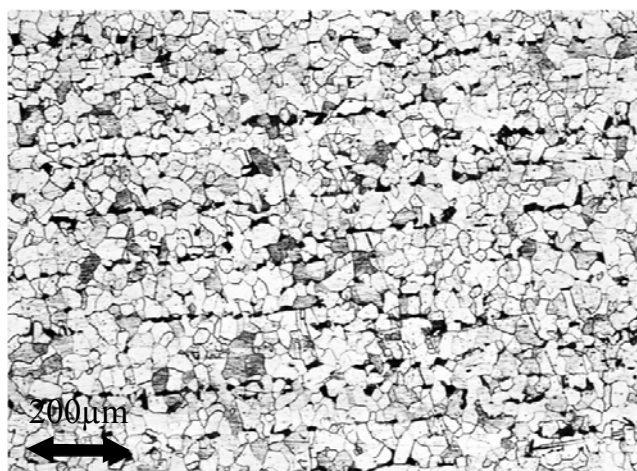


Bild 16: ferritisch-perlitischer Ausgangszustand des BG-geglühten Versuchswerkstoffs 20MoCrS4

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung des Einsatzstahls 20MoCrS4 (1.7323)

Element	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	V	Cu	W	Co
Mengenanteil [%]	0,22	0,24	0,87	0,021	0,032	0,73	0,4	0,11	0,03	0,01	0,13	0,02	0,02

Tabelle 2: Im Zugversuch ermittelte bzw. durch Härtemessung bestimmte mechanische Kennwerte des Einsatzstahls 20MoCrS4 im Anlieferungszustand

R _{eH} [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A ₅ [%]	Z [%]	HBW 10/1000
415	405	580	30	67	159

5 Die Umformzone beim Bohrungsdrücken

5.1 Experimentelles Vorgehen zur Bestimmung der Umformzone mit Hilfe der Computertomographie

Die Untersuchungen zum Werkstofffluss beim Bohrungsdrücken haben zum Ziel, die Umformzone geometrisch einzugrenzen, die Umformgeschichte zu bewerten, Rückschlüsse auf den tatsächlichen Verformungspfad zu erhalten und damit idealisierte Verformungsparameter, die den realen Verformungen beim Bohrungsdrücken angenähert sind, für zyklisch plastische Torsionsuntersuchungen mit verbleibendem Umforminkrement zu definieren.

Dabei wurde in folgender Reihenfolge vorgegangen:

- Aufstellen eines statistischen Umformversuchsplanes
- Fertigen von gerasterten Umformrohlingen für das Bohrungsdrücken
- Bohrungsdrücken der Rohlinge
- Bestimmung der Umformzone an Hand der gerasterten Bohrungsdruckproben mit Hilfe der Computertomographie
- Beschreibung der Umformzone in Abhängigkeit von den Versuchsparametern

Es wurde sich bei den Umformuntersuchungen für einen Versuchsplan 3^2+1^3 mit Berücksichtigung von Wechselwirkungen nach Scheffler entschieden [105]. Das heißt, die Parameter Außendurchmesser des Rohteils D_{a0} , Außendurchmesser des Endteils D_{aE} und der Stempeldurchmesser D_{St} wurden einmal variiert und der Vorschub s_v wurde zweimal variiert. Die Bohrungsdruckversuche wurden ebenfalls am Versuchswerkstoff 20MoCrS4 (BG-geglüht) realisiert. Die variablen Versuchsparameter sind in Tabelle 3 aufgeführt. Die Versuche wurden im sogenannten Quick-Stop-Modus durchgeführt, das heißt, die Versuche wurden während der Umformung schlagartig mit Hilfe der Maschinensteuerung angehalten

und die Drückrollen auseinander gefahren. Dieses Vorgehen hat den Vorteil, dass die Umformzone durch ein langsames Auslaufen der Maschine bzw. durch ein nachfolgendes Abstrecken nicht beeinflusst werden kann und der Verformungszustand entsprechend der Umformparameter eingefroren wird. Weiterhin ist es dadurch möglich, die Stauhöhen vor den Drückrollen zu bestimmen und somit Aussagen über die Größe der zyklischen Verformung in radialer Richtung zu treffen. Das Vermessen der äußeren Staugeometrie erfolgte an der Professur für Fertigungsmesstechnik und Qualitätssicherung der TU Chemnitz mit Hilfe einer Koordinatenmessmaschine der Fa. Leitz vom Typ PMM 866.

Feste Verfahrensparameter:	Drehzahl n_{HSp} :	75 U/min
	Stempelposition zur Rollenkante z_{Rolle} :	-5 mm
	Schmiermittel:	MoS ₂
	Rollenanstellwinkel:	3°
	Axialer Umformweg Δz :	40 mm

Tabelle 3: Versuchsplan $3^2 + 1^3$ zur Bestimmung der Umformzone beim Bohrungsdrücken am Einsatzstahl 20MoCrS4 – variable Versuchsparameter

Lfd.-Nr.	Außendurch- messer Rohteil D_{a0} [mm]	Außendurch- messer Endteil D_{aE} [mm]	Stempeldurch- messer D_{St} [mm]	Stempel- und Rollenvorschub s_v [mm/U]
1	47	45	35	0,2
2	47	45	35	0,6
3	47	45	35	1
4	47	43	25	0,2
5	47	43	25	0,6
6	47	43	25	1
7	50	45	25	0,2
8	50	45	25	0,6
9	50	45	25	1
10	50	43	35	0,2
11	50	43	35	0,6
12	50	43	35	1

Im Bild 17 ist die Probenform mit dem Bohrmuster für die Rasterung dargestellt. Die Rohlinge wurden mit Tieflochbohrungen mit 2,0 mm Durchmesser und 70 mm Tiefe versehen. Die insgesamt 8 Bohrungen wurden auf 0°, 90°, 180° und 270° gleichmäßig verteilt. Der radiale Abstand und die radiale Verteilung der Bohrungen

orientierten sich nach dem Außendurchmesser der Rohlinge. Die Tieflochbohrungen wurden bei der Fa. MTH in Chemnitz mit einer maximalen seitlichen Lageabweichung von 0,2 mm gefertigt. In die Tieflochbohrungen wurden Ti-Drähte mit einem Durchmesser von 1,9 mm eingebracht. Auf Grund des geringeren Schwächungskoeffizienten von Ti gegenüber Fe war eine Detektion der Drähte in der Probe mit Hilfe der Computertomographie (CT) nach der Umformung möglich.

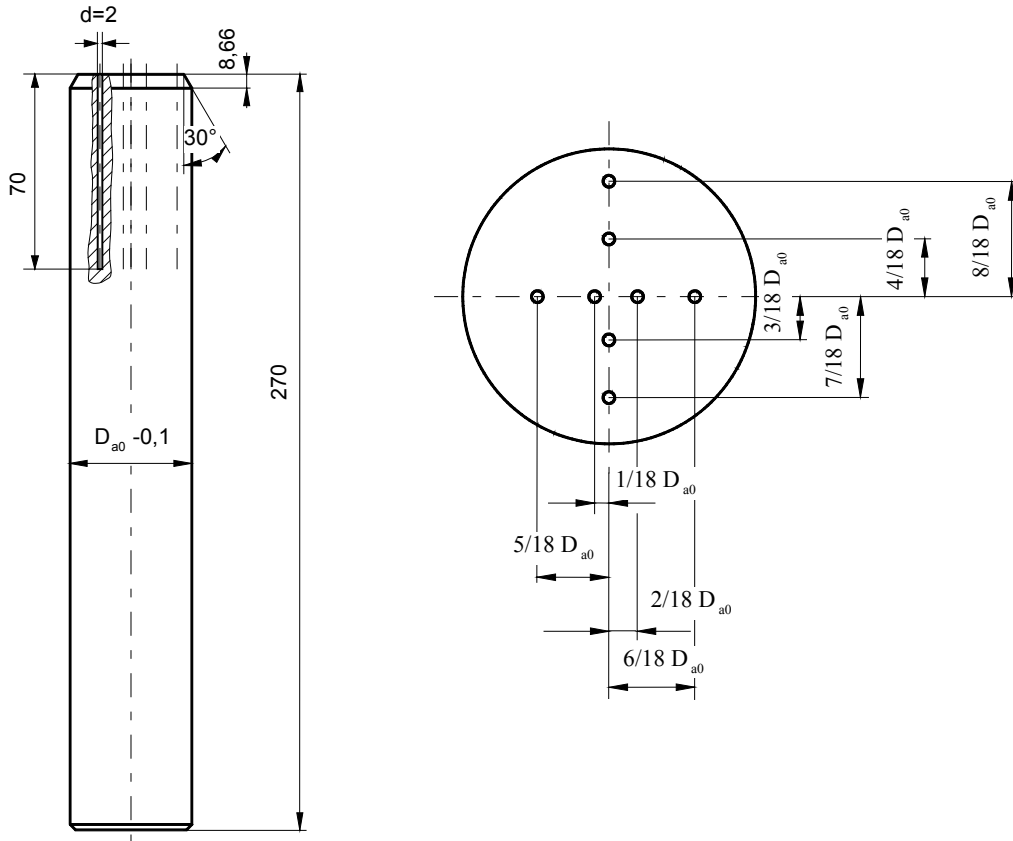


Bild 17: Bohrungsdrückprobenform mit dem Bohrmuster für die Rasterung

Die CT-Untersuchungen wurden in Kooperation mit der BAM Berlin mit einer Universal CT-Anlage mit folgenden Parametern durchgeführt:

Strahlenquelle:	380 kV, 4 mA
Vorfilterung:	8 mm Cu + 3mm Al
Abstand der Schnitte:	2 mm
Pixelgröße:	$0,2 * 0,2 * 1,5 \text{ mm}^3$
Anzahl der Einzelschnitte pro Probe:	16

Die Grauwerte von 0 bis 250 wurden den Schwächungswerten $0 \leq \mu \leq 1,25 \text{ cm}^{-1}$ zugeordnet. Die zu untersuchenden Proben wurden nach dem Translations- / Rotationsprinzip bewegt. Dabei entsteht ein Querschnittsbild. Die Höhe, über die das Querschnittsbild gemittelt wird, ist von der Geometrie des

Detektorkollimators (hier 1,5 mm) abhängig. Jeder Bildpunkt entspricht einem Volumenelement. Die Methode liefert ein Maß für die in jedem Volumenelement absorbierte Röntgenstrahlung, die vom materialabhängigen linearen Absorptionskoeffizienten μ bestimmt wird. Die absorbierte Röntgenstrahlung wird in den Tomogrammen normiert auf 256 Grauwerte dargestellt. Eine typische CT-Aufnahme ist im Bild 18 dargestellt. Sehr gut heben sich die Ti-Drähte von der Matrix ab. Aus den Tomogrammen wurden die Flächenschwerpunkte der Ti-Drähte, deren Lage und die äußere und innere Geometrie der Probe in jedem Einzelschnitt bestimmt. Da die Lage der Drähte vor der Umformung bekannt ist, können nach der Umformung die radialen und tangentialen Verschiebungen über die Lageänderung der Drähte bestimmt werden /7/.

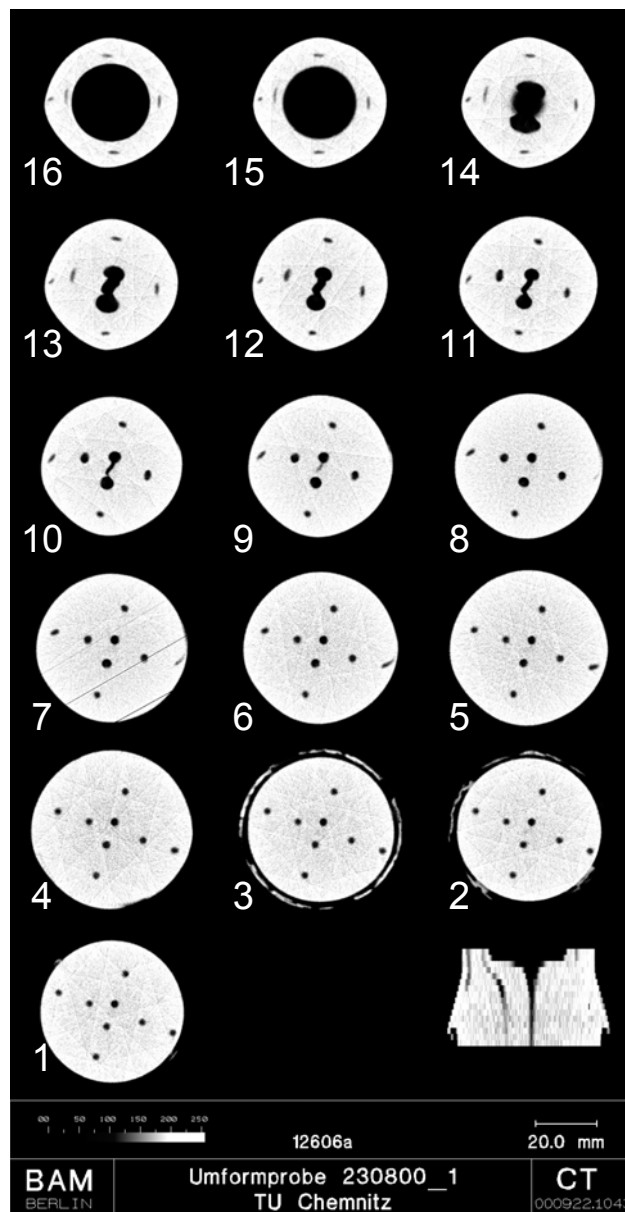


Bild 18: Computertomogramm einer bohrungsgedrückten Probe mit 16 Einzelschnitten und ein daraus berechneter Vertikalschnitt (rechts unten)

5.2 Verformungsanalyse beim Bohrungsdrückens

An Hand von metallographischen Untersuchungen (Abschnitt 2.1.3) konnte gezeigt werden, dass die plastische Verformung beim Bohrungsdrücken lokal sehr unterschiedlich ausgeprägt ist. Außerdem kommt es im Walkbereich zu einer zyklisch plastischen Verformung mit einer Umkehr der Verformungsrichtung und einem verbleibenden Umforminkrement pro Zyklus. Auf Grund der zum Teil betragsmäßig sehr großen lokalen Formänderung und der damit verbundenen Gefügeänderung kann mit einer Gefügeanalyse nur eine eingeschränkte qualitative und quantitative Aussage zur lokalen Formänderung getroffen werden.

Um eine differenzierte energetische Betrachtung des Umformprozesses im Bereich der Umformzone zu ermöglichen, wurde mit der Verformungsanalyse des Bohrungsdrückens das Ziel verfolgt, die Umformbereiche abzugrenzen. Um die Eingangsparameter für die zyklisch plastischen Werkstoffuntersuchungen mit verbleibendem Umforminkrement zu erhalten, soll gleichzeitig der Betrag der zyklischen Verformung im Walkbereich zumindest in radialer Richtung abgeschätzt werden.

An Voruntersuchungen mit einem Aluminiumwerkstoff AlMgSi 0,5 mit quer zur Vorschubrichtung eingelegten Kupferdrähten kann gezeigt werden, dass sich der Walkbereich sehr scharf vom Kern der Probe unterscheidet (Bild 19).

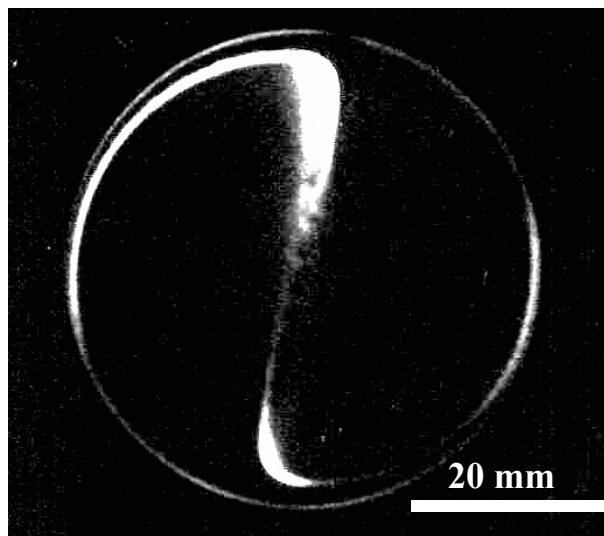


Bild 19: Starke tangentielle Verformung im Bereich der Walkzone einer bohrungsgedrückten Aluminiumprobe (AlMgSi0,5) mit quer zur Vorschubrichtung eingelegtem Cu-Draht (nicht geschwärzter Bereich); Schnittebene einer CT-Aufnahme; Informationstiefe 1,5 mm

Der Kupferdraht wird im Kern der Probe in tangentialer Richtung nur geringfügig aus seiner Ausgangslage verschoben. Dagegen erfolgt im Abstand von 3 mm von der Zylindermantelfläche des Halbzeugs eine sehr starke tangentielle Verformung. Dabei hat die betrachtete Schnittebene lediglich eine Informationstiefe in Vorschubrichtung (z-Richtung) von 1,5 mm. Im Walkbereich kann es durch das zyklische Überwalzen zu einer sehr starken tangentialen Verschiebung der eingelegten Drähte kommen. Zum Teil konnten Verschiebungen im Walkbereich

von über 360° nachgewiesen werden. Berücksichtigt man die hohe Anzahl von Überwalzungen, so bedeutet das lediglich eine tangential Verschiebung von 2° bis 4° pro Überrollung. Der scharfe Übergang vom Stempel- zum Walkbereich wird dem zyklischen Wirken der Drückrollen zugeschrieben. Er erlaubt eine nahezu ideale Trennung zwischen Kern und Walkbereich. In den Wirkbereich der Rollen gelangt der Werkstoff, der sich aus den natürlichen Eingriffsverhältnissen ergibt und zusätzlich der Anteil, der vom Stempel in den Wirkbereich der Rollen verschoben wird. Die Verschiebung des Werkstoffs in radialer Richtung von innen nach außen ist dafür verantwortlich, dass die starke tangential Streckung auch bei einer Probenrasterung in axialer Richtung nachweisbar ist. Die Rasterung in Vorschubrichtung hat den Vorteil, dass die Umformzone in tangentialer und radialer Richtung bestimmt werden kann und dass mit Hilfe der Drahtabstände eine Bestimmung von lokalen Formänderungen in radialer Richtung möglich wird.

Die Untersuchungen zur quantitativen Bestimmung der Umformzone beim Bohrungsdrücken erfolgten am Einsatzstahl 20MoCrS4 mit eingebrachten Titan-drähten. Die Probenvorbereitung, die untersuchten Umformbedingungen und die Parameter der CT-Untersuchungen sind dem Abschnitt 4.2 zu entnehmen.

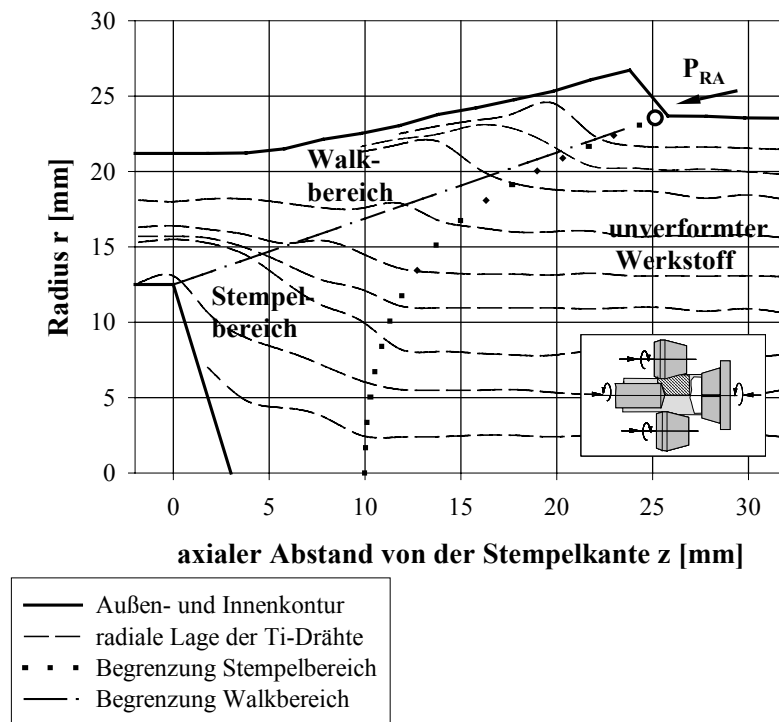


Bild 20: Radiale Verschiebung der eingelegten Drähte in Abhängigkeit vom axialen Abstand von der Stempelkante; Zusätzlich wurden Außen- und Innenkontur der Probe und die Begrenzung der Umformbereiche eingezeichnet. (Werkstoff: 20MoCrS4; D_{a0} : 47 mm; D_{aE} : 43 mm; D_{St} : 25 mm; Vorschub s_v : 1 mm/U)

Die radiale und tangential Lage der Titandrähte vor der Verformung ist bekannt. Die Position der Drähte nach der Verformung in radialer und tangentialer Richtung kann mit Hilfe der CT-Schnitte (Bild 16) bestimmt werden [8], [9]. Die radiale und tangential Verschiebung ergibt sich aus der Lageabweichung nach der Verformung

in Abhängigkeit von der z-Koordinate (axiale Richtung) des CT-Schnittes. Im Bild 20 ist in einem Schnitt einer Probe aus dem Einsatzstahl 20MoCrS4 im Bereich der Umformzone die Lage der Titandrähte in radialer Richtung in die Schnittebene projiziert. Außerdem ist die sich im stationären Umformbereich einstellende Begrenzung der Umformbereiche dargestellt. Der Stempelbereich, der gleichzusetzen ist mit der Abgrenzung zwischen dem verformten und unverformten Werkstoffbereich, wurde über die beginnende radiale und tangential Verschiebung (Bild 21) der eingelegten Drähte definiert.

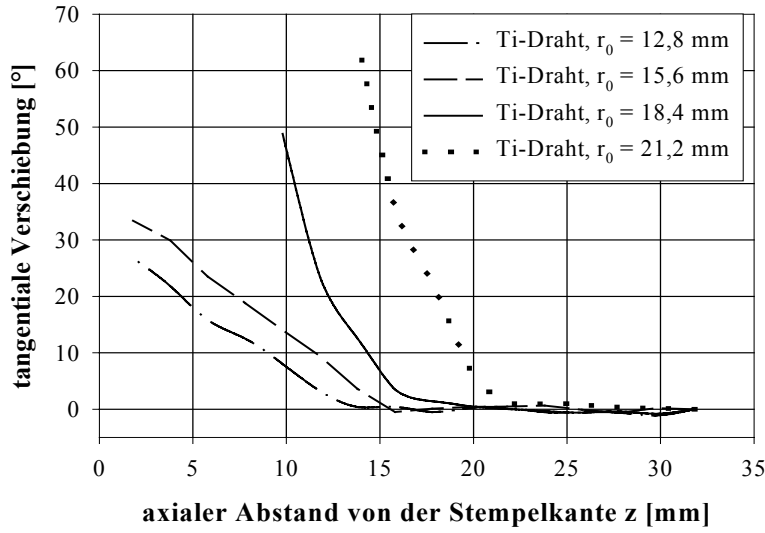


Bild 21: Tangentiale Verschiebung der eingelegten Drähte in Abhängigkeit vom axialen Stempelabstand und der radialen Ausgangslage der 4 äußeren Ti-Drähte (Werkstoff: 20MoCrS4; D_{a0} : 47 mm; D_{aE} : 43 mm; D_{St} : 25 mm; Vorschub s_v : 1 mm/U)

Zur Beschreibung des Stempelbereichs in Abhängigkeit von den Umformparametern wurde auf eine hyperbolische Funktion zurückgegriffen, Gleichung (48), wobei D_{a0} der Ausgangsdurchmesser des Rohteils, D_{aE} der Enddurchmesser der Bohrungsdruckprobe, D_{St} der Stempeldurchmesser und s_v der Vorschub sind. Der gewählte Versuchsplan lässt lediglich eine lineare Abhängigkeit der Umformgeometrie von den untersuchten Umformparametern zu. Wie aus Bild 22 hervorgeht, stimmt die experimentell ermittelte Begrenzung des Stempelbereichs mit den rückgerechneten Kurven sehr gut überein. Die Funktion gilt im Bereich $0 < r < r_{a0}$. Der Grenzwert der Funktion wird erreicht, wenn $r = r_{a0}$. Das entsprechende Wertepaar $[r_{a0}, z_{RA}]$ ergibt den Rollenangriffspunkt P_{RA} . In Tabelle 4 sind die über eine nichtlineare Regression ermittelten Konstanten für den Einsatzstahl 20MoCrS4 (BG) aufgeführt. Zu beachten ist, dass die angegebenen Konstanten nur im Bereich des untersuchten Parameterfeldes gültig sind und zu einem akzeptablen Ergebnis führen. Eine Extrapolation über das Parameterfeld hinaus kann zu erheblichen Abweichungen führen.

$$z = a_1 D_{a0} + a_2 D_{aE} + a_3 D_{St} + a_4 s_v + \cosh \left[\frac{\pi r (a_5 + a_6 D_{a0} + a_7 D_{aE} + a_8 D_{St} + a_9 s_v)}{180} \right] \quad (48)$$

Tabelle 4: Über nichtlineare Regression ermittelte Konstanten zur Beschreibung der Geometrie des Stempelbereichs entsprechend Gleichung (48) für den Einsatzstahl 20MoCrS4 (BG)

Werkstoff	a_1	a_2	a_3	a_4	a_5	a_6	a_7	a_8	a_9
20MoCrS4	0,13	0,06	-0,07	2,54	12,52	-0,02	-0,12	0,05	0,49

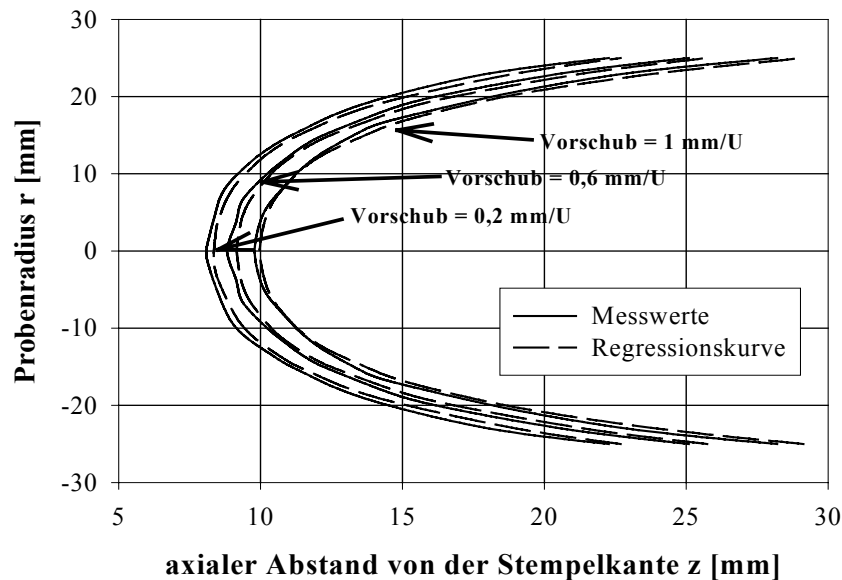


Bild 22: Vergleich der geometrisch bestimmten Umformzone mit der über eine nichtlineare Regressionsanalyse bestimmten Grenzkurve aller ausgewerteten Stempelzonen in Abhängigkeit vom Vorschub (Werkstoff: 20MoCrS4; D_{a0} : 50 mm; D_{aE} : 45 mm; D_{St} : 25 mm)

Unabhängig vom Werkstoff lässt sich die Grenze zwischen Umformzone und unverformtem Werkstoff mit der Oberfläche eines Rotationskörpers beschreiben. Diese Fläche ergibt sich bei der Rotation der o. g. hyperbolischen Funktion, Gleichung (48). Es ändern sich lediglich die werkstoffabhängigen Konstanten /7/. Anzumerken ist, dass der Werkstoff bereits geringfügig vor der beschriebenen Fläche gestaucht wird. Die Verformung ist allerdings sehr gering und kann mit der angewandten Untersuchungsmethode nicht nachgewiesen werden. Die Erkenntnisse zur Geometrie der Umformzone und ihre Zerlegung in zwei Bereiche mit sehr unterschiedlicher Beanspruchungscharakteristik (Stempel- und Walkbereich) sind Grundlage für die Formänderungs-Modell-Methode (FMM). Bei der FMM handelt es sich um ein modifiziertes Schrankenverfahren zur Abschätzung der Umformleistungen bei partiellen Massivumformverfahren. Diese Simulationemethode wurde im Rahmen des Sonderforschungsbereichs 283 „Prozessketten der Massivumformung“ an der TU Chemnitz an der Professur Umformverfahren entwickelt /5/, /6/, /11/.

Während der Werkstoff im Stempelbereich vergleichsweise homogen verformt wird, kommt es im Walkbereich zu einer zyklischen Plastifizierung. Einerseits bezieht sich der Begriff zyklisch auf den temporären Eingriff der Drückrollen, welcher dazu führt, dass jedes Werkstoffsegment nur zeitlich begrenzt verformt

wird. Da sich dieser Schritt häufig wiederholt, addieren sich die Umforminkremente zu einem großen kumulierten Gesamtumformgrad. Andererseits ist die zyklische Verformung auch auf die Verformungsrichtung bezogen. Wie im Bild 5 zu erkennen ist, wird der Werkstoff vor der Drückrolle im Werkstoffstau in radialer Richtung gedehnt, um anschließend unter dem Walzspalt gestaucht zu werden. Einen ähnlichen Wechsel gibt es auch in tangentialer Richtung. Der Wechsel der Verformungsrichtung hat zur Folge, dass ein Großteil der eingebrachten Umformarbeit sich nicht in einem Zuwachs an nomineller Verformung niederschlägt. Das gleiche trifft auch auf die großen aufsummierten tangentialen Verformungen im Walkbereich zu. Neben dem erhöhten Energiebedarf für diese zyklische Verformung ist auch mit einer zunehmenden Werkstoffschädigung zu rechnen. Deshalb kommt der Beschreibung der Geometrie des Walkbereichs und der Abschätzung der Verformungsinkremente eine zentrale Rolle zu.

Bei der Übertragung der zugehörigen z-Koordinaten auf die radiale Lage der Titandrähte ergibt sich eine Gerade zwischen der Stempelkante und der Begrenzung des Stempelbereichs bei r_{a0} im Rollenangriffspunkt P_{RA} , Bild 20. Die Geometrie des Walkbereichs wird demnach nur von der Position und dem Durchmesser des Drückstempels und der Ausdehnung des Stempelbereichs bestimmt. Eingeschränkt wird dieses Gebiet lediglich vom Werkstoff, der vom Stempel von innen nach außen verdrängt wird. Näherungsweise liegt der Grenzwert für eine weitere radiale Ausdehnung des Walkbereichs an der Rollenkante, also beim Übergang vom zylindrischen zum kegeligen Teil der Drückrollen.

Eine weitere wichtige Kenngröße zur Abschätzung von lokaler Formänderung und Walkarbeit ist die Geometrie des Werkstoffstaus vor den Drückrollen. Als problematisch stellt sich bei einer systematischen Bewertung die schlechte Oberflächenqualität der umgeformten Halbzeuge aus dem untersuchten Einsatzstahl 20MoCrS4 heraus. Für die weitere Abschätzung der Formänderung wird lediglich das Maximum des Staus in radialer Richtung in Abhängigkeit von den Umformparametern benötigt. Da das mechanische Werkstoffverhalten des untersuchten Einsatzstahls dem des bereits früher untersuchten Ck10 sehr stark ähnelt und dort die Oberflächenqualität erheblich besser ist, wird hier auf die Ergebnisse des Kohlenstoffstahls zurückgegriffen.

Im Bild 23 ist die mit Hilfe der Koordinatenmessmaschine PMM866 an der Professur für Fertigungsmesstechnik und Qualitätssicherung der TU Chemnitz ermittelte Außenkontur in xy-Richtung bei verschiedenen z-Koordinaten einer bohrungsgedrückten Probe aus Ck10 dargestellt. Je kleiner die Durchmesser der Kreise sind, um so weiter ist die Umformung fortgeschritten. Die beiden kleinsten Kreise befinden sich bereits unter den zylindrischen Bereichen der Drückrollen. Da die Umformuntersuchungen mit dem sogenannten „quick stopp“-Modus durchgeführt wurden, ist es möglich, den Werkstoffstau vor den Drückrollen zu erhalten und auszumessen. Deutlich erkennt man im Bild 23 die Staubildung vor den Drückrollen.

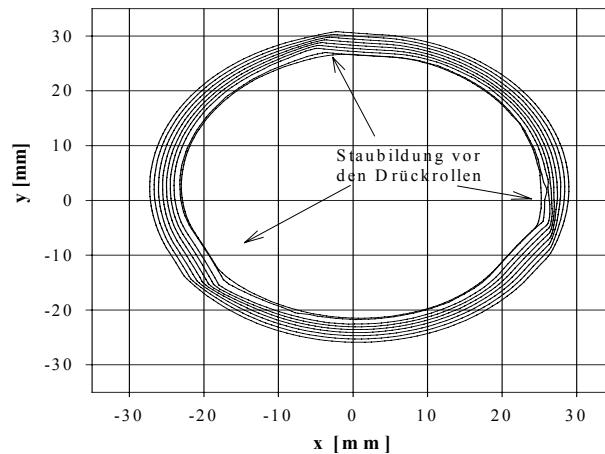


Bild 23: Außenkontur in xy -Richtung bei verschiedenen z -Koordinaten einer bohrungsge-drückten Probe aus Ck10 ($D_{a0} = 49 \text{ mm}$; $D_{aE} = 47 \text{ mm}$; $D_{St} = 35 \text{ mm}$; $s_v = 1 \text{ mm/U}$)

Da es sich bei der Außengeometrie nie um ideale Kreise handeln kann, wurde zur Bestimmung der Staumaxima die größte radiale Abweichung vom Pferchkreis herangezogen. Der Pferchkreis entspricht dem größten einbeschriebenen Kreis. Trägt man die größten Abweichungen vom Pferchkreis über die axiale Koordinate z auf, so erhält man unabhängig von der Geometrie der Drückrollen die größte Materialüberhöhung durch den Stau (Bild 24).

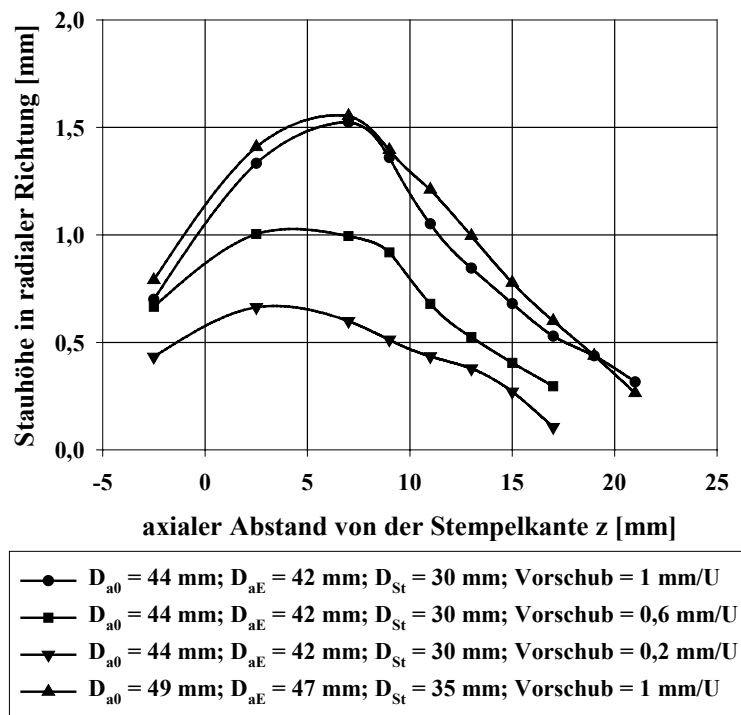


Bild 24: Maximale Stauhöhe vor den Drückrollen in Abhängigkeit vom axialen Stempelabstand und den variierten Umformparametern beim Einsatzstahl Ck10

Zunächst fällt auf, dass der höchste Punkt des Staus unabhängig von den Umformparametern bei einem Abstand von der Stempelkante von ca. 4 bis 6 mm liegt. Dieser Wert entspricht dem Vorlauf der Rollenkante vor der Stempelkante. Das Maximum des Staus befindet sich demzufolge am Übergang vom zylindrischen zum kegeligen Teil der Drückrolle. Weiterhin wird festgestellt, dass die Vorschubgeschwindigkeit einen signifikanten Einfluss auf die Stauhöhe hat. Je größer die Vorschubgeschwindigkeit ist, um so größer wird das Staumaximum. Da der Vorschub immer auf eine Umdrehung normiert ist, ist ein großer Vorschub mit weniger Überrollungen durch die Drückrollen gekennzeichnet. Gleichzeitig bleibt das von innen nach außen verdrängte Volumen unabhängig von der Anzahl der Überrollungen. Deshalb muss bei größeren Vorschüben mehr Werkstoff pro Überrollung verdrängt werden als bei kleineren. Der Stau wird deshalb mit zunehmender Vorschubgeschwindigkeit anwachsen. Bei einem Vorschub von 1 mm/U wird eine Stauhöhe von 1,6 mm erreicht. Änderungen der Geometrie des Rohteiles bzw. der Endgeometrie haben nur dann einen bedeutenden Einfluss, wenn sich das bei der Umformung verdrängte Volumen nennenswert ändert.

Für alle folgenden Betrachtungen wird auf Grund dieser Ergebnisse das Maximum des Staus auf die axiale Lage der Rollenkante festgelegt. Weiterhin werden den untersuchten Vorschubgeschwindigkeiten von 0,2 mm/U, 0,6 mm/U und 1 mm/U die Stauhöhen 0,6 mm, 1,2 mm und 1,6 mm zugeordnet.

Es ist davon auszugehen, dass die Höhe des Staus neben der Vorschubgeschwindigkeit auch von den Querschnittsverhältnissen beim Bohrungsdrücken beeinflusst wird. Eine statistische Auswertung zur Untersuchung der Stauhöhe in Abhängigkeit von den Querschnittsverhältnissen ist notwendig, lässt sich aber auf Grund der schlechten Oberflächenqualität bei den im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Experimenten nicht realisieren.

Aussagen zum Inkrement der tangentialen Verschiebung pro Umformschritt aus den visioplastischen Untersuchungen wären möglich, an dieser Stelle soll darauf jedoch verzichtet werden. Zu den Umformhalbamplituden φ_+ und φ_- können in tangentialer Richtung keine Aussagen getroffen werden. Aus den Experimenten können weiterhin keine Rückschlüsse über lokale Formänderungen in axialer Richtung gezogen werden.

Die Bestimmung der Geometrie des Walkbereichs, der Lage und Höhe des Staumaximums und der radialen Verschiebung der eingelegten Titandrähte ist Voraussetzung für eine Abschätzung der positiven und negativen Umformhalbamplitude und des sich daraus ergebenden lokalen Umforminkrementes φ_i in radialer Richtung. Um zu quantitativen Kenngrößen zu kommen, sind einige Annahmen notwendig. Zunächst wird stark vereinfachend angenommen, dass sich ein Werkstoffsegment, unabhängig davon wie es in den Walkbereich gekommen ist, gleichmäßig in radialer Richtung verformt. Der Anteil des bei einer Einzelüberrollung aus dem Stempelbereich in den Walkbereich nachfließenden Werkstoffs wird vernachlässigt. Bei der axialen Verschiebung eines kleinen Werkstoffsegmentes wird davon ausgegangen, dass der Werkstoff in axialer Richtung mit der eingestellten Vorschubge-

schwindigkeit gleichmäßig verschoben wird. Lokal unterschiedliche Werkstoffflussgeschwindigkeiten in axialer Richtung finden keine Berücksichtigung.

Der Walkbereich hat vor der Überrollung in Abhängigkeit von der z -Koordinate eine radiale Ausdehnung von l_0 und wird während der Überrollung zunächst im Staumaximum auf die Länge l_1 verformt (Bild 25). Durch die fortschreitende Überrollung kommt der Werkstoff in den Walzspalt, der durch die Geometrie und die Zustellung der Drückrollen definiert wird. Der Werkstoff wird im Walzspalt auf die Länge l_2 verformt. Die Stauüberhöhung in Abhängigkeit von der axialen Ausdehnung in z -Richtung wird vereinfacht als Gerade zwischen der maximalen Stauüberhöhung $L_{\text{Stau max}}$, die sich an der Rollenkante befindet, und dem Schnittpunkt einer Senkrechten aufgefasst, ausgehend vom Rollenangriffspunkt P_{RA} und der Außenkontur im Staubereich.

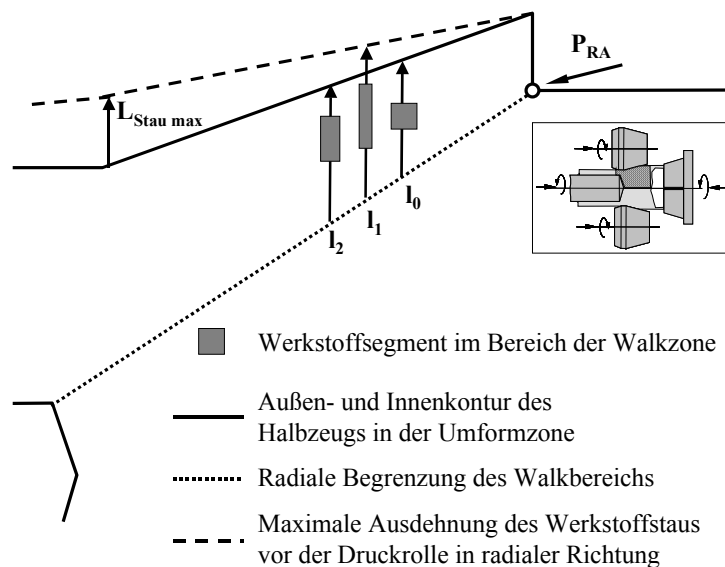


Bild 25: Prinzip der radialen Verformung im Walkbereich

Wird diese Vereinfachung vorausgesetzt, so kann die positive Umformhalbamplitude φ_+ , die negative Umformhalbamplitude φ_- und das Umforminkrement φ_i in Abhängigkeit von der Koordinate z , der Verschiebung der Titandrähte in radialer Richtung, der Vorschubgeschwindigkeit s_v und der Geometrie der Umformzone in radialer Richtung bestimmt werden.

Die zur Bestimmung von φ_+ , φ_- und φ_i notwendigen Geometrieckenngößen sind in Bild 26 dargestellt. Die z -Koordinate soll hier zur besseren Veranschaulichung ausnahmsweise entgegen der Vorschubrichtung laufen und zwar beginnend mit dem Rollenangriffspunkt. Bekannt sind der Endradius des Halbzeugs r_{aE} , der Stempelradius r_{St} , der Ausgangsradius des Rohteils r_{a0} , der Rollenwinkel $\delta = 16^\circ$ und der Abstand der Rollenkante von der Stempelkante z_{Rolle} . Die Ausdehnung des aktiven Staus in axialer Richtung $z_{\text{Stau aktiv}}$ wird entsprechend Gleichung (48) und der in Tabelle 4 angegebenen Konstanten für den Einsatzstahl 20MoCrS4 bestimmt. Für die maximalen Stauüberhöhungen an der Rollenkante $L_{\text{Stau max}}$ werden die oben

genannten 0,6 mm, 1,2 mm und 1,6 mm entsprechend der Vorschubgeschwindigkeit angenommen. Die Kontaktlänge im Walzspalt c ergibt sich mit:

$$c = \frac{Z_{\text{Stau max}}}{\cos \delta} \quad (49)$$

Der axiale Abstand der Rollenkante bzw. der maximalen Stauüberhöhung vom Rollenangriffspunkt wird aus der Differenz $z_{\text{Stau aktiv}}$ und dem Abstand der Rollenkante von der Stempelkante z_{Rolle} ermittelt.

$$z_{\text{Stau max}} = z_{\text{Stau aktiv}} - z_{\text{Rolle}} \quad (50)$$

Der Abstand der Rollenkante von der Stempelkante z_{Rolle} ist eine Regelgröße und wird vor der Untersuchung fest eingestellt. Die maximale axiale Ausdehnung des Staus von der Stempelkante bis zum Rollenangriffspunkt $z_{\text{Stau aktiv}}$ kann in Abhängigkeit von den Umformparametern entsprechend Gleichung (48) bei $r = r_{a0}$ bestimmt werden. $z_{\text{Stau aktiv}}$ ist ein unmittelbares Ergebnis der Untersuchung der Umformzone in Abhängigkeit von den Verfahrens- und Geometrieparametern.

Die größte radiale Ausdehnung des Walkbereiches $L_{\text{Walk max}}$ lässt sich wie folgt bestimmen:

$$L_{\text{Walk max}} = r_{aE} - r_{\text{St}} - \frac{z_{\text{Rolle}}}{\tan \beta} \quad (51)$$

Dabei ergibt sich der Anstieg des Walkbereichs bzw. der Tangens des Winkels ω wie folgt:

$$\tan \omega = \frac{z_{\text{Stau aktiv}}}{r_{a0} - r_{\text{St}}} \quad (52)$$

Bei der Bestimmung der kleinsten radialen Ausdehnung des Walkbereichs $L_{\text{Walk min}}$ ist zu beachten, dass der Werkstoff in radialer Richtung nach außen gedrängt wird und dass sich somit die Umformzone über den Ausgangsradius hinaus erstreckt. Die Begrenzung bildet dabei die Oberfläche der Drückrollen:

$$L_{\text{Walk min}} = \tan \delta \cdot z_{\text{Stau max}} - (r_{a0} - r_{aE}) \quad (53)$$

Für eine Berechnung der momentanen Ausdehnung des Walkbereichs in radialer Richtung L_{Walk} in Abhängigkeit von der laufenden Koordinate z bzw. vom axialen Abstand Δz vom Rollenangriffspunkt wird noch das Hilfsmaß L eingeführt. Das Hilfsmaß L lässt sich wie folgt bestimmen:

$$L = r_{a0} - r_{\text{St}} + L_{\text{Walk min}} - L_{\text{Rolle}} \quad (54)$$

Damit kann die momentane Ausdehnung des Walkbereichs in radialer Richtung L_{Walk} in Abhängigkeit vom axialen Abstand Δz vom Rollenangriffspunkt ermittelt werden:

$$L_{\text{Walk}} = L - (\tan \delta \cdot \Delta z) - \left[\frac{1}{\tan \omega} \cdot (z_{\text{Stau max}} - \Delta z) \right] \quad (55)$$

Der Abstand l_1 zwischen den Titandrähten unter der Drückrolle ergibt sich unter der Bedingung der homogenen Verformung im Walkbereich mit:

$$l_1 = \varepsilon_{\text{Walk}} \cdot l_0 \quad (58)$$

Somit ist es möglich die positive Umformhalbamplitude φ_+ , die negative Umformhalbamplitude φ_- und das Umforminkrement φ_i , entsprechend den Gleichungen (59) bis (61) über die Änderung der Lage der Titandrähte zu definieren.

$$\varphi_+ = \ln \frac{l_1}{l_0} \quad (59)$$

$$\varphi_- = \ln \frac{l_2}{l_1} \quad (60)$$

$$\varphi_i = \varphi_+ - \varphi_- = \ln \frac{l_2}{l_0} \quad (61)$$

Während φ_- und φ_+ auf Grund der getroffenen Annahmen erheblichen Fehlereinflüssen unterliegen, ist das Umforminkrement φ_i , eine realistische Größe. Es entspricht dem Zuwachs an Verformung in radialer Richtung im Bereich der stationären Umformung. Das Umforminkrement φ_i kann eine entscheidende Vergleichsgröße zu den Ergebnissen der FE-Simulation des Bohrungsdrückens im Bereich der stationären Umformung sein.

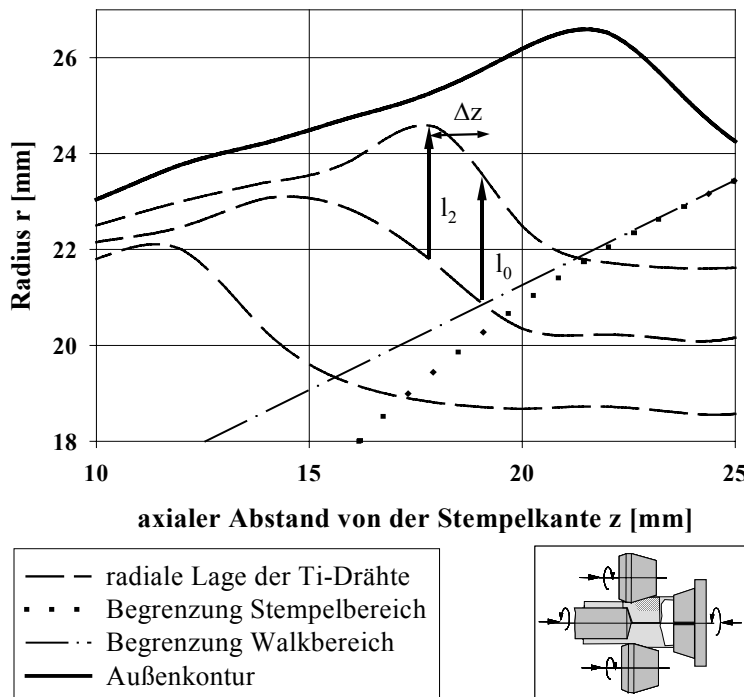


Bild 27: Die Bestimmung des Umforminkrements $\varphi_i = \ln(l_2/l_1)$ erfolgt über die Ermittlung der radialen Abstände zwischen den äußeren Titandrähten in Abhängigkeit von der axialen Lage in der Umformzone. (Werkstoff: 20MoCrS4; D_{a0} : 47 mm; D_{aE} : 43 mm; D_{St} : 25 mm; Vorschub s_v : 1 mm/U)

Beispielhaft ist im Bild 28 der Verlauf der positiven Umformhalbamplitude φ_+ , der negativen Umformhalbamplitude φ_- und des Umforminkrementes φ_i in Abhängigkeit von der axialen Lage in der Umformzone dargestellt und soll kurz erläutert werden.

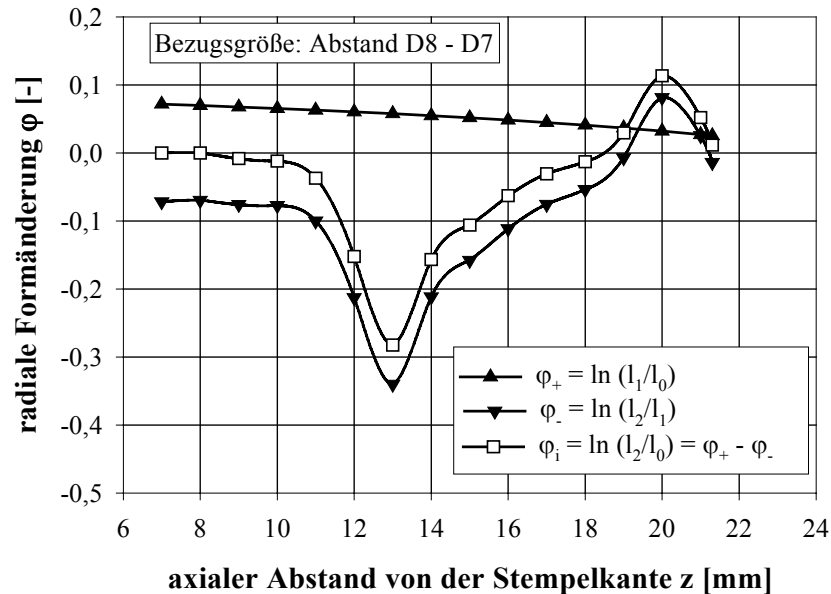


Bild 28: Verlauf der positiven Umformhalbamplitude φ_+ , der negativen Umformhalbamplitude φ_- und des Umforminkrementes φ_i in Abhängigkeit von der axialen Lage in der Umformzone, (Werkstoff: 20MoCrS4; $D_{a0} = 47$ mm; $D_{aE} = 43$ mm; $D_{St} = 25$ mm; $Vorschub s_v = 1$ mm/U)

Ermittelt wurden die Verformungskenngrößen aus der radialen Lage der beiden äußeren Titandrähte. Deutlich wird, dass sich das Vorzeichen von positiver und negativer Umformhalbamplitude bis auf den Anfangsbereich der Walkzone bei $19 \text{ mm} < z < 21 \text{ mm}$ unterscheidet. Es liegt also im Wesentlichen eine echte zyklische Verformung mit einer Umkehrung der Verformungsrichtung vor. Im Anfangsbereich der Walkzone in unmittelbarer Nähe des Rollenangriffspunktes wird der Werkstoff stark nach außen verschoben und gleichzeitig in radialer Richtung gedehnt. Die Ursache für dieses Phänomen dürfte sein, dass der Werkstoff an dieser Stelle nicht allseitig von einem Werkzeug am Abfließen gehindert wird. Bei einem axialen Abstand von der Stempelkante von $13 \text{ mm} < z < 19 \text{ mm}$ fällt die negative Umformhalbamplitude φ_- und das Umforminkrement φ_i stark ab. Das heißt, das betrachtete Werkstoffsegment wird unter der Drückrolle erheblich gestaucht und die Stauchgeschwindigkeit steigt bis $z = 13 \text{ mm}$ deutlich an. Bei einem axialen Abstand von der Stempelkante von $8 \text{ mm} < z < 13 \text{ mm}$ nimmt die Stauchung weiter zu, aber die Geschwindigkeit der Verformung in radialer Richtung nimmt ab. Nähert man sich der Stempelkante noch weiter an, so ist mit den angewendeten Methoden in radialer Richtung kein weiteres Anwachsen der Stauchung nachweisbar. Da aber an dieser Stelle die Stauüberhöhung am größten ist, bedeutet das, dass die positive und negative Umformhalbamplitude sich gegenseitig aufheben. Die Stauüberhöhung baut sich vor der Drückrolle auf und

wird bei jeder Überwalzung rückgängig gemacht. Die negative Umformhalbamplitude φ_- muss entsprechend der getroffenen Voraussetzung bis zur maximalen Stauüberhöhung an der Rollenkante stetig ansteigen. Da die Zeit pro Überrollung entsprechend der eingestellten Vorschubgeschwindigkeit immer gleich bleiben sollte, nimmt also auch die Formänderungsgeschwindigkeit bis zur maximalen Stauüberhöhung stetig zu. Diese qualitativen Aussagen treffen auf alle durchgeführten Untersuchungen zu. Im Prinzip unterscheiden sich lediglich die Beträge der Formänderungen und der Umforminkremente.

Tabelle 5: Extremwerte der positiven Umformhalbamplitude φ_+ , der negativen Umformhalbamplitude φ_- und des Umforminkrements φ_i in Abhängigkeit von den Umformparametern Anfangsdurchmesser D_{a0} ; Enddurchmesser D_{aE} ; Stempeldurchmesser D_{St} und Vorschubgeschwindigkeit s_v

Lfd.-Nr. (D_{a0} ; D_{aE} ; D_{St} ; s_v)	φ_{+max} [-]	φ_{+min} [-]	φ_{-max} [-]	φ_{-min} [-]	φ_{imax} [-]	φ_{imin} [-]	φ_{nom} [-]
1 (47 mm; 45 mm; 35 mm; 0,2 mm/U)	0,05	0	0,03	-0,17	0,03	-0,11	1,02
2 (47 mm; 45 mm; 35 mm; 0,6 mm/U)	0,09	0,01	0,07	-0,23	0,07	-0,18	1,02
3 (47 mm; 45 mm; 35 mm; 1 mm/U)	0,11	0,02	0,13	-0,5	0,16	-0,42	1,02
4 (47 mm; 43 mm; 25 mm; 0,2 mm/U)	0,03	0,01	0	-0,09	0,02	-0,06	0,59
5 (47 mm; 43 mm; 25 mm; 0,6 mm/U)	0,06	0,02	0,06	-0,14	0,08	-0,09	0,59
6 (47 mm; 43 mm; 25 mm; 1 mm/U)	0,07	0,02	0,08	-0,34	0,11	-0,28	0,59
7 (50 mm; 45 mm; 25 mm; 0,2 mm/U)	0,03	0,01	-0,01	-0,04	0,01	-0,03	0,58
8 (50 mm; 45 mm; 25 mm; 0,6 mm/U)	0,05	0,02	0,01	-0,15	0,04	-0,11	0,58
9 (50 mm; 45 mm; 25 mm; 1 mm/U)	0,06	0,02	0,03	-0,22	0,05	-0,16	0,58
10 (50 mm; 43 mm; 35 mm; 0,2 mm/U)	0,08	0,01	0,01	-0,13	0,02	-0,06	1,39
11 (50 mm; 43 mm; 35 mm; 0,6 mm/U)	0,11	0,03	0,02	-0,22	0,04	-0,13	1,39
12 (50 mm; 43 mm; 35 mm; 1 mm/U)	0,13	0,04	0,04	-0,36	0,09	-0,28	1,39

In Tabelle 5 sind die Extremwerte der positiven Umformhalbamplitude φ_+ , der negativen Umformhalbamplitude φ_- und des Umforminkrementes φ_i der durchgeführten Experimente aufgeführt. Zusätzlich ist der nominelle Umformgrad φ_{nom} angegeben. Alle angegebenen Werte wurden aus der Verschiebung der beiden äußeren Drähte D8 und D7 ermittelt. Die Beträge der Formänderungsamplituden unterscheiden sich nicht nur bei unterschiedlichen Versuchsparametern erheblich, sondern wie oben gezeigt werden konnte, auch in Abhängigkeit von der Lage im Walkbereich. So konnten Beträge der Umformhalbamplituden von 0 bis zu 0,36 festgestellt werden. Das Umforminkrement hatte immerhin noch einen maximalen Betrag von 0,28. Wird die Zahl der Überwalzungen mit in die Betrachtung einbezogen, so kommt man auf erhebliche Verformungen, die der Werkstoff ertragen muss. Bei den im Bild 28 dargestellten Untersuchungsergebnissen summieren sich die einzelnen Beträge der Umformhalbamplituden in radialer Richtung auf eine kumulierte Formänderung von $\varphi_{\text{kum}} \approx 7,5$ auf.

Bei vergleichsweise niedriger Drehzahl von 75 U/min dauert eine komplette Überrollung ca. 0,27 s. Berücksichtigt man, dass dazu sowohl die Ausbildung der Stauüberhöhung vor der Drückrolle als auch die Rückverformung im Walzspalt gehört, bleibt für eine Formänderung von $\varphi = 0,36$ lediglich eine Zeit von 0,135 s. Daraus folgt eine mittlere Formänderungsgeschwindigkeit in radialer Richtung von $2,7 \text{ s}^{-1}$. Lokal dürfte diese Geschwindigkeit noch erheblich übertroffen werden.

Es wird explizit darauf hingewiesen, dass die lokalen Verformungen durch eine Projektion auf die radiale Richtung ermittelt wurden und von stark vereinfachenden Annahmen ausgehen. Die in der Gesamtheit sehr großen tangentialen Verschiebungen konnten mit dieser visioplastischen Methode nicht berücksichtigt werden, obwohl, wie FEM-Analysen belegen, die Schubverzerrung $\varepsilon_{r\varphi}$ die dominierende Verformungskomponente ist. Es treten im Walkbereich große Drehungen, die außerdem mit großen Längenänderungen verbunden sind, auf. Damit muss die ausschließliche Betrachtung auf einen Meridianschritt zwangsläufig zu Fehlern führen, wobei davon auszugehen ist, dass die tatsächlichen Verformungsamplituden noch größer sind. Trotzdem können diese Untersuchungen zumindest für eine qualitative Bewertung herangezogen werden und eine wichtige Vergleichsgröße für FE-Simulationen bieten.

Aus den Erkenntnissen zu den Verformungen im Walkbereich wurden die Eingangsgrößen für die zyklischen Torsionsuntersuchungen mit verbleibendem Umforminkrement pro Verformungszyklus gewonnen. Im Walkbereich ändern sich beim Bohrungsdrücken ständig die Verformungsamplituden und die Formänderungsgeschwindigkeit. Sie variieren nicht nur in Abhängigkeit von den Umformparametern, sondern auch von der Lage in der Umformzone. Auf Grund fehlender grundlegender Erkenntnisse zum zyklisch plastischen Werkstoffverhalten mit verbleibendem Umforminkrement pro Verformungsschritt werden die zyklischen Torsionsuntersuchungen bei konstanter positiver und negativer Umformhalbamplitude und Verformungsgeschwindigkeit durchgeführt. Die gewählten Untersuchungsparameter für die zyklischen Torsionsuntersuchungen sind

den Formänderungen, die bei der Verformungsanalyse ermittelt wurden, angelehnt. Die genauen Versuchsparmeter sind dem Abschnitt 6.1.5 zu entnehmen.

Im Rahmen des Sonderforschungsbereiches 283 „Prozessketten der Massivumformung“ an der Professur Festkörpermechanik der TU Chemnitz werden umfangreiche Arbeiten auf dem Gebiet der FE-Simulation von partiellen Umformverfahren durchgeführt. Alle hier vorgestellten Ergebnisse beruhen auf FEM-Simulationen, die innerhalb des Teilprojektes B5 durchgeführt wurden /107/. Der Schwerpunkt liegt dabei auf der Simulation des Bohrungsdrückens. Eine genaue Beschreibung der angewandten Methoden der FEM wird in /10/ gegeben.

Auf Grund der extremen Rechenzeiten war es bisher nur möglich, wenige Umdrehungen mit großen Knotenabständen zu simulieren. Die Umformung befindet sich immer noch im Anlaufstadium und der stationäre Bereich des Bohrungsdrückens ist noch nicht erreicht. Außerdem konnten bedingt durch die Rechenzeiten bisher die Versuchsparmeter nicht variiert werden. Die Ergebnisse, die bisher vorliegen, resultieren aus der Simulation unter folgenden Versuchsparmetern:

Rohteildurchmesser D_{a0} :	45 mm	Stempeldurchmesser D_{St} :	35 mm
Enddurchmesser D_{aE} :	41,5 mm	Walzendurchmesser D_W :	220 mm
Rollenarbeitswinkel δ :	16°	Drehzahl n_{HSp} :	1,25 U/min
Vorschub s_v :	0,9 mm/U	Werkstoff:	20MoCrS4

Ein direkter Vergleich der FE-Simulation mit den Untersuchungsergebnissen zur Bestimmung der Umformzone ist nicht möglich, da sich die Untersuchungsparameter erheblich unterscheiden, da bei der FEM der stationäre Bereich der Umformung noch nicht erreicht wurde und da mit einer vergleichsweise groben Vernetzung gearbeitet wurde.

Die Ursachen für die großen Rechenzeiten bzw. die großen Knotenabstände sind im 3D-Modell, der thermischen Kopplung der Rechnung, den großen Deformationen, dem nichtlinearen elastisch-plastischen Modell und den relativ großen Kontaktzonen zu sehen. Für implizite Programme (MARC, ABAQUS) stellen zur Zeit Modelle mit 5000 – 10000 Knoten bereits eine erhebliche Herausforderung dar. Bei den genannten Modellabmessungen sind damit immer Knotenabstände von 1,5 – 2,5 mm verbunden /108/.

Bei der Anfangsgeometrie des Rohteils wurde eine 16°-Fase vorgesehen, so dass sich die Drückrollen bereits bei der Erstberührung mit dem Rohteil voll im Umformeingriff befinden. Das führt dazu, dass im Prinzip alle betrachteten Knoten im Anfangsbereich eine unterschiedliche Umformgeschichte durchlaufen. Trotzdem werden mit Hilfe der FEM durchaus qualitativ vergleichbare Resultate in Bezug auf die zyklischen Belastungen im Walkbereich erzielt.

Bei den Betrachtungen zur FE-Simulation soll sich lediglich auf Knoten bezogen werden, die sich an der Oberfläche befinden und je vier Volumensegmente mit einer radialen Tiefe von ca. 3 mm repräsentieren. Analysiert wird die 7. berechnete Umdrehung mit 3 Überrollungen eines jeden Werkstoffsegmentes. Bild 29 zeigt die

ausgewählten Knoten. Der Knoten 1669 befindet sich voll im Umformeingriff kurz vor dem Erreichen des Staumaximums. Der Knoten 294 liegt noch deutlich vor dem Walkbereich der Umformzone und bleibt bei der betrachteten Umdrehung praktisch unverformt. Alle übrigen Knoten befinden sich zwischen beiden.

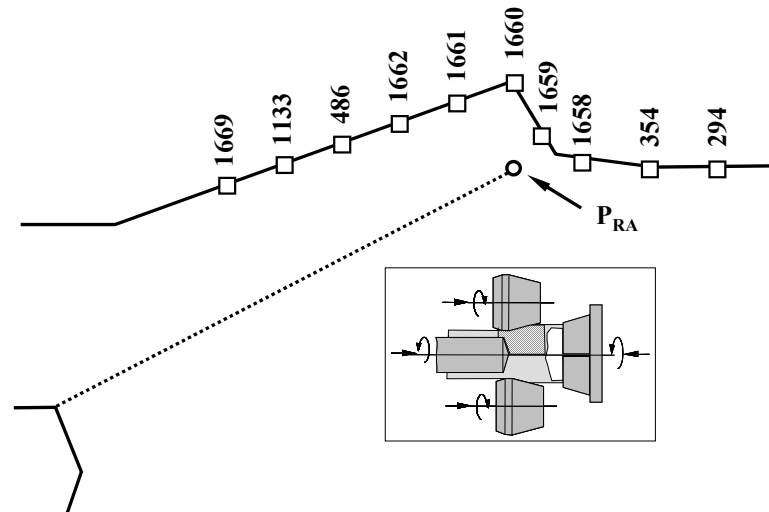


Bild 29: Lage der betrachteten Knoten in der Umformzone beim Bohrungsdrücken /107/

Betrachtet werden zunächst die Knoten, die sich vor und zu Beginn des Walkbereichs befinden (Bild 30). Bei den Knoten 294 und 354 kommt es erwartungsgemäß nur zu sehr kleinen Formänderungen in radialer Richtung. Beide liegen vor der eigentlichen Umformzone. Die geringfügige Verformung in radialer Richtung ist auf die Stauchung zwischen Werkzeugstempel und Halbzeug zurückzuführen und nur sekundär durch den Bohrungsdrückprozess erklärbar.

Bei den Knoten 1658 und 1659 ist eine erhebliche Zunahme der radialen plastischen Formänderung festzustellen. Obwohl im Prozess letztendlich der Querschnitt reduziert wird und demnach bei den betrachteten Segmenten mit einer Verringerung der radialen Ausdehnung zu rechnen ist, nimmt beim Eintritt der Knoten in die Umformzone die radiale Formänderung zu. Zusätzlich kommt es zu einer Verschiebung der Knoten 1658 und 1659 nach außen. Die schrittweise Zunahme der radialen Formänderung bei $t \approx 6,5$ s und $t \approx 6,77$ s sowie $t \approx 7,04$ s resultiert bereits aus dem zyklischen Wirken der Drückrollen. Dieses scheinbar paradoxe Verhalten ist darauf zurückzuführen, dass sich der Werkstoff in radialer Richtung noch ungehindert ausdehnen kann. Diese radiale Ausdehnung konnte, wie oben gezeigt, auch bei den Untersuchungen zur Bestimmung der Umformzone nachgewiesen werden. Es kommt bei beiden Knoten noch nicht zu einer Umkehr der Verformungsrichtung.

Die Begrenzung der radialen Ausdehnung durch die Drückrollen kann erst dann beginnen, wenn der Werkstoff die Drückrollen berührt. Das ist erstmals der Fall beim Knoten 1660. Zu Beginn der ersten Überrollung der 7. Umdrehung liegt zwar die größte radiale Formänderung aller betrachteten Knoten vor, aber mit jeder weiteren Überrollung nimmt die radiale Formänderung ab. Der Werkstoff wird ab diesem Punkt zunehmend in radialer Richtung gestaucht.

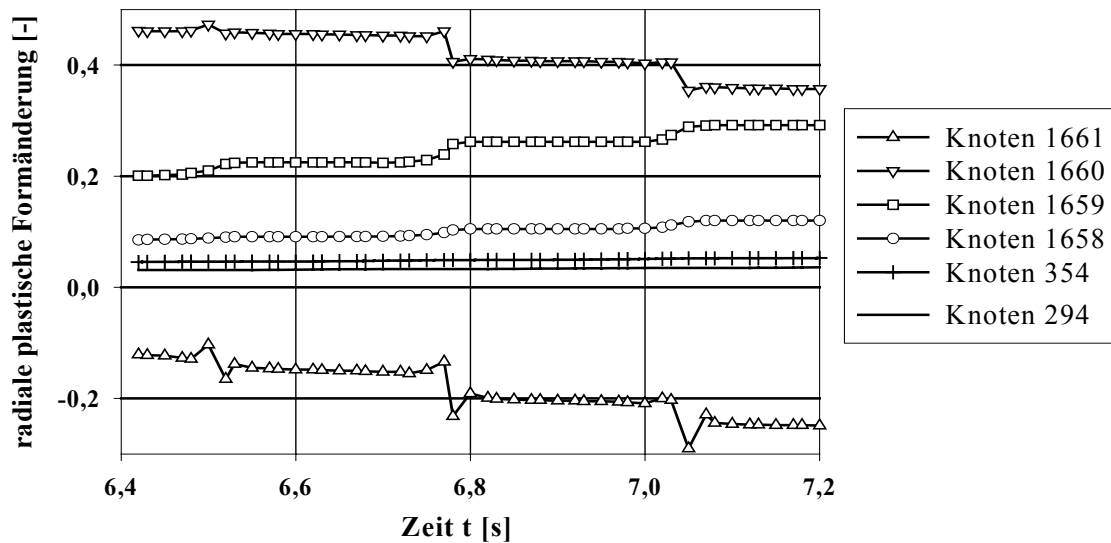


Bild 30: Radiale plastische Formänderung in Abhängigkeit von der Zeit (7. Umdrehung) – Knoten im Bereich vor der Umformzone bis zur größten axialen Ausdehnung des Werkstoffstaus /107/

Beim Knoten 1661 ist in radialer Richtung eine zyklische Verformung mit Umkehr der Verformungsrichtung und verbleibendem Umforminkrement festzustellen. Noch deutlicher wird dieser Trend im Bild 31 bei den in der Umformzone weiter fortgeschrittenen Knoten. Die zyklische Verformung, bedingt durch die Staubbildung vor den Drückrollen und das Überwalzen des Werkstoffs im Walzspalt, hat nur eine geringfügige nominelle Formänderung (Inkrement) nach jeder Überwalzung zur Folge. Bei der Überwalzung selbst kommt es aber zu erheblichen Formänderungen, die aber durch die Umkehr der Verformungsrichtung beseitigt werden. Auch diese Erkenntnis deckt sich qualitativ mit den Ergebnissen zur Untersuchung der Umformzone. Dass die zyklische Formänderung mit Richtungsumkehr und verbleibendem Umforminkrement pro Überrollung auch für den gesamten Umformprozess eine entscheidende Rolle spielt, kann im Bild 32 gezeigt werden. Je weiter sich die betrachteten Knoten in der Umformzone der maximalen Stauüberhöhung an der Rollenkante annähern, um so stärker ist diese zyklische Verformung auch bei der plastischen Vergleichsformänderung nachweisbar (Knoten 486, 1133 und 1169). Der Werkstoff ist im Walkbereich nicht ständig plastifiziert, sondern es kommt nur im unmittelbaren Bereich der Drückrollen bei $t \approx 6,5$ s und $t \approx 6,77$ s sowie $t \approx 7,04$ s zu einer nennenswerten plastischen Vergleichsformänderung.

Wie bei den Untersuchungen zur Bestimmung des Werkstoffflusses und zur Geometrie der Umformzone kann aus der FE-Simulation geschlussfolgert werden:

- Im Walkbereich befindet sich der Werkstoff nur temporär im Umformeingriff
- Die Verformung ist zyklisch plastisch mit einem Wechsel der Verformungsrichtung
- Ein Großteil der Umformarbeit der Drückrollen geht in diesen Walkprozess.

- Es verbleibt pro Überrollung ein Umforminkrement.
- Je nach der Lage des Werkstoffsegmentes in der Umformzone ändert sich die Verformungsamplitude der zyklischen Verformung und der Betrag des Umforminkrements.

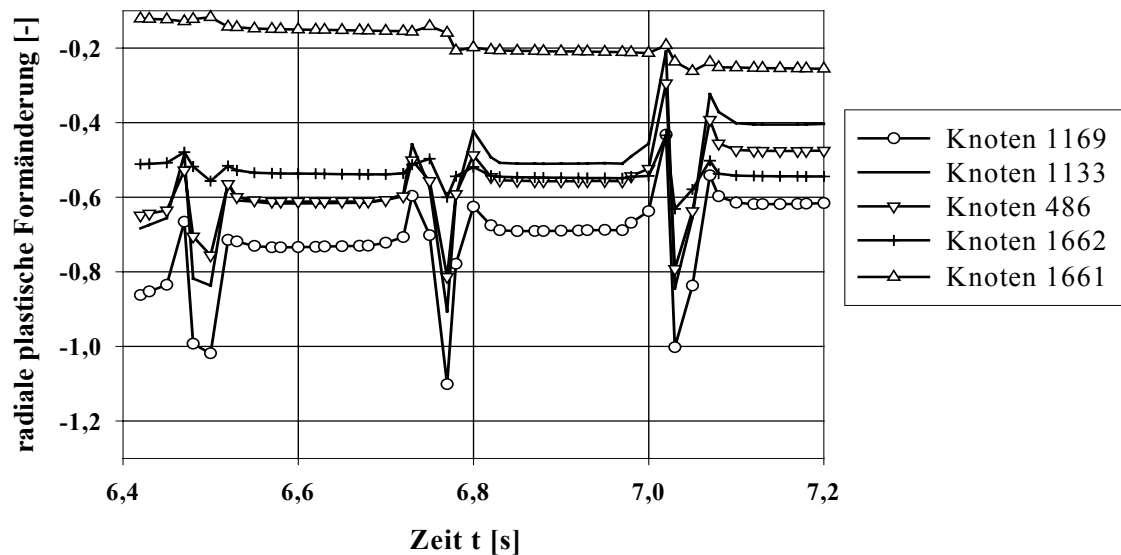


Bild 31: Radiale plastische Formänderung in Abhängigkeit von der Zeit (7. Umdrehung) – Mantelflächenknoten im Überrollbereich der Drückrollen /107/

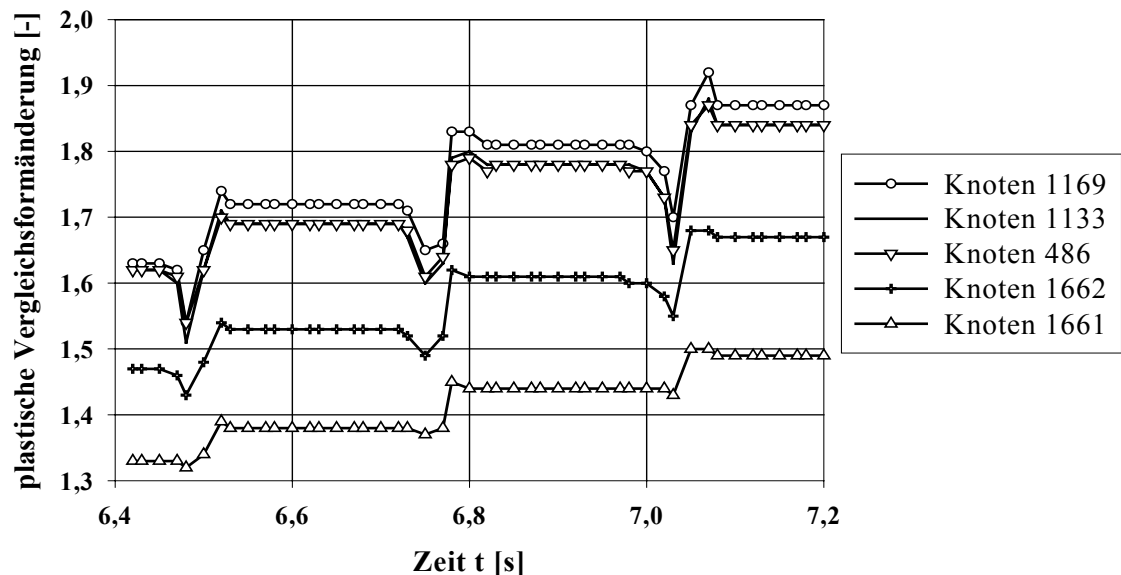


Bild 32: Plastische Vergleichsformänderung nach von Mises in Abhängigkeit von der Zeit (7. Umdrehung) – Mantelflächenknoten im Überrollbereich der Drückrollen /107/

6 Zyklisch plastisches Werkstoffverhalten

6.1 Experimentelles Vorgehen

6.1.1 Einleitung

Für alle einsinnigen und alle zyklischen Werkstoffuntersuchungen wurde sich für den Torsionsversuch an dünnwandigen Rohren entschieden. Er bietet den Vorteil, dass sich die Geometrie der Probe praktisch nicht ändert. Im untersuchten Verformungsbereich ist es nicht zu einer nennenswerten Verlängerung oder Verkürzung der Messlänge auf Grund von verformungsbedingter Anisotropie gekommen. Nachteilig am Torsionsversuch ist, dass in Abhängigkeit vom Radius ein Spannungsgradient in der Torsionsprobe besteht. Um die Spannungsunterschiede zwischen Rohrrinnen- und Mantelfläche der Probe zu minimieren, wurde die Wandstärke im Messbereich mit $s = 1,25 \text{ mm}$ begrenzt. Gemessen wurde der Verdrehwinkel ψ und das Drehmoment M_t . Als Kenngrößen werden die Winkeländerung zwischen zwei ursprünglich senkrecht zueinander stehenden Flächen $\tan \alpha$ und der mittleren Schubspannung τ angegeben. Die Berechnung der Kenngrößen ist im Abschnitt 2.2.2 angegeben.

6.1.2 Begriffsbestimmung

Bei herkömmlichen zyklisch plastischen Werkstoffuntersuchungen, wie sie beispielsweise im Rahmen von LCF-Untersuchungen durchgeführt werden, wird in der Regel mit einer konstanten Verformungs- oder Spannungsamplitude geprüft. Das heißt, der mittlere Weg bzw. die mittlere Kraft ist immer Null. Solche Bedingungen sind Sonderfälle und entsprechen nie realen Umformbedingungen.

Das Ziel aller Umformverfahren ist ein verbleibender Umformgrad pro Umformschritt. Unabhängig davon ist bei einer Bewertung ausschlaggebend, ob der Werkstoff pro Verformungsschritt lediglich entlastet wird oder ob es zu einer Plastifizierung in entgegengesetzter Richtung kommt. Ist letzteres der Fall, ergibt sich das Umforminkrement aus der Differenz der beiden Teilschritte. In dieser Arbeit wird sich auf eine Änderung des Scherwinkels bezogen. Der größere Verformungsschritt wird als positive Umformhalbamplitude $\tan \alpha_+$ und der Umformschritt in entgegengesetzter Richtung als negative Umformhalbamplitude $\tan \alpha_-$ definiert. Entsprechend Gleichung (62) ergibt sich aus der Differenz von positiver und negativer Umformhalbamplitude das Umforminkrement $\tan \alpha_i$.

$$\tan \alpha_i = \tan \alpha_+ - |\tan \alpha_-| \quad (62)$$

Zur näheren Erläuterung dieser Begriffe wird auf Bild 33 verwiesen. Die Walkarbeit W_{walk} ist eine Funktion der von der Hysteresekurve einbeschriebenen Fläche. Sie gibt den Arbeitsanteil an, der nicht in einer bleibenden Verformung resultiert.

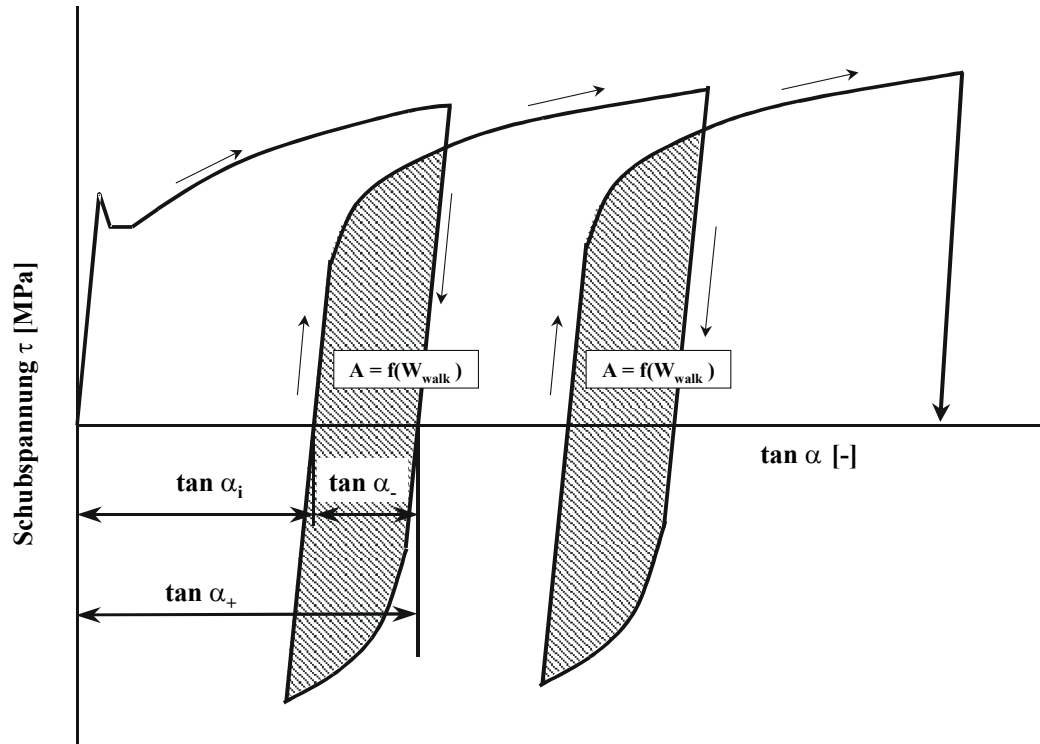


Bild 33: Definition der Begriffe Umforminkrement $\tan \alpha_i$, positive Umformhalbamplitude $\tan \alpha_+$, negative Umformhalbamplitude $\tan \alpha_-$, nomineller Umformgrad $\tan \alpha$ und Walkarbeit W_{walk}

Die Verformung, die nach allen Umformschritten verbleibt, wird als nominelle Scherwinkeländerung $\tan \alpha$ bezeichnet und ergibt sich aus der Summe aller Umforminkremente, Gleichung (63). Die Gesamtverformung bzw. die kumulierte Scherwinkeländerung $\tan \alpha_{kum}$ berechnet sich aus der Summe aller Teilverformungen, Gleichung (64).

$$\tan \alpha = \sum \tan \alpha_i \quad (63)$$

$$\tan \alpha_{kum} = \sum \tan \alpha_+ + \sum |\tan \alpha_-| \quad (64)$$

Weiterhin wird zur energetischen Beschreibung der zyklisch plastischen Werkstoffuntersuchungen mit verbleibendem Umforminkrement pro Verformungszyklus die Gesamtumformarbeit W_{ges} (Gleichung (65)) benötigt. Die Fläche A_{ges} unter der betragsmäßig über der kumulierten Scherwinkeländerung aufgetragenen Schubspannung ist ein Maß für die Umformarbeit, Bild 34.

$$W_{ges}^{pl*} = \frac{r}{L} \int_{\psi=0}^{\psi_{kum}} |\tau| d\psi_{kum} \quad (65)$$

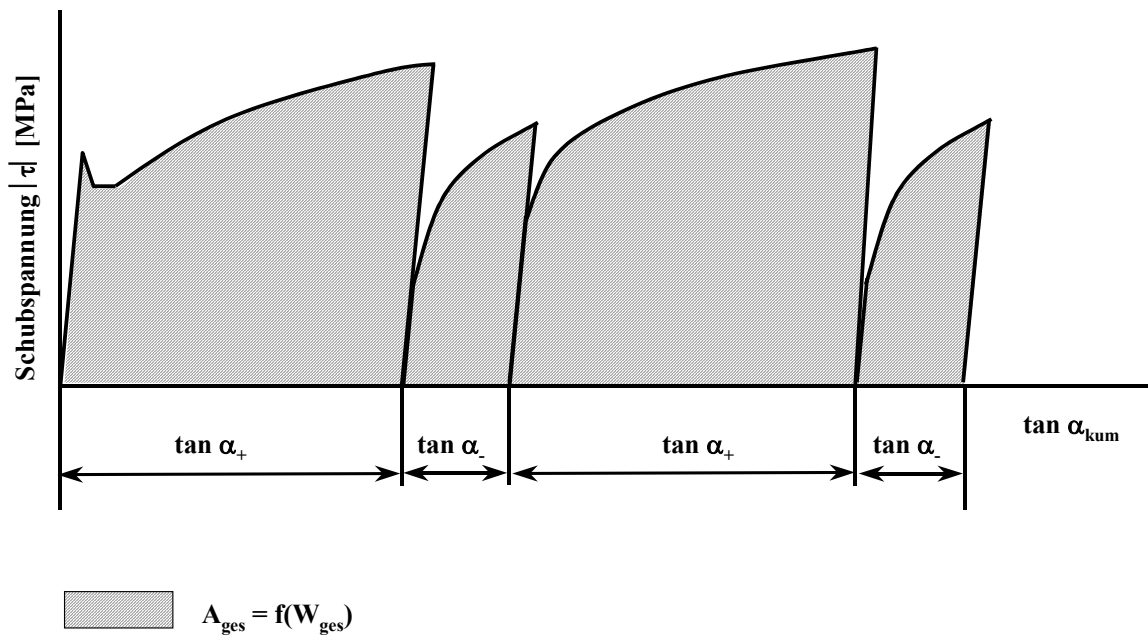


Bild 34: Bestimmung der gesamten Umformarbeit

6.1.3 Prüfsystem

Die einsinnigen und die zyklisch plastischen Torsionsuntersuchungen mit verbleibendem Umforminkrement pro Verformungsschritt wurden mit einer servohydraulischen Prüfmaschine PTT 250 K1 der Fa. Schenck durchgeführt. Mit dieser Prüfmaschine können Zug-, Druck-, Innendruck-, Außendruck- und Torsionsuntersuchungen und Untersuchungen mit kombinierten Belastungen realisiert werden. Die Verformungspfade können nach eigener Vorgabe und mit konstanter Geschwindigkeit gewählt werden. Die maximal erreichbaren Versuchsgeschwindigkeiten liegen in axialer Richtung bei 1000 mm/s und einer Drehwinkelgeschwindigkeit bis zu 2365 °/s. Damit werden die bisher beim Bohrungsdrücken vorliegenden Geschwindigkeitsbereiche annähernd erreicht. Die axiale Kraft wurde auf $F = 0$ ausgeregelt. Die auftretenden Momente wurden mit einer kombinierten Kraft-Moment-Messdose gemessen.

Zur exakten Bestimmung des Drehwinkels ψ wurde bei Raumtemperatur ein elektro-optisches Extensometer der Fa. Zimmer verwendet. Bestimmt wurde der Drehwinkel über eine Differenzmessung auf der Messlänge der Probe. Parallel dazu wurde das Maschinensignal registriert, so dass die Maschinensteifigkeit ermittelt werden konnte. Bei erhöhten Temperaturen ist es nicht möglich, das elektro-optische Extensometer einzusetzen. Hier wurde das erfasste Maschinensignal des Drehwinkels steifigkeitskorrigiert.

Die Torsionsversuche erfolgten mit einer konstanten Verdrehgeschwindigkeit und sind dem Abschnitt 6.1.5 zu entnehmen. Die Verformungspfade wurden der Maschinensteuerung als Drehwinkel-Zeit-Pfad vorgegeben.

Die Proben wurden in der Prüfvorrichtung induktiv erwärmt. Die Temperaturmessung zur Steuerung des Induktionsgenerators erfolgte über ein Ni / CrNi-Thermoelement, das außerhalb der Messlänge auf dem Einspannschaft der Probe befestigt war. Gleichzeitig wurde die Temperatur auf der Messlänge ebenfalls mit einem Ni / CrNi-Thermoelement registriert. Das getrennte Vorgehen hat den Vorteil, dass der Versuch nach dem Einstellen eines Temperaturgleichgewichts gestartet werden kann und es bei schnellen Verformungen nur zur Erwärmung der Messlänge kommt, ohne dass die Temperatursteuerung des Generators beeinflusst wird. Damit kann vorausgesetzt werden, dass eine Temperaturerhöhung im Bereich der Messlänge der Probe von der freiwerdenden Umformwärme verursacht wird und nicht vom Einfluss der induktiven Erwärmung stammt.

6.1.4 Probengeometrie

Sowohl für die einsinnigen Torsionsuntersuchungen als auch für die zyklisch plastischen Torsionsuntersuchungen mit verbleibendem Umforminkrement pro Verformungsschritt wurden zylindrische Hohlproben aus dem Einsatzstahl 20MoCrS4 mit einer Messlänge von 10 mm, einem Innendurchmesser von 10 mm und einem Außendurchmesser von 12,5 mm verwendet. Im Bild 35 ist die Probengeometrie dargestellt. Die Messlänge von 10 mm ist für eine möglichst homogene Scherung kurz gehalten. Ein Vergleich mit Hohlproben einer Messlänge von 30 mm zeigte unter einsinniger Torsionsbelastung ein identisches Spannungs-Scherungs-Verhalten, so dass die Messlänge noch als genügend lang eingestuft werden kann. Da der maximale Verdrehwinkel der servohydraulischen Prüfmaschine PTT 250 mit $\pm 50^\circ$ begrenzt ist, bietet die kurze Messlänge den Vorteil einer größeren Verformung. Der Ausgangswerkstoff lag in Stangen mit einem Außendurchmesser von 23 mm vor, wurde zunächst tieflochgebohrt, auf zwei Kegel aufgenommen und die Außenkontur durch Feindreihen gefertigt. Anschließend wurde die Bohrung noch gerieben.

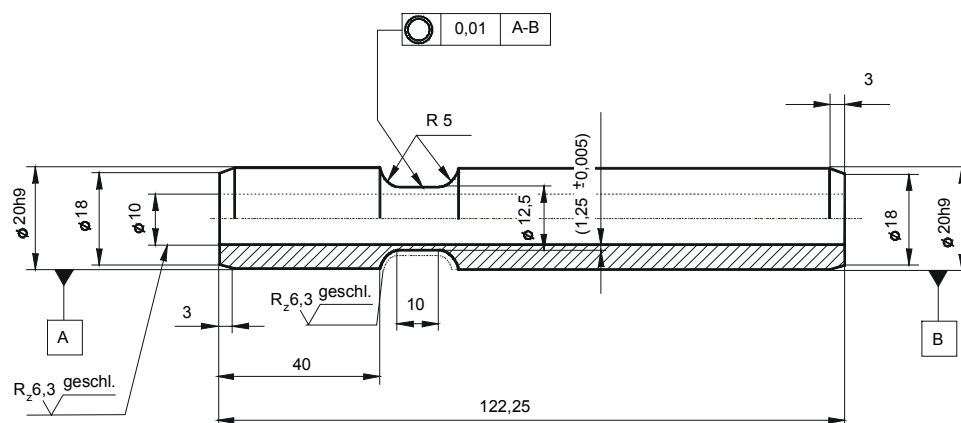


Bild 35: Geometrie der Zylinderrohrprobe für zyklisch plastische Torsionsuntersuchungen

6.1.5 Untersuchungsparameter

Wie im Abschnitt 5.2 gezeigt wird, ist das Werkstoffverhalten im Walkbereich durch eine zyklisch plastische Verformung mit verbleibendem Umforminkrement pro Zyklus gekennzeichnet. Während des Bohrungsdrückens ändern sich im Walkbereich der Betrag um das Verhältnis von positiver und negativer Verformungsamplitude. Bedingt durch die eingebrachte Umformarbeit kann sich der Werkstoff erheblich erwärmen. Aus diesem Grund wurden die Versuchsparameter bei den zyklisch plastischen Torsionsuntersuchungen in einem breiten Parameterfeld untersucht. Variiert wurden die in Tabelle 1 aufgeführten Parameter Temperatur ϑ , Scherwinkeländerungsgeschwindigkeit $\dot{\alpha}$, positive Verformungsamplitude $\tan \alpha_+$ und negative Verformungsamplitude $\tan \alpha_-$. Es wurde ein vollfaktorieller Versuchsplan verwendet.

Tabelle 6: Versuchsparameter für zyklische plastische Torsionsuntersuchungen mit verbleibendem Umforminkrement pro Zyklus; Die negative Halbamplitude berechnet sich aus dem Produkt der vorangegangenen positiven Umformhalbamplitude und einer vorgegebenen Konstante.

Temperatur ϑ [°C]	RT 100°C 200°C 300°C 400°C 500°C
Scherwinkeländerungsgeschwindigkeit $\dot{\alpha}$ [s ⁻¹]	0,07 s ⁻¹ 0,7 s ⁻¹ 7 s ⁻¹
positive Halbamplitude $\tan \alpha_+$ [-]	0,07 0,24 0,41
negative Halbamplitude $\tan \alpha_-$ [-]	0,24* $\tan \alpha_+$ 0,56* $\tan \alpha_+$ 0,88* $\tan \alpha_+$

Die gewählten Parameter decken die Belastungen unter den Drückrollen im Wesentlichen ab. Die nominelle Scherwinkeländerung (verbleibende Verformung) wurde auf Grund des begrenzt zur Verfügung stehenden Maschinendrehwinkels mit $\tan \alpha = 0,87$ festgelegt, es sei denn, die Probe versagt vorzeitig durch Bruch. Auf ein Umspannen der Proben und ein erneutes Prüfen bis zum Bruch wurde verzichtet, da dieser Vorgang die Versuchsergebnisse verfälschen würde. Das Umspannen führt einerseits zum Ableiten der Umformwärme bzw. es ist bei den höheren Temperaturen und großen Umformgraden mit Anteilen an statischer Erholung und

Rekristallisation zu rechnen. Beide Vorgänge würden zu einer signifikanten Änderung der Schubspannung bzw. des maximal ertragbaren Scherwinkels führen.

6.1.6 Metallographische Untersuchungen

Die metallographischen Untersuchungen dienten zur Beschreibung von Gefügeänderungen, bedingt durch den Umformprozess Bohrungsdrücken bzw. zur Charakterisierung des Gefügezustandes vor und nach einer zyklisch plastischen Torsionsbelastung. Um die Korngrenzen des Ferrits und den Zementit im Perlit lichtmikroskopisch sichtbar zu machen, wurde der Einsatzstahl 20MoCrS4 in nachfolgenden Schritten präpariert:

- Trennen der Proben mit einer Discotom-2 (Scheibe 350 HV) mit Wasserkühlung
- Warmeinbetten mit einer Struers Predopress mit dem elektrisch leitfähigen Warmeinbettmittel Polyfast (Phenolharz mit Kohlenstofffüller)
- Schleifen im Wirtz Automata pressair TF 250 mit einem Druck von 2 bar jeweils 3 min wassergekühlt mit den Schleifpapieren MD Piano der Körnung 80, 120, 220, 600 und 1200
- Polieren ebenfalls im Wirtz Automata pressair TF 250 mit einem Druck von 2 bar jeweils 3 min mit Diamantspray und den textilen Unterlagen Dac 6 μm ; Nap 3 μm ; Nap 1 μm
- Ätzen auf Gefüge mit 2%-iger alkoholischer Salpetersäure

Die metallographischen Schliffbilder wurden mit einem Bildbearbeitungssystem Olympus PCG 3 in den Vergrößerungen 500:1 und 1000:1 aufgenommen.

6.1.7 REM- und TEM-Untersuchungen

Da die lichtmikroskopische Bewertung des Gefüges auf Grund der feinkörnigen Ausbildung des Zementits im Perlit des Einsatzstahls 20MoCrS4 nur sehr begrenzt Aussagen zur Form und Größe des Zementits zulässt, wurden die bereits lichtmikroskopisch untersuchten Gefügezustände ebenfalls im Rasterelektronenmikroskop untersucht. Nach der metallographischen Präparation war kein weiterer Schritt zur Probenvorbereitung notwendig. Die Untersuchungen wurden am Rasterelektronenmikroskop LEO 1455VP durchgeführt. Es wurden Aufnahmen in den Vergrößerungen 1:2000; 1:5000 und 1: 10000 angefertigt, wobei der Topographiekontrast ausgenutzt wurde.

Zur Bewertung von Versetzungsdichte und -anordnung in Abhängigkeit vom Verformungszustand sind transmissionselektronenmikroskopische Untersuchungen erforderlich.

Zwecks einfacherer und schnellerer Präparation wurden von allen ausgewählten Proben Blättchen längs und quer zur Probenachse herauspräpariert. Aus der Messlänge der Probe wurde zunächst per Drahterosion in Öl ein 3 mm dicker Ring herausgetrennt und in zwei Hälften zersägt. Von den Halbringen wurde je ein ca.

3 mm breites Stück abgeschnitten. Diese Stücke wurden auf 100-150 μm Dicke wassergekühlt mit 400er Schleifpapier geschliffen. Die Dicke wurde per Mikrometerschraube überwacht.

Die geschliffenen Blättchen wurden weiter so lange elektrolytisch auf dem Gerät Tenupol der Fa. Struers abgedünnt, bis ein Durchbruch erreicht war. Der Elektrolyt A7 für Stähle bestand aus 100 ml Perchlorsäure, 200 ml Glycerin und 700 ml Methanol.

Die TEM-Untersuchungen wurden an einem PHILIPS CM 300 mit einer LaB_6 -Kathode und 300 kV Beschleunigungsspannung im Forschungszentrum Rossendorf von der CAA GmbH durchgeführt.

Zur Bildentstehung wurde der Beugungsamplitudenkontrast verwendet. Es wurden Hellfeldaufnahmen unter verschiedenen Winkeln und Vergrößerungen zwischen 3000- und 30000fach angefertigt. Zur Bildaufnahme diente eine CCD-Kamera.

6.2 Fließverhalten unter einsinniger Torsionsbelastung

Der Einsatzstahl 20MoCrS4 zeigt das typische Spannungs-Verformungs-Verhalten eines ferritisch perlitischen Stahls im normalgeglühten bzw. BG-geglühten Zustand (Bild 36). Es ist nach dem Überschreiten der Elastizitätsgrenze gekennzeichnet durch eine obere und untere Streckgrenze und einen ausgeprägten Bereich der Lüdersdehnung. Erst danach ist der Werkstoff gleichmäßig plastifiziert und verfestigt mit zunehmender Verformung. Eine höhere Schergeschwindigkeit führt im untersuchten Geschwindigkeitsbereich bei Raumtemperatur zu größeren erforderlichen Schubspannungen. Mit zunehmender Scherwinkeländerung $\tan \alpha$ wird die Spannungsdifferenz zwischen den beiden dargestellten Geschwindigkeiten kleiner. Die Ursache dafür liegt in der zunehmenden Erwärmung des Werkstoffs mit steigender Verformung. Während bei langsamer Schergeschwindigkeit noch ein Großteil der freiwerdenden Umformwärme über Wärmeleitung abgeführt werden kann, führen größere Geschwindigkeiten zu einer erheblichen Erwärmung in der Verformungszone. Allgemein wird davon ausgegangen, dass bis zu 90 % der eingebrachten Umformarbeit in Wärme umgewandelt wird. Als problematisch für die Modellierung des plastischen Werkstoffverhaltens in Abhängigkeit von der Temperatur und der Formänderungsgeschwindigkeit stellt sich bei vielen Stählen der Einfluss der dynamischen Reckalterung heraus. Bedingt durch die höhere Diffusionsgeschwindigkeit von interstitiell gelösten Atomen bei höheren Temperaturen, kommt es in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit im Temperaturbereich von $250^\circ\text{C} \leq \vartheta \leq 500^\circ\text{C}$ zu einer Zunahme der Schubspannung. Im Bild 37 ist die Änderung der Schergrenze bei $\tan \alpha = 0,02$ in Abhängigkeit von der Temperatur und der Schergeschwindigkeit dargestellt. Bis zu einer Temperatur von 200°C fällt die für die Plastifizierung notwendige Schubspannung bei allen untersuchten Geschwindigkeiten ab. Bei 300°C und einer Schergeschwindigkeit von $0,07 \text{ s}^{-1}$ steigt dagegen die Schubspannung deutlich an. Das ausgeprägte Spannungsmaximum wird mit zunehmender Schergeschwindigkeit zu höheren Temperaturen verschoben. Werden die Schergeschwindigkeiten noch größer als

7 s^{-1} gewählt, ist damit zu rechnen, dass ein ausgeprägtes Spannungsmaximum beim Einsatzstahl 20MoCrS4 nicht mehr nachzuweisen ist.

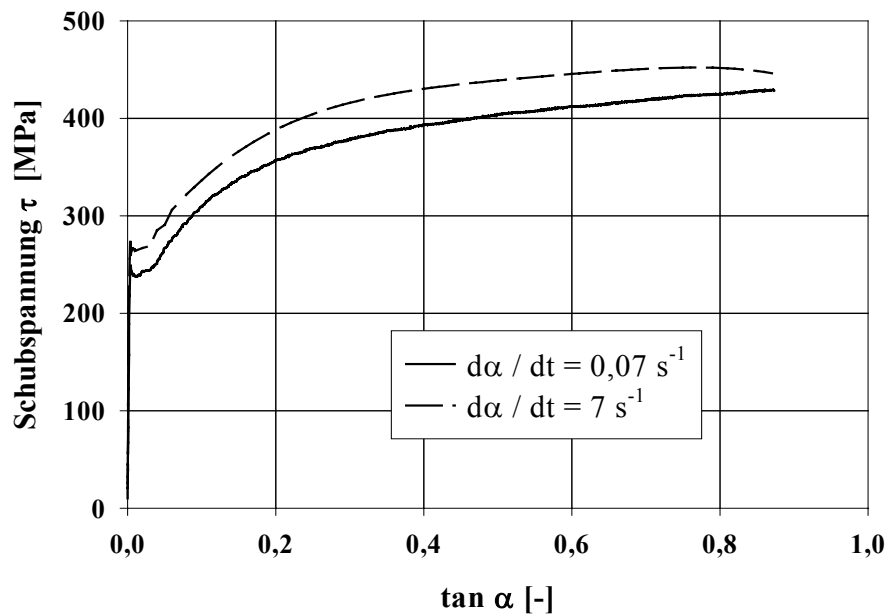


Bild 36: Änderung der Schubspannung über dem Scherwinkel beim Einsatzstahl 20MoCrS4 in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit

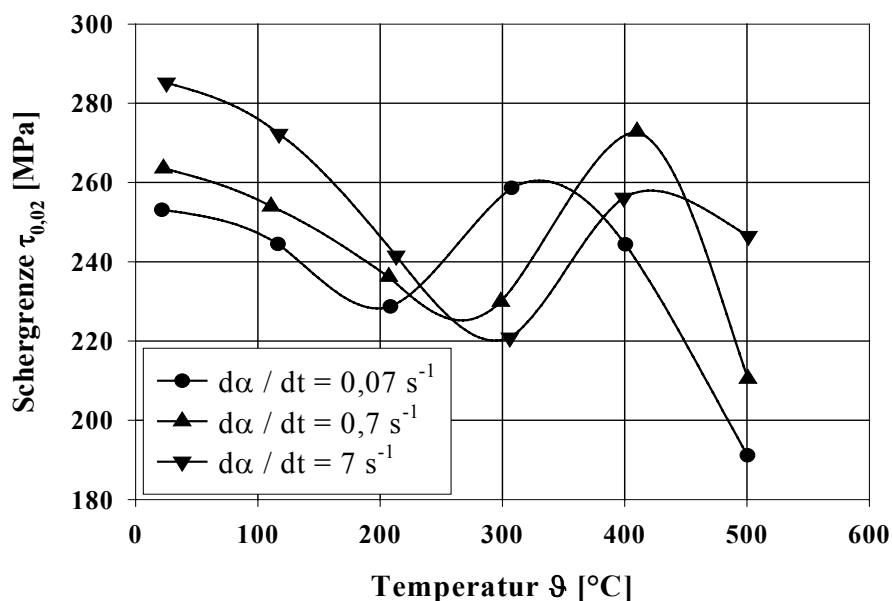


Bild 37: Änderung der Schergrenze bei $\tan \alpha = 0,02$ in Abhängigkeit von der Temperatur und der Schergeschwindigkeit

Neben der dynamischen Reckalterung kann es bei metallischen Werkstoffen zu dynamischen Entfestigungsvorgängen kommen. Die dynamische Erholung und Rekristallisation führen zu deutlich abfallenden Fließspannungen und haben ihre Ursache in der Versetzungsumorientierung oder einer Verringerung der

Versetzungsdichte. Im untersuchten Temperatur- und Geschwindigkeitsbereich sind bei den einsinnigen Torsionsuntersuchungen beim Einsatzstahl 20MoCrS4 keine rekristallisierten Gefügeanteile nachgewiesen worden.

Wird das mechanische Werkstoffverhalten unter Schubbeanspruchung mathematisch beschrieben, so wird in der Regel auf eines der unter Abschnitt 2.2.4 beschriebenen mathematischen Modelle zurückgegriffen. An dieser Stelle wird sich auf drei in der Umformtechnik übliche Werkstoffmodelle von Hensel / Spittel, Johnson / Cook und Zerilli / Armstrong begrenzt. Beim Bezug auf den Torsionsversuch ändern sich die Ansätze der Gleichungen (26), (28) und (32) wie folgt ab:

$$\tau = a_0 \cdot (\tan \alpha)^{a_1} \cdot \exp\left(\frac{a_4}{\tan \alpha}\right) \cdot \dot{\alpha}^{a_2} \cdot \exp(-a_3 \cdot T) \quad (26a)$$

$$\tau = [A + B(\tan \alpha)^n] [1 + C \ln(\dot{\alpha}^*)] (1 - T^{*m}) \quad (28a)$$

$$\tau_{krz} = \Delta\tau_G + c_1 \exp[-c_3 T + c_4 T \ln(\dot{\alpha})] + c_5 (\tan \alpha)^n \quad (32a)$$

Zur Bestimmung der materialspezifischen Konstanten, wurden die Messwerte einer nichtlinearen Regression des Messwertfeldes unterzogen. Dabei wurde zur Bestimmung der am besten zutreffenden Werte die Methode der kleinsten Fehlerquadrate angewandt. Die Temperatur wurde in Abhängigkeit von der Schubspannung, der Schergeschwindigkeit und der Änderung des Scherwinkels korrigiert. Die Temperaturerhöhung wurde entsprechend Gleichung (66) bestimmt.

$$\Delta T = \frac{\eta}{\rho c_p} \frac{r}{L} \int \tau d\psi \quad (66)$$

Dabei ist ρ die Dichte und c_p die spezifische Wärmekapazität. Der Faktor η ist ein Maß für die im System verbleibende Umformwärme. Er liegt bei quasistatischen Untersuchungen bei $\eta = 0$. Bei adiabatischen Verformungen wird allgemein davon ausgegangen, dass 90 % der eingebrachten Arbeit in Wärme umgewandelt werden und im System verbleiben, das heißt $\eta = 0,9$. Der untersuchte Geschwindigkeitsbereich von $0,07 \text{ s}^{-1} \leq \dot{\alpha} \leq 7 \text{ s}^{-1}$ ist weder als quasistatisch noch als adiabatisch einzuschätzen, so dass sich der Wert von η geschwindigkeitsabhängig ändern muss. Dafür wurde folgender Ansatz gewählt:

$$\eta = 0,9\{1 - \exp[-(p\dot{\alpha})^q]\} \quad (67)$$

Da während der Werkstoffuntersuchungen die Temperatur mit einem Ni-CrNi-Thermoelement gemessen wurde, konnten die beiden Konstanten p und q mit guter Übereinstimmung mit dem Experiment bestimmt werden. Beide sind werkstoffabhängig. Für die Konstante p wurde ein Wert von 1 ermittelt, so dass diese beim Stahl 20MoCrS4 entfällt. Die Konstante q liegt bei 0,3.

Für die drei semiempirischen Modelle wurden im Temperaturbereich $RT \leq 9 \leq 500^\circ\text{C}$ und im Geschwindigkeitsbereich $0,07 \text{ s}^{-1} \leq \dot{\alpha} \leq 7 \text{ s}^{-1}$ für den Einsatzstahl 20MoCrS4 folgende Konstanten bestimmt:

Hensel / Spittel - Gleichung (26a)

a_0	a_1	a_2	a_3	a_4
526	0,13	0,0064	0,0004	-0,0019

Johnson / Cook – Gleichung (28a)

A	B	C	n	m
-1332	1783	0,0061	0,0315	1,53

Zerilli / Armstrong – Gleichung (32)

$\Delta\tau_G$	c_1	c_3	c_4	c_5	n
-1551	795	0,0002	0,00001	1257	0,042

Alle drei Modelle geben im untersuchten Parameterfeld mit einem Bestimmtheitsmaß von $0,875 \leq r^2 \leq 0,9$ das wahre Werkstoffverhalten gut wieder. Insbesondere bei Temperaturen bis 200°C und über 400°C gibt es eine sehr gute Übereinstimmung zwischen den Messwerten und den Werkstoffmodellen, z. B. Bild 38 und Bild 39. Wie die enge Toleranz des Bestimmtheitsmaßes erwarten lässt, liegen die rückgerechneten Kurven sehr dicht beieinander und unterscheiden sich nicht nennenswert. Unabhängig davon können die Modelle nicht oder nur sehr bedingt Gefüge- und Werkstoffänderungen berücksichtigen. Wie oben bereits aufgeführt, treten Probleme insbesondere bei unstetigem Werkstoffverhalten, wie zum Beispiel im Bereich der dynamischen Reckalterung auf. Die Modelle und die Regression führen dazu, dass Abweichungen vom stetigen Verlauf ausgeglichen werden. Für den Bereich der Reckalterung hat das zur Folge, dass bei 300°C die Spannungsmesswerte bei niedrigen Schergeschwindigkeiten deutlich über den Werten der Modelle liegen (Bild 40). Bei größeren Schergeschwindigkeiten muss es demzufolge zu einer Umkehr des Trends kommen. Die Messwerte bei einer Schergeschwindigkeit von 7 s^{-1} liegen etwas unter den Werten der Modelle (Bild 41).

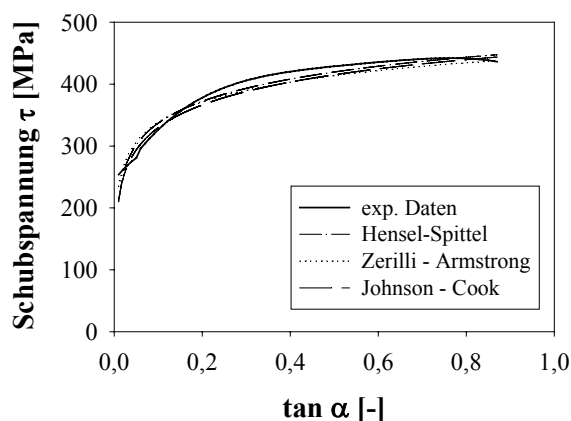


Bild 38: Vergleich der Werkstoffmodelle mit den experimentellen Daten des Stahls 20MoCrS4 bei RT ($\dot{\alpha} = 7 \text{ s}^{-1}$)

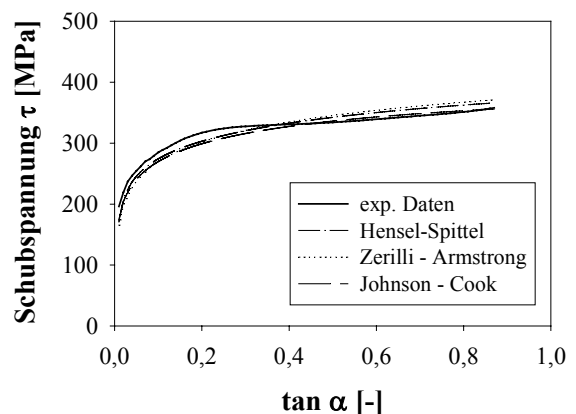


Bild 39: Vergleich der Werkstoffmodelle mit den experimentellen Daten des Stahls 20MoCrS4 bei 500°C ($\dot{\alpha} = 7 \text{ s}^{-1}$)

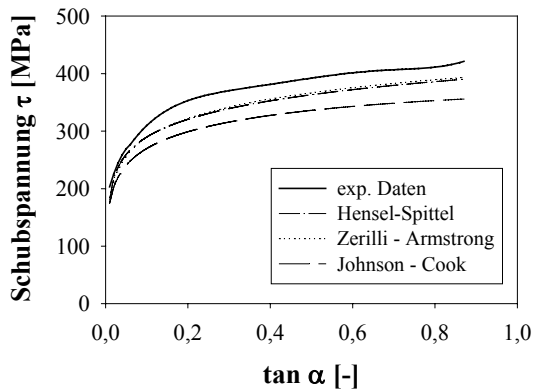


Bild 40: Vergleich der Werkstoffmodelle mit den experimentellen Daten des Stahls 20MoCrS4 bei 300°C ($\dot{\alpha} = 0,07 \text{ s}^{-1}$)

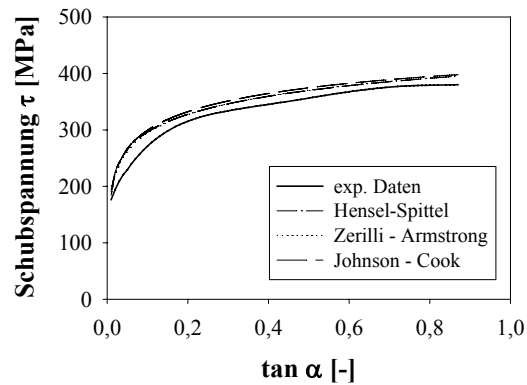


Bild 41: Vergleich der Werkstoffmodelle mit den experimentellen Daten des Stahls 20MoCrS4 bei 300°C ($\dot{\alpha} = 7 \text{ s}^{-1}$)

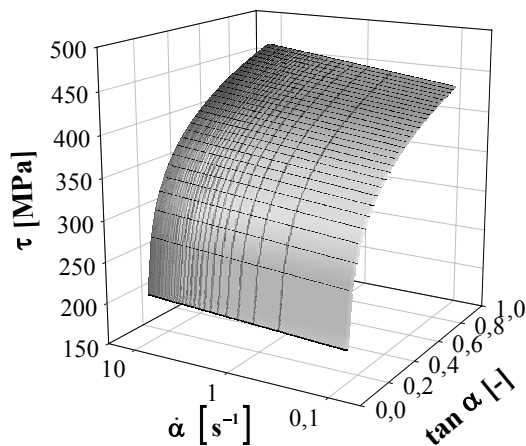


Bild 42: Schubspannung in Abhängigkeit von der Scherwinkeländerung und der Scherwinkeländerungsgeschwindigkeit des Stahls 20MoCrS4 bei RT - Modell Johnson / Cook

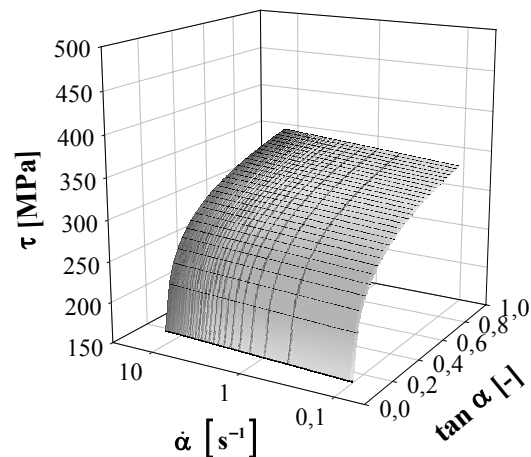


Bild 43: Schubspannung in Abhängigkeit von der Scherwinkeländerung und der Scherwinkeländerungsgeschwindigkeit des Stahls 20MoCrS4 bei 500°C - Modell Johnson / Cook

Das mathematische Angleichen der Modelle an die Messwerte resultiert letztendlich auch in den niedrigen Werten der Konstanten, die den Einfluss der Schergeschwindigkeit wiedergeben. In Bild 42 und Bild 43 sind die Schubspannung ermittelt über das Johnson-Cook-Modell in Abhängigkeit von der Scherwinkeländerung und der Scherwinkeländerungsgeschwindigkeit bei Raumtemperatur und 500°C vergleichend gegenübergestellt. Die Schubspannung steigt in beiden Fällen mit zunehmender Scherwinkeländerung an. Die Geschwindigkeitsempfindlichkeit ist sehr gering. Die Temperatur von 500°C führt zu einer deutlich niedrigeren Schubspannung. Die Übereinstimmung von experimentellen Daten und Modellen kann deutlich gesteigert werden, wenn die Regression nicht über das gesamte

Parameterfeld durchgeführt wird. Beschränkt man sich auf Bereiche mit einem stetigen Werkstoffverhalten kann das Bestimmtheitsmaß r^2 auf 0,98 erhöht werden. Die dann gültigen Variablen sind in Tabelle 7 aufgeführt.

Tabelle 7: Konstanten für das Johnson-Cook-Modell, Gleichung (28a), für unterschiedliche Temperaturbereiche, Werkstoff: 20MoCrS4 (Gültigkeitsbereich: $0 < \tan \alpha \leq 0,9$; $0,07 \text{ s}^{-1} \leq \dot{\alpha} \leq 7 \text{ s}^{-1}$)

Temperaturbereich	A	B	C	n	m
$RT \leq \vartheta \leq 300^\circ\text{C}$	-1330	1785	0,0039	0,032	1,31
$300^\circ\text{C} \leq \vartheta \leq 400^\circ\text{C}$	-77	483	-0,0135	0,110	6,71
$400^\circ\text{C} \leq \vartheta \leq 500^\circ\text{C}$	-12862	14114	0,0059	0,009	0,29

Die Anwendbarkeit dieser Modelle ist durch die Gültigkeitsbereiche begrenzt. Eine Extrapolation über das untersuchte Parameterfeld hinaus ist immer als problematisch anzusehen. Das gilt insbesondere für größere Formänderungen bzw. Scherungen. Für einen Vergleich mit den Untersuchungsergebnissen der zyklisch plastischen Torsionsuntersuchungen mit verbleibendem Umforminkrement pro Zyklus, bei denen zum Teil ein $\tan \alpha_{\text{kum}} > 7$ erreicht wurde, war eine Modellierung über das untersuchte Parameterfeld hinaus unabdingbar. Um einen Anhaltspunkt für eine erweiterte Gültigkeit der Modelle zu erhalten, wurden sie über den Gültigkeitsbereich von $\tan \alpha = 0,9$ erweitert und mit Ergebnissen aus früheren Stauchuntersuchungen [7], die bis zu einer Formänderung von $\varphi = 1$ am selben Werkstoff durchgeführt wurden, verglichen. Die Schubspannungen und Scherungen wurden aus den Druckspannungen und Formänderungen nach Tresca berechnet. Das geschieht unter der vereinfachenden Annahme, dass die Schubspannungshypothese nach Tresca auch im Bereich der plastischen Verformung gilt und dass für die Scherung $\gamma = \tan \alpha$ gilt. Im Bild 44 werden beispielhaft die experimentellen Daten aus der Torsionsuntersuchung des Stahls 20MoCrS4 bei RT und einer Scherwinkeländerungsgeschwindigkeit von 7 s^{-1} mit den extrapolierten Druck- und Torsionswerkstoffmodellen nach Johnson-Cook verglichen. Beide Modelle unterscheiden sich nur marginal. Bei noch größeren Formänderungen kommt es bei Berücksichtigung der Werkstofferwärmung zur Entfestigung. Der gleiche Trend wurde auch bei den zyklischen Torsionsuntersuchungen festgestellt, so dass die Erweiterung der Werkstoffmodelle bis zu großen Formänderungen möglich ist.

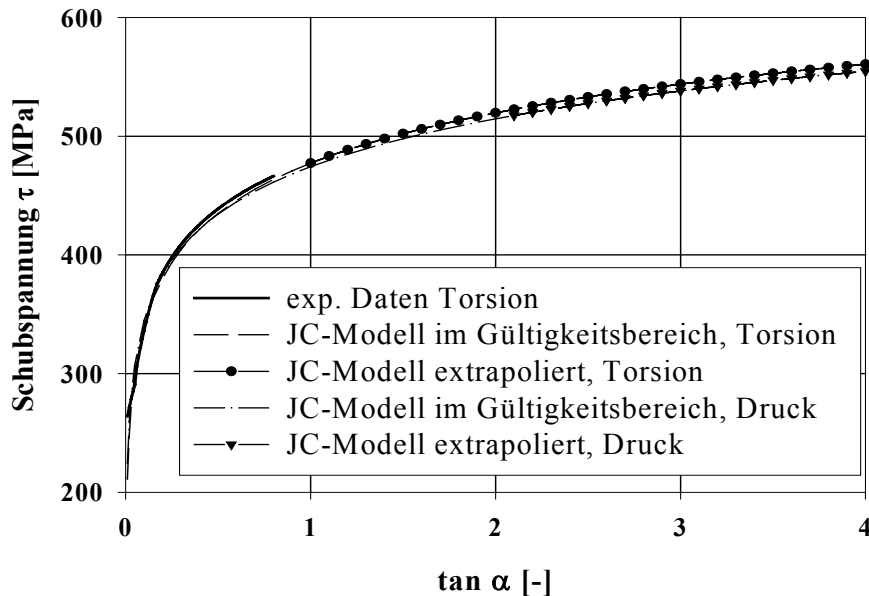


Bild 44: Vergleich der experimentell ermittelten Daten des Stahls 20MoCrS4 bei RT und einer Schergeschwindigkeit von 7 s^{-1} mit dem Druck- und Torsionswerkstoffmodell nach Johnson-Cook

6.3 Einfluss der Verformungsparameter auf das zyklisch plastische Werkstoffverhalten mit verbleibendem Umforminkrement

6.3.1 Einleitung

Bei herkömmlichen zyklisch plastischen Werkstoffuntersuchungen, wie sie beispielsweise im Rahmen von LCF-Untersuchungen durchgeführt werden, wird in der Regel mit einer konstanten Verformungs- oder Spannungsamplitude geprüft. Das heißt, der mittlere Weg bzw. die mittlere Kraft ist immer Null. Solche Bedingungen sind Sonderfälle und entsprechen nie realen Umformbedingungen. Das Ziel aller Umformverfahren ist ein verbleibender Umformgrad pro Umformschritt. Unabhängig davon ist bei einer Bewertung ausschlaggebend, ob der Werkstoff pro Verformungsschritt lediglich entlastet wird oder ob es zu einer Plastifizierung in entgegengesetzter Richtung kommt. Letzteres ist beim Bohrungsdrücken im Walkbereich der Fall, so dass sich das Umforminkrement aus der Differenz der beiden Teilschritte ergibt. Es ändert sich sowohl die Formänderungsgeschwindigkeit als auch der Betrag der Formänderung.

Um dieses Werkstoffverhalten zu beschreiben, wurde systematisch das zyklisch plastische Werkstoffverhalten mit verbleibendem Umforminkrement pro Umformschritt unter Torsionsbelastung untersucht. Dazu können einige verallgemeinerte Aussagen getroffen werden.

Das Verfestigungsverhalten unter einsinniger und unter zyklisch plastischer Torsion ist bei vergleichbaren Belastungsbedingungen bis zum Ende des ersten Halbzyklus

identisch, so dass eine Vergleichbarkeit der Werkstoffzustände zu Beginn der Verformung gegeben ist.

Das zyklische Werkstoffverhalten des Einsatzstahls 20MoCrS4 unterscheidet sich erheblich vom einsinnigen Werkstoffverhalten. Es kann festgestellt werden, dass die Schubspannungen bei zyklischer Torsion immer unter denen der einsinnigen Torsion liegen. Das trifft für die Schubspannung in Bezug zur nominellen Formänderung zu, wie sie beispielhaft im Bild 45a aufgeführt ist. Der Unterschied zwischen zyklisch plastischem Werkstoffverhalten und dem Verhalten unter einsinniger Belastung wird noch deutlicher, wenn die Schubspannung, wie für eine energetische Bewertung notwendig, auf die kumulierte Formänderung bezogen wird, Bild 45b. Die Differenz der Schubspannungen von einsinniger und zyklisch plastischer Torsion ist eine Funktion der Verformungsparameter ($\tan \alpha$, $\dot{\alpha}$, $\tan \alpha_+$, $\tan \alpha_-$, ϑ). Sie wird in allgemeinsten Form dem Bauschingereffekt zugeschrieben.

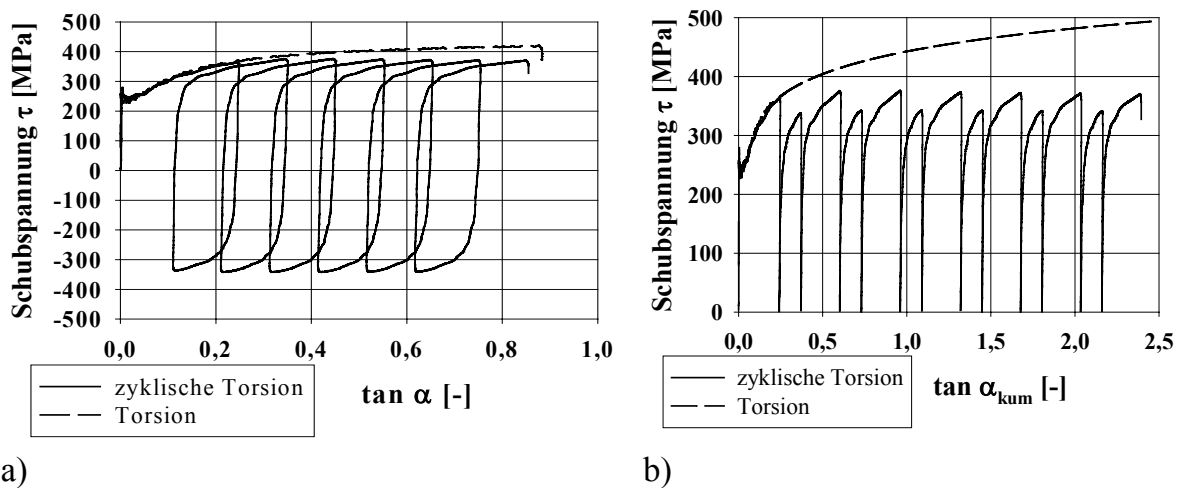


Bild 45: Vergleich des plastischen Werkstoffverhaltens des Einsatzstahls 20MoCrS4 mit dem zyklisch plastischen Werkstoffverhalten unter Torsionsbelastung ($\tan \alpha_+ = 0,24$; $\tan \alpha_- = 0,57 \cdot \tan \alpha_+$; $\dot{\alpha} = 0,07 \text{ s}^{-1}$; $\vartheta = RT$); a) Schubspannung über nomineller Änderung des Scherwinkels; b) Schubspannung über kumulierter Änderung des Scherwinkels

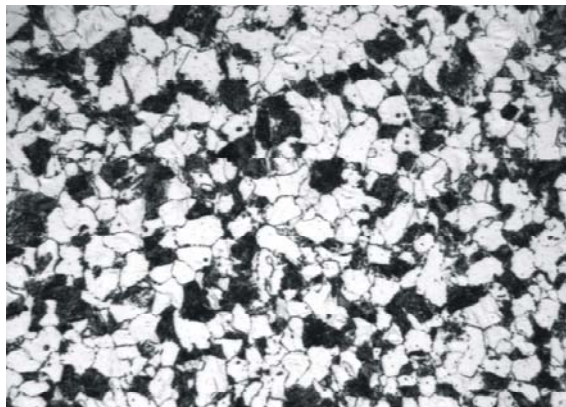
Der Bauschingereffekt und damit die Unterschiede der Schubspannungen müssen auf Gefügeänderungen und / oder auf Änderungen in der Versetzungsstruktur zurückzuführen sein. Der Mechanismus der „Entfestigung“ hat entscheidenden Einfluss auf ein Versagen des Werkstoffs. Deshalb ist mit der Beantwortung dieser Frage gleichzeitig das mögliche Umformvermögen des Werkstoffs bei der partiellen Kaltmassivumformung verbunden. Welche Ursachen der Bauschingereffekt nach einmaligem Verformungsrichtungswechsel bzw. nach zyklischer Verformung mit konstanter Verformungsamplitude hat, wurde ausführlich im Abschnitt 2.3 beschrieben. Da das Werkstoffverhalten bei großen Formänderungen, bei Temperaturen bis 500°C, bei hohen Verformungsgeschwindigkeiten und mit verbleibendem Umforminkrement pro Verformungszyklus untersucht wurde, können folgende thermisch aktivierte Vorgänge für die niedrigere Schubspannung bei zyklischer Verformung verantwortlich sein:

- teilweise oder vollständige Austenitisierung
- dynamische Rekristallisation
- Einformung des Zementits im Perlit
- Versetzungszell- / Subkornbildung.

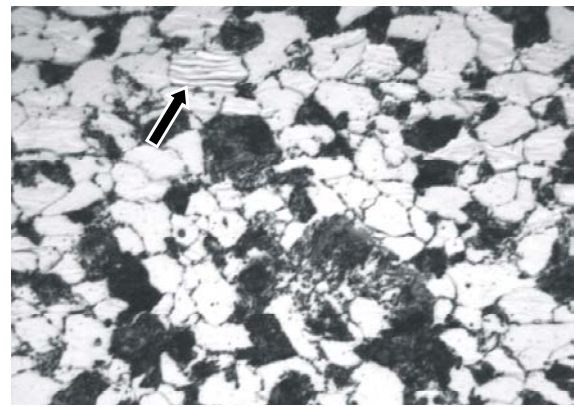
Für eine teilweise oder vollständige Austenitisierung sind Temperaturen über 723°C notwendig. Trotz der freiwerdenden Umformwärme erhöhte sich die Temperatur nie über diesen Wert, so dass eine Phasenumwandlung ausgeschlossen werden kann.

Voraussetzung für eine Rekristallisation oder eine dynamische Rekristallisation ist das Erreichen eines kritischen Umformgrades und der Rekristallisationstemperatur. Diese liegt bei reinen Metallen bei 40% der Schmelztemperatur. Das entspricht bei Reineisen einer Temperatur von ca. 450°C. Legierungen haben in der Regel eine deutlich höhere Rekristallisationstemperatur. Eine Rekristallisation führt zu einem neuen regellos verteilten Korn, das heißt Korngröße und Kornform werden sich nach vollständiger Rekristallisation vom verformten Werkstoff und vom Ausgangswerkstoff unterscheiden. Im Bild 46 sind einige Gefüge nach zyklischen Verformungen bei unterschiedlichen Verformungsparametern miteinander verglichen. Bei den Untersuchungen mit einer Starttemperatur unter 400°C (z. B. Bild 46a) ist noch nicht mit einer Rekristallisation zu rechnen. Gleichzeitig sind in einzelnen Ferritkörnern wellige Streifen gleicher Orientierung festzustellen (z. B. Bild 46b) //110/. Es handelt sich dabei um gitterorientierungsbedingte Verformungslokalisierungen in den ferritischen Gefügebereichen. Sie sind ein eindeutiges Merkmal für große Deformationen bei Temperaturen unter der Rekristallisationstemperatur. Bei zyklischer Belastung mit einer Starttemperatur ab 400°C und einer Scherwinkeländerungsgeschwindigkeit von $\dot{\alpha} = 7\text{s}^{-1}$ konnten die größten Erwärmungen der Proben bis auf maximal 700°C festgestellt werden. Wie Bild 46c und Bild 46d zeigen, gibt es zu den Gefügezuständen bei niedrigerer Starttemperatur keine signifikanten Unterschiede //110/. Vereinzelt sehr kleine runde Körner deuten auf eine beginnende Rekristallisation hin, wobei auf Grund der Versuchsführung nicht zwischen statischer und dynamischer Rekristallisation unterschieden werden kann. Der Anteil der rekristallisierten Körner liegt aber deutlich unter 10%, so dass selbst bei hohen Temperaturen der große Unterschied in der zur Plastifizierung des Werkstoffs notwendigen Schubspannung im Vergleich zur einsinnigen Torsion nicht mit Rekristallisation zu erklären ist. Lediglich bei einer Starttemperatur von 500°C, verbunden mit großen kumulierten Formänderungen und einer hohen Scherwinkeländerungsgeschwindigkeit, konnten nennenswerte rekristallisierte Gefügebestandteile nachgewiesen werden.

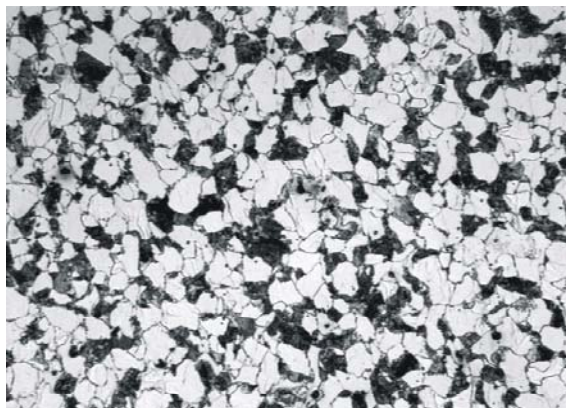
Aussagen zur Karbideinformung können mit Hilfe von lichtmikroskopischen Untersuchungen nicht getroffen werden. Die maximale Auflösung reicht nicht aus, um Unterschiede in der Zementitusbildung festzustellen. Detaillierte Informationen zur Form und Größe des Zementits im Perlit liefert die Rasterelektronenmikroskopie.



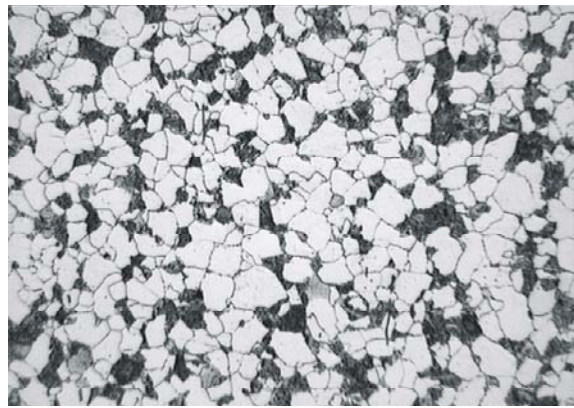
a)



b)



c)



d)

Bild 46: Ferritisch-perlitisches Gefüge von zyklisch verformten Proben mit unterschiedlichen Verformungsparametern aus dem Einsatzstahl 20MoCrS4 a) $\tan \alpha_+ = 0,24$; $\tan \alpha_- = 0,57 \cdot \tan \alpha_+$; $\dot{\alpha} = 7 \text{ s}^{-1}$; $\vartheta = 100^\circ\text{C}$; b) wie a, Verformungslokalisierungen in den ferritischen Gefügebereichen; c) $\tan \alpha_+ = 0,24$; $\tan \alpha_- = 0,57 \cdot \tan \alpha_+$; $\dot{\alpha} = 7 \text{ s}^{-1}$; $\vartheta = 400^\circ$; d) $\tan \alpha_+ = 0,08$; $\tan \alpha_- = 0,88 \cdot \tan \alpha_+$; $\dot{\alpha} = 7 \text{ s}^{-1}$; $\vartheta = 400^\circ$

Im Bild 47 werden rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen perlitischer Gefügebereiche des unverformten Einsatzstahls 20MoCrS4 (Bild 47a) dem zyklisch verformten Werkstoffzustand (Bild 47b) vergleichend gegenübergestellt. Der zyklisch verformte Zustand weist die größte kumulierte Drehwinkeländerung mit einem $\tan \alpha_{\text{kum}} = 6,5$ und gleichzeitig die höchste Endtemperatur ($\vartheta = 700^\circ\text{C}$) im gesamten untersuchten Parameterfeld auf. Perlite ist ein zweiphasiges Gefüge, bei dem der Ferrit und der Zementit im Idealfall parallele Lamellen bilden. In Abhängigkeit von den Bedingungen bei der Umwandlung vom Austenit zum Perlite kann dieser Idealzustand gestört sein. Sowohl der unverformte Werkstoff als auch der Werkstoff der zyklisch plastisch belastet wurde, zeigt unterschiedlich große und unterschiedlich breite Zementitlamellen, die außerdem lokal sehr unterschiedliche Lamellenabstände aufweisen. Bei beiden Werkstoffzuständen sind die

Zementitlamellen zum Teil gebrochen. Die Bruchkanten sind teilweise scharf abgetrennt und teilweise abgerundet. Wenn überhaupt von Einformung des Zementits gesprochen werden kann, dann ist diese sehr inhomogen, nicht sehr weit fortgeschritten und kann auch im unverformten Ausgangszustand beobachtet werden. Beide Werkstoffzustände unterscheiden sich nicht signifikant. Damit kann eine Einformung des Zementits bei der durchgeführten zyklisch plastischen Verformung des Einsatzstahls 20MoCrS4 nicht als dominierender Vorgang für die Entfestigung angesehen werden. Da die REM-Untersuchungen keine weiteren Erkenntnisse zum Entfestigungsverhalten im untersuchten Parameterfeld erwarten lassen, wird bei der weiteren Betrachtung auf rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen verzichtet.

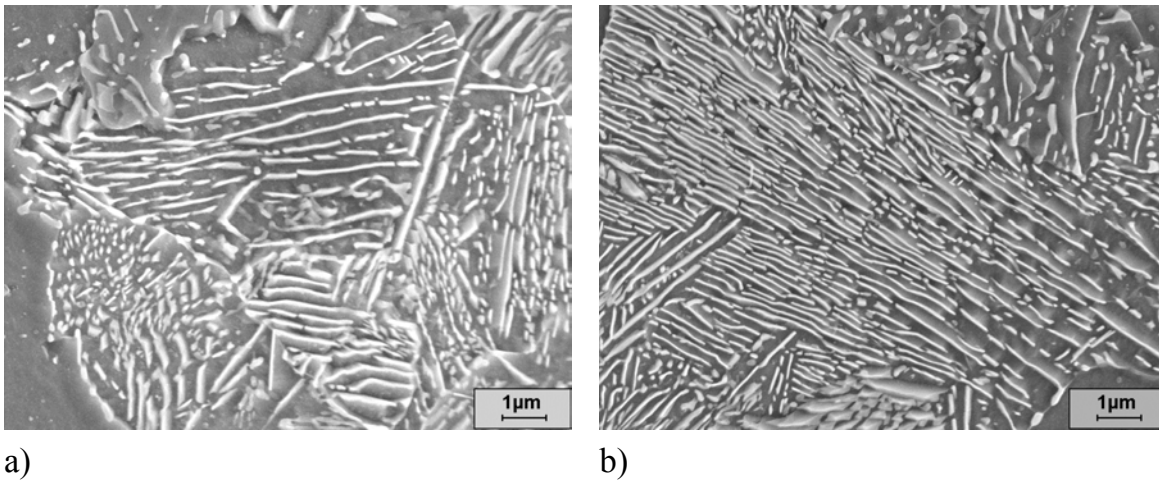


Bild 47: Perlitische Gefügebereiche des Einsatzstahls 20MoCrS4 mit gebrochenen Zementitlamellen; a) unverformter Ausgangszustand; b) zyklisch verformter Werkstoffzustand mit abgerundeten Kanten der gebrochenen Zementitlamellen ($\tan \alpha_+ = 0,08$; $\tan \alpha_- = 0,88 \cdot \tan \alpha_+$; $\dot{\alpha} = 7 \text{ s}^{-1}$; $\vartheta = 400^\circ\text{C}$)

Bei sehr stark einsinnig verformten metallischen Werkstoffen treten Versetzungen in dichten regellosen Versetzungsknäueln auf, in denen sich die Versetzungen gegenseitig blockieren und damit einen entscheidenden Beitrag zur Verformungsverfestigung liefern. Solche Werkstoffe mit der Transmissionselektronenmikroskopie zu untersuchen ist äußerst problematisch oder nicht möglich, da Einzelversetzungen oder bevorzugte Vorzugsorientierungen auf Grund der sehr großen Versetzungsdichte in diesen Bereichen nicht aufgelöst werden können. Im Gegensatz dazu zeigen alle zyklisch plastisch verformten Werkstoffzustände trotz der erheblichen Verformungen eine mehr oder weniger deutliche Konzentration von Versetzungen in Versetzungszellen bzw. Subkörnern, z. B. Bild 48 /110/. Im Inneren der Subkörner befinden sich nur vereinzelt Versetzungen. Ähnliche Effekte konnten auch bei zyklischen Verformungen mit erheblich kleineren und konstanten Verformungsamplituden beobachtet werden /55/, /60/. Die im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Werkstoffzustände weisen Unterschiede in Größe und Orientierung der Subkörner, der Versetzungsdichte im Zellinneren sowie in der Zellwandbreite auf.

Die teilweise oder vollständige Austenitisierung, dynamische Rekristallisation und Einformung des Zementits werden im Wesentlichen als Ursache für die Spannungsunterschiede zwischen einsinniger und zyklisch plastischer Torsion ausgeschlossen. Der Haupteinfluss sollte demzufolge von der Versetzungszell- und Subkornbildung ausgehen. Alle nachfolgenden Betrachtungen zum Einfluss der Verformungsparameter auf das zyklisch plastische Werkstoffverhalten mit verbleibendem Umforminkrement pro Zyklus gehen von einem Zusammenhang mit der Anordnung und Orientierung der Versetzungen aus.

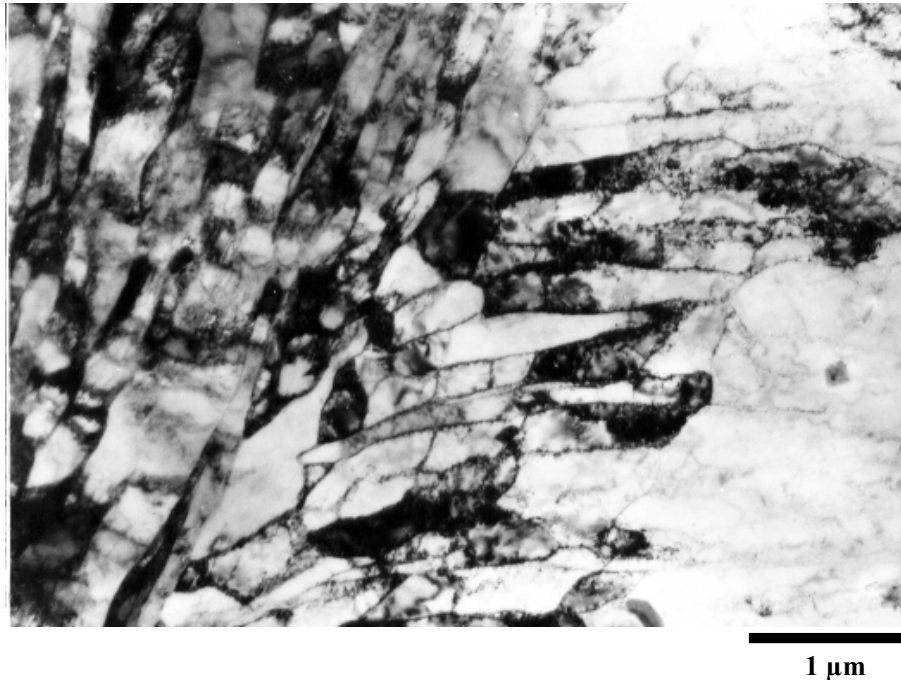


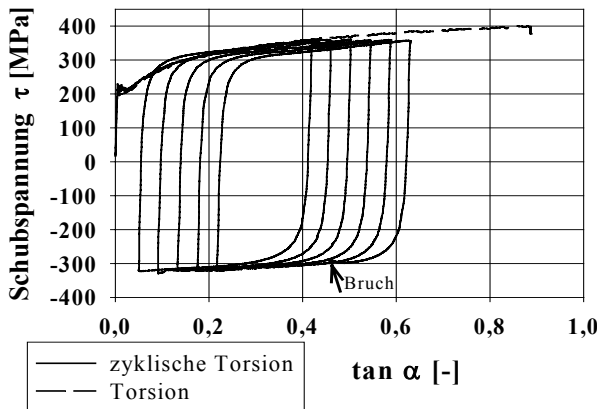
Bild 48: Zyklisch verformter Einsatzstahl 20MoCrS4 mit Subkornbildung im Ferrit; TEM-Aufnahme; $\tan \alpha_+ = 0,08$; $\tan \alpha_- = 0,88 \cdot \tan \alpha_+$; $\dot{\alpha} = 0,7 \text{ s}^{-1}$; $\vartheta = 200^\circ\text{C}$

In den nachfolgenden Abschnitten wird der Einfluss der Untersuchungsparameter auf das zyklisch plastische Werkstoffverhalten mit verbleibendem Umforminkrement pro Zyklus näher untersucht. Da sich die Einzelparameter gegenseitig in ihrer Wirkung auf die Schubspannung beeinflussen, sollen zunächst nur qualitative Aussagen zum Einfluss der Einzelparameter auf das Werkstoffverhalten und ihre metallkundlichen Ursachen getroffen werden. Eine quantitative Bewertung erfolgt bei der Beschreibung des Bauschingereffekts.

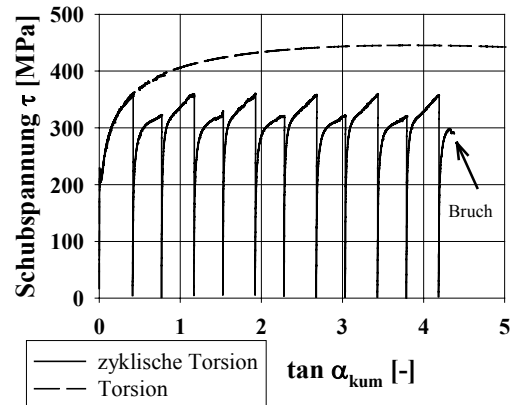
6.3.2 Einfluss der positiven Verformungsamplitude $\tan \alpha_+$

Im Bild 49 bis Bild 51 wird das zyklisch plastische Verformungsverhalten des Einsatzstahls 20MoCrS4 bei einer Temperatur von 200°C und einer Scherwinkeländerungsgeschwindigkeit von $\dot{\alpha} = 0,7 \text{ s}^{-1}$ in Abhängigkeit von der positiven Verformungsamplitude $\tan \alpha_+$ mit dem Verhalten unter einsinniger Torsionsbelastung beispielhaft verglichen. Dabei wurde die Schubspannung unter einsinniger Torsionsbelastung bei einer Scherwinkeländerung von $\tan \alpha_{\text{kum}} > 0,8$ mit Hilfe des

Johnson-Cook-Modells extrapoliert, Gleichung (28a). Die Temperaturerhöhung, bedingt durch die freiwerdende Umformwärme, wurde in Abhängigkeit von der momentanen Spannung und der Scherwinkeländerung berücksichtigt, Gleichung (66) und Gleichung (67). Bei allen übrigen Darstellungen handelt es sich um Messwerte. Wird von der nominellen Scherwinkeländerung $\tan \alpha$ ausgegangen, Bild 49a, so liegen die maximalen Schubspannungen pro Amplitude unter den Werten der reinen Torsion, wobei eine kleinere positive Verformungsamplitude $\tan \alpha_+$ eine größere Spannungsdifferenz von maximaler Spannung pro Zyklus $\tau_{\max+}$ zur Torsionsbelastung zur Folge hat, Bild 50a und Bild 51a.

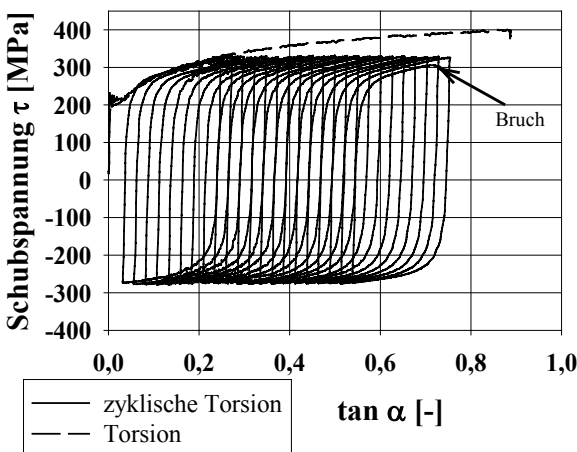


a)

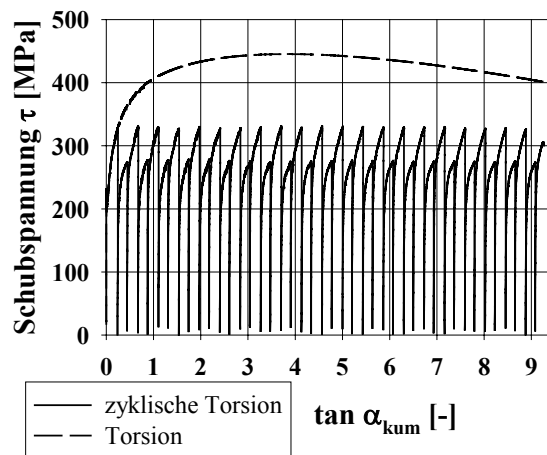


b)

Bild 49: Vergleich des Werkstoffverhaltens unter reiner Torsionsbelastung mit dem zyklisch plastischen Werkstoffverhalten ($\tan \alpha_+ = 0,41$; $\tan \alpha_- = 0,88 \cdot \tan \alpha_+$; $\dot{\alpha} = 0,7 \text{ s}^{-1}$; $\vartheta = 200^\circ\text{C}$); a) Schubspannung über nomineller Scherwinkeländerung; b) Schubspannung über kumulierter Scherwinkeländerung



a)



b)

Bild 50: Vergleich des Werkstoffverhaltens unter reiner Torsionsbelastung mit dem zyklisch plastischen Werkstoffverhalten ($\tan \alpha_+ = 0,24$; $\tan \alpha_- = 0,88 \cdot \tan \alpha_+$; $\dot{\alpha} = 0,7 \text{ s}^{-1}$; $\vartheta = 200^\circ\text{C}$); a) Schubspannung über nomineller Scherwinkeländerung; b) Schubspannung über kumulierter Scherwinkeländerung

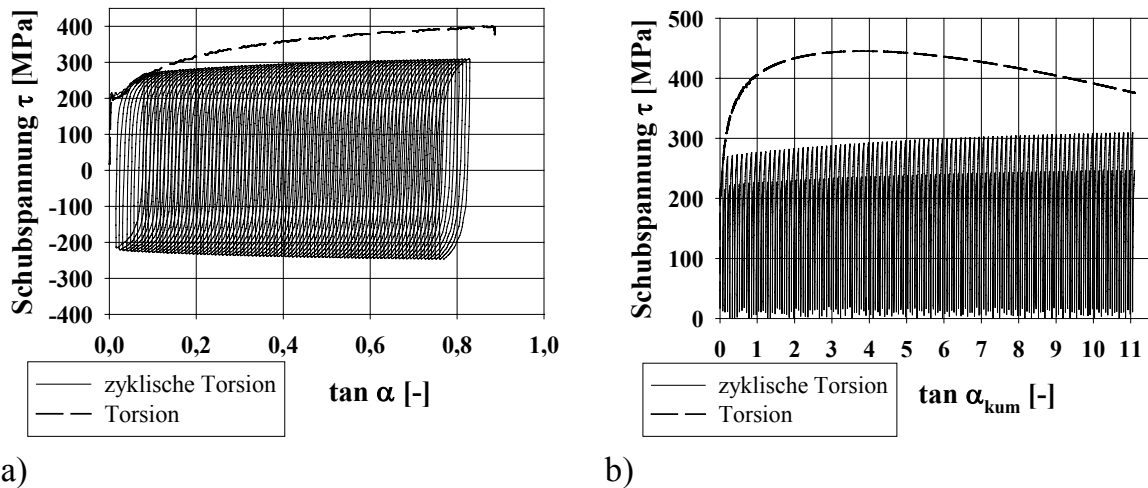


Bild 51: Vergleich des Werkstoffverhaltens unter reiner Torsionsbelastung mit dem zyklisch plastischen Werkstoffverhalten ($\tan \alpha_+ = 0,07$; $\tan \alpha_- = 0,88 \cdot \tan \alpha_+$; $\dot{\alpha} = 0,7 \text{ s}^{-1}$; $\vartheta = 200^\circ\text{C}$); a) Schubspannung über nomineller Scherwinkeländerung; b) Schubspannung über kumulierter Scherwinkeländerung

Wird die Schubspannung auf die kumulierte Scherwinkeländerung, also der Summe aller Winkeländerungsbeträge, bezogen, wird dieser Trend noch deutlicher (Bild 49b, 51b und 52b). Die Schubspannungen liegen bei allen drei Verformungsamplituden erheblich unter denen der reinen Torsionsbelastung. Bei den beiden größeren Verformungsamplituden von $\tan \alpha_+ = 0,41$ und $\tan \alpha_+ = 0,24$ wird bereits nach dem ersten Zyklus ein Sättigungszustand erreicht. Wie bei einer zyklischen Verformung mit konstanter Verformungsamplitude stellt sich auch bei einer Verformung mit resultierendem Inkrement pro Zyklus ein Sättigungszustand ein. Je kleiner die positive Verformungsamplitude ist, um so mehr Zyklen sind erforderlich, um den Sättigungszustand zu erreichen. Bei LCF-Untersuchungen wird prinzipiell der gleiche Trend festgestellt /55/. Bei den im Bild 51 dargestellten Untersuchungsergebnissen mit einer positiven Verformungsamplitude von $\tan \alpha_+ = 0,07$ wird bis zur maximal möglichen Scherwinkeländerung von $\tan \alpha = 0,87$ noch kein endgültiger Sättigungszustand erreicht. Das trifft jedoch nicht bei Temperaturen unter 100°C oder über 300°C zu. Bei diesen Temperaturen ist bereits nach dem 5. Zyklus der stationäre Zustand erreicht. Diese Tatsache lässt darauf schließen, dass die stetige Zunahme der Maximalspannung mit zunehmender Zyklenzahl bei kleiner positiver Verformungsamplitude ursächlich mit dynamischen Reckalterungserscheinungen zusammenhängt. Die interstitiell gelösten Atome sind in Abhängigkeit von der Temperatur und der Verformungsgeschwindigkeit in der Lage, die Versetzungen erneut zu blockieren. Auch bei größeren positiven Verformungsamplituden gibt es einen nachweisbaren Einfluss der Temperatur und der Geschwindigkeit auf das zyklische Werkstoffverhalten und die Sättigungsspannung. In Abhängigkeit von der Temperatur und der Verformungsgeschwindigkeit kann die maximale Schubspannung pro Zyklus τ_{max} anwachsen oder abfallen, was ein verfestigendes oder entfestigendes Werkstoffverhalten zur Folge hat. Das heißt, die positive Verformungsamplitude

bewirkt eine nachweisbare Änderung der Sättigungsspannung, wobei zu berücksichtigen ist, dass der Einfluss immer in Wechselwirkung mit der Temperatur und der Verformungsgeschwindigkeit zu sehen ist. Insbesondere die Anzahl der Zyklen bis zum Erreichen der Sättigungsspannung unterliegt diesen Wechselwirkungen. Die nachfolgenden Betrachtungen zum Einfluss der positiven Verformungsamplitude auf das zyklische Werkstoffverhalten, auf die maximalen Spannungen und auf die Schergrenzen können daher nur qualitativen Charakter haben.

An Hand der maximalen Schubspannung pro Zyklus $\tau_{\max+}$ und $\tau_{\max-}$ im Bild 52 wird deutlich, dass die Sättigungsspannung von der positiven Verformungsamplitude abhängt. Die Sättigungsspannung bei $\tan \alpha_+ = 0,41$ liegt deutlich über dem Wert, der bei einer positiven Verformungsamplitude von $\tan \alpha_+ = 0,24$ erreicht wird. Wird in einer Verformungsrichtung die Sättigungsspannung erreicht, so wird bei der Rückverformung im Folgezyklus ebenfalls ein konstanter Wert der maximalen Schubspannung registriert. Bereits mit dem 2. Zyklus wird mit $\tau_{\max+} = 360$ MPa bei $\tan \alpha_+ = 0,41$ bzw. mit $\tau_{\max+} = 330$ MPa bei $\tan \alpha_+ = 0,24$ ein konstanter Wert und damit die Sättigungsspannung erreicht. Da bei der Rückverformung der Betrag der positiven Verformungsamplitude kleiner ist als bei der Hinverformung, liegen sowohl bei $\tan \alpha_+ = 0,41$ als auch bei $\tan \alpha_+ = 0,24$ die Beträge der Sättigungsspannungen bei Rückverformung $\tau_{\max-}$ unterhalb der Werte bei der Hinverformung $\tau_{\max+}$.

Bei einem $\tan \alpha_+ = 0,07$ wird bis zum Ende der Verformung kein Sättigungswert erreicht. Die Zunahme der maximalen Scherspannung pro Zyklus wird mit zunehmender Zyklenzahl immer kleiner, so dass davon ausgegangen werden kann, dass der Sättigungszustand mit $\tau_{\max+} = 305$ MPa nahezu vorliegt. Bis zu diesem Wert nimmt die maximale Schubspannung pro Zyklus stetig zu, der Werkstoff verfestigt.

Anders verhält sich die Schergrenze $\tau_{p\ 0,008+}$ bzw. $\tau_{p\ 0,008-}$ (Bild 52). Unabhängig von der positiven Verformungsamplitude unterscheiden sich die Schergrenzen nur unbedeutend voneinander. Die auftretenden Streuungen der Werte werden der Auswertemethode und der unterschiedlichen Datendichte zugeschrieben. Im Gegensatz zur maximalen Schubspannung pro Zyklus bleibt die Schergrenze auch bei einer positiven Verformungsamplitude von $\tan \alpha_+ = 0,07$ nahezu konstant. Die Schergrenzen von $\tau_{p\ 0,008+}$ bzw. $\tau_{p\ 0,008-}$ weisen eine Spannungsdifferenz von etwa 90 MPa auf.

Die Schergrenzen sind demzufolge beim Einsatzstahl 20MoCrS4 im untersuchten Parameterbereich nicht oder nur sehr gering von der positiven Verformungsamplitude abhängig. Dagegen ist die maximale Spannung pro Verformungszyklus und die Sättigungsspannung erheblich von der positiven Verformungsamplitude und der kumulierten Scherwinkeländerung bzw. Zyklenzahl abhängig. Gleichzeitig scheint das Versagen mit dem Wert der Sättigungsspannung und der ertragbaren Zyklenzahl bei einer zyklischen Formänderung mit verbleibendem Verformungsinkrement pro Zyklus zu korrelieren. Der Werkstoff

versagt nur unter der Bedingung, dass ein Sättigungswert erreicht wurde. Je höher die Sättigungsspannung ist, um so früher versagt der Werkstoff. Dieser Trend hat sich auch bei den anderen Temperaturen und Verformungsgeschwindigkeiten im untersuchten Parameterfeld bestätigt.

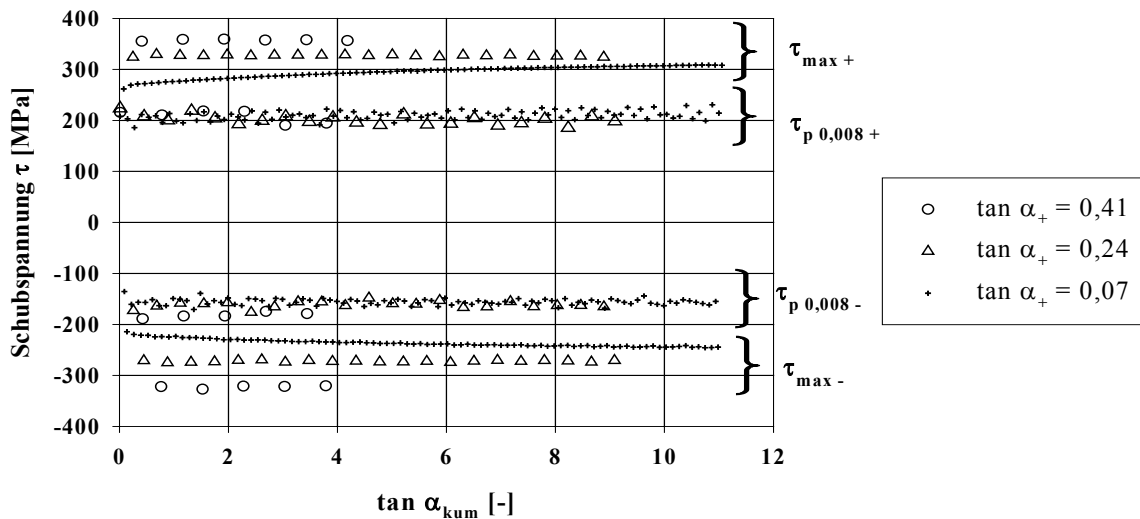


Bild 52: Vergleich der maximalen Spannung pro Zyklus $\tau_{\text{max}+}$ bzw. $\tau_{\text{max}-}$ und der Schergrenzen $\tau_{p\ 0,008+}$ bzw. $\tau_{p\ 0,008-}$ in Abhängigkeit von der kumulierten Scherwinkeländerung $\tan \alpha$ und positiven Verformungsamplitude $\tan \alpha_+$ ($\tan \alpha_- = 0,88 \cdot \tan \alpha_+$; $\dot{\alpha} = 0,7\ \text{s}^{-1}$)

Ein weiteres wichtiges Kriterium zur Bewertung des Werkstoffverhaltens unter zyklischer Belastung ist die spezifische Umformarbeit in Abhängigkeit von den Verformungsparametern und der Verformung. Im Bild 53 ist der Einfluss der kumulierten Scherwinkeländerung auf die spezifische Umformarbeit in Abhängigkeit von der positiven Verformungsamplitude bei 200°C und einer Scherwinkeländerungsgeschwindigkeit von $\dot{\alpha} = 0,7\ \text{s}^{-1}$ dargestellt. Es fällt auf, dass eine kleinere positive Umformhalbamplitude zu einer niedrigeren spezifischen Umformarbeit führt. Das heißt, der Anstieg der Arbeit über der kumulierten Scherwinkeländerung nimmt ab. Dieser Fakt ist dadurch bedingt, dass die maximalen Schubspannungen pro Zyklus mit der Abnahme der Umformhalbamplitude sinken. Es ist aber davon auszugehen, dass der Anstieg dieser Funktion nicht unendlich weiter abfällt und dass somit ein Grenzwert existiert. Selbst wenn das LCF- oder HCF-Verhalten in diese theoretische Betrachtung mit einbezogen werden, so ist in jedem Fall zur Plastifizierung eines Werkstoffs eine Fließspannung, die immer größer Null sein wird, erforderlich. Wird von einem Wert für $\tau_{\text{elast.}} = 200\ \text{MPa}$ ausgegangen, so hat die spezifische Umformarbeit bei einer kumulierten Scherwinkeländerung von $\tan \alpha_{\text{kum}} = 10$ einen Wert von $w_u = 2,0\ \text{J/mm}^3$ und liegt damit nur geringfügig unter der Kurve von $\tan \alpha_+ = 0,07$.

Das Ziel der Umformtechnik besteht darin, einen möglichst großen nominellen Umformgrad ohne Versagen zu erreichen. Aus diesem Grund wurde im Bild 53 die spezifische Umformarbeit eingetragen, die unabhängig von den übrigen

Verformungsparametern erforderlich ist, um eine nominelle Scherwinkeländerung von $\tan \alpha = 0,63$ zu erhalten. Da bei der einsinnigen Torsion keine Walkarbeit geleistet werden muss, ist hier der Arbeitsbedarf für das Erreichen der nominellen Scherwinkeländerung von $\tan \alpha = 0,63$ am geringsten. Bei den zyklischen Untersuchungen steigt der Arbeitsbedarf mit sinkender positiver Umformhalbamplitude an. Die Ursache dafür ist in den unterschiedlichen Inkrementen pro Zyklus zu suchen, da der Betrag der negativen Umformhalbamplitude in Abhängigkeit von der positiven Verformungsamplitude gewählt wurde. Bei den im Bild 53 dargestellten Untersuchungsergebnissen entspricht die negative Verformungsamplitude $\tan \alpha_- = 0,88 \cdot \tan \alpha_+$. Damit wird das Umforminkrement pro Zyklus mit abnehmender positiver Umformhalbamplitude immer kleiner.

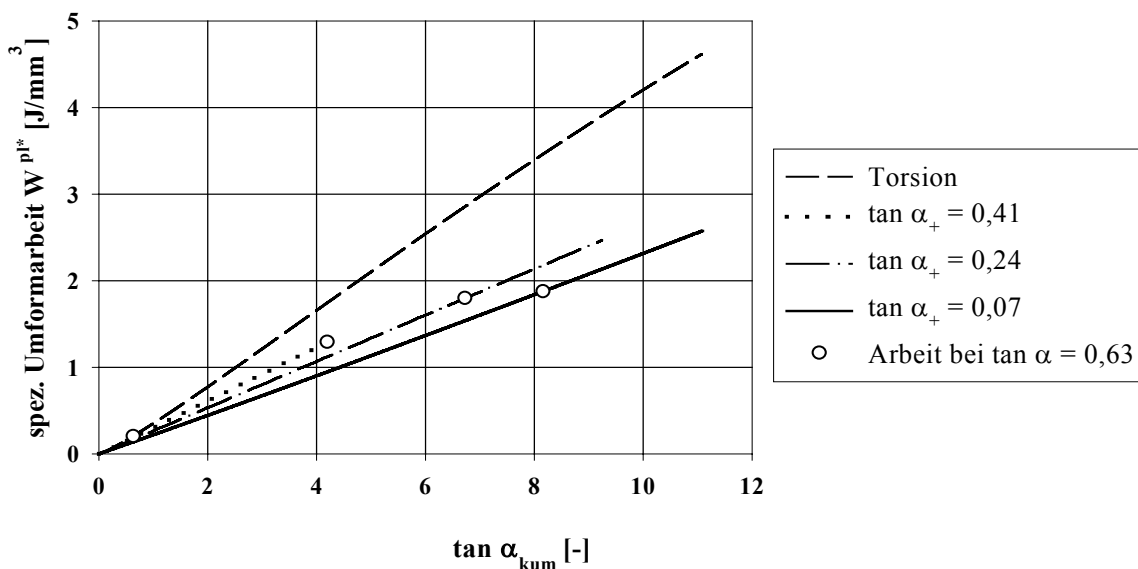
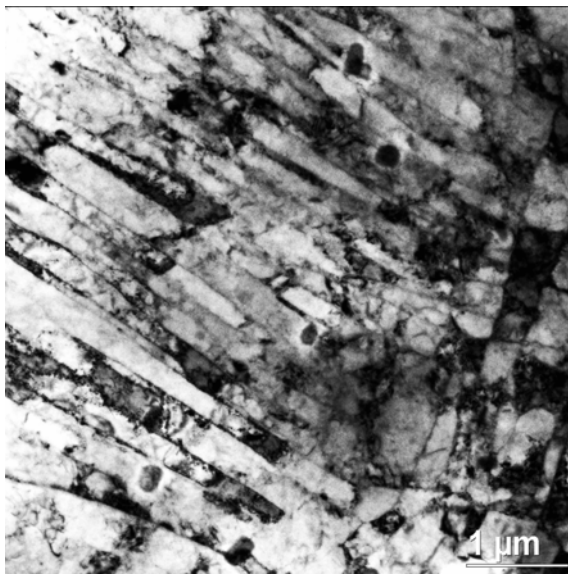


Bild 53: Einfluss der kumulierten Scherwinkeländerung auf die spezifische Umformarbeit in Abhängigkeit von der positiven Verformungsamplitude (200° ; $\dot{\alpha} = 0,7 \text{ s}^{-1}$; $\tan \alpha_- = 0,88 \cdot \tan \alpha_+$); Für eine bessere Vergleichbarkeit wurden die Arbeitswerte bei einer nominellen Scherwinkeländerung von $\tan \alpha = 0,63$ eingetragen.

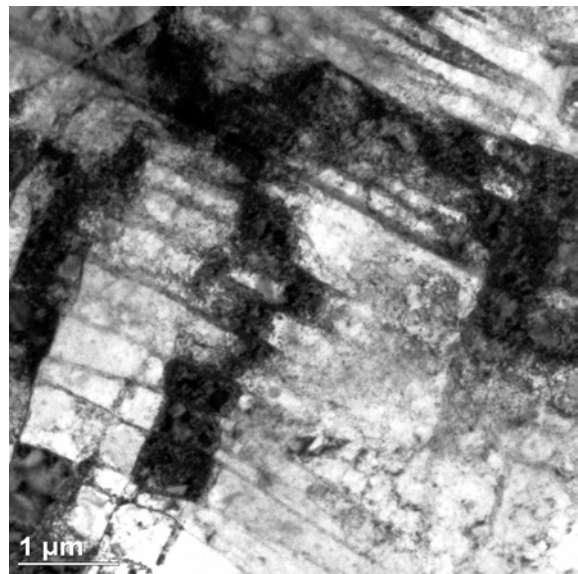
Es ist ebenfalls davon auszugehen, dass die Umformarbeit bei einer definierten nominellen Scherwinkeländerung mit sinkender positiver Umformhalbamplitude einen Grenzwert erreicht, vorausgesetzt die Rückverformung steht in einem konstanten Verhältnis mit der positiven Umformhalbamplitude. Da sich die Werte der notwendigen spezifischen Umformarbeit bei einer positiven Umformhalbamplitude von $\tan \alpha_+ = 0,24$ und $\tan \alpha_+ = 0,07$ nur noch geringfügig unterscheiden, kann man bei einer vorgegebenen nominellen Scherwinkeländerung von $\tan \alpha = 0,63$ von einem Grenzwert der spezifischen Umformarbeit von ca. 2 J/mm^3 ausgehen. Die hier maximal erreichbaren Scherwinkeländerungen sind aus versuchstechnischen Gründen begrenzt. Eine genaue Vorhersage des Versagens ist deshalb mit den durchgeführten Untersuchungen nicht möglich. Während der Werkstoff unter einsinniger Torsion bei $\tan \alpha = 1,24$ durch Bruch versagte, konnte

bei einer zyklischen Verformung mit einer positiven Verformungsamplitude von $\tan \alpha_+ = 0,41$ lediglich eine nominelle Scherwinkeländerung von $\tan \alpha = 0,63$ erreicht werden. Eine kleinere positive Verformungsamplitude führt erst bei größeren nominellen Verformungen zum Bruch. Bei einem $\tan \alpha_+ = 0,07$ trat bei einer Rückverformung von $0,88 \cdot \tan \alpha_+$, einer Temperatur von 200°C und einer Scherwinkeländerungsgeschwindigkeit von $\dot{\alpha} = 0,7 \text{ s}^{-1}$ im untersuchten Verformungsbereich kein Versagen auf.

Die Unterschiede im mechanischen Werkstoffverhalten und im Versagen sind in erster Linie in der Anordnung und Orientierung der Versetzungen zu suchen. Wie bei großen Verformungen und beim kubisch-raumzentrierten Eisen zu vermuten war, konnten in Abhängigkeit von den Verformungsparametern unterschiedlich ausgeprägte Versetzungszellen / -Subkörner nachgewiesen werden. Persistente Gleitbänder traten nicht auf. An Hand von TEM-Untersuchungen konnte ein erheblicher Einfluss der positiven Verformungsamplitude auf die Versetzungszellbildung nachgewiesen werden. Bei den nachfolgenden Betrachtungen ist zu berücksichtigen, dass sich die Verformungszustände in Abhängigkeit von den Verformungsparametern insbesondere beim Bezug auf die kumulierte Scherwinkeländerung unterscheiden. Die TEM-Aufnahmen entsprechen immer dem Zustand nach dem Erreichen einer nominellen Scherwinkeländerung von $\tan \alpha = 0,82$ bzw. nach dem Versagen durch Bruch. Bei dem im Bild 54a und b dargestellten Zustand wurde der Werkstoff mit einer großen positiven Amplitude verformt.



a)



b)

Bild 54: Versetzungszellbildung in ferritischen Bereichen des Einsatzstahls 20MoCrS4 nach einer zyklisch plastischen Verformung ($\tan \alpha_+ = 0,41$; $\tan \alpha_- = 0,88 \cdot \tan \alpha_+$; $\dot{\alpha} = 0,7 \text{ s}^{-1}$; $\vartheta = 200^\circ\text{C}$); a) langgestreckte Versetzungszellen mit ausgeprägten scharf begrenzten Zellwänden; b) Bereiche mit weniger stark ausgeprägten Zellwänden mit hoher Versetzungsdichte im Inneren und Versetzungssträngen

Neben bereits ausgeprägten Versetzungszellen liegen in den ferritischen Bereichen versetzungsreiche Gebiete mit nur geringer Versetzungszellbildung vor. Es können Versetzungsstränge nachgewiesen werden, wie sie für große einsinnige Verformungen kurz vor dem Versagen typisch sind. Die Versetzungsstränge treten in 2 Richtungen auf, die zueinander jeweils 90° versetzt sind. Als Besonderheit dieser zyklischen Verformungen mit großer positiver Amplitude ist das teilweise Verschieben dieser Versetzungsstränge aus ihrer ursprünglichen Lage anzusehen. Versetzungsstränge und hohe Versetzungsdichte in den Versetzungszellen sind ein Merkmal für eine fortgeschrittene Werkstoffschädigung. Beide konnten nur bei durch Bruch versagten Werkstoffzuständen nachgewiesen werden. Bei den Verformungszuständen mit kleinerer positiver Verformungsamplitude treten keine Versetzungsstränge auf (Bild 55). Weniger scharf ausgeprägte Versetzungszellen mit breiten Zellwänden und einer hohen Versetzungsdichte im Inneren sind wiederum ein Merkmal für die fortgeschrittene Werkstoffschädigung. Auch der im Bild 55a dargestellte Werkstoffzustand, der mit einer positiven Amplitude von $\tan \alpha_+ = 0,24$ verformt wurde, versagte vor dem Erreichen des angestrebten nominellen Umformgrades durch Bruch.

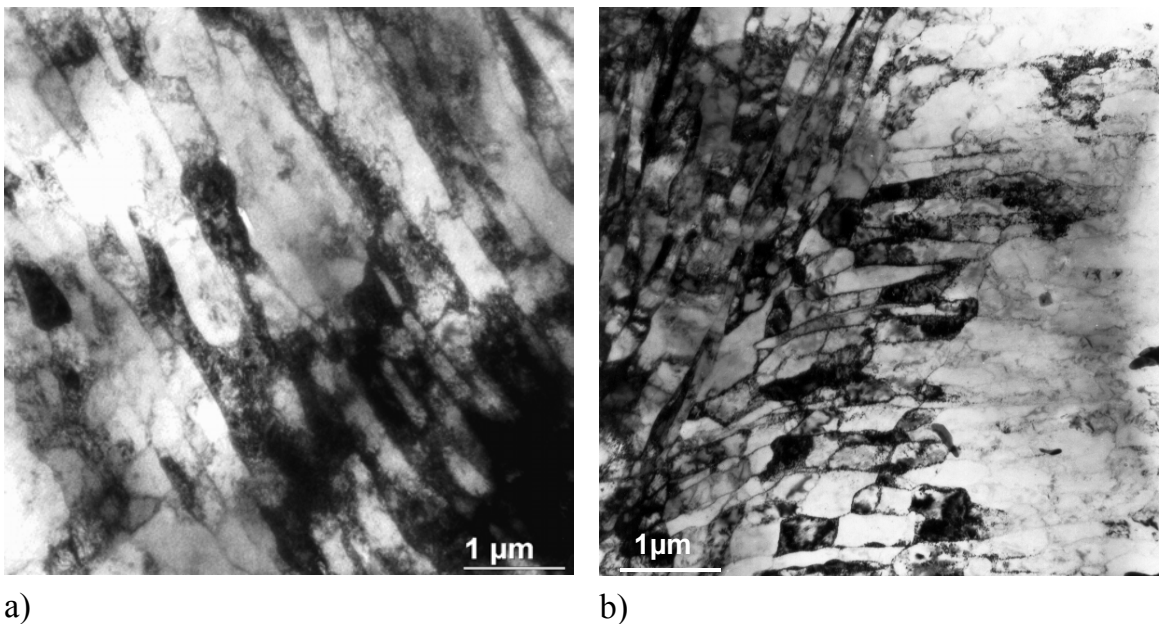


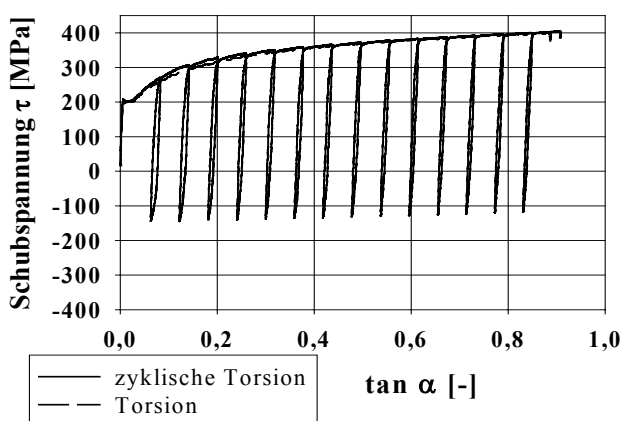
Bild 55: Versetzungszellbildung in ferritischen Bereichen des Einsatzstahls 20MoCrS4 nach einer zyklisch plastischen Verformung ($\tan \alpha_- = 0,88 \cdot \tan \alpha_+$; $\dot{\alpha} = 0,7 \text{ s}^{-1}$; $\vartheta = 200^\circ\text{C}$); a) $\tan \alpha_+ = 0,24$; Versetzungszellen mit hoher Versetzungsdichte im Inneren mit wenig ausgeprägten Zellwänden; b) $\tan \alpha_+ = 0,07$; Subkörner mit ausgeprägten scharf begrenzten Zellwänden

Die deutlich kleinere positive Verformungsamplitude von $\tan \alpha_+ = 0,07$ (Bild 55b) führt zu deutlich anderen Versetzungsanordnungen. In diesem Verformungszustand kann man bereits von einer ausgeprägten Subkornbildung sprechen. Die Subkörner sind mit 0,25 bis 0,5 μm erheblich kleiner und weniger gestreckt. Die Versetzungen konzentrieren sich einerseits in den Zellwänden auf engem Raum und andererseits weist ein Teil der Subkörner im Inneren große Versetzungsdichten auf. Der

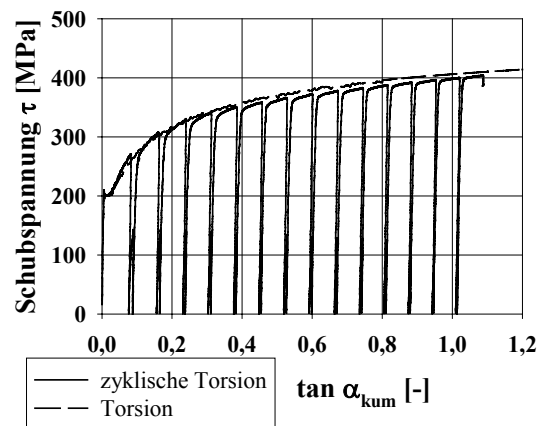
Schädigungsgrad ist trotz der sehr großen kumulierten und nominellen Scherwinkeländerung erheblich kleiner als bei den anderen beiden Verformungszuständen. Bedingt durch die kleinen Verformungsschritte haben die Versetzungen nur sehr kurze Wege zurückzulegen. Das scheint die Subkornbildung zu begünstigen und die Versetzungsstrangbildung zu erschweren. In der Subkornbildung ist gleichzeitig die Ursache für niedrigere Schubspannungen für die zyklische Verformung zu sehen. In den Subkörnern mit geringer Versetzungsdichte im Zellinneren können sich die wenigen Versetzungen frei bewegen. Außerdem begünstigen die Eigenspannungen, die von den Subkorn Grenzen ausgehen, die Versetzungsbewegung im Zellinneren, vorausgesetzt der Betrag des nachfolgenden Verformungsschrittes ist nicht zu groß.

6.3.3 Einfluss der negativen Verformungsamplitude $\tan \alpha_-$

Wird die negative Verformungsamplitude $\tan \alpha_-$ auf die vorangegangene positive Verformungsamplitude bezogen, so ist mit einem entscheidenden Einfluss auf die Umformarbeit zum Erreichen einer definierten nominellen Scherwinkeländerung zu rechnen. Steigt die negative Umformhalbamplitude von $\tan \alpha_- = 0,24 \cdot \tan \alpha_+$ über $0,57 \cdot \tan \alpha_+$ auf $0,88 \cdot \tan \alpha_+$ bei konstanten $\tan \alpha_+$, so nimmt der Anteil der Walkarbeit stetig zu und das Inkrement wird kleiner. Es ist also insgesamt mehr Umformarbeit zu verrichten, um eine definierte nominelle Verformung zu erhalten. Der Einfluss der negativen Verformungsamplitude auf das Werkstoffverhalten wird an Hand eines Beispiels erläutert. Im Bild 51, Bild 56 und Bild 57 wird das zyklisch plastische Werkstoffverhalten des Einsatzstahls 20MoCrS4 in Abhängigkeit von der negativen Verformungsamplitude bei einer positiven Verformungsamplitude von $\tan \alpha_+ = 0,07$, einer Temperatur von 200°C und einer Scherwinkeländerungsgeschwindigkeit von $\dot{\alpha} = 0,7 \text{ s}^{-1}$ mit dem Werkstoffverhalten unter einsinniger Torsionsbelastung verglichen.



a)



b)

Bild 56: Vergleich des Werkstoffverhaltens unter reiner Torsionsbelastung mit dem zyklisch plastischen Werkstoffverhalten ($\tan \alpha_+ = 0,07$; $\tan \alpha_- = 0,24 \cdot \tan \alpha_+$; $\dot{\alpha} = 0,7 \text{ s}^{-1}$; $\vartheta = 200^\circ\text{C}$); a) Schubspannung über nomineller Scherwinkeländerung; b) Schubspannung über kumulierter Scherwinkeländerung

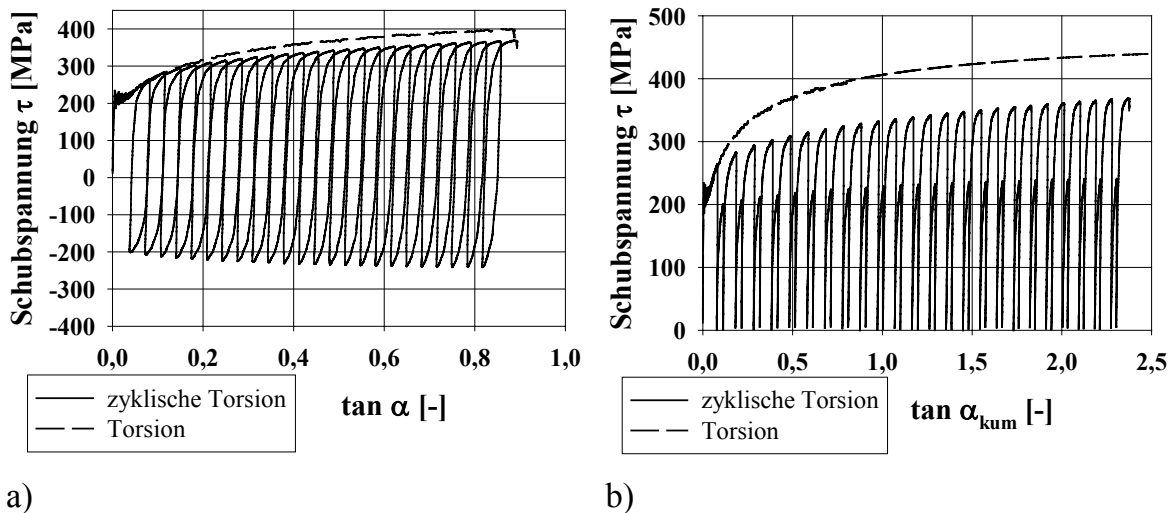


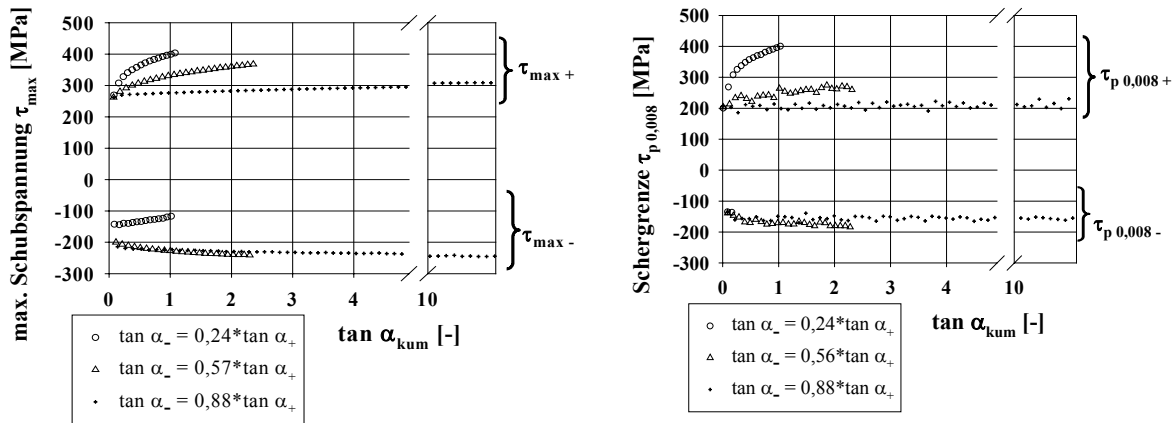
Bild 57: Vergleich des Werkstoffverhaltens unter reiner Torsionsbelastung mit dem zyklisch plastischen Werkstoffverhalten ($\tan \alpha_+ = 0,07$; $\tan \alpha_- = 0,57 \cdot \tan \alpha_+$; $\dot{\alpha} = 0,7 \text{ s}^{-1}$; $\vartheta = 200^\circ\text{C}$); a) Schubspannung über nomineller Scherwinkeländerung; b) Schubspannung über kumulierter Scherwinkeländerung

Zunächst fällt auf, dass sich im Bereich des plastischen Fließens bei der kleinsten untersuchten negativen Verformungsamplitude von $\tan \alpha_- = 0,24 \cdot \tan \alpha_+$ weder bei der nominellen (Bild 56a) noch bei der kumulierten Scherwinkeländerung (Bild 56b) nennenswerte Unterschiede in den Schubspannungen im Vergleich zur einsinnigen Torsionsbelastung ergeben. Der Grund dafür ist die geringe plastische Rückverformung. Keine oder eine sehr kleine plastische Rückverformung hat zur Folge, dass die Spannung bei erneuter Hinverformung nicht entscheidend verringert wird. Die Untersuchungen bei sehr kleiner positiver und negativer Verformungsamplitude belegen, dass eine sehr kleine plastische Rückverformung zu Schubspannungen führen kann, die im Bereich der einsinnigen Torsionsbelastung liegen. Erst bei einer größeren kumulierten Scherwinkeländerung liegen die Schubspannungen bei der zyklischen Verformung geringfügig unter den Werten der einsinnigen Torsion. Je größer die Schubspannung bei der Hinverformung wird, um so größer wird der Anteil der elastischen Rückfederung an der negativen Verformungsamplitude. Das heißt, der plastische Anteil an der Rückverformung nimmt ab. Ein weiteres Indiz dafür ist der unterschiedliche Anstieg der maximalen Schubspannungen pro Halbzyklus. Bei einer negativen Verformungsamplitude von $\tan \alpha_- = 0,57 \cdot \tan \alpha_+$ (Bild 57) oder $\tan \alpha_- = 0,88 \cdot \tan \alpha_+$ (Bild 51) ist der Anteil der plastischen Rückverformung erheblich größer. Aus diesem Grund unterscheidet sich das Werkstoffverhalten von dem Werkstoffverhalten unter einsinniger Torsionsbelastung. Die maximalen Schergrenzen liegen von Verformungsbeginn an unter den Schubspannungen unter einsinniger Torsion. Sowohl bei $\tan \alpha_- = 0,57 \cdot \tan \alpha_+$ als auch bei $\tan \alpha_- = 0,88 \cdot \tan \alpha_+$ wird keine Sättigung der Schergrenze $\tau_{p,0,008}$ bzw. der maximalen Schubspannung pro Zyklus $\tau_{\max}$ im untersuchten Verformungsbereich erzielt (Bild 58). Die Beträge beider steigen bis zum Erreichen der Scherwinkeländerung von $\tan \alpha = 0,82$ an. Der Werkstoff verfestigt. Da der Anstieg der

maximalen Schubspannung pro Zyklus mit zunehmender Zyklenzahl geringer wird, sollte es bei größeren Verformungen bzw. Zyklenzahlen zu einem Sättigungszustand kommen. Es ist davon auszugehen, dass mit zunehmender Rückverformung die maximalen Schubspannungen $\tau_{\max+}$ sinken. Damit wird klar, dass das Erreichen einer Sättigungsspannung von der negativen Verformungsamplitude abhängig ist.

An dieser Stelle sei noch einmal explizit darauf hingewiesen, dass die Sättigung nur in Verbindung mit den übrigen Untersuchungsparametern bewertet werden kann. Die Verformung bei der der Sättigungszustand erreicht wird, hängt im Wesentlichen von der Temperatur und Scherwinkelgeschwindigkeit ab.

Die negative Verformungsamplitude hat erhebliche Auswirkungen auf die Schergrenze und die Maximalspannungen. Bis zum Ende des ersten Halbzyklus ist das Werkstoffverhalten bei konstantem $\tan \alpha_+$ identisch. Demzufolge muss auch beim erstmaligen Überschreiten der Verformungsgrenze bei der Rückverformung die gleiche Schubspannung $\tau_{p\ 0,008-}$ auftreten, Bild 58b. Der Werkstoff wird bei einer negativen Verformungsamplitude von $\tan \alpha_- = 0,88 \cdot \tan \alpha_+$ am weitesten zurückverformt. Das führt, im Vergleich zu den beiden kleineren Rückverformungen, zunächst bei den ersten Belastungszyklen zu größeren maximalen Schubspannungen bei der Rückverformung $\tau_{\max-}$. Gleichzeitig begünstigt eine hohe Schubspannung bei der Rückverformung eine niedrigere Schergrenze bei erneuter Hinverformung. Da aber die Anstiege von $\tau_{p\ 0,008}$ und $\tau_{\max}$ über der kumulierten Scherwinkeländerung bei einer negativen Verformungsamplitude von $\tan \alpha_- = 0,57 \cdot \tan \alpha_+$ größer sind, werden die maximalen Schubspannungen bei $\tan \alpha_- = 0,88 \cdot \tan \alpha_+$ nach einigen Zyklen erreicht und überschritten. Dieses Werkstoffverhalten kann auch bei größeren positiven Verformungsamplituden in Abhängigkeit vom Rückverformungsbetrag beobachtet werden. Eine große Rückverformung vorausgesetzt, können $\tau_{p\ 0,008}$ und $\tau_{\max}$ über der kumulierten Formänderung bis zum Erreichen der Sättigung und in Abhängigkeit von der Temperatur und Scherwinkelgeschwindigkeit sogar abfallen. Das bedeutet, dass das Werkstoffverhalten sowohl verfestigend als auch entfestigend sein kann. Die Ursache dafür ist in der mit zunehmender negativer Verformungsamplitude fortschreitenden Versetzungszellbildung und der damit verbundenen Eigenspannungsentwicklung zu suchen. Definitiv sind sowohl die Schergrenze als auch die maximale Schubspannung pro Zyklus vom Betrag der Rückverformung abhängig. Eine Sonderstellung hat lediglich das zyklische Werkstoffverhalten bei Kombination von kleiner positiver und negativer Verformungsamplitude (z. B. $\tan \alpha_+ = 0,07$; $\tan \alpha_- = 0,24 \cdot \tan \alpha_+$). Vorausgesetzt, bei der Rückverformung bleibt der plastische Verformungsanteil gering, ist das zyklische Werkstoffverhalten mit dem unter einsinniger Torsion durchaus zu vergleichen.



a)

b)

Bild 58: Vergleich der maximalen Spannung pro Zyklus $\tau_{\max+}$ bzw. $\tau_{\max-}$ (a) und der Schergrenzen $\tau_{p 0,008+}$ bzw. $\tau_{p 0,008-}$ (b) in Abhängigkeit von der kumulierten Scherwinkeländerung $\tan \alpha$ und der negativen Verformungsamplitude $\tan \alpha_-$; ($\tan \alpha_+ = 0,07$; $\dot{\alpha} = 0,7 \text{ s}^{-1}$; $\vartheta = 200^\circ\text{C}$)

Außerdem kann festgestellt werden, dass die negative Verformungsamplitude einen erheblichen Einfluss auf die spezifische Umformarbeit hat. Ein zunehmender Grad der Rückverformung erzeugt kleinere Spannungen zum Aufrechterhalten der Plastifizierung. Das resultiert in einer niedrigeren Umformarbeit, vorausgesetzt diese wird auf die kumulierte Scherwinkeländerung bezogen. Das heißt, der Anstieg der Umformarbeit über der kumulierten Scherwinkeländerung nimmt mit zunehmender Rückverformung ab (Bild 59) und ist bei einem $\tan \alpha_- = 0,88 \cdot \tan \alpha_+$ bei allen untersuchten Parametern am kleinsten. Alle möglichen Anstiege sollten wiederum zwischen dem Wert der einsinnigen Torsion und einer idealen Geraden liegen, die der Umformarbeit bei konstant bleibender Streckgrenze entspricht. Zur besseren Vergleichbarkeit ist die spezifische Umformarbeit angegeben, die für eine nominelle Scherwinkeländerung von $\tan \alpha = 0,82$ erforderlich ist. Wie zu erwarten war, ist die Umformarbeit bei einer negativen Verformungsamplitude von $\tan \alpha_- = 0,24 \cdot \tan \alpha_+$ nahezu identisch mit dem Verlauf bei einsinniger Torsionsbelastung. Nur die kleine Differenz zwischen dem Arbeitsbedarf für die nominelle Scherwinkeländerung von $\tan \alpha = 0,82$ weist auf geringe Unterschiede hin.

Interessanterweise unterscheiden sich die Anstiege der spezifischen Umformarbeiten bei $\tan \alpha_- = 0,57 \cdot \tan \alpha_+$ und $\tan \alpha_- = 0,88 \cdot \tan \alpha_+$ bei kleinen kumulierten Scherwinkeländerungen nicht. Der Grund dafür ist in der zunächst niedrigeren maximalen Schubspannung bei der Rückverformung bei $\tan \alpha_- = 0,57 \cdot \tan \alpha_+$ zu suchen. Der Arbeitsbedarf der positiven und negativen Verformungsamplitude gleicht sich im Anfangsbereich aus. Erst bei größeren Verformungen unterscheiden sich beide Werte signifikant, wobei allerdings für eine vergleichbare nominelle Verformung bei kleinerer Rückverformung erheblich weniger Arbeit notwendig ist.

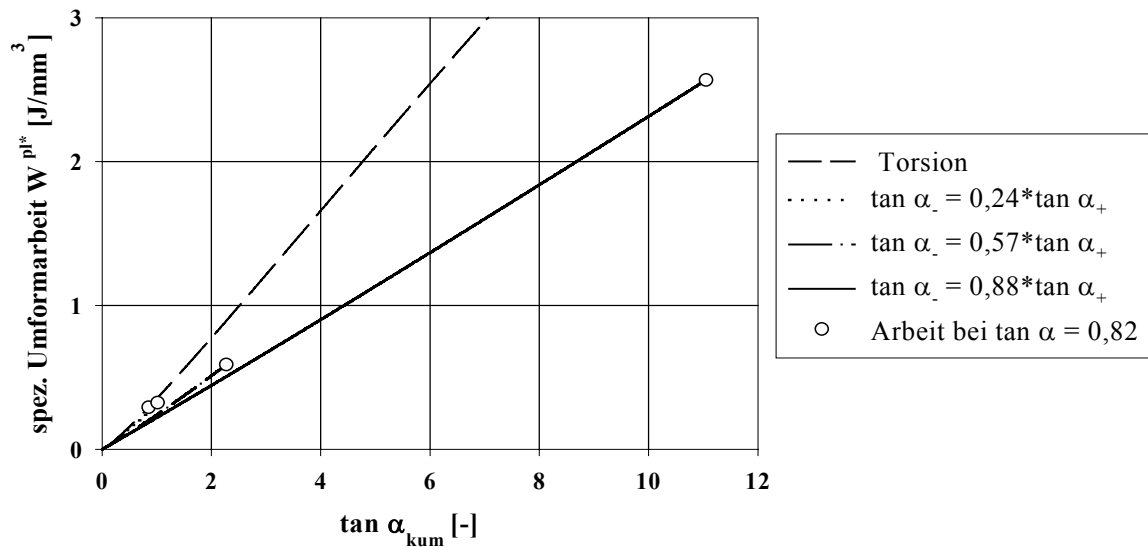


Bild 59: Einfluss der kumulierten Scherwinkeländerung auf die spezifische Umformarbeit in Abhängigkeit von der negativen Verformungsamplitude (200°C ; $\dot{\alpha} = 0,7 \text{ s}^{-1}$; $\tan \alpha_+ = 0,07$); Für eine bessere Vergleichbarkeit wurden die Arbeitswerte bei einer nominellen Scherwinkeländerung von $\tan \alpha = 0,82$ eingetragen.

Für die Umformpraxis bedeutet dieses Ergebnis, dass eine große Rückverformung niedrigere Umformkräfte zur Folge hat, aber insgesamt erheblich mehr Umformarbeit geleistet werden muss. Quantitative Aussagen zum Schädigungsverhalten in Abhängigkeit von der Rückverformung können auf Grund des begrenzten Drehwinkels der Versuchseinrichtung nicht getroffen werden. Wird berücksichtigt, dass bei einer angenommenen Rückverformung von $\tan \alpha_- = \tan \alpha_+$ der angestrebte nominelle Umformgrad nicht erreicht werden kann, dass bei einer einsinnigen Belastung die Umformkräfte vergleichsweise hoch sind und die Versetzungsanordnung auf ein frühzeitiges Versagen hindeutet, so kann man davon ausgehen, dass es ein Optimum bei der Rückverformung gibt, bei dem möglichst niedrige Kräfte zu einem hohen Umformgrad ohne Versagen führen können. Ein wissenschaftlicher Nachweis dieser Annahme steht noch aus.

Die Versetzungsanordnung gibt ein wichtiges Indiz für die Schädigung des Werkstoffs. Bei einer negativen Verformungsamplitude von $\tan \alpha_- = 0,24 \cdot \tan \alpha_+$ kann keinerlei Versetzungszellbildung nachgewiesen werden (Bild 60a). Es liegt eine sehr hohe Versetzungsdichte vor, wobei von einer regellosen Verteilung ausgegangen werden kann. Die Werkstoffschädigung ist bereits über eine Versetzungsstrangbildung erheblich fortgeschritten. Dagegen konzentrieren sich die Versetzungen bei einer negativen Verformungsamplitude von $\tan \alpha_- = 0,88 \cdot \tan \alpha_+$ in den Zellwänden der Subkörner (Bild 60b). Ein Großteil der Subkörner ist im Zellinneren versetzungsarm. Eine solche Subkornbildung begünstigt weitere Verformungen, wobei sich trotzdem mit zunehmender Zyklenzahl eine höhere Versetzungsdichte ausbildet und zu einem zyklenabhängigen Versagen führt. Welche Subkorngröße auftritt, sollte sowohl eine Funktion der positiven als auch der negativen Verformungsamplitude sein. Nach Gersinska ist bei einer zunehmenden Verformungsamplitude mit einer abnehmenden Subkorngröße zu

rechnen /93/. Das konnten diese Untersuchungen bei erheblich größeren Verformungsamplituden und Unterschieden in den Beträgen der Verformung bei Hin- und Rückverformung nicht bestätigen. Es kann davon ausgegangen werden, dass sich Subkörner nur bei ausreichender plastischer Rückverformung und einer bestimmten Zyklenzahl ausbilden, Bild 60.

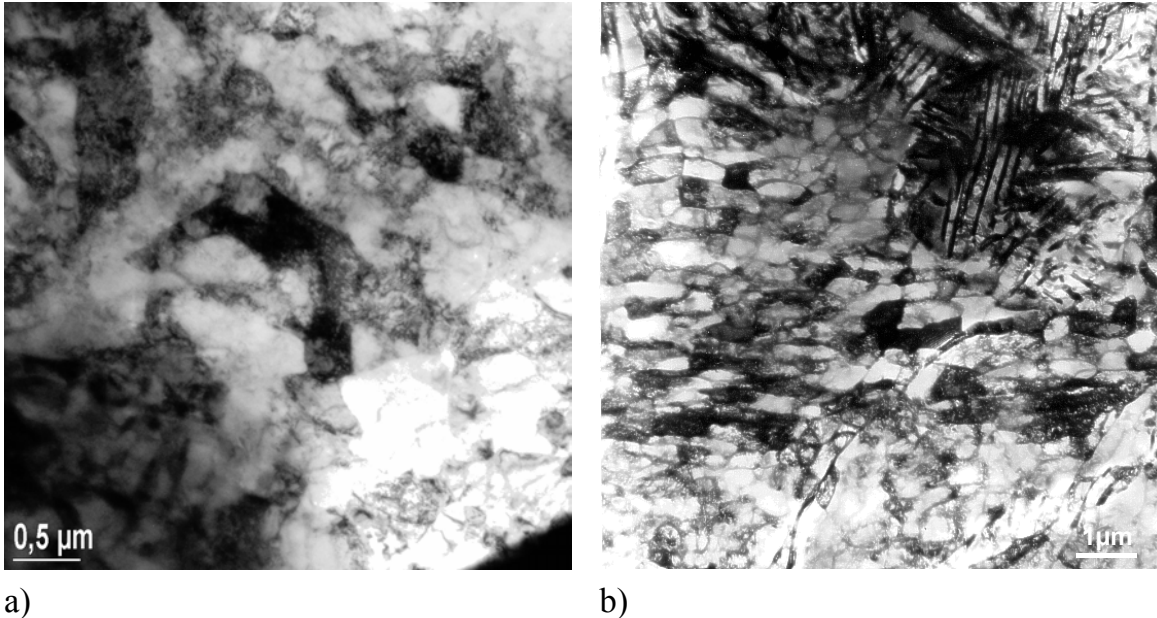


Bild 60: Versetzungsanordnung in ferritischen Bereichen des Einsatzstahls 20MoCrS4 nach einer zyklisch plastischen Verformung ($\tan \alpha_+ = 0,07$; $\dot{\alpha} = 0,7 \text{ s}^{-1}$; $\vartheta = 200^\circ\text{C}$);
 a) $\tan \alpha_- = 0,24 \cdot \tan \alpha_+$; hohe Versetzungsdichte und Versetzungsstrangbildung;
 b) $\tan \alpha_- = 0,88 \cdot \tan \alpha_+$; Subkörner mit ausgeprägten scharf begrenzten Zellwänden, viele Zellen weisen nur wenige Versetzungen im Inneren auf, oben: perlitische Gefügebereiche

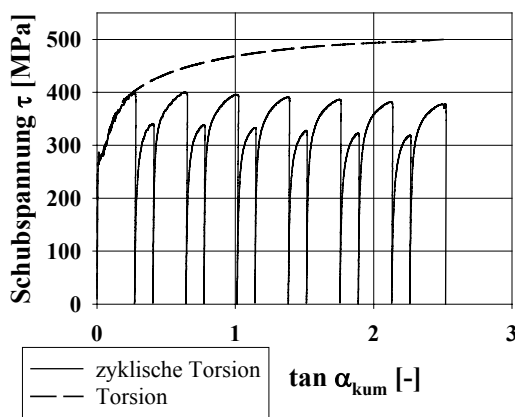
Die Form und Größe der Subkörner wird einen entscheidenden Einfluss auf die sich einstellende Sättigungsspannung haben. Werden keine Subkörner oder Versetzungszellen gebildet, wie beispielsweise bei $\tan \alpha_+ = 0,07$ und einer Rückverformung von $\tan \alpha_- = 0,24 \cdot \tan \alpha_+$, so kann bei der positiven Verformung kein entscheidender Einfluss auf die Schubspannungen festgestellt werden. Der Werkstoff verfestigt unter solchen Umständen wie unter einsinniger Belastung.

6.3.4 Einfluss der Temperatur

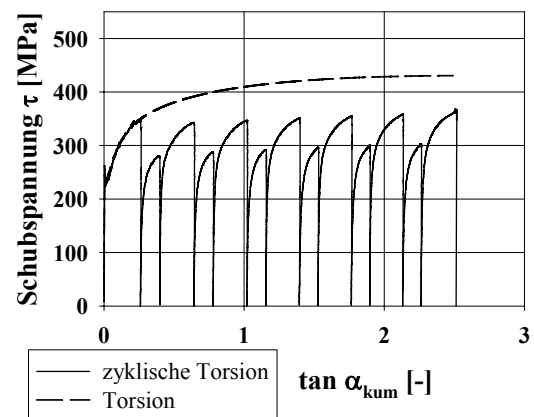
Beim Einfluss der Temperatur auf das zyklisch plastische Werkstoffverhalten muss zunächst konkretisiert werden, dass die Temperaturführung während des Versuchs nicht isotherm war. Die freiwerdende Umformwärme führte also in Abhängigkeit von der Scherwinkeländerungsgeschwindigkeit zu einer Temperaturerhöhung im Werkstoff.

Trotz der erheblichen Unterschiede im Arbeitsbedarf gibt es zwischen dem einsinnigen und dem zyklisch plastischen Werkstoffverhalten deutliche Parallelen. Im Bild 61 und Bild 62 wird das mechanische Werkstoffverhalten unter zyklisch plastischer Belastung der einsinnigen Torsion in Abhängigkeit von der Temperatur

vergleichend gegenüber gestellt. Die übrigen Versuchsparameter waren mit $\tan \alpha_+ = 0,24$, $\tan \alpha_- = 0,57 \cdot \tan \alpha_+$ und $\dot{\alpha} = 7 \text{ s}^{-1}$ konstant. Unabhängig von der Temperatur liegen die Schubspannungen, die zum Erreichen einer bestimmten nominellen Scherwinkeländerung notwendig sind, vom ersten Halbzyklus abgesehen, immer deutlich unterhalb der Werte für eine einsinnige Torsionsbelastung. Mit zunehmender Temperatur bis 200°C fallen die Schubspannungen ab, die Versetzungsbewegung wird zunächst begünstigt. In Abhängigkeit von der Verformungsgeschwindigkeit kommt es in einem Temperaturbereich zwischen 300°C und 400°C zu einer Umkehrung dieses Trends. Beim hier dargestellten Beispiel mit der hohen Scherwinkeländerungsgeschwindigkeit von $\dot{\alpha} = 7 \text{ s}^{-1}$ ist die Zunahme der Festigkeit erst bei einer Temperatur von 400°C nachweisbar (Bild 62a).

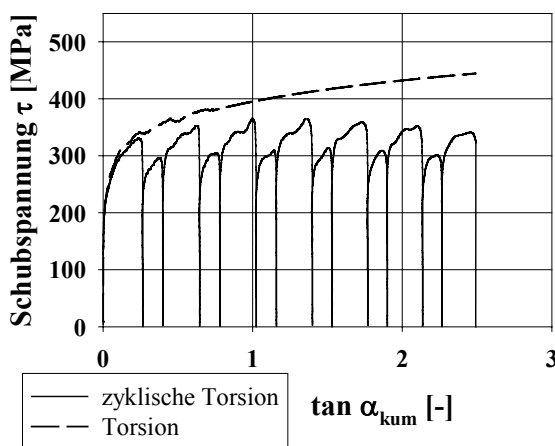


a)

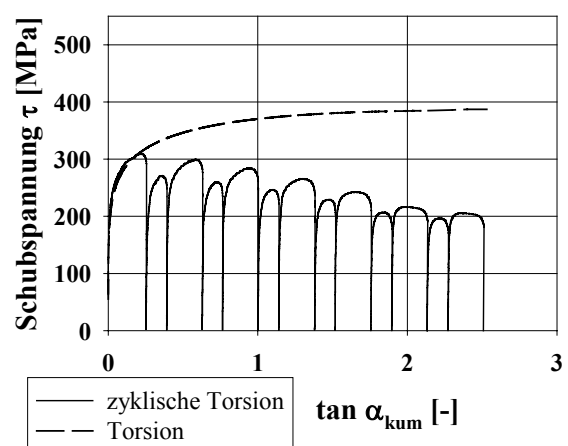


b)

Bild 61: Vergleich des Werkstoffverhaltens unter reiner Torsionsbelastung mit dem zyklisch plastischen Werkstoffverhalten ($\tan \alpha_+ = 0,24$; $\tan \alpha_- = 0,57 \cdot \tan \alpha_+$; $\dot{\alpha} = 7 \text{ s}^{-1}$;
a) Ausgangstemperatur = RT; b) Ausgangstemperatur = 200°C



a)



b)

Bild 62: Vergleich des Werkstoffverhaltens unter reiner Torsionsbelastung mit dem zyklisch plastischen Werkstoffverhalten ($\tan \alpha_+ = 0,24$; $\tan \alpha_- = 0,57 \cdot \tan \alpha_+$; $\dot{\alpha} = 7 \text{ s}^{-1}$);
a) Ausgangstemperatur = 400°C ; b) Ausgangstemperatur = 500°C

Zumindest die ersten Zyklen weisen eine höhere Schubspannung auf als unter 200°C-Belastung. Diese scheinbar paradoxe Festigkeitssteigerung mit zunehmender Temperatur wird der dynamischen Reckalterung zugeschrieben. Dafür spricht ebenfalls der unstete schwingende Verlauf der Schubspannung, der sowohl unter zyklischer als auch unter einsinniger Beanspruchung auftritt. Versetzungen reißen sich von interstitiell gelösten Fremdatomen los. Die bei dieser Temperatur deutlich erhöhte Diffusionsgeschwindigkeit für Stickstoff- und Kohlenstoffatome führt dazu, dass die Versetzungen immer wieder von den Fremdatomen eingeholt und blockiert werden können. Als Folge nimmt die Festigkeit zu. Steigt die Temperatur noch weiter an, so erhöht sich die Beweglichkeit der Versetzungen sehr stark und die interstitiell gelösten Fremdatome stellen kein nennenswertes Hindernis mehr dar. Die Festigkeit liegt bei 500°C deutlich niedriger (Bild 62b). Außerdem fällt auf, dass die Festigkeit mit zunehmender Zyklenzahl extrem abfällt. Auch innerhalb eines Halbzyklus schließt sich nach einer anfänglichen Verfestigung eine kurze Phase der Entfestigung an. Dieses stark entfestigende Werkstoffverhalten kann nur bei den Untersuchungen mit einer Starttemperatur von 500°C, einer hohen Scherwinkeländerungsgeschwindigkeit und einem hohen Grad an Rückverformung festgestellt werden. Die Ursache für die Entfestigung liegt im Temperaturzuwachs während der Verformung und in einer beginnenden Rekristallisation der ferritischen Bereiche. Deutlicher werden die Unterschiede im zyklisch plastischen Werkstoffverhalten in Bezug auf die maximalen Schubspannungen pro Zyklus $\tau_{\max}$ (Bild 63a) und die Schergrenzen $\tau_{p\,0,008}$ (Bild 63b).

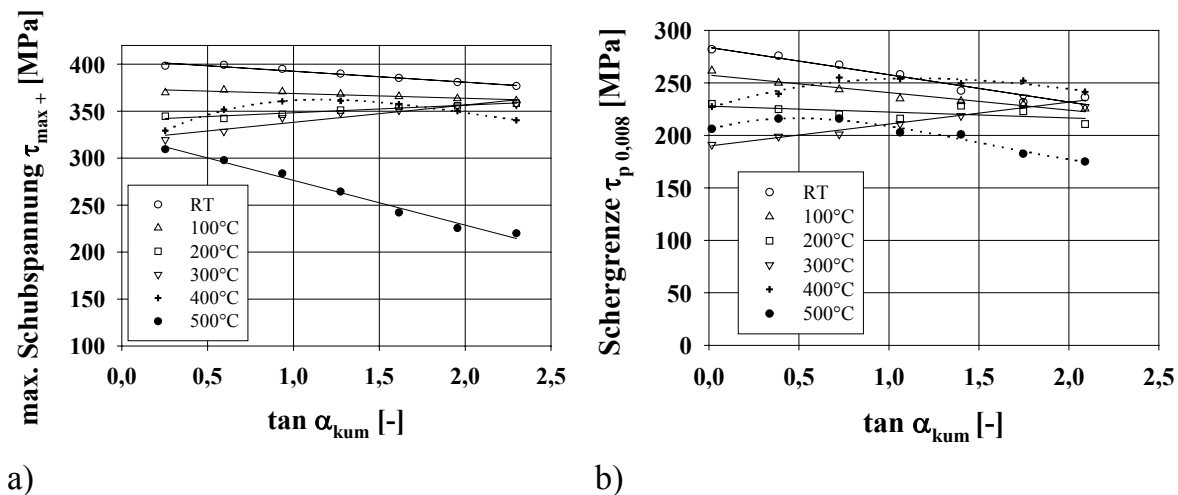


Bild 63: Vergleich der maximalen Spannung pro Zyklus $\tau_{\max}$ (a) und der Schergrenze $\tau_{p\,0,008}$ (b) in Abhängigkeit von der kumulierten Scherwinkeländerung $\tan \alpha_{\text{kum}}$ und der Ausgangstemperatur ($\tan \alpha_+ = 0,24$; $\tan \alpha_- = 0,57 \cdot \tan \alpha_+$; $\dot{\alpha} = 7 \text{ s}^{-1}$)

Die Anstiege sowohl der maximalen Schubspannungen als auch der Schergrenze über der kumulierten Scherwinkeländerung werden entscheidend von der Temperatur beeinflusst. Im Temperaturbereich zwischen RT und 100°C entfestigt der Einsatzstahl 20MoCrS4 zyklisch, wobei der Grad der Entfestigung mit zunehmender Temperatur geringer wird. Die Trendlinie verläuft flacher. Der Grund für die Entfestigung ist eine kombinierte Wirkung von umformwärmebedingter

Temperaturerhöhung und der mit zunehmender Zyklenzahl fortschreitenden Versetzungszellbildung. Bei 200°C liegt zwar der Wert der maximalen Schubspannung bei der Erstbelastung deutlich unter den Werten bei niedrigeren Temperaturen, aber mit zunehmender Zyklenzahl verfestigt der Werkstoff zyklisch. Nach einer kumulierten Scherwinkeländerung von $\tan \alpha_{\text{kum}} = 2,25$ liegen maximale Schubspannung pro Zyklus und die Schergrenze im Bereich der Raumtemperaturwerte. Die frei werdende Umformwärme bedingt eine Temperaturerhöhung, so dass Reckalterungseffekte begünstigt werden. Die zyklische Verformung scheint zu einer Verschiebung der Reckalterung zu niedrigeren Temperaturen zu führen. Erheblich ausgeprägter ist die zyklische Verfestigung bei 300°C. Der Anstieg von maximaler Schubspannung pro Zyklus und Schergrenze über der kumulierten Scherwinkeländerung ist noch einmal erheblich größer als bei 200°C. Eine Besonderheit stellt das zyklische Werkstoffverhalten bei 400°C dar. Während der Werkstoff beginnt, von einem bereits hohen Spannungsniveau weiter zyklisch zu verfestigen, kommt es nach wenigen Zyklen zu einer Trendwende und der Werkstoff entfestigt (unterbrochene Trendlinie im Bild 63a). Der Einfluss der dynamischen Reckalterung bei 400°C und bei einer hohen Verformungsgeschwindigkeit ist nur noch bei den Erstzyklen festzustellen. Die freiwerdende Umformwärme führt zur Temperaturerhöhung und damit verliert die Reckalterung an Wirkung. Bei einer Temperatur von 500°C weist der Werkstoff ein zyklisch entfestigendes Verhalten auf. Wie bereits oben erwähnt wird dieses Verhalten der beginnenden Rekristallisation zugeschrieben.

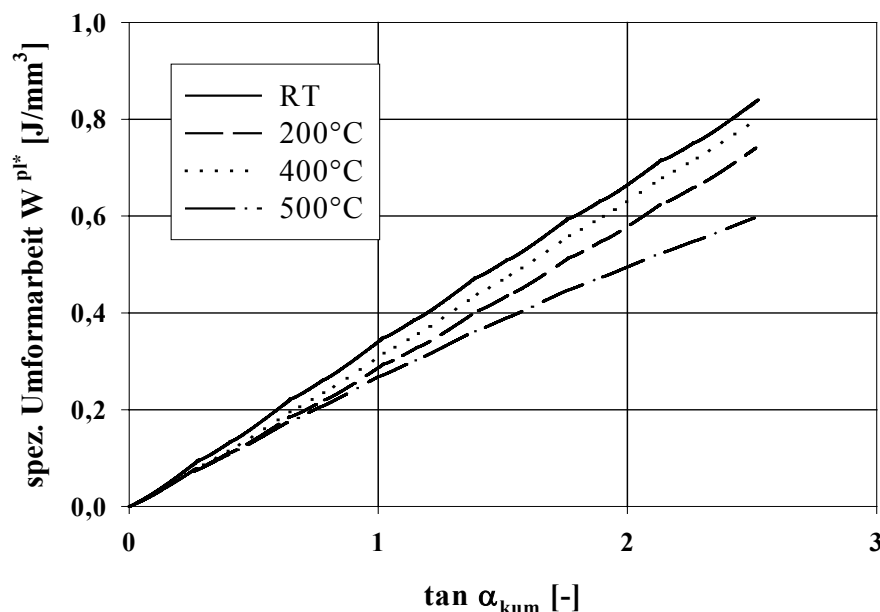


Bild 64: Einfluss der kumulierten Scherwinkeländerung auf die spezifische Umformarbeit in Abhängigkeit von Temperatur ($\tan \alpha_+ = 0,24$; $\tan \alpha_- = 0,57 \cdot \tan \alpha_+$; $\dot{\alpha} = 7 \text{ s}^{-1}$)

Zusammenfassend kann demnach davon ausgegangen werden, dass das zyklische Ver- oder Entfestigungsverhalten nicht nur vom Werkstoffzustand, sondern auch von den Beanspruchungsbedingungen im Allgemeinen und der Temperatur im Besonderen abhängt.

Wie zu erwarten ist, spiegelt sich das zyklisch plastische Werkstoffverhalten in Abhängigkeit von der Temperatur auch in der Umformarbeit wieder (Bild 64). Bis zum Einsetzen der dynamischen Reckalterung führt eine Temperaturerhöhung zu einer niedrigeren Umformarbeit. Dagegen resultiert die reckalterungsbedingte Verfestigung in einem erhöhten Arbeitsbedarf, der nahezu die Werte bei Raumtemperatur erreicht. Im untersuchten Parameterfeld wird bei 500°C zum Erreichen einer definierten kumulierten Verformung die niedrigste Arbeit benötigt. Die starke zyklische Entfestigung führt mit zunehmender Verformung zu kleineren Anstiegen des Arbeitsbedarfs.

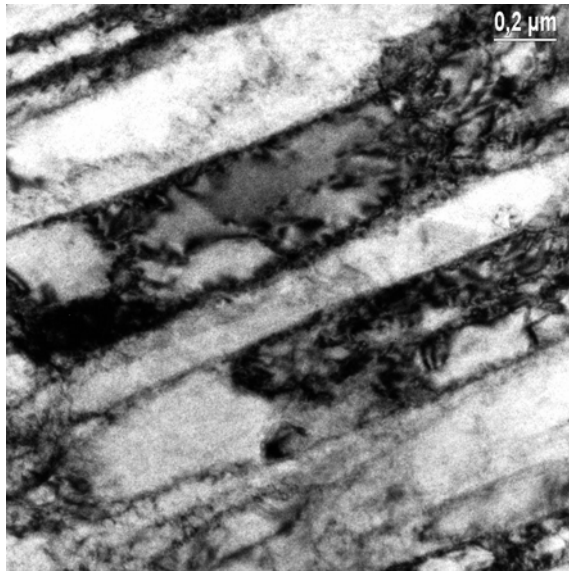
Die Wechselwirkung der Versetzungen mit den interstitiell gelösten Fremdatomen bewirkt auch eine Änderung der Versetzungsanordnung. In ihr ist die metallkundliche Ursache für ein geändertes Spannungs-Verformungs-Verhalten zu sehen. Im Bild 65a bis d werden TEM-Aufnahmen vom zyklisch plastisch verformten Einsatzstahl 20MoCrS4 verglichen. Außer den Umformtemperaturen von RT, 200°C und 400°C sind die übrigen Verformungsparameter mit $\tan \alpha_+ = 0,24$; $\tan \alpha_- = 0,57 \cdot \tan \alpha_+$; $\dot{\alpha} = 7 \text{ s}^{-1}$ identisch. Im Temperaturbereich von Raumtemperatur bis 200°C können keine signifikanten Unterschiede in der Versetzungsanordnung nachgewiesen werden (Bild 65a und b). In beiden Fällen liegen langgestreckte Versetzungszellen vor. In den Zellwänden konzentrieren sich die Versetzungen. Die Breite der Zellwände ist bei beiden Temperaturen durchaus vergleichbar. Die Zellen selbst sind teilweise versetzungsarm bzw. andere weisen eine deutlich höhere Versetzungsdichte im Inneren auf.

Im Temperaturbereich mit ausgeprägten Reckalterungseffekten ist die Versetzungszellbildung erheblich erschwert (Bild 65c und d). Wenn die Versetzungsanordnung überhaupt als Versetzungszellen angesehen werden kann, dann ist doch der überwiegende Teil der Zellen außerordentlich versetzungsreich. Die freie Weglänge für eine bewegliche Versetzung ist sehr klein und hat zur Folge, dass die zur Aufrechterhaltung der Plastizität erforderlichen Spannungen ansteigen. Der Werkstoff verfestigt. Die wenigen versetzungsarmen Zellen, die auch ein Merkmal für eine einsetzende Rekristallisation sein können, (Bild 65d) sind von außerordentlich breiten Versetzungszellwänden umgeben.

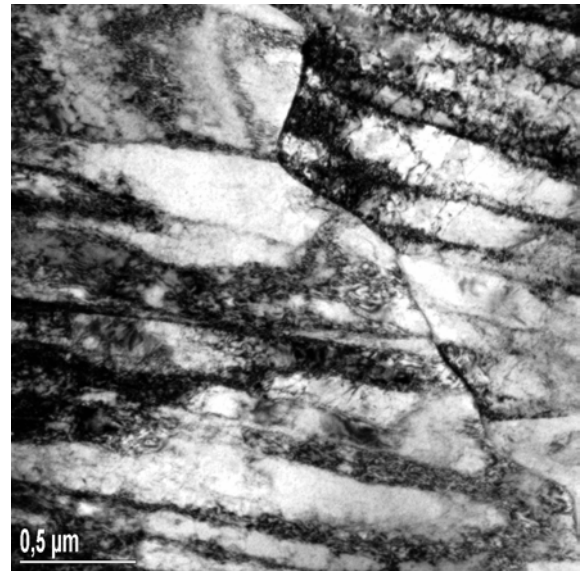
Die dynamische Reckalterung behindert die Versetzungszellbildung, führt zu höheren Fließspannungen und hat unter zyklisch plastischer Beanspruchung ein frühzeitiges Versagen zur Folge.

Für die partielle Massivumformung im Temperaturbereich unterhalb der A_{c1} -Temperatur hat dieses veränderte zyklisch plastische Verhalten einen erheblichen Einfluss. Zum Einen ändern sich die Umformkräfte in Abhängigkeit von der Temperatur, wobei eine zunehmende Temperatur nicht automatisch mit niedrigeren Umformkräften verbunden sein muss. Zum Anderen ist davon auszugehen, dass der breite Temperaturbereich, in dem es zu Reckalterungseffekten unter zyklischer Beanspruchung kommt, das Umformvermögen des Einsatzstahls erheblich einschränkt. Wird dieser Temperaturbereich umgangen, in dem die Starttemperatur auf 500°C erhöht wird, kann die Verbesserung des Umformvermögens durch dynamische Rekristallisation genutzt werden. So können beispielsweise beim

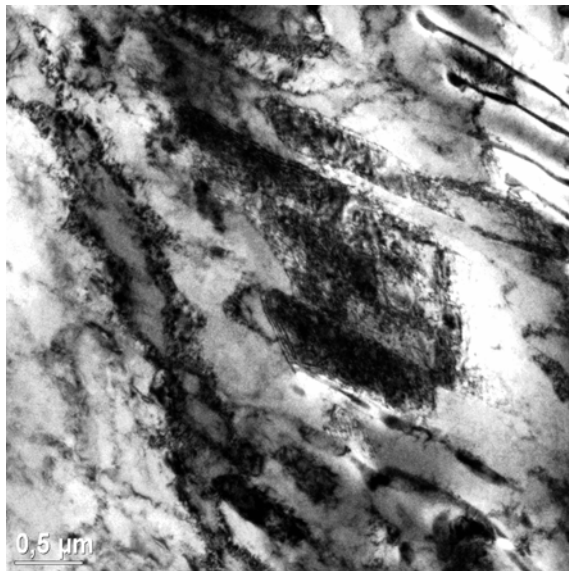
Bohrungsdrücken bei dieser Temperatur deutlich verbesserte Oberflächen und eine genauere Außenkontur der Halbzeuge erreicht werden [111]. Wird zusätzlich bei einer ökonomischen Bewertung der Arbeitsbedarf für eine zyklische Verformung berücksichtigt, so ist eine Erwärmung der Rohlinge auf Temperaturen von $9 \leq 400^\circ\text{C}$ nicht sinnvoll. Neben der zuzuführenden Erwärmungsenergie und einem rekalterungsbedingten erhöhten Arbeitsbedarf ist außerdem mit einem vorzeitigen Versagen des umzuformenden Werkstoffs zu rechnen.



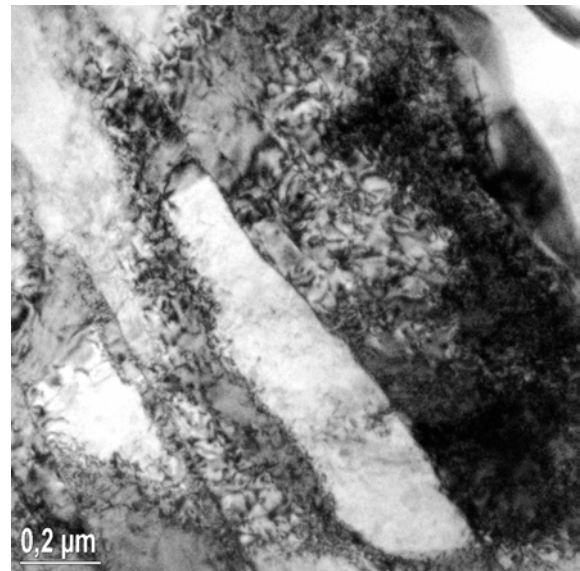
a)



b)



c)



d)

Bild 65: Versetzungsanordnung in ferritischen Bereichen des Einsatzstahls 20MoCrS4 nach einer zyklisch plastischen Verformung bei verschiedenen Temperaturen ($\tan \alpha_+ = 0,24$; $\tan \alpha_- = 0,57 \cdot \tan \alpha_+$; $\dot{\alpha} = 7 \text{ s}^{-1}$); a) RT; b) 200°C ; c) und d) 400°C

6.3.5 Einfluss der Scherwinkeländerungsgeschwindigkeit $\dot{\alpha}$

Bei der Untersuchung des Einflusses der Scherwinkeländerungsgeschwindigkeit $\dot{\alpha}$ auf das zyklisch plastische Werkstoffverhalten mit verbleibendem Umforminkrement pro Zyklus können zum Werkstoffverhalten unter einsinniger Torsion und zum Einfluss der Temperatur auf das zyklische Werkstoffverhalten Parallelen gezogen werden. Wie im Bild 66a zu sehen ist, wirkt sich beim Einsatzstahl 20MoCrS4 eine Erhöhung der Verformungsgeschwindigkeit bei ansonsten identischen Untersuchungsparametern ($\tan \alpha_+ = 0,24$; $\tan \alpha_- = 0,57 \cdot \tan \alpha_+$; $\vartheta = 200^\circ\text{C}$) auf eine Steigerung der Elastizitätsgrenze beim ersten Halbzyklus aus. Da bei einer Scherwinkeländerungsgeschwindigkeit von $\dot{\alpha} = 7 \text{ s}^{-1}$ nur ein begrenzter Teil der freiwerdenden Umformwärme durch Wärmeleitung abgeführt werden kann, bewirkt die Temperaturerhöhung in der Verformungszone im Allgemeinen eine niedrigere Spannung als bei isothermen Verformungen. Das führt dazu, dass die Differenz der Schubspannungen mit zunehmender plastischer Verformung kleiner wird. Bereits zum Ende des ersten Halbzyklus liegt die Schubspannung bei der Scherwinkeländerungsgeschwindigkeit von $\dot{\alpha} = 0,07 \text{ s}^{-1}$ über den Werten der höheren Geschwindigkeit. Dieser Trend setzt sich mit zunehmender Scherwinkel- bzw. kumulierter Scherwinkeländerung fort. Wird bei der einsinnigen Torsion die Temperaturerhöhung während der plastischen Verformung berücksichtigt, zeigt sich ein vergleichbares Verhalten (Bild 66b). Die Schubspannung bei einer höheren Verformungsgeschwindigkeit liegt zu Beginn der plastischen Verformung über den Werten bei langsamer Verformung. Mit zunehmender Scherwinkeländerung kehrt sich das Verhalten um. Anzumerken ist, dass diese Aussagen nicht auf den gesamten untersuchten Temperaturbereich zu verallgemeinern sind. Im Temperaturbereich der dynamischen Reckalterung kann der Geschwindigkeitseinfluss und die damit verbundene Temperaturerhöhung durchaus zu einem entgegengesetzten Trend im Spannungs-Verformungs-Verhalten führen.

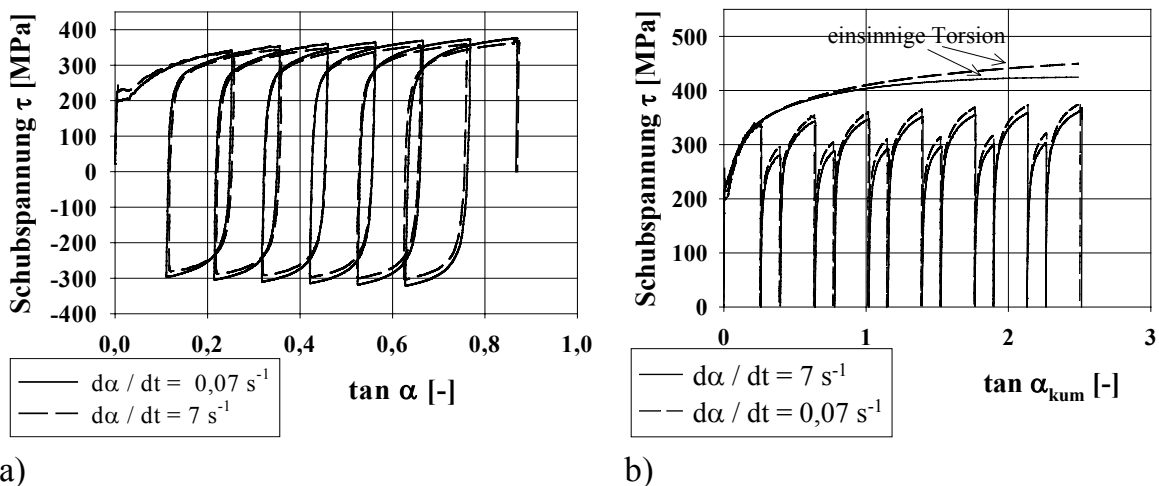
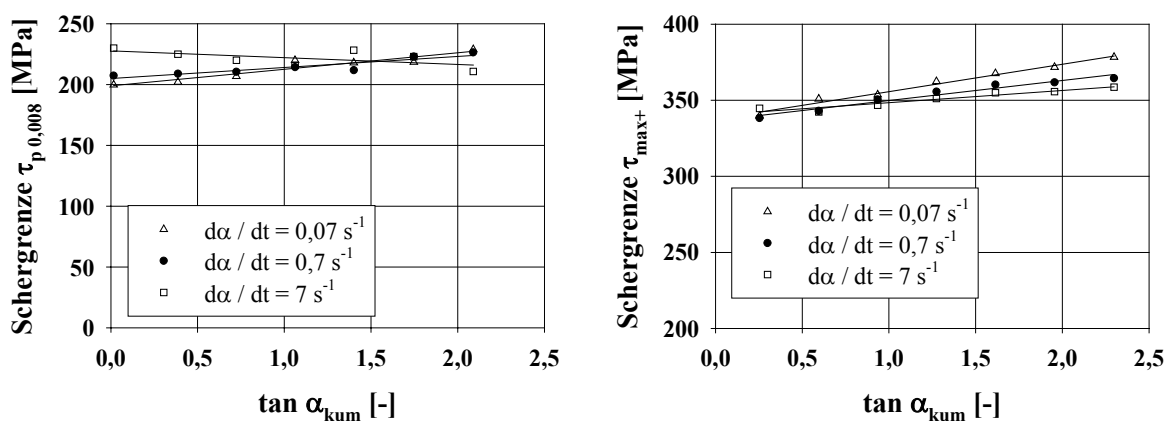


Bild 66: Vergleich des zyklisch plastischen Werkstoffverhaltens in Abhängigkeit von der Verformungsgeschwindigkeit $\dot{\alpha}$ ($\tan \alpha_+ = 0,24$; $\tan \alpha_- = 0,57 \cdot \tan \alpha_+$; $\vartheta = 200^\circ\text{C}$);

a) Schubspannung über der nominellen Scherwinkeländerung $\tan \alpha$; b) Schubspannung über der kumulierten Scherwinkeländerung $\tan \alpha_{\text{kum}}$

Wird in die Betrachtung des zyklisch plastischen Verhaltens in Abhängigkeit von der Scherwinkeländerungsgeschwindigkeit die Schergrenze $\tau_{p\,0,008}$ und die maximalen Schubspannungen $\tau_{\max+}$ pro Zyklus mit einbezogen, so fallen kleine Unterschiede im Werkstoffverhalten auf (Bild 67). Die maximalen Schubspannungen pro Zyklus steigen bei allen drei untersuchten Geschwindigkeiten mit zunehmender Verformung an, wobei der Anstieg um so größer ist, je langsamer verformt wird. Da die Schubspannung zum Ende des ersten Halbzyklus bei der schnellen Verformungsgeschwindigkeit über der bei langsamerer Geschwindigkeit liegt, kommt es auf Grund der unterschiedlichen Anstiege zum Überschneiden der Trendlinien.

Etwas anders verhält sich die Schergrenze $\tau_{p\,0,008}$. Bei $\dot{\alpha} = 0,07\text{ s}^{-1}$ und $\dot{\alpha} = 0,7\text{ s}^{-1}$ steigt die Schergrenze mit zunehmender zyklischer Verformung leicht an. Das entspricht demzufolge dem gleichen Trend, der auch bei der maximalen Schubspannung pro Zyklus beobachtet werden kann. Interessanterweise führt die Scherwinkeländerungsgeschwindigkeit von $\dot{\alpha} = 7\text{ s}^{-1}$ zu einer leicht abfallenden Schergrenze pro Verformungszyklus. Dass die Schergrenze bei Erstbelastung deutlich über den Werten bei kleineren Geschwindigkeiten liegt, kann auch bei einer einsinnigen Torsion beobachtet werden. Eine deutliche Temperaturerhöhung, die zu kleineren Schubspannungen führt, ist erst mit zunehmender plastischer Verformung zu erwarten. Sie führt, wie bereits festgestellt, zu einer Annäherung und mit fortschreitender Verformung zur Überschneidung der zur Aufrechterhaltung der Plastizität notwendigen Schubspannungen. Obwohl die maximalen Schubspannungen nach dem Ende des ersten Halbzyklus sich bei allen drei Geschwindigkeiten sehr stark angenähert haben, liegt die Dehngrenze bei $\dot{\alpha} = 7\text{ s}^{-1}$ bis zum 5. Belastungszyklus deutlich über den Werten bei den langsameren Scherwinkeländerungsgeschwindigkeiten. Die unterschiedlichen Anstiege von Schergrenze und maximaler Schubspannung pro Zyklus über der kumulierten Scherwinkeländerung werden sich ebenfalls auf den Bauschinger Effekt auswirken.



a)

b)

Bild 67: Vergleich der Schergrenze $\tau_{p\,0,008}$ (a) und der maximalen Spannung pro Zyklus $\tau_{\max+}$ (b) in Abhängigkeit von der kumulierten Scherwinkeländerung $\tan \alpha_{\text{kum}}$ und der Scherwinkeländerungsgeschwindigkeit ($\tan \alpha_+ = 0,24$; $\tan \alpha_- = 0,57 \cdot \tan \alpha_+$; $\vartheta = 200^\circ\text{C}$)

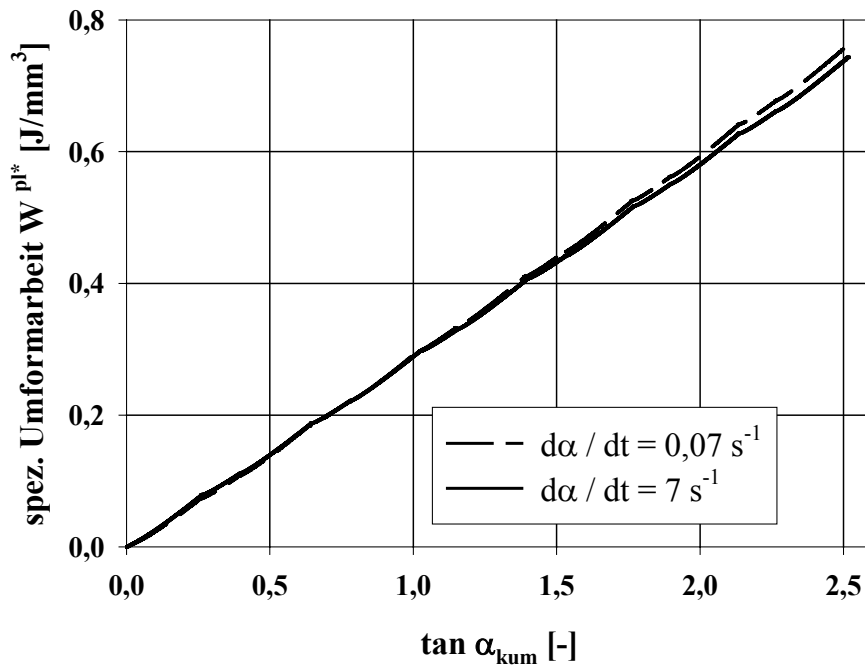


Bild 68: Einfluss der kumulierten Scherwinkeländerung auf die spezifische Umformarbeit in Abhängigkeit von der Scherwinkeländerungsgeschwindigkeit $\dot{\alpha}$ ($\tan \alpha_+ = 0,24$; $\tan \alpha_- = 0,57 \cdot \tan \alpha_+$; $\vartheta = 200^\circ\text{C}$)

Die vergleichsweise geringen Unterschiede im Schubspannungs-Scherwinkeländerungs-Geschwindigkeits-Verhalten haben im untersuchten Geschwindigkeitsparameterfeld nur geringfügige Auswirkungen auf den Arbeitsbedarf. Im Bild 68 wird die spezifische Umformarbeit über der kumulierten Scherwinkeländerung bei $\dot{\alpha} = 0,07 \text{ s}^{-1}$ und $\dot{\alpha} = 7 \text{ s}^{-1}$ bei ansonsten identischen Verformungsparametern ($\tan \alpha_+ = 0,24$; $\tan \alpha_- = 0,57 \cdot \tan \alpha_+$; $\vartheta = 200^\circ\text{C}$) vergleichend gegenüber gestellt. Die Unterschiede im Arbeitsbedarf sind marginal. Während bei kleinen Verformungen die spezifische Umformarbeit bei der höheren Geschwindigkeit geringfügig über den Werten von $\dot{\alpha} = 0,07 \text{ s}^{-1}$ liegen, führt die Temperaturerhöhung bei $\dot{\alpha} = 7 \text{ s}^{-1}$ mit zunehmender Verformung bei einer größeren Scherwinkeländerungsgeschwindigkeit zu einer Abnahme des Anstieges dieser Funktion. Die spezifische Umformarbeit bei $\dot{\alpha} = 0,07 \text{ s}^{-1}$ liegt ab einer kumulierten Scherwinkeländerung von $\tan \alpha = 0,8$ über dem Arbeitsbedarf bei der schnelleren Verformungsgeschwindigkeit. Bei der transmissionselektronenmikroskopischen Untersuchung der Versetzungsanordnung in Abhängigkeit von der Scherwinkeländerungsgeschwindigkeit bei ansonsten identischen Untersuchungsparametern ($\tan \alpha_+ = 0,24$; $\tan \alpha_- = 0,57 \cdot \tan \alpha_+$; $\vartheta = 200^\circ\text{C}$) fallen nur geringe Unterschiede auf (Bild 69). Die Versetzungszellbildung hat bei beiden betrachteten Geschwindigkeiten eingesetzt. Die Versetzungszellwände sind noch sehr breit und neben versetzungsarmen ferritischen Gebieten gibt es auch zahlreiche Versetzungszellen mit einer vergleichsweise hohen Versetzungsdichte im Inneren. Die Versetzungszellbildung scheint bei der höheren Verformungsgeschwindigkeit (Bild 69c und d) weiter fortgeschritten zu sein.

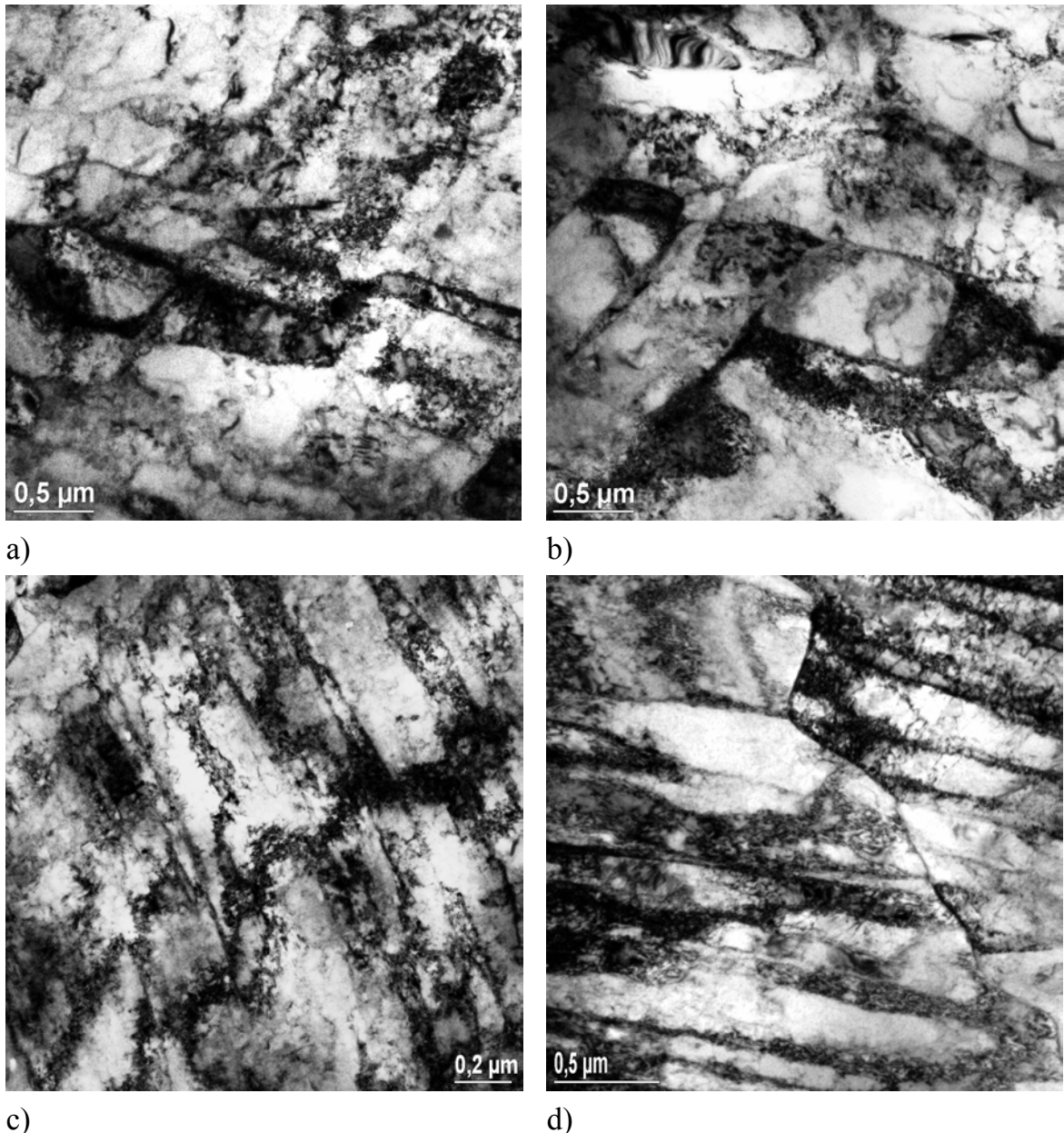


Bild 69: Versetzungsanordnung in ferritischen Bereichen des Einsatzstahls 20MoCrS4 nach einer zyklisch plastischen Verformung bei unterschiedlichen Scherwinkeländerungsgeschwindigkeiten ($\tan \alpha_+ = 0,24$; $\tan \alpha_- = 0,57 \cdot \tan \alpha_+$; $\vartheta = 200^\circ\text{C}$); a) und b) $\dot{\alpha} = 0,07 \text{ s}^{-1}$; c) und d) $\dot{\alpha} = 7 \text{ s}^{-1}$

Die Versetzungszellen sind hier länglich und die Zellwände sind schmaler als bei langsamer Verformung. Der Grund dafür sollte in der durch die Temperaturerhöhung bedingten größeren Beweglichkeit der Versetzungen zu suchen sein. Platzwechselvorgänge werden im Allgemeinen von einer Temperaturerhöhung begünstigt. An dieser Stelle sei noch einmal darauf hingewiesen, dass andere Vorgänge wie Reckalterungseffekte, Ausscheidungsprozesse oder Rekristallisation ebenfalls temperatur- und geschwindigkeitsabhängig sind und die Versetzungszellbildung beeinflussen. Eine losgelöste Betrachtung und eine Verallgemeinerung der Auswirkungen der

Verformungsgeschwindigkeit auf das zyklisch plastische Werkstoffverhalten ist nicht möglich. Trotz der geringen Unterschiede beim hier gewählten Beispiel, ist vor allem bei größeren kumulierten Verformungen mit erheblichen Auswirkungen auf das geschwindigkeitsabhängige zyklisch plastische Werkstoffverhalten und die Umformarbeit zu rechnen. Bei keiner im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Untersuchung mit einer Scherwinkeländerungsgeschwindigkeit von $\dot{\alpha} = 7 \text{ s}^{-1}$ ist während des Versuches ein Temperaturgleichgewicht entstanden, d. h. die Temperaturerhöhung führt zu einer Beeinflussung des mechanischen Werkstoffverhaltens und kann auch Gefügeänderungen hervorrufen. Für das Bohrungsdrücken ist zu berücksichtigen, dass es unter realen Umformbedingungen zunächst zu einer starken Erwärmung im Walkbereich kommt. Um diese zu unterbinden, wäre eine deutliche Absenkung der Geschwindigkeit notwendig, was aber aus ökonomischer Sicht nicht sinnvoll ist. Allein durch die freiwerdende Umformwärme wird der Temperaturbereich der Reckalterung erreicht, in dem mit einem vorzeitigen Versagen zu rechnen ist. Diese Probleme können bei der partiellen Massivumformung umgangen werden, wenn die Starttemperatur bei Werkstoffen, die eine ausgeprägte Reckalterungsempfindlichkeit aufweisen, oberhalb von 400°C liegt.

7 Der zyklische Bauschingereffekt

7.1 Einleitung

Dem Bauschingereffekt und seiner Quantifizierung kommt bei der Beschreibung des zyklisch plastischen Werkstoffverhaltens eine zentrale Rolle zu. Wie unter Abschnitt 2.3 aufgeführt, haben sich zahlreiche Arbeiten mit der Untersuchung des Bauschingereffekts und seiner Ursachen beschäftigt. Der Bauschingereffekt wird in erster Linie von der chemischen Zusammensetzung, vom Werkstoffzustand und der Verformung beeinflusst. Welchen Einfluss eine zyklisch plastische Verformung mit verbleibendem Umforminkrement pro Zyklus auf den Bauschingereffekt hat, wurde bisher nicht ausreichend untersucht. Bei den nachfolgenden Betrachtungen zum Bauschinger-Spannungsparameter werden lediglich die zyklischen Untersuchungen bei einer Scherwinkeländerungsgeschwindigkeit von $\dot{\alpha} = 0,07 \text{ s}^{-1}$ berücksichtigt. Einerseits konnte an vergleichbaren Werkstoffzuständen nachgewiesen werden, dass die Verformungsgeschwindigkeit keinen nennenswerten Einfluss auf den Bauschingereffekt hat [73], [81], [82], andererseits lässt die z. T. erhebliche Erwärmung des Werkstoffs während der Verformung keinen direkten Vergleich zu. Eine Rückrechnung auf isothermes Spannungs-Verformungs-Verhalten mit dem Ansatz in Gleichung (66) war nicht möglich, da sich gemessene und berechnete Temperaturen erheblich unterscheiden.

Ein weiteres Problem ergibt sich, wenn die Bauschinger-Spannungsparameter von oberen und unteren Zyklen gegenüber gestellt werden. Bild 70 zeigt, dass für den Bauschinger-Spannungsparameter erhebliche Unterschiede für die oberen und unteren Zyklen bestehen. Diese Diskrepanz tritt unabhängig vom verwendeten Ansatz für den Bauschinger-Spannungsparameter auf.

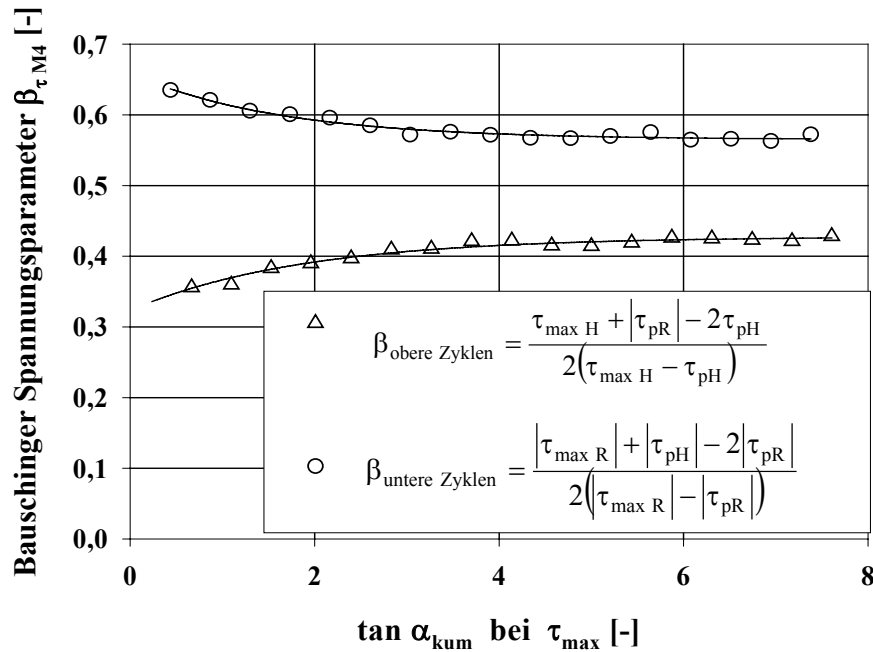


Bild 70: Vergleich der Bauschinger-Spannungsparameter von oberen und unteren Zyklen in Abhängigkeit von der kumulierten Scherwinkeländerung bei $\tau_{\max}$; Für die Berechnung wurden die $\tau_{p0,008}$ -Grenzen verwendet.

Es gibt zwei experimentell bedingte Ursachen für diese Unterschiede.

1. Die Bestimmung der Schergrenze bei vorgegebener plastischer Verformung $\tau_{p0,008}$ führt bei gleicher Verfestigung beim oberen und unteren Halbzyklus zu einer betragsmäßig übereinstimmenden Abweichung von der tatsächlichen Elastizitätsgrenze τ_{eH} bzw. τ_{eR} . Das bedeutet einen gleichen absoluten Fehler. Da aber unterschiedliche Beträge der plastischen Hin- und Rückverformung vorliegen, unterscheiden sich sowohl die maximalen Spannungen pro Zyklus $\tau_{\max}$, als auch die Beträge der tatsächlichen Elastizitätsgrenzen τ_{eH} bzw. τ_{eR} . Der gleiche absolute Fehler führt demzufolge zu unterschiedlichen relativen Fehlern. Das wiederum hat Unterschiede im Bauschinger-Spannungsparameter zur Folge. Bei konstanter Verformungsamplitude wird dieser Unterschied im relativen Fehler nicht auftreten, da sich in Abhängigkeit von der Verformungsamplitude und der Zyklenzahl eine konstante Hystereseschleife entwickelt.
2. Unmittelbar nach dem Überschreiten der tatsächlichen Elastizitätsgrenze unterscheiden sich die Anstiege von Schubspannung über der Scherwinkeländerung zwischen oberen und unteren Zyklen. Die Verfestigung ist also zunächst beim Überschreiten der Elastizitätsgrenze vom Vorzeichen des Halbzyklus abhängig. Dieser Effekt ist um so ausgeprägter, je größer die positive Verformungsamplitude $\tan \alpha_+$ und um so kleiner die Rückverformung $\tan \alpha_-$ ist. Im Bild 71 sind die Schubspannungs-Scherwinkeländerungs-Verläufe der ersten Halbzyklen miteinander verglichen. Dargestellt sind die Beträge der Schubspannungen. Die

Scherwinkeländerungen wurden bei $\tau = 0$ in den Koordinatenursprung verschoben. Neben der unterschiedlichen Verfestigung von oberen und unteren Halbzyklen fällt zusätzlich eine Verschiebung der Schubspannungen zu höheren Werten mit zunehmender Zyklenzahl auf. Das heißt, der Sättigungszustand ist noch nicht ganz erreicht. Treten Unterschiede in der Verfestigung auf, so ist auch mit einer Beeinflussung des absoluten Fehlers bei der Bestimmung der Schergrenze $\tau_{p0,008}$ zu rechnen. Je steiler der Anstieg der Schubspannung, um so größer ist der Fehler bei der Verwendung der $\tau_{p0,008}$ -Grenze gegenüber der tatsächlichen Plastizitätsgrenze.

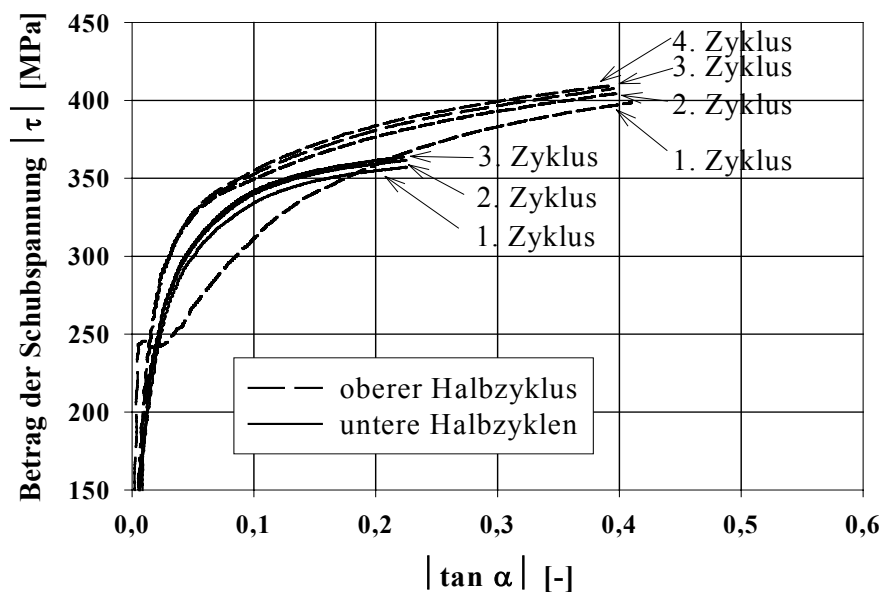


Bild 71: Beträge von Schubspannungs-Scherwinkeländerungs-Verläufen von oberen und unteren Zyklen; Deutlich zu erkennen ist die unterschiedliche Verfestigung bei der Hin- und Rückverformung ($\tan \alpha_+ = 0,41$; $\tan \alpha_- = 0,57 \cdot \tan \alpha_+$; $\vartheta = RT$; $\dot{\alpha} = 0,07 \text{ s}^{-1}$).

Die Genauigkeit der Bestimmung des Bauschinger-Spannungsparameters ist also im Wesentlichen eine Frage der exakten Bestimmung der Elastizitätsgrenzen. Die Schergrenze $\tau_{p0,008}$ ist nur bedingt geeignet, da mit fortschreitender plastischer Verformung sowohl der absolute als auch der relative Fehler anwächst. Je kleiner jedoch das Maß der plastischen Verformung zur Bestimmung der Dehngrenze wird, um so größer werden die Streuungen der Dehngrenze. Das hat wiederum eine ungenaue Bestimmung des Bauschinger-Spannungsparameters zur Folge, zumal bei sehr großen Zyklenzahlen nur eine vergleichsweise geringe Datendichte zur Verfügung stand. Um zu verwendbaren Parametern zu kommen, wurde neben der $\tau_{p0,008}$ -Grenze das erste nachweisbare Abweichen von der elastischen Geraden als Fließgrenze verwendet. Die Streuungen der Einzelwerte wurden über eine Regression ausgeglichen. Weniger Probleme bereitet die Bestimmung der maximalen Spannung pro Zyklus. Auf Grund der niedrigeren Anstiege in diesem Bereich der Schubspannungs-Scherwinkeländerungs-Verläufe streuen die Werte nur geringfügig.

Noch sicherer ist die Ermittlung der Bauschinger-Energieparameter. Selbst bei geringerer Datendichte lässt sich die spezifische Umformarbeit sehr genau numerisch bestimmen. Allerdings sagt der Bauschinger-Energieparameter nichts über die Schubspannung in Abhängigkeit von der zyklischen Verformung aus.

7.2 Vergleich der Bauschinger-Spannungsparameter

Die im Abschnitt 2.3.3 aufgeführten Ansätze zur Beschreibung des Bauschinger-Effektes mit einem Spannungsparameter sollen hier an Hand der durchgeführten Experimente analysiert und hinsichtlich der qualitativen und quantitativen Vergleichbarkeit bewertet werden. Alle nachfolgenden Bauschinger-Spannungsparameter werden auf Schubspannungen bezogen. Im Bild 72 werden die in Tabelle 8 aufgeführten Modelle am Beispiel einer zyklisch plastischen Verformung mit $\tan \alpha_+ = 0,24$, $\tan \alpha_- = 0,88 \cdot \tan \alpha_+$, $\vartheta = RT$ und $\dot{\alpha} = 0,07 \text{ s}^{-1}$ miteinander verglichen. Generell gilt für alle vier Modelle, dass sich der Bauschinger-Spannungsparameter für obere und untere Zyklen zu Beginn der Verformung deutlich unterscheidet. Mit zunehmender Zyklenzahl nähert sich die Kurve unabhängig vom Modell einem Grenzwert an. Daraus wird abgeleitet, dass sich auch bei einer zyklischen Verformung mit verbleibendem Umforminkrement ein Sättigungszustand einstellt. Diese Neigung zur Sättigung konnte im gesamten untersuchten Parameterfeld nachgewiesen werden. Die Sättigung ist demzufolge nicht nur für zyklische Verformungen mit konstanter Verformungsamplitude typisch, sondern generell für wechselnde Beanspruchungen so lange die positive und negative Verformungsamplitude nicht geändert werden. Neben den Gemeinsamkeiten weisen die 4 untersuchten Modelle zur Beschreibung des Bauschinger-Spannungsparameter signifikante Unterschiede auf. Im Modell 1 bleibt das Maß der plastischen Verformung bzw. die Verfestigung während eines Halbzyklus unberücksichtigt. Damit wird klar, dass unterschiedliche Verformungszustände nicht untereinander vergleichbar sind, so dass Modell 1 nur für die Bewertung des zyklischen Werkstoffverhaltens verschiedener Werkstoffe oder Werkstoffzustände bei identischen Verformungsbedingungen in Frage kommt.

Tabelle 8: Modelle zur Beschreibung des Bauschinger-Spannungsparameters

Modell	Quelle	Gleichung	
M1	/74/, /89/	$\beta_{\tau M1} = \frac{\tau_{pH}}{\tau_{pR}}$	(38)
M2	/76/, /77/	$\beta_{\tau M2} = \frac{\tau_{\max H} + \tau_{pR}}{\tau_{\max H}}$	(40)
M3	/79/, /82/	$\beta_{\tau M3} = \frac{ \tau_{\max H} - \tau_{pR} }{ \tau_{\max H} - \tau_{pH} }$	(41)
M4	/87/, /88/	$\beta_{\tau M4} = \frac{\tau_{\max} + \tau_{pR} - 2\tau_{pH}}{2(\tau_{\max} - \tau_{pH})}$	(44)

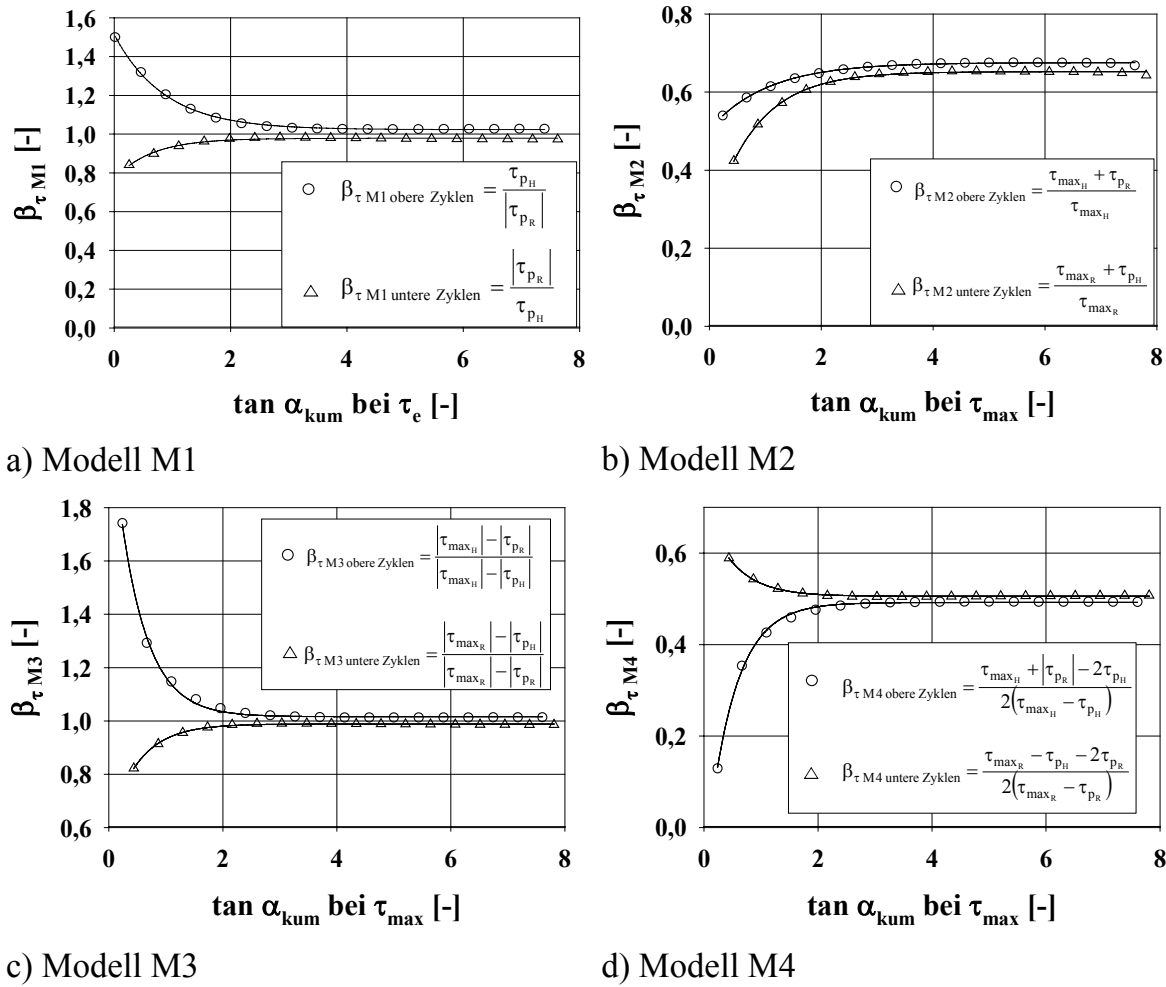


Bild 72: Vergleich der Modelle zur Beschreibung des Bauschinger-Effektes mit Hilfe eines Spannungsparameters bei einer zyklisch plastischen Verformung mit $\tan \alpha_+ = 0,24$; $\tan \alpha_- = 0,88 \cdot \tan \alpha_+$; $\vartheta = RT$; $\dot{\alpha} = 0,07 \text{ s}^{-1}$

Diese Möglichkeit zum Vergleich bieten allerdings auch die drei anderen Modelle. Der Wert für den Bauschinger-Spannungsparameter $\beta_{\tau M1} = 1$, gegen den oberen und unteren Zyklen konvergieren, sagt aus, dass sich der Betrag der Elastizitätsgrenze von oberen und unteren Zyklen angenähert hat.

Das Modell 2 berücksichtigt die Verfestigung während eines Halbzyklus, da die Elastizitätsgrenze auf das Spannungsmaximum der vorangegangenen Belastung bezogen wird. Während das Modell 2 bei einer symmetrischen Verformung mit $\tan \alpha_+ = \tan \alpha_-$ uneingeschränkt zur qualitativen Bewertung des Bauschinger-Effektes eingesetzt werden kann, ist es für eine zyklische Verformung mit verbleibendem Inkrement nur bedingt aussagekräftig. Bevor sich ein stationärer Zustand einstellt, führt die unsymmetrische Belastung zu unterschiedlich großen Maximalspannungen pro Halbzyklus bei der oberen und unteren Halbamplitude. Gleichzeitig sieht aber das Modell 2 den Bezug der Maximalspannung bei der Hinverformung auf die Elastizitätsgrenze bei der Hinverformung nicht vor. Dieses

Vorgehen ist vor allem dann problematisch, wenn sich, wie im Bild 71 die Verfestigung im oberen und unteren Halbzyklus unterscheidet.

Die Modelle 3 und 4 sind dagegen auch für die Bewertung des Bauschinger-Effektes bei unterschiedlichen Verformungsamplituden mit $\tan \alpha_+ > \tan \alpha_-$ geeignet. Sie beziehen sowohl die Maximalspannung als auch die Elastizitätsgrenze des vorangegangenen Zyklus mit ein. Wie unter Abschnitt 2.3.3 bietet aber das Modell 4 den Vorteil, dass zumindest näherungsweise Aussagen über den Anteil an kinematischer Verfestigung getroffen werden können. Für die im Bild 72 dargestellte Untersuchung bei $\tan \alpha_+ = 0,24$, $\tan \alpha_- = 0,88 \cdot \tan \alpha_+$, $\vartheta = RT$ und $\dot{\alpha} = 0,07 \text{ s}^{-1}$ kann man ableiten, dass sich die Anteile an kinematischer Verfestigung bei oberen und unteren Zyklen zu Beginn der Verformung erheblich unterscheiden. Bei den oberen Zyklen ist der Anteil an kinematischer Verfestigung zunächst größer. Insbesondere die Lüdersdehnung bzw. die Fließspannung bei Erstbelastung haben erheblichen Einfluss auf den Bauschinger-Parameter. Im Gegensatz dazu ist bei den unteren Zyklen zunächst der Anteil an kinematischer Verfestigung erheblich kleiner. Sowohl die oberen als auch unteren Zyklen nähern sich mit zunehmender Zyklenzahl dem Wert $\beta_{\tau M4} = 0,5$ an. Er würde genau dann erreicht, wenn die Beträge der Elastizitätsgrenzen des oberen und des unteren Halbzyklus identisch sind.

Einschränkend für die Bestimmung von Bauschinger-Spannungsparameter muss hinzugefügt werden, dass die Genauigkeit von β in erster Linie von der Genauigkeit der Elastizitätsgrenze abhängt. Je kleiner die offset-Dehnung zur Bestimmung der Elastizitätsgrenze gewählt wird, um so niedriger liegt die Elastizitätsgrenze. Bei einer hohen Auflösung der Dehnung kann unter Umständen die plastische Verformung bereits bei der Entlastung einsetzen /60/, /112/, /113/. Das kann beispielsweise im Modell 4 zu negativen Bauschinger-Spannungsparametern führen. Außerdem erlauben die Bauschinger-Spannungsparameter keinerlei Rückschluss auf die Form der Folgefließfläche. Vorausgesetzt, es wird bei der Bestimmung eines Folgefließortes wiederum eine sehr kleine offset-Dehnung verwendet, kann es zu einer erheblichen Veränderung der elliptischen Form der Fließortkurve kommen /112/, /113/. Daraus lässt sich ableiten, dass der Bauschinger-Spannungsparameter nur für den Fall einer genau entgegengesetzten Belastung gültig ist. Er erlaubt keinerlei Aussage zur Form der Folgefließfläche.

Bei den nachfolgenden Betrachtungen zum Einfluss der zyklisch plastischen Verformung mit verbleibendem Umforminkrement auf den Bauschinger-Spannungsparameter wird lediglich auf das Modell 4 Bezug genommen.

7.3 Einfluss des zyklisch plastischen Werkstoffverhaltens auf den Bauschinger-Spannungsparameter

Werden die in den beiden vorangegangenen Abschnitten gewonnenen allgemeinen Erkenntnisse zum Einfluss der zyklisch plastischen Verformung mit verbleibendem Umforminkrement pro Zyklus auf den Bauschinger-Spannungsparameter berücksichtigt, dann muss man schlussfolgern, dass die nachfolgenden Betrachtungen nur qualitativer Natur sein können. Es lassen sich Aussagen zum

Einfluss der Umformbedingungen auf den Bauschinger-Spannungsparameter zu Beginn der zyklischen Verformung und zur Scherwinkeländerung, bei der ein stationärer Zustand erreicht wurde, treffen.

Im Bild 73 ist der Einfluss der positiven Verformungsamplitude $\tan \alpha_+$ auf den Bauschinger-Spannungsparameter $\beta_{\tau M4}$ in Abhängigkeit von der Scherwinkeländerung $\tan \alpha$ (Bild 73a) bzw. von der kumulierten Scherwinkeländerung $\tan \alpha_{\text{kum}}$ (Bild 73b) an einem ausgewählten Beispiel bei $\tan \alpha_- = 0,88 \cdot \tan \alpha_+$, $\vartheta = \text{RT}$ und $\dot{\alpha} = 0,07 \text{ s}^{-1}$ dargestellt.

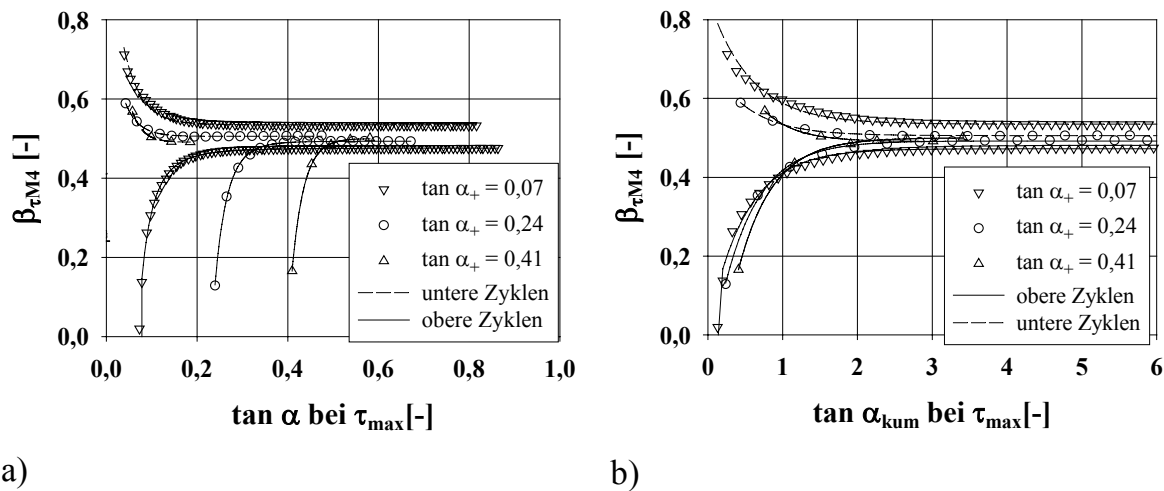


Bild 73: Einfluss der positiven Verformungsamplitude $\tan \alpha_+$ auf den Bauschinger-Spannungsparameter $\beta_{\tau M4}$ in Abhängigkeit von der Scherwinkeländerung $\tan \alpha$ (a) bzw. von der kumulierten Scherwinkeländerung $\tan \alpha_{\text{kum}}$ (b); ($\tan \alpha_- = 0,88 \cdot \tan \alpha_+$; $\vartheta = \text{RT}$; $\dot{\alpha} = 0,07 \text{ s}^{-1}$)

Der Bauschinger-Spannungsparameter bei Erstbelastung nimmt mit zunehmender Vorverformung zu. Bei einer Scherwinkeländerung von $\tan \alpha_+ = 0,07$ wird nur noch ein Wert von $\beta_{\tau M4}$ knapp über Null erreicht. Das heißt bei der Erstbelastung des oberen Zyklus überwiegt zunächst die kinematische Verfestigung. Unabhängig von der positiven Verformungsamplitude stellt sich bei einer kumulierten Scherwinkeländerung von $\tan \alpha_{\text{kum}} = 2$ bis 3 die Sättigung ein. Eine erneute Änderung dieses Sättigungswertes kann als Merkmal für eine einsetzende makroskopische Schädigung angesehen werden. Die Untersuchungen erlauben den Schluss, dass unabhängig vom Betrag der positiven Scherwinkeländerung, beim Einsatzstahl 20MoCrS4 in Abhängigkeit von der kumulierten Scherwinkeländerung die Sättigung erreicht wird. Wobei Sättigung nicht automatisch bedeutet, dass sich die Maximalspannungen oder die Schergrenzen pro Zyklus nicht mehr ändern, sondern dass das Verhältnis von kinematischer zur isotropen Verfestigung konstant bleibt. Ob diese Aussage auch für noch kleinere Verformungen gilt, lässt sich aus diesen Untersuchungen nicht ableiten.

Im Bild 74 wird der Einfluss der negativen Verformungsamplitude $\tan \alpha_-$ auf den Bauschinger-Spannungsparameter $\beta_{\tau M4}$ in Abhängigkeit von der Scherwinkeländerung $\tan \alpha$ (a) bzw. von der kumulierten Scherwinkeländerung

$\tan \alpha_{\text{kum}}$ (b) bei $\tan \alpha_+ = 0,24$ und $\vartheta = \text{RT}$ und $\dot{\alpha} = 0,07 \text{ s}^{-1}$ miteinander verglichen. Da der Verformungspfad während des ersten Halbzyklus bei allen drei Untersuchungen gleich ist, sollte der Bauschinger Spannungsparameter bei der Erstbelastung identisch sein. Die Unterschiede sind auf die üblichen Streuungen im Werkstoffverhalten zurückzuführen. Die differierenden Rückverformungen müssen natürlich einen unterschiedlichen Einfluss auf den Bauschinger-Spannungsparameter haben. Je größer die Rückverformung ist, um so früher nähert sich der Bauschinger-Spannungsparameter dem Sättigungswert, Bild 74a. Ändert man die Bezugsgröße und untersucht die Änderung des Bauschinger-Spannungsparameters über der kumulierten Scherwinkeländerung, dann relativiert sich diese Aussage.

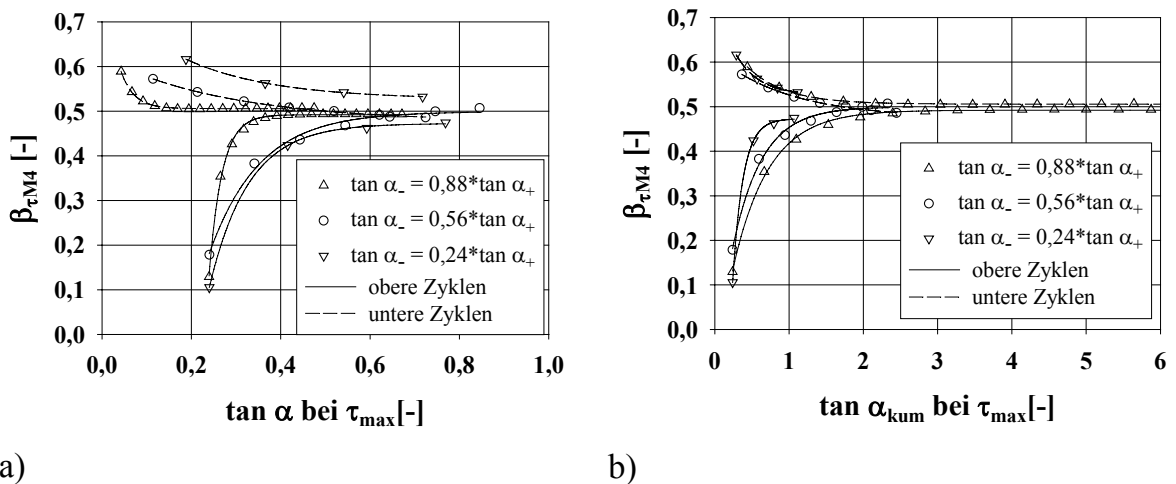


Bild 74: Einfluss der negativen Verformungsamplitude $\tan \alpha_-$ auf den Bauschinger-Spannungsparameter $\beta_{\tau M4}$ in Abhängigkeit von der Scherwinkeländerung $\tan \alpha$ (a) bzw. von der kumulierten Scherwinkeländerung $\tan \alpha_{\text{kum}}$ (b); ($\tan \alpha_+ = 0,24$; $\vartheta = \text{RT}$; $\dot{\alpha} = 0,07 \text{ s}^{-1}$)

Unabhängig vom Betrag der Rückverformung, also der negativen Verformungsamplitude $\tan \alpha_-$, erreicht der Spannungsparameter $\beta_{\tau M4}$ bei einer kumulierten Scherwinkeländerung von etwa $\tan \alpha_{\text{kum}} = 2,5$ einen Sättigungswert. Die Sättigungsverformung ist also ebenfalls im untersuchten Parameterfeld näherungsweise unabhängig von der negativen Verformungsamplitude. Die kleine Rückverformung von $\tan \alpha_- = 0,24 \cdot \tan \alpha_+$ reicht allerdings bei der Untersuchung, die im Bild 74 dargestellt ist, noch nicht aus, um die Sättigung zu erreichen.

Obwohl diese Sättigungsverformung im untersuchten Parameterfeld unabhängig von der positiven und negativen Verformungsamplitude ist, lässt sie keinerlei Aussage zur ertragbaren Verformung zu. Der Einfluss der Temperatur auf den Bauschinger-Spannungsparameter ist im Wesentlichen vom Einfluss der Lüdersdehnung gekennzeichnet. Mit zunehmender Temperatur ist kein Bereich der Lüdersdehnung festzustellen. Es kommt zu einem allmählichen Übergang vom elastischen zum plastischen Werkstoffverhalten, Bild 75. Ein Bereich der Lüdersdehnung ist bei einer Temperatur oberhalb von 400°C nicht mehr nachzuweisen. Als Folge ist vor allem im Temperaturbereich oberhalb der Reckalterung eine erheblich niedrigere Fließspannung bei Erstbelastung festzustellen.

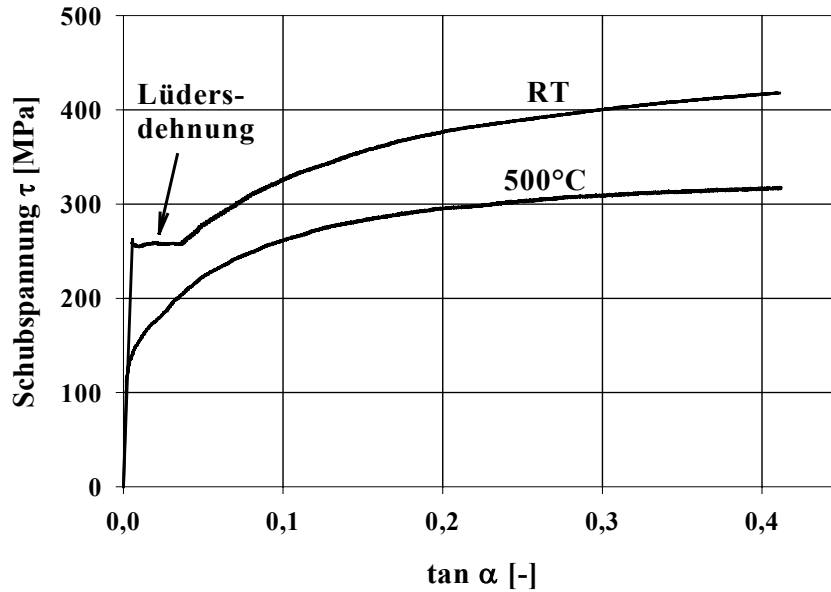


Bild 75: Einfluss der Temperatur auf den Übergang vom elastischen zum plastischen Werkstoffverhalten ($\dot{\alpha} = 0,07 \text{ s}^{-1}$)

Gleichzeitig ändern sich mit zunehmender Temperatur die Beträge der Fließspannung bei der Erstbelastung, die dazugehörigen Maximalspannung pro Zyklus und die Folgefließspannung. Wie im Bild 76 zu sehen ist, werden die Unterschiede der Bauschinger-Spannungsparameter von oberen und unteren Zyklen zu Beginn der zyklischen Verformung mit zunehmender Temperatur geringer. Der Bauschinger-Spannungsparameter liegt bei 500°C bereits zu Beginn der Verformung in der Nähe von $\beta_{\tau M4} = 0,5$. Da $\beta_{\tau M4}$ über der kumulierten Scherwinkeländerung erheblich flacher verläuft, wird die Sättigungsverformung nur geringfügig verringert.

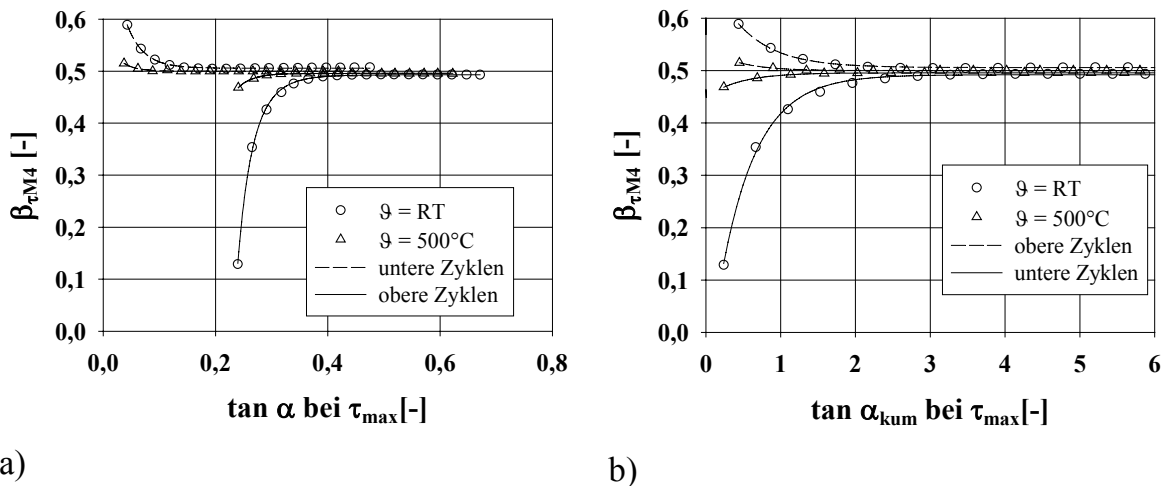


Bild 76: Einfluss der Ausgangstemperatur auf den Bauschinger-Spannungsparameter $\beta_{\tau M4}$ in Abhängigkeit von der Scherwinkeländerung $\tan \alpha$ (a) bzw. von der kumulierten Scherwinkeländerung $\tan \alpha_{kum}$ (b); ($\tan \alpha_+ = 0,24$; $\tan \alpha_- = 0,88 \cdot \tan \alpha_+$; $\dot{\alpha} = 0,07 \text{ s}^{-1}$)

Zusammenfassend kann gesagt werden:

Die zyklische plastische Verformung mit verbleibendem Umforminkrement pro Zyklus hat eine Sättigung des Bauschinger-Spannungsparameters zur Folge. Die Sättigung ist in erster Linie gekennzeichnet von einer kumulierten Sättigungsverformung, oberhalb derer sich der Bauschinger-Spannungsparameter nicht mehr ändert. Diese ist unabhängig von der positiven und negativen Verformungsamplitude. Eine höhere Ausgangstemperatur hat auf diese Sättigungsverformung keine oder nur eine sehr geringe Wirkung. Dagegen bewirkt eine höhere Ausgangstemperatur zu Beginn der zyklischen Verformung deutlich geringere Unterschiede im Bauschinger-Spannungsparameter zwischen oberer und unterer Verformungsamplitude.

7.4 Beschreibung des zyklisch plastischen Werkstoffverhaltens mit dem Bauschinger-Energieparameter

In den vorangegangenen Abschnitten konnte gezeigt werden, dass das zyklisch plastische Werkstoffverhalten mit verbleibendem Umforminkrement mit Hilfe eines Bauschinger-Spannungsparameters nicht eindeutig beschreibbar ist, da dieser Wert in Abhängigkeit von der gewählten offset-Dehnung variiert und außerdem erheblichen Streuungen unterworfen ist. Außerdem lässt er nur die Vorhersage der Plastizitätsgrenze bei einer Folgebelastung in genau entgegengesetzter Richtung zu. Andererseits konnte im Abschnitt 6.3 nachgewiesen werden, dass es in Bezug auf den Arbeitsbedarf eine enge Beziehung zwischen der einsinnigen und zyklisch plastischen Torsion gibt. Im Bild 53 und Bild 59 ist gut zu erkennen, dass sich die Verläufe der spezifischen Umformarbeit über der kumulierten Scherwinkeländerung von einsinniger und zyklisch plastischer Torsion ähneln. Es stellt sich in Abhängigkeit von der positiven und negativen Verformungsamplitude ein bestimmtes Verhältnis zwischen beiden Verläufen ein. Wird der Bauschingerenergieparameter β_E entsprechend Gleichung (47a) bestimmt und wird dieser über der kumulierten Scherwinkeländerung aufgetragen, dann ergibt sich ein typisches Verhalten, wie es beispielhaft in Bild 77 dargestellt ist.

$$\beta_E = \frac{\frac{r}{L} \int_{\psi=0}^{\psi_{\text{kum}}} \tau_{\text{zyklisch}} d\psi_{\text{kum}}}{\frac{r}{L} \int_{\psi=0}^{\psi} \tau_{\text{einsinnig}} d\psi} = \frac{W_{\text{zyklisch}}}{W_{\text{einsinnig}}} \quad (47a)$$

Für die Berechnung der spezifischen Umformarbeit unter einsinniger Torsionsbelastung wurde, wie unter Abschnitt 6.2 beschrieben das Johnson-Cook-Modell für den Einsatzstahl 20MoCrS4 auf große Verformungen erweitert. Die Temperaturänderung während der plastischen Verformung wurde entsprechend der Gleichung (66) und (67) berücksichtigt.

Die spezifische Umformarbeit unter zyklisch plastischer Belastung wurde numerisch aus den Messdaten ermittelt.

Typischerweise ändert sich der Bauschinger-Energieparameter in Abhängigkeit von der kumulierten Scherwinkeländerung exponentiell. Dieses Verhalten kann mit einer sehr guten Näherung mit Gleichung (68) beschrieben werden.

$$\beta_E = a_1 + a_2 * \exp(a_3 * \tan \alpha_{\text{kum}}) \quad (68)$$

Im Bild 77 wurden neben den berechneten Bauschinger-Energieparametern die zugehörigen Regressionskurven über die Werte unter Verwendung der Gleichung (68a) eingetragen.

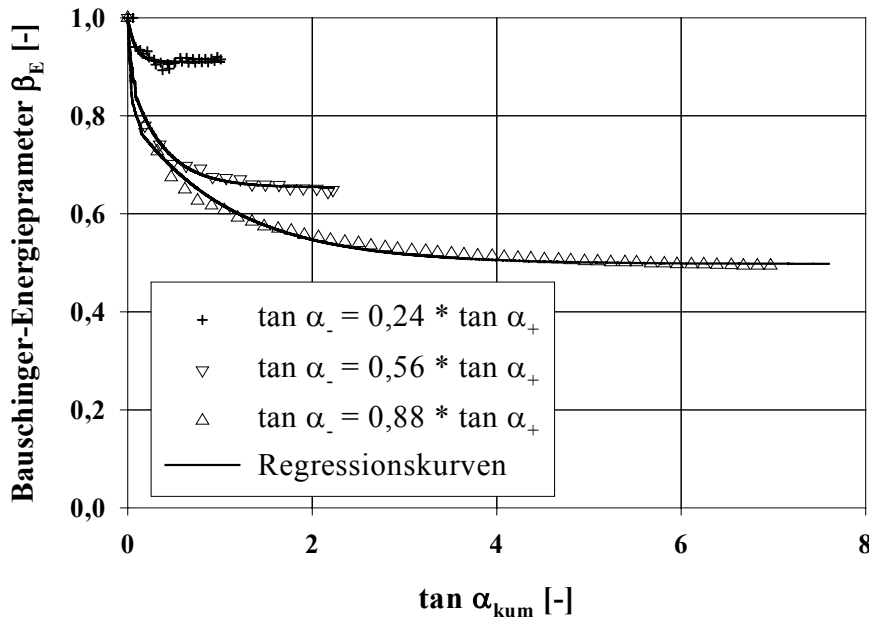


Bild 77: Vergleich des Bauschinger-Energieparameters in Abhängigkeit von der kumulierten Scherwinkeländerung und der negativen Verformungsamplitude $\tan \alpha_-$ (RT; $\tan \alpha_+ = 0,07$; $\dot{\alpha} = 7 \text{ s}^{-1}$); Zusätzlich wurden die Regressionskurven nach Gleichung (68) eingetragen.

Aus den experimentellen Daten, dem mathematischen Ansatz und den Verläufen der Regressionskurven werden sofort einige Grenzbedingungen sowie die Bedeutung der Parameter a_1 bis a_3 deutlich:

1. Bei identischer Temperatur und Scherwinkeländerungsgeschwindigkeit muss der Arbeitsbedarf unter einsinniger Torsion und im ersten Halbzyklus bei zyklisch plastischer Verformung identisch sein. Das hat zur Folge, dass β_E zwingend bei $\tan \alpha_{\text{kum}} = 0$ den Wert $\beta_E = 1$ annehmen muss. Die Schubspannungen unter zyklischer Torsion lagen mit Ausnahme des ersten Halbzyklus immer unterhalb der Werte unter einsinniger Torsionsbelastung. Daraus folgt, dass $\beta_E \leq 1$.
2. Die Umformarbeit kann keine negativen Werte annehmen. Damit gilt $\beta_E > 0$.
3. Der Parameter a_1 ist der Grenzwert, dem sich die Funktion annähert. Er kann nicht überschritten werden, solange sich der Werkstoff versagensfrei verformen lässt. Dieser Grenzwert ist als eigentlicher Bauschinger-

Energieparameter anzusehen. Der Wert a_1 ist von den übrigen Untersuchungskenngrößen abhängig.

4. Aus 1. und 3. folgt, dass der Parameter $a_2 = 1 - a_1$ ist, denn bei $\tan \alpha_{\text{kum}} = 0$ gilt $\exp(a_3 \cdot \tan \alpha_{\text{kum}}) = 1$
5. Da a_1 einen Grenzwert darstellt, dem sich die Funktion vom Wert $\beta_E = 1$ kommend annähert und a_1 und a_2 immer größer 0 aber kleiner 1 sind, muss der Parameter a_3 immer negativ sein.
6. Der Parameter a_3 bestimmt den Anstieg der Funktion und damit wie schnell sich die Funktion dem Grenzwert a_1 annähert.

Werden diese Voraussetzungen berücksichtigt, ist es möglich, bei konstantem $\tan \alpha_+$, $\tan \alpha_-$ sowie konstanter Temperatur und Scherwinkeländerungsgeschwindigkeit eine gute Übereinstimmung von experimentell ermittelten und rechnerisch bestimmten Bauschinger-Energieparametern zu erhalten. Unter diesen Bedingungen vereinfacht sich die Gleichung (68) wie folgt:

$$\beta_E = a_1 + (1 - a_1) \cdot \exp(a_3 \cdot \tan \alpha_{\text{kum}}) \quad (68a)$$

Für eine allgemeingültige Vorhersage ist allerdings eine Analyse des Bauschingerparameters in Abhängigkeit vom Verformungsparameterfeld notwendig.

Im Bild 78a und b sind die ermittelten Werte für a_1 und a_3 bei 200°C und einer Scherwinkeländerungsgeschwindigkeit von $\dot{\alpha} = 0,07 \text{ s}^{-1}$ über der negativen Verformungsamplitude $\tan \alpha_-$ bei unterschiedlicher positiver Verformungsamplitude $\tan \alpha_+$ dargestellt.

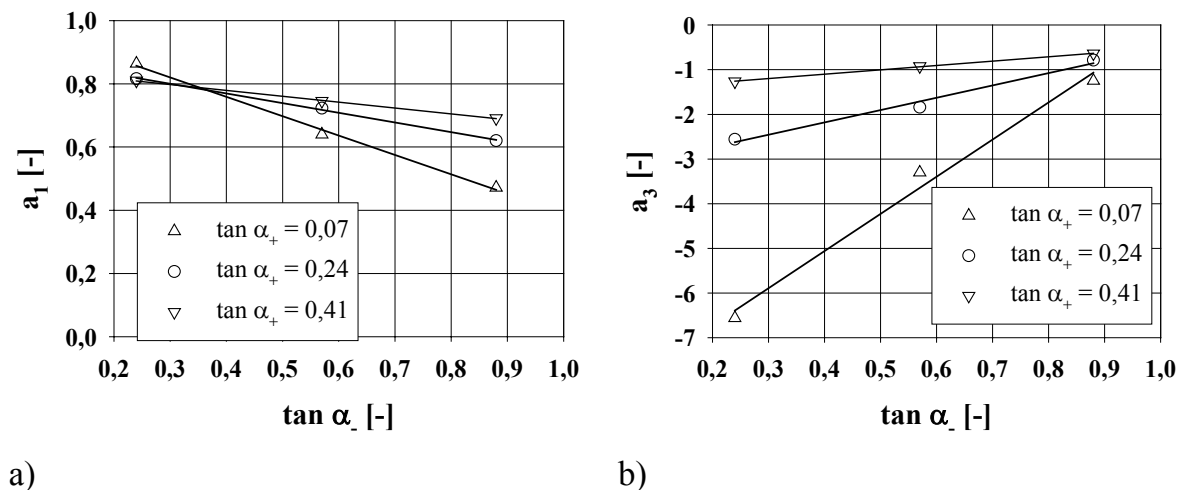


Bild 78: Änderung der Parameter a_1 und a_3 in Abhängigkeit von der negativen Verformungsamplitude $\tan \alpha_-$ und der positiven Verformungsamplitude $\tan \alpha_+$ (200°C; $\dot{\alpha} = 0,07 \text{ s}^{-1}$)

Die eingezeichneten Trendlinien wurden über eine lineare Regression ermittelt. Eine größere positive Verformungsamplitude führt zu einem kleineren Abfall von a_1 über der negativen Verformungsamplitude. Das heißt, je größer die Rückverformung und je kleiner die positive Verformungsamplitude, um so kleiner ist der Bauschinger-Energieparameter und um so deutlicher werden die Unterschiede im

Werkstoffverhalten zwischen einsinniger und zyklisch plastischer Torsion. Die Änderung der zwei Parameter a_1 und a_3 in Gleichung (68a) können in Abhängigkeit von der negativen Verformungsamplitude $\tan \alpha_-$ linear beschrieben werden:

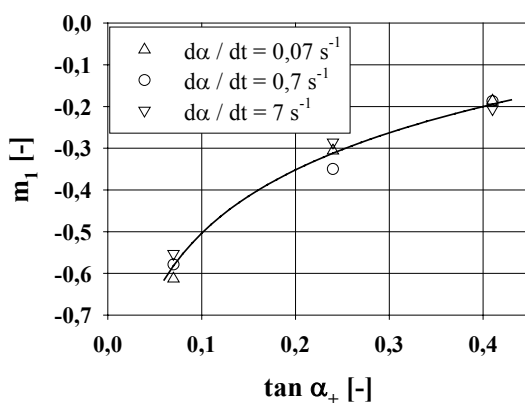
$$a_1 = m_1 * \tan \alpha_- + n_1 \quad (69)$$

bzw.

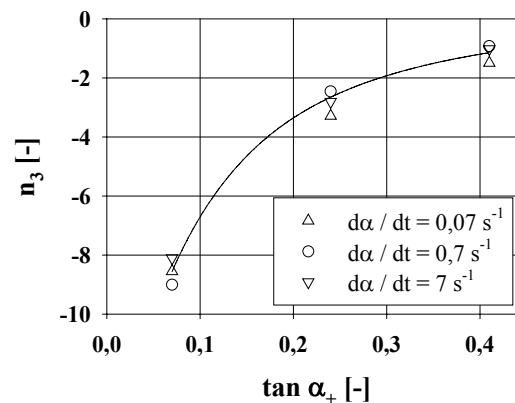
$$a_3 = m_3 * \tan \alpha_- + n_3 \quad (70)$$

Der allgemein negative Anstieg von a_1 im Bild 78a mit zunehmender Rückverformung hat zwei Gründe. Zum einen nimmt der Anteil an plastischer Rückverformung gegenüber der elastischen Rückverformung zu. Zum anderen begünstigt, wie bereits nachgewiesen, eine große Rückverformung die Versetzungszellbildung und damit die Ausbildung von Rückspannungen. Als Folge werden die Scherspannungen, die zur Aufrechterhaltung der Plastizität notwendig sind, kleiner und der Bauschinger-Energieparameter β_E damit auch. Die Anstiege m_1 und m_3 so wie der Absolutwert n_1 bzw. n_3 sind über der negativen Verformungsamplitude $\tan \alpha_-$ nicht immer gleich, sondern ändern sich in Abhängigkeit von der positiven Verformungsamplitude $\tan \alpha_+$. Als Beispiel wurde im Bild 79 der Anstieg m_1 bzw. der Absolutwert n_1 dieser Funktion in Abhängigkeit von der positiven Verformungsamplitude $\tan \alpha_+$ und der Scherwinkeländerungsgeschwindigkeit bei 200°C aufgetragen. Der Anstieg bzw. der Absolutwert der Gerade von a_1 über $\tan \alpha_-$ ist wiederum eindeutig mathematisch als Funktion der positiven Verformungsamplitude $\tan \alpha_+$ zu beschreiben. Wie aus Bild 79 hervorgeht, kann für die Beschreibung des Absolutwertes und des Anstieges ein logarithmischer Ansatz in Abhängigkeit von der positiven Verformungsamplitude $\tan \alpha_+$ gewählt werden. Damit wird die Gleichung (69) präzisiert in:

$$a_1 = a_{11} * \tan \alpha_- * \ln(a_{12} * \tan \alpha_+) + a_{13} * \ln(\tan \alpha_+) + a_{14} \quad (69a)$$



a)



b)

Bild 79: Änderung des Anstieges m_1 und des Absolutwertes n_1 des Parameters a_1 in Abhängigkeit von der positiven Verformungsamplitude $\tan \alpha_+$ und der Scherwinkeländerungsgeschwindigkeit ($\vartheta = 200^\circ\text{C}$)

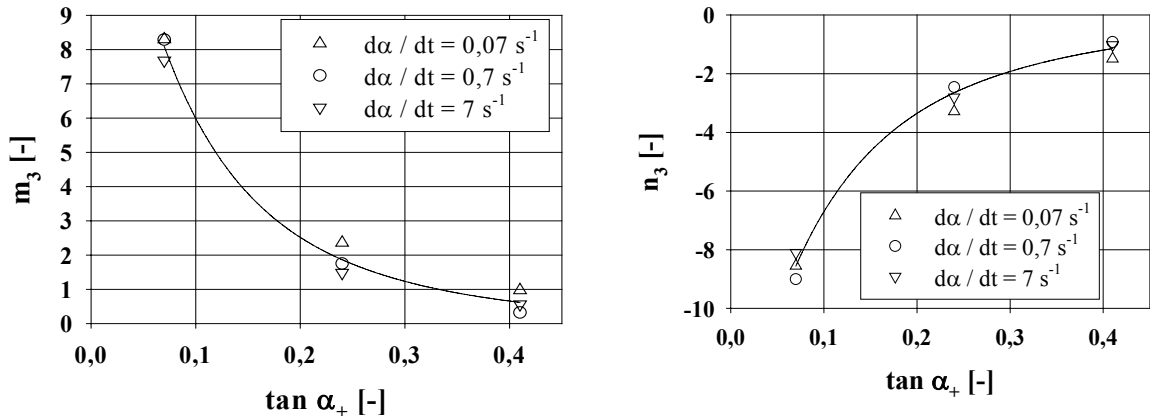


Bild 80: Änderung des Anstieges m_3 und des Absolutwertes n_3 des Parameters a_3 in Abhängigkeit von der positiven Verformungsamplitude $\tan \alpha_+$ und der Scherwinkeländerungsgeschwindigkeit ($\vartheta = 200^\circ\text{C}$)

Auf die gleiche Art und Weise kann der Anstieg m_3 und der Absolutwert n_3 vom Parameter a_3 in Abhängigkeit von der positiven und negativen Verformungsamplitude beschrieben werden. Wie im Bild 80 gezeigt werden kann, ist der Anstieg m_3 bzw. der Absolutwert n_3 wiederum logarithmisch von der positiven Verformungsamplitude $\tan \alpha_+$ abhängig.

Damit kann die Gleichung (70) in folgende Beziehung geändert werden:

$$a_3 = a_{31} * \tan \alpha_- * \ln(a_{32} * \tan \alpha_+) + a_{33} * \ln(\tan \alpha_+) \quad (70a)$$

Um die Werkstoffkonstanten a_{11} bis a_{14} und a_{31} bis a_{33} über eine nichtlineare Regression zu bestimmen, müssen alle Werte des Bauschingerparameters auf eine bei allen Versuchsbedingungen identische Datenbasis in Bezug auf Datenmenge und kumulierter Scherwinkeländerung gebracht werden. Dabei werden die für jeden Einzelversuch bestimmten Parameter a_1 und a_3 in die Gleichung (68a) eingesetzt und der Bauschinger-Energieparameter β_E in gleichgroßen Schritten bis zu einer kumulierten Scherwinkeländerung von $\tan \alpha_{\text{kum}} = 8$ berechnet, bei der immer ein stationärer Zustand erreicht ist. Die nichtlineare Regression wurde einerseits für die einzelnen Starttemperaturen als auch andererseits über den gesamten Temperatur- und Geschwindigkeitsbereich durchgeführt. Die ermittelten Konstanten sind im Anhang in Tabelle 9 aufgeführt. Weiterhin ist dort das Bestimmtheitsmaß r^2 angegeben, welches ein Maß für die Korrelation von Messwerten und der berechneten Funktion ist. Die beste Übereinstimmung wird im unteren Temperaturbereich erzielt, wohingegen bei 300°C lediglich ein Bestimmtheitsmaß von $r^2 = 0,9$ vorliegt. Die Hauptursache für die auftretenden Differenzen zwischen Experiment und Rechnung sind in erster Linie in der Anwendung des Johnson-Cook-Modells für die einsinnige Torsion zu suchen. Einerseits wird das Werkstoffverhalten erheblich über den Parameterbereich hinaus extrapoliert und andererseits ist das Modell nicht ausreichend in der Lage, das geschwindigkeits- und temperaturabhängige Phänomen der dynamischen Reckalterung widerzuspiegeln. Würden an Stelle des Modells reale Messwerte eingesetzt, so könnte die Übereinstimmung erheblich verbessert werden. Dieses Vorgehen

widerspricht aber der Absicht, den Bauschinger-Energieparameter in einem definierten Parameterfeld für den Einsatzstahl 20MoCrS4 allgemeingültig zu beschreiben. Wie aus Bild 79 und Bild 80 hervorgeht, unterscheiden sich die Werte für m und n in Abhängigkeit von der um zwei Dekaden variierten Geschwindigkeit nur sehr wenig. Der Einfluss der Geschwindigkeit ist im Vergleich zum Einfluss der positiven und negativen Verformungsamplitude auf den Parametern a_1 bis a_3 sehr klein und wird hier vernachlässigt. Das gleiche gilt auch für die Temperatur.

Tabelle 9: Werkstoffkonstanten a_{11} bis a_{33} zur Bestimmung des Bauschinger-Energieparameters entsprechend der Gleichungen (69a) und (70a)

	RT	100°C	200°C	300°C	400°C	500°C	RT – 500°C
a_{11}	0,204	0,214	0,195	0,195	0,131	0,088	0,174
a_{12}	0,575	0,984	0,929	0,984	0,399	0,115	0,682
a_{13}	-0,069	-0,078	-0,064	-0,055	-0,039	-0,019	-0,055
a_{14}	0,878	0,783	0,801	0,871	0,934	0,883	0,856
a_{31}	-1,108	-1,094	-2,216	-3,087	-1,116	-1,083	-1,491
a_{32}	0,884	0,910	0,872	1,065	1,048	0,927	0,962
a_{33}	1,571	1,703	3,074	3,443	1,534	1,474	1,990
r^2	0,98	0,98	0,97	0,90	0,95	0,92	0,89

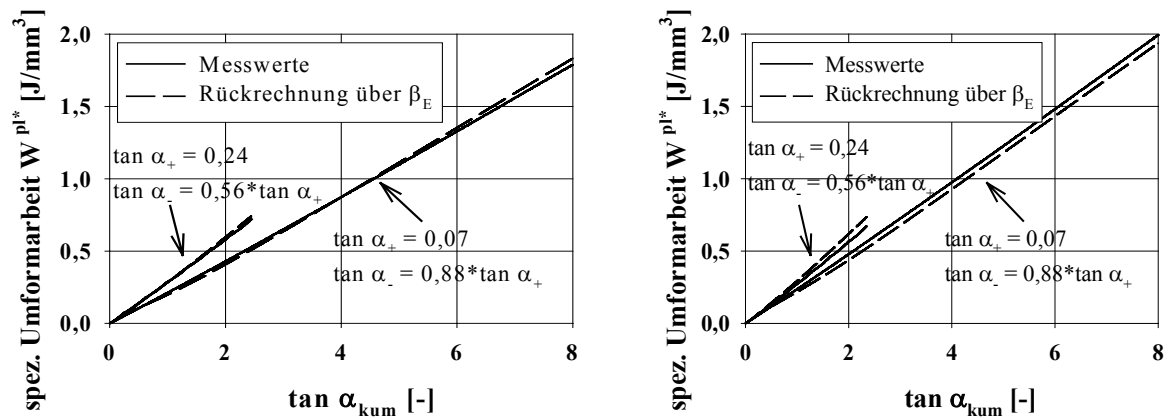
Die Scherwinkeländerungsgeschwindigkeit und die Temperatur wird im Johnson-Cook-Modell für die einsinnige Torsion berücksichtigt. Damit gehen diese beiden Parameter über die Gleichung (47a) bereits in die Bestimmung des Bauschinger-Energieparameters ein.

Vorausgesetzt, die positive und negative Verformungsamplitude sind bekannt, kann mit Hilfe der Gleichungen (68a), (69a) und (70a), dem daraus ermittelten Bauschinger-Energieparameter, den dazugehörigen Werkstoffkonstanten a_{11} bis a_{33} und einem einachsigen, einsinnigen Fließkurvenmodell auf die spezifische Umformarbeit unter zyklisch plastischer Beanspruchung rückgerechnet werden. Wird Gleichung (47a) nach der spezifischen Umformarbeit unter zyklisch plastischer Beanspruchung $w_{u \text{ zyklisch}}$ umgestellt, ergibt sich folgender Zusammenhang:

$$w_{\text{zyklisch}}^{\text{pl}*} = \beta_E * \frac{r}{L} \int_{\psi=0}^{\psi_{\text{kum}}} \tau_{\text{einsinnig}} d\psi_{\text{kum}} \quad (71)$$

Im Bild 81 wird an Hand von zwei Versuchen bei 200°C bzw. 300°C beispielhaft die experimentell bestimmte spezifische Umformarbeit unter zyklisch plastischer Beanspruchung mit den aus Gleichung (71) rückgerechneten Werten bei $\tan \alpha_+ = 0,24$; $\tan \alpha_- = 0,56 * \tan \alpha_+$; $\dot{\alpha} = 7 \text{ s}^{-1}$ bzw. $\tan \alpha_+ = 0,07$; $\tan \alpha_- = 0,88 * \tan \alpha_+$; $\dot{\alpha} = 0,07 \text{ s}^{-1}$ verglichen. Wie ebenfalls das hohe Bestimmtheitsmaß bei 200°C erwarten lässt, stimmen die experimentell ermittelte und die rückgerechnete spezifische Umformarbeit sehr gut überein. Obwohl bei einer

Starttemperatur von 300°C mit größeren Abweichungen zu rechnen ist, korrelieren Messwerte und Rückrechnung gut. Die größte Abweichung, die bei 300°C festgestellt wurde, lag unter 7%.



a) 200°C

b) 300°C

Bild 81: Vergleich der experimentell bestimmten spezifischen Umformarbeit unter zyklisch plastischer Beanspruchung mit den aus Gleichung (71) rückgerechneten Werten bei $\tan \alpha_+ = 0,24$; $\tan \alpha_- = 0,56 \cdot \tan \alpha_+$; $\dot{\alpha} = 7 \text{ s}^{-1}$ bzw. $\tan \alpha_+ = 0,07$; $\tan \alpha_- = 0,88 \cdot \tan \alpha_+$; $\dot{\alpha} = 0,07 \text{ s}^{-1}$

Eine Besonderheit stellen die Untersuchungen bei 500°C dar. Bei dieser Temperatur kam es bei zyklischen Belastungen mit einer negativen Verformungsamplitude von $\tan \alpha_- = 0,88 \cdot \tan \alpha_+$ und einer Scherwinkeländerungsgeschwindigkeit $\dot{\alpha} = 7 \text{ s}^{-1}$ und teilweise auch bei $\dot{\alpha} = 0,7 \text{ s}^{-1}$ zur dynamischen Rekristallisation. Das hat zur Folge, dass einerseits bei kleinen Verformungen die Messwerte und die Rückrechnung sehr gut übereinstimmen. Andererseits setzt nach dem Überschreiten des kritischen Verformungsgrades die Rekristallisation ein. Der Werkstoff entfestigt, was in einem kleineren Anstieg der spezifischen Umformarbeit über der kumulierten Scherwinkeländerung resultiert, Bild 82. Damit kann die rückgerechnete Umformarbeit erheblich von den Messwerten abweichen. Es ist davon auszugehen, dass ein Fließkurvenmodell, das in der Lage ist, Entfestigungsvorgänge zu beschreiben, zu einer besseren Übereinstimmung führt. Neben der Rekristallisation und dem Einfluss der Reckalterung sind noch weitere Probleme bzw. die Grenzen der Anwendbarkeit zu beachten.

Die bestimmten Werkstoffkonstanten gelten nur im Bereich des Parameterfeldes. Insbesondere ist davon auszugehen, dass die lineare Abhängigkeit der Werkstoffkonstanten a_1 und a_3 von der negativen Verformungsamplitude bei noch kleinerer Rückverformung als $\tan \alpha_- < 0,24 \cdot \tan \alpha_+$ nicht mehr gilt. Bei kleiner werdender Rückverformung wird der Anteil der elastischen Rückverformung größer und der plastische Verformungsanteil kleiner. Als Folge wird sich die Konstante a_1 schnell dem Wert 1 nähern und die Konstante a_3 wird gegen Null gehen. Je genauer das Werkstoffmodell für die einsinnige Verformung ist, um so präziser kann der Bauschinger-Energieparameter bestimmt werden.

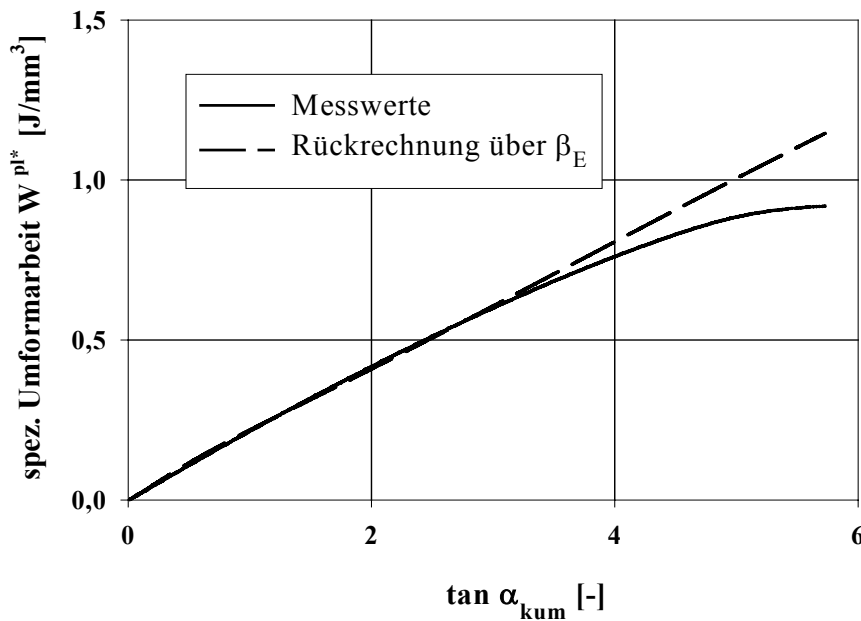


Bild 82: Vergleich der experimentell bestimmten spezifischen Umformarbeit unter zyklisch plastischer Beanspruchung mit den aus Gleichung (71) rückgerechneten Werten bei $\vartheta = 500^\circ\text{C}$; $\tan \alpha_+ = 0,07$; $\tan \alpha = 0,88 \cdot \tan \alpha_+$; $\dot{\alpha} = 7 \text{ s}^{-1}$

Im Bereich der dynamischen Rekristallisation ist damit zu rechnen, dass sowohl die Verformungsgeschwindigkeit als auch die Temperatur den Bauschinger-Energieparameter beeinflussen.

Bei einem einmaligen Wechsel bzw. sehr geringen Zyklenzahlen kann der Bauschinger-Energieparameter nicht hinreichend genau bestimmt werden.

Eine geringe plastische Rückverformung führt zu einem gestuften β_E - $\tan \alpha_{\text{kum}}$ -Verlauf, der aber bei ausreichender Zyklenzahl zu einer guten Näherung führt.

Aussagen zum plastischen Verformungsvermögen des Werkstoffs können mit diesem Modell nicht getroffen werden, was aber auch nicht das vorrangige Anliegen der Arbeit ist.

Obwohl einige wesentliche Einschränkungen getroffen werden mussten, bietet sich der Bauschinger-Energieparameter an, um Umformverfahren mit zyklisch plastischer Werkstoffverformung energetisch zu beschreiben. Das einachsige Werkstoffverhalten in Abhängigkeit von der Verformungsgeschwindigkeit und der Temperatur ist von vielen Metallen bekannt bzw. kann mit wenigen Versuchen bestimmt werden. Das Gleiche gilt auch für die Bestimmung der Werkstoffkonstanten a_{11} bis a_{33} . Wird das Modell aus Gleichung (68a) für eine Beschreibung des Bauschinger-Energieparameters herangezogen, können mit wenigen Versuchen und einer entsprechenden statistischen Versuchsplanung die Konstanten ermittelt werden, vor allem wenn es möglich ist, den Temperaturbereich einzuschränken. Die energetische Beschreibung solcher zyklischen Umformverfahren bildet eine einfache und schnelle Möglichkeit, Umformkräfte abzuschätzen bzw. Maschinen zu dimensionieren.

8 Abschätzung der Umformleistung beim Bohrungsdrücken

Das Bohrungsdrücken als ein Verfahren der partiellen Massivumformung stellt eine wichtige Alternative bei der Fertigung von Hohlwellen dar. Insbesondere die vergleichsweise niedrigen Umformkräfte, das große erreichbare Längen-Durchmesser-Verhältnis, eine flexible Innengeometrie und ein hoher hydrostatischer Druckspannungsanteil, der es erlaubt, im Kern der Umformzone wenig duktile Werkstoffe umzuformen, stellen entscheidende Vorteile des Verfahrens dar. Dennoch sind mit dem Verfahren technische Unwägbarkeiten verbunden, die auf die extrem inhomogene Verformung, die zyklisch plastische Verformung im Walkbereich und große Temperaturunterschiede innerhalb der Umformzone zurückzuführen sind. Zu diesen Einschränkungen gehört, dass bisher keine Prognose zum Versagen in Abhängigkeit vom Werkstoff und den Umformparametern möglich ist und dass die mechanischen Eigenschaften des Bauteils nach der Verformung nicht vorhergesagt werden können. Selbst eine einfache energetische Vorhersage muss auf zahlreichen Annahmen und Vereinfachungen beruhen, die es aber erlauben, die erforderliche Leistung im Bereich der stationären Umformung für das Bohrungsdrücken abzuschätzen.

Zu den hauptsächlichen Problemen bei der Abschätzung der Umformleistung beim Bohrungsdrücken gehören folgende Punkte:

- Die gemessene Leistung, die für den realen Bohrungsdruckprozess erforderlich ist, beruht auf Primärdaten, die an den Antrieben erfasst werden. Sie schließt Maschinenverluste ein.
- Die Abgrenzung der Umformzone und die Unterteilung in Stempelbereich und Walkbereich kann als gesichert angesehen werden. Eine exakte Aussage zur Höhe der lokalen Verformungen, insbesondere im Walkbereich, kann nicht getroffen werden. Kenndaten zur positiven und negativen Verformungsamplitude liegen nur in radialer Richtung im Walkbereich für ein Volumenelement vom Eintritt in die Umformzone bis zum Staumaximum vor. Über die Rollenkante hinaus bis in den Bereich des neu entstandenen Rohrstücks wird aber immer noch eine erhebliche Walkarbeit geleistet. Eine Quantifizierung der Formänderung in diesem Bereich ist auf Grund des begrenzten Auflösungsvermögens der CT-Analyse nicht möglich. Außerdem zeigen metallographische Untersuchungen und FEM-Analysen /107/, dass auch in tangentialer Richtung eine erhebliche Walkarbeit geleistet wird. Das heißt, die zyklische Verformung im Walkbereich ist mehrachsig und mit einem ständigen Wechsel der Spannungsverhältnisse verknüpft.
- Neben der nominellen Verformung, die sich aus der Querschnittsänderung berechnen lässt, gibt es eine Verdrehung des Werkstoffs, die bisher nicht quantifiziert ist.
- Aus den FEM-Analysen können zumindest zum Verhältnis der Verformungen und Scherungen Aussagen getroffen werden. Auf Grund der extremen Rechenzeiten liegen bisher nur Ergebnisse bis zur siebenten

Überrollung vor. Dabei ist der stationäre Bereich des Bohrungsdrückens noch nicht erreicht.

- Bei den im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Bohrungsdruckexperimenten wurde mit einem konstanten Abstand zwischen Stempel- und Rollenkante in axialer Richtung gearbeitet. Wird die Lage der Rollenkante zur Stempelkante geändert, ist auch mit einer Änderung der Geometrie der Umformzone und der Stauhöhe zu rechnen.
- Wie im Abschnitt 5.2 nachgewiesen wurde, ändert sich in Abhängigkeit von der z-Koordinate der Betrag der positiven und negativen Verformungsamplitude und damit auch der Betrag des Inkrementes ständig. Es kann davon ausgegangen werden, dass dieses Verhalten auch in tangentialer Richtung auftritt. Die Auswirkung von sich ständig ändernden Verformungsamplituden auf das Werkstoffverhalten und die Umformleistung sind nicht bekannt.
- Im Walkbereich ändert sich in Abhängigkeit von der z-Koordinate die Formänderungsgeschwindigkeit.
- Bedingt durch die freiwerdende Umformwärme erhöht sich die Temperatur im Werkstoff. Da die Verformung inhomogen verteilt ist, ist ebenfalls mit einer inhomogenen Temperaturverteilung zu rechnen. Ein vollständiger Temperatúrausgleich während der Umformung ist nicht möglich.
- Die Erwärmung des Werkstoffs vor der Umformzone in Folge der Wärmeleitung ist nicht bekannt.
- Sind die lokalen Temperaturen und Verformungen nicht bekannt, können Gefügeänderungen wie Rekristallisation bzw. teilweise oder vollständige Austenitisierung bei einer energetischen Bewertung nicht berücksichtigt werden.
- Ein Großteil der Bohrungsdruckexperimente wird bei erhöhten Anfangstemperaturen durchgeführt. Dazu werden die Rohlinge außerhalb der Bohrungsdruckmaschine erwärmt. Die Erwärmung kann bisher aus technischen Gründen nicht unter Schutzgas stattfinden. Weiterhin ist aus versuchstechnischen Gründen eine konstante Erwärmdauer nicht immer gewährleistet. Je höher die gewählte Erwärmtemperatur ist, um so stärker ist mit einer Änderung der chemischen Zusammensetzung zumindest im Oberflächenbereich der Proben zu rechnen. Außerdem ist mit subjektiven Einflüssen auf die Zeit zwischen Entnahme der Proben aus der Erwärmvorrichtung bis zum Umformbeginn zu rechnen, so dass in jedem Fall ein Temperaturgradient zwischen Rand und Kern entsteht und zumindest die Oberflächentemperatur von der Erwärmtemperatur abweicht.

Da diese Punkte nicht oder nur teilweise bei der Berechnung der Umformleistung berücksichtigt werden können, ist davon auszugehen, dass die abgeschätzte Umformleistung eine Differenz zum tatsächlichen Energiebedarf aufweist.

Um die Leistung im Bereich der stationären Umformung abzuschätzen, werden folgende Vereinfachungen und Annahmen getroffen:

- Für die Berechnung der Leistung im Walkbereich wird von einer konstanten positiven und negativen Verformungsamplitude φ_+ und φ_- ausgegangen.
- Der Mittelwert der positiven Verformungsamplitude $\varphi_{+rad MW}$ wird aus den im Experiment ermittelten Minima und Maxima der positiven Verformungsamplitude in radialer Richtung berechnet, d. h.

$$\varphi_{+rad MW} = \frac{\varphi_{+ max} + \varphi_{+ min}}{2} \quad (72)$$

- Der Mittelwert der negativen Verformungsamplitude $\varphi_{-rad MW}$ wird lediglich aus dem Minimum berechnet. Das Maximum der negativen Verformungsamplitude liegt immer unmittelbar in der Nähe des Rollenangriffspunktes und ist im Anfangsbereich der Umformung der positiven Verformungsamplitude gleichgerichtet (Bild 28) und wird vernachlässigt.

$$\varphi_{-rad MW} = \frac{\varphi_{- min}}{2} \quad (73)$$

Für die Abschätzung der positiven und negativen Verformungsamplitude werden die experimentell ermittelten Werte (Tabelle 5) verwendet. Es werden die Versuche herangezogen, die in Bezug auf den nominellen Umformgrad und die Vorschubgeschwindigkeit den geringsten Unterschied zum zu bewertenden Experiment aufweisen. Liegt der nominelle Umformgrad oder die Vorschubgeschwindigkeit zwischen den in Tabelle 5 aufgeführten Untersuchungen, werden beide anteilig berücksichtigt.

- Alle zyklischen Verformungen in radialer Richtung werden auf eine Überrollung normiert und in Abhängigkeit von der axialen Koordinate z zu einer kumulierten Formänderung aufsummiert:

$$\varphi_{rad kum} = \sum_{z=0}^z \varphi_{+rad MW} + |\varphi_{-rad MW}| \quad (74)$$

Aussagen zur zyklischen Verformung in axialer Richtung und dem Scherungsanteil können nicht getroffen werden und werden bei der Abschätzung vernachlässigt. Für die zyklisch plastische Verformung im Walkbereich in tangentialer Richtung muss deshalb angenommen werden, dass diese in einem festen Verhältnis zur radialen Formänderung steht. In erster Näherung wird die tangentiale und radiale Verformung als gleich groß angesehen.

- Die Walkarbeit wird zwischen Rollenangriffspunkt und Staumaximum abgeschätzt. Die zyklische Verformung nach dem Überschreiten des Staumaximums ist nicht bekannt. Das Werkstoffvolumen im Walkbereich vor und nach dem Staumaximum sind annähernd gleich groß. Deshalb wird in erster Näherung angenommen, dass der Anteil der Walkarbeit nach dem

Überschreiten des Staumaximums so groß ist wie die Walkarbeit vor dem Staumaximum.

- Die Formänderungsgeschwindigkeit im Walkbereich wird auf die Dauer einer Überrollung normiert. Die Verformung wird als gleichmäßig angesehen.
- Die nominelle Formänderung wird aus der Änderung der Querschnittsflächen bestimmt. Der Vorgang wird ebenfalls als homogen aufgefasst, so dass die mittlere Formänderungsgeschwindigkeit aus der nominellen Formänderung und dem Vorschub abgeleitet werden kann.
- Die Vorwärmtemperatur der Rohteile entspricht der Umformstarttemperatur. Die Abkühlung bis zum Umformbeginn wird nicht berücksichtigt.
- Die freiwerdende Umformwärme wird bei der Berechnung der Fließspannung einbezogen. Die Wärmeleitung wird vernachlässigt.
- Vereinfachend wird davon ausgegangen, dass sich die gesamte Umformleistung additiv aus dem Anteil für die nominelle und die zyklisch plastische Verformung zusammensetzt.

Die Abschätzung der Umformleistung soll an einem Beispiel ausführlich erläutert und mit einem realen Umformexperiment verglichen werden. Ob das Ergebnis übertragbar ist, wird an drei weiteren Experimenten überprüft. Die Versuchsbedingungen von drei der vier betrachteten Experimente liegen außerhalb der im Abschnitt 5.2 beschriebenen Untersuchungen. Damit soll nachgewiesen werden, ob eine Verallgemeinerung zulässig ist. Als Vergleichsgrößen dienen die Summe der Antriebsleistung der Hauptspindel P_{Mot_S1} und die Leistung des Drückstempels P_{St} nach einem axialen Stempelweg von 40 mm, bei dem von einem stationären Umformvorgang ausgegangen werden kann.

1. Gegeben sind folgende Maße und Versuchsparameter:

Versuchsbezeichnung:	110202_7
Werkstoff:	20MoCrS4
Drehzahl der Hauptspindel n_{HSp} :	75 min ⁻¹
Vorschub s_V :	0,7 mm/U
Anzahl der Rollen i :	3
Rollenanstellwinkel:	3°
Rollenwinkel δ :	16°
Rollenposition zur Stempelkante:	0
Rohteil Durchmesser D_{a0} :	54 mm
Einstelldurchmesser D_{aE} :	46 mm
Stempeldurchmesser D_{St} :	35 mm
Starttemperatur ϑ_0 :	580°C

2. Bestimmung der nominellen Umformleistung

Die nominelle Formänderung φ_{nom} lässt sich aus der Querschnittsänderung ermitteln:

$$\varphi_{\text{nom}} = \ln \left(\frac{D_{a0}^2}{D_{aE}^2 - D_{St}^2} \right) \quad (75)$$

Damit ergibt sich für den Versuch 110202_7 eine nominelle Formänderung von $\varphi_{\text{nom}} = 1,19$.

Da davon ausgegangen wurde, dass die nominelle Formänderung gleichmäßig ist, lässt sich die mittlere Formänderungsgeschwindigkeit $\dot{\varphi}_{\text{nom}}$ aus der nominellen Formänderung φ_{nom} , aus der Länge der Umformzone, die sich aus der z-Koordinate des Rollenangriffspunktes z_{PRA} ergibt, aus der Vorschubgeschwindigkeit s_V und aus der Drehzahl der Hauptspindel n_{HSp} entsprechend Gleichung (76) berechnen.

$$\dot{\varphi}_{\text{nom}} = \varphi_{\text{nom}} \frac{s_V * n_{\text{HSp}}}{z_{\text{PRA}}} \quad (76)$$

Die z-Koordinate des Rollenangriffspunktes z_{PRA} kann mit Hilfe der Gleichung (48) und der in Tabelle 4 angegebenen Konstanten berechnet werden, wobei allerdings die geänderte Position der Rollen- zur Stempelkante berücksichtigt werden muss:

$$z = a_1 D_{a0} + a_2 D_{aE} + a_3 D_{St} + a_4 v_{St} + \cosh \left[\frac{\pi r (a_5 + a_6 D_{a0} + a_7 D_{aE} + a_8 D_{St} + a_9 v_{St})}{180} \right] - 5 + z_{\text{RK}} \quad (48a)$$

Wird für $r = D_{a0} / 2$ eingesetzt, ergibt sich eine z-Koordinate für den Rollenangriffspunkt von $z_{\text{PRA}} = 27,4 \text{ mm}$ und damit eine nominelle Formänderungsgeschwindigkeit von $\dot{\varphi}_{\text{nom}} = 0,04 \text{ s}^{-1}$.

Für eine numerische Ermittlung der nominellen Umformarbeit $W_{\text{nom}}^{\text{pl}}$ ist es zunächst erforderlich, die nominelle Formänderung in kleine Schritte $\Delta\varphi_{\text{nom}}$ von $\varphi_{\text{nom}} = 0$ bis $\varphi_{\text{nom}} = 1,19$ zu zerlegen. Da das Fließkurvenmodell in Abschnitt 6.2 auf Schubspannungen und die Änderung des Scherwinkels beruht, wird die nominelle Formänderung nach von Mises in die Änderung des Scherwinkels umgerechnet. Die zugehörigen Schubspannungen werden entsprechend dem Johnson-Cook-Modell nach Gleichung (28a) und den zugehörigen Konstanten für den gesamten Temperaturbereich ermittelt. Auf die Umrechnung kann verzichtet werden, wenn das Werkstoffmodell auf Normalspannungen und Dehnungen beruht. Die allgemeingültige Form zur Ermittlung der Umformarbeit ist in Gleichung (65) gegeben. Für kleine Scherwinkeländerungen kann aber vereinfacht angenommen werden:

$$\Delta W_{\text{nom}}^{\text{pl}*} = \frac{\tau_1 + \tau_2}{2000} * \frac{r}{L} \Delta\psi \quad (77)$$

Damit ergibt sich die gesamte spezifische Umformarbeit $W_{\text{nom}}^{\text{pl}*}$:

$$W_{\text{nom}}^{\text{pl}*} = \sum_0^{\psi} \Delta W_{\text{nom}}^{\text{pl}*} \quad (78)$$

Für den Bohrungsdruckversuch 110202_7 wurde eine spezifische nominelle Umformarbeit von $W_{\text{nom}}^{\text{pl}*} = 0,573 \text{ J/mm}^3$ ermittelt. Da die Walkarbeit nachfolgend auf eine Überrollung normiert wird, wird die nominelle Umformleistung ebenfalls auf das bei einer Überrollung umgesetzte Volumen und die Zeit pro Überrollung bezogen. Das pro Überrollung umgesetzte Volumen $V_{\text{nom } \ddot{U}\text{R}}$ und die Überrollzeit $t_{\ddot{U}\text{R}}$ werden nach Gleichung (79) bzw. Gleichung (80) berechnet.

$$V_{\text{nom } \ddot{U}\text{R}} = \frac{\pi D_{a0}^2}{4} * \frac{s_V}{i} \quad (79)$$

$$t_{\ddot{U}\text{R}} = \frac{n}{60 * i} \quad (80)$$

Damit ist es möglich, die nominelle Umformleistung P_{nom} zu bestimmen:

$$P_{\text{nom}} = \frac{W_{\text{nom}}^{\text{pl}*} * V_{\text{nom } \ddot{U}\text{R}}}{t_{\ddot{U}\text{R}}} \quad (81)$$

Die nominelle Umformleistung beim Bohrungsdruckversuch 110202_7 beträgt im stationären Bereich der Umformung $P_{\text{nom}} = 734 \text{ W}$.

3. Bestimmung der zyklischen Umformleistung im Walkbereich

Bei der zyklischen Verformung im Walkbereich nimmt die kumulierte Formänderung eines Volumenelements vom Eintritt bis zum Verlassen des Umformbereichs stetig zu. Deshalb ist für die Bestimmung der zyklischen Umformleistung die Lage eines Volumenelementes in z-Richtung entscheidend. Am günstigsten für eine einfache energetische Bewertung ist die Unterteilung des Walkbereichs in Elemente, die dem Werkstoffabfluss bei einer Überrollung in z-Richtung entsprechen. Die Koordinate z soll an der Stempelkante den Wert $z = 0$ haben. Die zyklische Verformung setzt am Rollenangriffspunkt P_{RA} mit $z = z_{\text{PRA}}$ ein. Die nachfolgende z-Koordinate, bei der das entsprechende Volumenelement jeweils eine zusätzliche Überrollung ertragen hat, wird wie folgt berechnet:

$$z_{n+1} = z_{\text{PRA}} - z_n - \left(\frac{D_{a0}^2}{D_{aE}^2 - D_{\text{St}}^2} \right) * \frac{s_V}{i} \quad (82)$$

Für die Berechnung eines Volumenelementes ist es zunächst erforderlich, in Abhängigkeit von der momentanen z-Koordinate, den momentanen Radius der Außenkontur r_a und den momentanen Radius der Grenzlinie des Walkbereichs r_{walk} zu ermitteln. Der Radius der Außenkontur r_a ist entsprechend Gleichung (83) abhängig vom Rollenwinkel δ , von der Position der Rollenkante z_{Rolle} und vom Enddurchmesser r_{aE} , wobei vorausgesetzt wird, dass $z_n \leq z_{\text{PRA}}$ ist:

$$r_a = r_{aE} + \tan \delta * (z_n - z_{\text{Rolle}}) \quad (83)$$

Die Abgrenzung des Walkbereichs vom Stempelbereich kann mit guter Näherung als Gerade zwischen Stempelkante und Rollenangriffspunkt beschrieben werden, so dass der Radius des Walkbereichs in Abhängigkeit von der z-Koordinate mit Hilfe einer Geradengleichung beschrieben werden kann:

$$r_{\text{walk}} = z_n * \left(\frac{D_{a0} - D_{St}}{2 * z_{P_{RA}}} \right) + \frac{D_{St}}{2} \quad (84)$$

Damit ergibt sich das Volumen im Walkbereich ΔV_{walk} , das bei einer Überrollung in Abhängigkeit von der z-Koordinate umgesetzt wird mit

$$\Delta V_{\text{walk}} = \pi * (z_{n+1} - z_n) * \left[\left(\frac{r_{a_{n+1}} + r_{a_n}}{2} \right)^2 - \left(\frac{r_{\text{walk}_{n+1}} + r_{\text{walk}_n}}{2} \right)^2 \right]. \quad (85)$$

Die zyklische Verformung im Walkbereich kann nur in radialer Richtung mit guter Näherung bestimmt werden. Es wird die Annahme getroffen, dass die positive und negative Verformungsamplitude ϕ_+ und ϕ_- über den gesamten Walkbereich konstant bleiben. Der Betrag von ϕ_+ und ϕ_- wird wie oben gezeigt als Mittelwert $\phi_{+\text{rad MW}}$ und $\phi_{-\text{rad MW}}$ angegeben. Da der Bohrungsdruckversuch 110202_7 mit einem nominellen Umformgrad von $\phi_{\text{nom}} = 1,19$ und einer Vorschubgeschwindigkeit von $s_v = 0,875 \text{ mm/s}$ mit den Versuchsparametern zwischen den beiden in Tabelle 5 aufgeführten Versuchen mit der Lfd.-Nr. 2 und 11 liegt, werden zur Mittelwertbildung entsprechend der Gleichung (72) bzw. (73) die Amplituden beider Versuche herangezogen. Daraus folgt beim Bohrungsdruckversuch 110202_7 für $\phi_{+\text{rad MW}} = 0,06$ und $\phi_{-\text{rad MW}} = 0,11$. Die kumulierte Formänderung in radialer Richtung lässt sich in Abhängigkeit von der z-Koordinate nach Gleichung (74) beschreiben, wobei es günstiger ist, vom Rollenangriffspunkt P_{RA} die Formänderung entsprechend Gleichung (74a) aufzusummieren.

$$\phi_{\text{rad kum}} = \sum_{z_{P_{RA}} - z = 0}^{z_{P_{RA}} - z} \phi_{+\text{rad MW}} + |\phi_{-\text{rad MW}}| \quad (74a)$$

Um den Anteil der zyklischen Verformung in tangentialer Richtung näherungsweise zu berücksichtigen, wird, wie oben beschrieben, angenommen, dass in erster Näherung die zyklisch plastische Verformung in radialer und tangentialer Richtung gleich groß ist. Damit ergibt sich eine kumulierte Vergleichsformänderung $\phi_{V \text{ kum}}$ wie folgt:

$$\phi_{V \text{ kum}} = \sqrt{\frac{2}{3} (\phi_{\text{rad kum}}^2 + \phi_{\text{tan kum}}^2)} = \sqrt{\frac{4}{3} \phi_{\text{rad kum}}^2} = \frac{2}{\sqrt{3}} \phi_{\text{rad kum}} \quad (86)$$

Für die energetische Beschreibung des zyklisch plastischen Werkstoffverhaltens wird wiederum das Werkstoffmodell nach Johnson-Cook von Abschnitt 6.2 entsprechend Gleichung (28a) unter Berücksichtigung der zugehörigen Konstanten für den gesamten Temperaturbereich angewandt. Da das Modell auf Schubspannungen und der Änderung des Scherwinkels beruht, ist es erforderlich, die kumulierte Vergleichsformänderung $\phi_{\text{rad kum}}$ in eine Änderung des Scherwinkels nach von Mises umzurechnen.

Die mittlere zyklische Verformungsgeschwindigkeit $\dot{\phi}_{\text{walk}}$ lässt sich aus der kumulierten Vergleichsformänderung $\phi_{V \text{ kum}}$ und der Überrollzeit t_{UR} berechnen, Gleichung (87).

$$\dot{\phi}_{\text{walk}} = \frac{\phi_{\text{V kum}}}{t_{\text{ÜR}}} \quad (87)$$

Für den Versuch 110202_7 ergibt das eine Verformungsgeschwindigkeit von $\dot{\phi}_{\text{walk}} = 0,47 \text{ s}^{-1}$. Diese wird ebenfalls nach von Mises in eine mittlere Schergeschwindigkeit umgerechnet.

Für die Berechnung der spezifischen zyklischen Umformarbeit $W_{\text{zyklisch}}^{\text{pl}*}$ wird die Verformung zunächst als einsinnig aufgefasst. Das heißt, über das Johnson-Cook-Modell werden in Abhängigkeit von der kumulierten Scherwinkeländerung $\tan \alpha_{\text{kum}}$ und der mittleren Schergeschwindigkeit die entsprechenden einsinnigen Schubspannungen τ ermittelt. Damit ergibt sich für die spezifische zyklische Umformarbeit zunächst der gleiche Zusammenhang wie bei der Bestimmung der nominellen Umformarbeit, nur dass die Scherwinkeländerung auf eine kumulierte Verformung beruht, Gleichung (88).

$$\Delta W_{\text{einsinnig}}^{\text{pl}*} = \frac{\tau_1 + \tau_2}{2000} * \frac{r}{L} \Delta \psi_{\text{kum}} \quad (88)$$

Wie in den vorangegangenen Abschnitten festgestellt wurde, liegt die Umformarbeit bei einer zyklisch plastischen Beanspruchung unter Berücksichtigung der kumulierten Scherwinkeländerung immer erheblich unter den Werten der einsinnigen Belastung. Mit Hilfe des Bauschinger-Energieparameters $\beta_E = f(\tan \alpha_{\text{kum}})$ kann die zyklische spezifische Umformarbeit $\Delta W_{\text{zyklisch}}^{\text{pl}*}$ berechnet werden, Gleichung (89).

$$\Delta W_{\text{zyklisch}}^{\text{pl}*} = \beta_E * \Delta W_{\text{einsinnig}}^{\text{pl}*} \quad (89)$$

Der Bauschinger-Energieparameter β_E wird dabei in Abhängigkeit von der positiven und negativen Umformhalbamplitude und der kumulierten Scherwinkeländerung wie im Abschnitt 7.4 mit den Gleichungen (68a), (69a) bis (70a) beschrieben.

Für die lokale Umformarbeit $\Delta W_{\text{zyklisch}}^{\text{pl}}$ bei einer Überrollung gilt:

$$\Delta W_{\text{zyklisch}}^{\text{pl}} = \Delta W_{\text{zyklisch}}^{\text{pl}*} * \Delta V_{\text{walk}} \quad (90)$$

Damit ist es möglich, die gesamte zyklische Umformleistung $P_{\text{zyklisch SM}}$ vom Eintritt eines Volumenelementes bis zum Staumaximum an der Rollenkante zu bestimmen:

$$P_{\text{zyklisch SM}} = \frac{\sum_{z_{\text{PRA}0} - z}^{z_{\text{PRA}} - z} \Delta W_{\text{zyklisch}}^{\text{pl}}}{t_{\text{ÜR}}} \quad (91)$$

Für den Versuch 110202_7 ergibt das einen Anteil der zyklisch plastischen Verformung an der Umformleistung vom Beginn der Walkzone bis zum Staumaximum von $P_{\text{zyklisch SM}} = 3800 \text{ W}$. Die gesamte Walkarbeit setzt sich aus dem Anteil vor dem Staumaximum und dem Anteil nach dem Überschreiten des Staumaximums zusammen. Da aber keine gesicherten Aussagen zur zyklischen

Verformung nach dem Überschreiten des Staumaximums vorliegen, ist eine Abschätzung der Walkarbeit bzw. der anteiligen Umformleistung problematisch. Das Volumen des Walkbereichs ab dem Staumaximum bis zum Umformende entspricht näherungsweise dem Volumen des Walkbereichs vom Rollenangriffspunkt bis zum Staumaximum. Es wird davon ausgegangen, dass aus diesem Grund der Anteil der Umformarbeit vor und nach dem Staumaximum etwa gleich groß sein muss. Das heißt, der Anteil der zyklischen Umformleistung P_{zykl} lässt sich wie folgt aus dem Anteil der zyklischen Umformleistung bis zum Staumaximum $P_{\text{zyklisch SM}}$ herleiten:

$$P_{\text{zyklisch}} = 2 * P_{\text{zykl SM}} \quad (92)$$

Das bedeutet für den betrachteten Versuch eine gesamte zyklische Umformleistung von $P_{\text{zyklisch}} = 7600 \text{ W}$. Damit muss mehr als die 10fache Leistung für die Walkarbeit gegenüber der nominellen Umformleistung aufgebracht werden!

4. Vergleich der berechneten Umformleistung mit den experimentell ermittelten Kennwerten

Im Bild 83 ist die axiale Antriebsleistung des Stempels und die Antriebsleistung der Hauptspindel über der Umformzeit beim Bohrungsdruckversuch 110202_7 dargestellt. Beide ergeben in der Summe die gesamte Umformleistung zuzüglich der Maschinenverluste. Bei der Umformzeit von 68 s wird ein Stempelweg von 40 mm und im Prinzip ein stationärer Verformungszustand erreicht. Die gesamte Antriebsleistung der Maschine hat zu diesem Zeitpunkt einen Wert von $P_{\text{gesM}} = 14700 \text{ W}$.

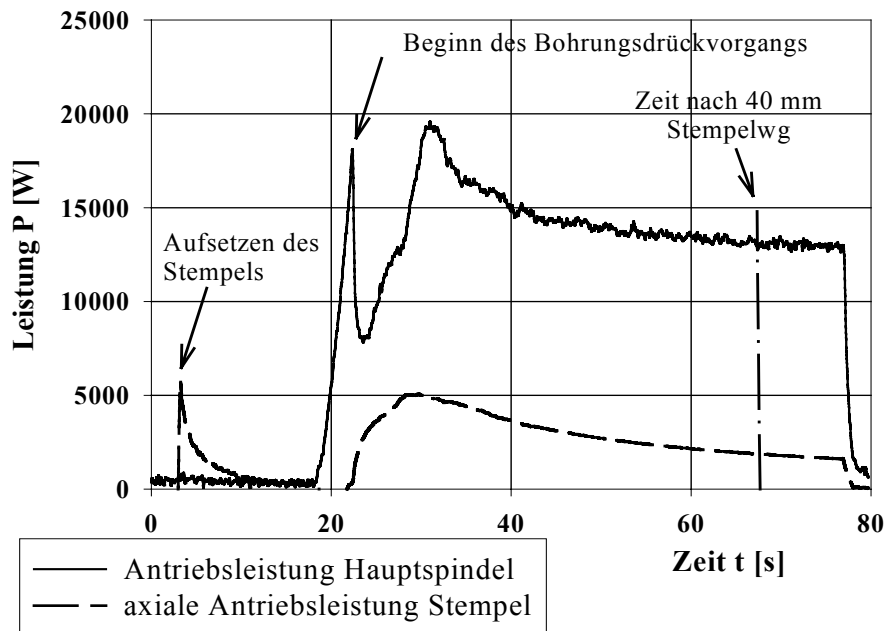


Bild 83: Änderung der Antriebsleistung der Hauptspindel und des Stempels während des Bohrungsdruckvorgangs; Versuch 110202_7 (20MoCrS4; 580°C; $s_V = 0,7 \text{ mm/U}$; $n_{\text{HSp}} = 75 \text{ U/min}$; $D_{a0} = 54 \text{ mm}$; $D_{aE} = 46 \text{ mm}$; $D_{St} = 35 \text{ mm}$)

Bei der energetischen Bewertung des Umformvorganges ist zu berücksichtigen, dass einerseits die Maschinenverluste zu größeren Antriebsleistungen führen, andererseits kann bisher nur die nominelle Formänderung sicher ermittelt werden. Die Umformarbeit, die die Verdrehung des Werkstoffs erfordert, kann bisher nicht berücksichtigt werden. Außerdem kann nur die Walkarbeit in radialer Richtung mit guter Näherung bestimmt werden. Der Anteil der zyklischen Verformung in tangentialer Richtung beruht auf einer stark vereinfachenden Annahme. Zur zyklischen Verformung in axialer Richtung und zu zyklischen Scherungsanteilen kann keine Aussage getroffen werden. Generell ist es möglich, die gesamte Maschinenleistung P_{gesM} um den Betrag des Anteils der nominellen Umformleistung zu reduzieren. Damit wird die Leistung bestimmt, die für die Walkarbeit zuzüglich der Maschinenverluste erforderlich ist. Wird davon ausgegangen, dass die Maschinenverluste proportional zur Umformleistung sind und die nicht berücksichtigten bzw. abgeschätzten zyklischen Verformungsanteile proportional zur radialen zyklischen Verformung sind, dann muss es einen Proportionalitätsfaktor k zwischen berechneter zyklischer Umformleistung und der real von der Maschine benötigten Leistung geben, Gleichung (93).

$$P_{\text{gesM}} - P_{\text{nom}} = k * P_{\text{zyklisch}} \quad (93)$$

Für den betrachteten Versuch 110202_7 ergibt sich ein Proportionalitätsfaktor von $k = 1,84$. Sollte es in Zukunft möglich sein, mit Hilfe der FEM im stationären Bereich die zyklischen Verformungsanteile in allen Richtungen bestimmen zu können oder zumindest die Verhältnisse der Verformungen mit guter Näherung abschätzen zu können, wenn die Temperaturerhöhung vor der Umformzone bekannt ist und präzise Aussagen zu den Maschinenverlusten getroffen werden, dann sollte es möglich sein, auf den Proportionalitätsfaktor k zu verzichten.

In Tabelle 10 sind die Versuchsparameter und die daraus resultierenden Leistungen und der zugehörige Proportionalitätsfaktor aus weiteren Untersuchungen gegenübergestellt. Bei allen bisher betrachteten Bohrungsdruckexperimenten unterliegt der Proportionalitätsfaktor k nur sehr geringen Streuungen. Obwohl auf Grund der Komplexität des Umformvorgangs zahlreiche Annahmen und Vereinfachungen getroffen werden, ist es mit Hilfe des Proportionalitätsfaktors k möglich, in Abhängigkeit von den bekannten Umformparametern die Umformleistung mit hoher Genauigkeit vorherzusagen. Ob dieses Ergebnis auf andere Werkstoffe und andere Umformbedingungen übertragbar ist, ob für die Warmumformung ähnliche Zusammenhänge abgeleitet werden können und in wie fern eine Vorhersage für die nichtstationäre Umformung möglich ist, bleibt zu klären.

Tabelle 10: Versuchsparameter mit den berechneten und experimentell ermittelten Leistungen und dem zugehörigen Proportionalitätsfaktor k ausgewählter Bohrungsdruckuntersuchungen

Versuchs-Nr.	080402_1	290102_1	180900_6
Werkstoff	20MoCrS4	20MoCrS4	20MoCrS4
Drehzahl der Hauptspindel n_{HSp} [U/min]	80	65	100
Vorschub s_v [mm/U]	0,7	0,55	0,75
Anzahl der Rollen i :	3	3	3
Rollenanstellwinkel $[\circ]$:	3	3	3
Rollenwinkel δ $[\circ]$	16	16	16
Rollenposition zur Stempelkante [mm]	0	0	5
Rohteildurchmesser D_{a0} [mm]	58	54	48
Einstelldurchmesser D_{aE} [mm]	52	46	44
Stempeldurchmesser D_{St} [mm]	30	35	35
Starttemperatur ϑ_0 $[\circ C]$	580	20	20
Nominelle Umformleistung P_{nom} [W]	385	1013	661
φ_+ [-]	0,041	0,055	0,06
φ_- [-]	0,095	0,1	0,25
Zyklische Umformleistung $P_{zyklisch}$ [W]	7942	11282	10846
Gesamte Maschinenleistung P_{gesM} [W]	15540	21900	21060
k [-]	1,83	1,85	1,88

9 Zusammenfassung und Ausblick

Die vorliegende Arbeit hat zum Ziel, einen Beitrag zum Verständnis des Werkstoffverhaltens bei partiellen Massivumformverfahren im Allgemeinen und beim Bohrungsdrücken im Besonderen zu leisten. Im Mittelpunkt der Untersuchungen stehen folgende Schwerpunkte:

- die modellhafte Beschreibung der Verformung und der Verformungszone beim Bohrungsdrücken in Abhängigkeit von den Umformparametern und den daraus abgeleiteten Belastungen für den Werkstoff bei der partiellen Massivumformung
- die Übertragung dieser Beanspruchung auf Modelluntersuchungen am Einsatzstahl 20MoCrS4 mit dem Schwerpunkt zyklisch plastischer Torsionsuntersuchungen mit verbleibendem Umforminkrement pro Zyklus
- die Beschreibung des zyklischen Werkstoffverhaltens in Abhängigkeit von den Verformungsparametern
- die Untersuchung des Bauschingereffektes bei einer zyklischen Beanspruchung
- die Abschätzung der Umformarbeit beim Bohrungsdrücken unter Berücksichtigung der Erkenntnisse zur Geometrie der Umformzone, der Beanspruchung im Walkbereich und des Einflusses der Verformungsparameter auf den erforderlichen Arbeitsbedarf beim Erreichen eines definierten Umformgrades.

Das Bohrungsdrücken ist ein Verfahren der partiellen Massivumformung, das vereinfacht als eine Verfahrenskombination von Rückwärtsnapffließpressen und Abstreckdrücken beschrieben werden kann. Mit dem Bohrungsdrücken werden rotationssymmetrische Hohlteile gefertigt, die je nach Stempelgeometrie auch innenprofiliert sein können. Im Gegensatz zum Rückwärtsnapffließpressen werden, bedingt durch die lokale Plastifizierung des Werkstoffs, erheblich kleinere Umformkräfte benötigt. Entscheidende Vorteile für das Verfahren Bohrungsdrücken sind der Einsatz von formspeicherarmen Werkzeugen und das große erreichbare Längen-Durchmesser-Verhältnis der Halbzeuge von 1:20. Als problematisch anzusehen ist ein hoher Arbeitsbedarf, der zum Teil ein Vielfaches des nominellen Umformgrades ausmacht. Dieser stark erhöhte Arbeitsbedarf hat seine Ursache in der Walkarbeit, die im Wesentlichen von den Drückrollen geleistet wird.

Mit Hilfe der Computertomographie ist es erstmals gelungen, eine Umformzone bei der partiellen Massivumformung zerstörungsfrei zu analysieren. Es kann zwischen zwei Verformungsbereichen beim Bohrungsdrücken unterschieden werden. Im Stempelbereich wird der Werkstoff unter einem hohen hydrostatischen Druckspannungsanteil einsinnig plastisch verformt. Im Walkbereich wird der Werkstoff zyklisch plastisch verformt mit einem verbleibenden Umforminkrement pro Zyklus.

Der Stempelbereich kann als Rotationskörper zweier begrenzender Funktionen aufgefasst werden. Die innere begrenzende Funktion hat hyperbolischen Charakter, ist in Vorschubrichtung orientiert und abhängig vom Stempeldurchmesser, Ausgangs- und Enddurchmesser des Halbzeugs und von der Vorschubgeschwindigkeit. Die äußere begrenzende Funktion ist eine Gerade zwischen Stempelkante und Rollenangriffspunkt, bei dem gilt $r = r_{a0}$. Die Gerade trennt den Stempelbereich vom Walkbereich. Letzterer wird von der Halbzeugoberfläche unter den Drückrollen nach außen begrenzt.

Die zyklisch plastische Beanspruchung im Walkbereich hat ihre Ursache in der Staubbildung vor den Drückrollen. Für ein Werkstoffsegment kann sich diese Staubbildung bis zu 100 mal wiederholen. Die Stauhöhe wird in erster Linie vom Vorschub geprägt und hat ihr Maximum an der Drückrollenkante. Allein in radialer Richtung können maximale Umformhalbamplituden von $\varphi^- = 0,5$ und $\varphi^+ = 0,13$ pro Umformschritt auftreten. Die Umforminkremente in radialer Richtung lagen in Abhängigkeit von den Umformparametern bei $0,01 \leq \varphi \leq 0,42$. Im Walkbereich ändern sich beim Bohrungsdrücken ständig die Verformungsamplituden und die Verformungsgeschwindigkeit. Sie variieren nicht nur in Abhängigkeit von den Umformparametern, sondern auch von der Lage in der Umformzone. Eine FE-Analyse des Bohrungsdrückens liefert in radialer Richtung für die Umformung die qualitativ gleiche Aussage. Außerdem führt die Analyse der tangentialen Formänderung und der plastischen Vergleichsformänderung im Bereich der Walkzone zu dem Schluss, dass die zyklische Verformung nicht nur auf die radiale Richtung begrenzt bleibt, sondern allgemein einen entscheidenden Beitrag zur Verformungsarbeit leistet.

Das Werkstoffverhalten unter einsinniger Torsion wurde in Abhängigkeit von der Scherwinkeländerung, der Scherwinkeländerungsgeschwindigkeit und der Temperatur untersucht und beschrieben. Es dient als Vergleichsgröße zur energetischen Bewertung des Werkstoffverhaltens unter zyklisch plastischer Beanspruchung.

Unabhängig von den gewählten Versuchsparametern unterscheidet sich das zyklisch plastische Werkstoffverhalten erheblich vom Verformungsverhalten unter einsinniger Torsion. Die Schubspannung, die sowohl zum Erreichen einer nominellen als auch für eine kumulierte Scherwinkeländerung notwendig ist, liegt bei den zyklischen Untersuchungen deutlich unter den Werten bei einer einsinnigen Belastung. Die Hauptursache für dieses Verhalten ist in der Versetzungszell- und Subkornbildung zu suchen. Je kleiner die positive Verformungsamplitude und je größer der Betrag der Rückverformung ist, um so kleiner und ausgeprägter waren die Versetzungszellwände. Diese haben wiederum im Vergleich zur einsinnigen Torsion eine erheblich kleinere Umformarbeit in Bezug auf die kumulierte Scherwinkeländerung zur Folge. Verallgemeinert heißt das, dass die Umformarbeit von der positiven und negativen Verformungsamplitude beeinflusst wird. Unabhängig davon ist in der Umformarbeit die Walkarbeit enthalten. Sie liefert keinen Beitrag für die nominelle Formänderung.

Als Vergleichsgrößen wurden bei jedem Zyklus die Schergrenze $\tau_{p0,008}$ und die maximale Schubspannung pro Zyklus $\tau_{\max}$ ermittelt. Im Gegensatz zur positiven Verformungsamplitude ist die Schergrenze beim untersuchten Einsatzstahl 20MoCrS4 erheblich von der negativen Verformungsamplitude und der Zyklenzahl abhängig. Je kleiner die Rückverformung ist, um so größer wird die Schergrenze bei der Hinverformung. Ein Grenzwert ist dann erreicht, wenn die plastische Rückverformung gegen Null geht. Dann entspricht die Schergrenze bei erneuter Hinverformung dem Maximum der Schubspannung vor der Rückverformung. Die maximale Schubspannung ist sowohl eine Funktion der positiven als auch der negativen Verformungsamplitude. Unabhängig vom Betrag der Verformungsamplitude konvergiert sie gegen einen Sättigungswert. Diese Sättigungsspannung nimmt mit zunehmender positiver und abnehmender negativer Verformungsamplitude zu.

Der Einfluss der Temperatur und der Scherwinkeländerungsgeschwindigkeit auf das zyklisch plastische Werkstoffverhalten ist eng mit der Wechselwirkung von interstitiell gelösten Fremdatomen und von Versetzungen zu sehen. Im Temperaturbereich zwischen 200°C und 400°C kommt es in Abhängigkeit von der Scherwinkeländerungsgeschwindigkeit zu einer Zunahme der Festigkeit des Werkstoffs, die der dynamischen Reckalterung zuzuschreiben ist. Bei den 500°C-Untersuchungen mit einer hohen kumulierten Scherwinkeländerung ist es dagegen zu einer erheblichen Entfestigung während der plastischen Verformung gekommen, die von einer beginnenden dynamischen Rekristallisation verursacht wurde. Da einerseits die dynamische Reckalterung das Verformungsvermögen des Einsatzstahls 20MoCrS4 erheblich einschränkt, dieser Temperaturbereich aber automatisch bedingt durch die freiwerdende Umformwärme erreicht wird und andererseits das Verformungsvermögen durch eine Rekristallisation in der Regel verbessert wird, ist für das Verfahren Bohrungsdrücken eine Starttemperatur oberhalb von 400°C ratsam.

Dem Bauschingereffekt und seiner Quantifizierung kommt bei der Beschreibung des zyklisch plastischen Werkstoffverhaltens eine zentrale Rolle zu. Mit Hilfe eines Bauschinger-Spannungsparameters kann der Bauschingereffekt bei einer zyklisch plastischen Verformung qualitativ beschrieben werden. Der Bauschinger-Spannungsparameter strebt unabhängig von den Verformungskenngrößen einen Sättigungswert an. Bei allen durchgeführten Untersuchungen wird der Sättigungswert bei einer kumulierten Scherwinkeländerung von $2 < \tan \alpha_{\text{kum}} < 3$ erreicht. Eine direkte Abhängigkeit der Sättigung von der kumulierten Scherwinkeländerung ist damit praktisch gegeben. Generell kann gesagt werden, dass der Bauschingereffekt mit zunehmender Zyklenzahl bzw. zunehmender kumulierter Scherwinkeländerung nachlässt. Die größte Differenz zum Sättigungswert besteht bei der Erstbelastung. Sie wird mit kleiner werdender Verformungsamplitude größer. Eine quantitative Beschreibung des Bauschingereffektes mit dem Bauschinger-Spannungsparameter wird als problematisch eingeschätzt, da die Bestimmung der Schergrenze erheblichen Fehlern unterliegt. Die Genauigkeit der Schergrenze ist entscheidend vom

Messaufbau abhängig. Eine kleine offset-Dehnung zur Bestimmung der Schergrenze führt zu großen statistischen Abweichungen und damit zu einem ungenauen Bauschinger-Spannungsparameter. Außerdem kann über einen Bauschinger-Spannungsparameter nur eine Aussage zur Elastizitätsgrenze in genau entgegengesetzter Richtung getroffen werden. Rückschlüsse zur Form der Fließfläche sind nicht zulässig.

Die Umformarbeit unter einsinniger Torsion steht in einem bestimmten Verhältnis zur Umformarbeit unter zyklischer Belastung. Dieses Verhältnis beschreibt der Bauschinger-Energieparameter. Er lässt sich mit einer Exponentialfunktion in Abhängigkeit von der positiven und negativen Verformungsamplitude beschreiben. Der Bauschinger-Energieparameter ist von der Temperatur und der Belastungsgeschwindigkeit weitestgehend unabhängig, solange das Werkstoffmodell für die einsinnige Belastung den Geschwindigkeits- und Temperatureinfluss ausreichend widerspiegelt. Der Bauschinger-Energieparameter erlaubt eine sehr gute Vorhersage der Umformarbeit bei einer zyklisch plastischen Verformung in Abhängigkeit von den Umformparametern.

Voraussetzung dafür ist die Kenntnis der Geometrie der Umformzone sowie der positiven und negativen Verformungsamplitude. Insbesondere die Maschinenverluste, die unbekannten bzw. angenommenen Verformungen in axialer und tangentialer Richtung sowie die Scherungsanteile und die unbekannte Temperatur des Werkstoffs vor dem Eintritt in die Umformzone führen zu einer Differenz von abgeschätzter und realer Umformleistung. Die abgeschätzte und die reale Umformleistung sind aber proportional zueinander. Mit Hilfe des Proportionalitätsfaktors k ist es möglich, die unbekannten Größen zu berücksichtigen.

Im Zusammenhang mit dieser Arbeit stellen sich einige Fragen, die weiterführende Untersuchungen beantworten müssen:

- Ist es möglich, zum Beispiel mit Hilfe der FEM im Bereich der stationären Umformung, genaue Aussagen zur zyklischen Verformung im Walkbereich zu treffen?
- Welche Temperaturen liegen in und vor der Umformzone vor?
- Wie wirken sich große zyklische Verformungen auf die Temperatur, die Schädigungsentwicklung und das Restumformvermögen aus?
- Gibt es ein Optimum von positiver und negativer Verformungsamplitude, bei dem die Umformkräfte und -momente minimal und der nominelle Umformgrad maximal sind?
- Welche Auswirkung hat ein sich änderndes Verhältnis von positiver und negativer Verformungsamplitude auf den Bauschinger-Energieparameter?
- Wie wirkt sich die Spannungsmehrachsigkeit auf das zyklisch plastische Verformungsverhalten mit verbleibendem Umforminkrement pro Zyklus aus?

- Sind die gewonnenen Erkenntnisse zum zyklischen Werkstoffverhalten auf andere Stähle und NE-Metalle übertragbar, insbesondere wenn diese andere Kristallgittertypen aufweisen?

Die Beantwortung dieser Fragen führt zu einem besseren Verständnis der zyklisch plastischen Verformung und erlaubt Rückschlüsse über die Anwendungsgrenzen inkrementaler Umformverfahren im Allgemeinen und des Bohrungsdrückens im Besonderen. Gleichzeitig wäre damit eine Präzisierung der energetischen Abschätzung möglich. Es ist davon auszugehen, dass es ein Optimum von positiver und negativer Verformungsamplitude gibt. Gleichzeitig ist es möglich, die positive und negative Verformungsamplitude über die Umformparameter beim Bohrungsdrücken zu beeinflussen. Wenn es gelingt, die Staulänge, die maximale Stauhöhe und die Temperatur kurz vor dem Eintritt des Werkstoffs in die Umformzone zu messen, dann sollte es möglich sein, den Umformprozess im Hinblick auf optimale Umformergebnisse und einen stabilen Umformprozess online zu steuern.

10 Liste häufig verwendeter Formelzeichen und Abkürzungen

Abkürzungen:

BG	Behandlung auf Gefüge
bzw.	beziehungsweise
CT	Computertomographie
d. h.	das heißt
exp.	experimentell
FE	Finite Elemente
FEM	Finite Elemente Methode
FMM	Formänderungs-Modell-Methode
HBW	Brinellhärte, Eindringkörper aus Hartmetall
HCF	high cycle fatigue
kfz	kubisch flächenzentriert
krz	kubisch raumzentriert
LCF	low cycle fatigue
o. g.	oben genannt
PRA	Rollenangriffspunkt
REM	Rasterelektronenmikroskop
RT	Raumtemperatur
SFB	Sonderforschungsbereich
TEM	Transmissionselektronenmikroskop
z. B.	zum Beispiel

Formelzeichen:

A	empirische Werkstoffkonstante
$a_0 - a_{33}$	empirische Werkstoffkonstante
A_5	Bruchdehnung, kurzer Proportionalstab
A_{c1}	Temperatur bei der Erwärmung, bei der die Austenitbildung einsetzt
B	empirische Werkstoffkonstante
b	Burgersvektor

C	empirische Werkstoffkonstante
c	Kontaktlänge im Walzspalt
$c_1 - c_5$	empirische Werkstoffkonstante
c_p	spezifische Wärmekapazität
D	empirische Werkstoffkonstante
D_{a0}	Außendurchmesser des Rohteils beim Bohrungsdrücken
D_{aE}	Außendurchmesser des Endteils beim Bohrungsdrücken
ΔG	freie Aktivierungsenthalpie
ΔG_0	freie Aktivierungsenthalpie die zur Überwindung eines Hindernisses erforderlich ist (Werkstoffkonstante)
D_{St}	Stempeldurchmesser
E	Elastizitätsmodul
F	Kraft
G	Schubmodul
i	Anzahl der Drückrollen
J_0	polares Flächenträgheitsmoment
K	empirische Werkstoffkonstante
k	empirische Werkstoffkonstante
k	Boltzmannkonstante
k	Proportionalitätsfaktor
K_1	empirische Werkstoffkonstante
K_2	empirische Werkstoffkonstante
k_f	Fließspannung
k_{f0}	empirische Werkstoffkonstante
L	Abstand zwischen zwei senkrecht zur Zylinderachse liegenden Querschnitten; Messlänge Torsionsversuch
l	mittlerer Korndurchmesser
l_0	Länge vor der Verformung
l_0	radiale Ausdehnung des Walkbereichs vor der Überrollung in Abhängigkeit von z
l_1	Länge nach der Verformung
l_1	radiale Ausdehnung des Walkbereichs im Staumaximum in Abhängigkeit von z

l_2	radiale Ausdehnung des Walkbereichs in Abhängigkeit von z nach der Überrollung
L_{Rolle}	Hilfsmaß
L_{Stau}	momentane Stauüberhöhung in Abhängigkeit von z
$L_{\text{Stau max}}$	maximale Stauüberhöhung in radialer Richtung
L_{walk}	momentane radiale Ausdehnung des Walkbereichs in Abhängigkeit von z
$L_{\text{walk max}}$	größte radiale Ausdehnung des Walkbereichs
$L_{\text{walk min}}$	kleinste radiale Ausdehnung des Walkbereichs
m	empirische Werkstoffkonstante
$m_1 - m_9$	empirische Werkstoffkonstanten
M_t	Drehmoment
M_T	Taylor-Faktor
n	empirische Werkstoffkonstante
N_B	Bruchlastspielzahl
n_{HSp}	Drehzahl der Hauptspindel
p	werkstoffabhängige Konstante
P_{gesM}	Antriebsleistung der Maschine
P_{nom}	nominelle Umformleistung
P_{zyklisch}	gesamte zyklische Umformleistung
$P_{\text{zyklisch SM}}$	zyklische Umformleistung von z_{PRA} bis zum Staumaximum
q	werkstoffabhängige Konstante
r	Radius
R	Radius bei $r = \text{maximal}$
r	radiale Koordinate beim Bohrungsdrücken
r^2	Bestimmtheitsmaß
r_a	Außenradius der Rohrprobe
r_a	momentaner Radius der Außenkontur in der Umformzone
r_{a0}	Außenradius des Rohteils beim Bohrungsdrücken
r_{aE}	Außenradius des Endteils beim Bohrungsdrücken
R_{eH}	obere Streckgrenze
r_i	Innenradius der Rohrprobe
R_m	Zugfestigkeit

$R_{p0,2}$	0,2%- Dehngrenze
r_{St}	Stempelradius
r_{walk}	momentaner Radius des Walkbereichs
s_V	Vorschubgeschwindigkeit
T	Temperatur
t	Zeit
T_r	Referenztemperatur
T_s	Schmelztemperatur
$t_{ÜR}$	Überrollzeit
$V_{nom \ ÜR}$	pro Überrollung umgesetztes Volumen
$V_{walk \ ÜR}$	pro Überrollung im Walkbereich umgesetztes Volumen
$W_{\tan \alpha-}$	Umformarbeit bei der Rückverformung
$W_{einsinnig}$	Umformarbeit bei einsinniger Belastung
W_{ges}	gesamte Umformarbeit
W_H	Arbeit bei der Hinverformung
W_S	Energiebetrag, der bei der Hinverformung gespeichert wurde
W_t	Widerstandsmoment
$W_{\tan \alpha+}$	Umformarbeit bei der Hinverformung
W_{nom}^{pl*}	spezifische nominelle Umformarbeit
$W_{zyklisch}^{pl*}$	spezifische Umformarbeit unter zyklisch plastischer Beanspruchung
W_{walk}	Walkarbeit
$W_{zyklisch}$	zyklische Umformarbeit
Z	Bruchdehnung
z	axiale Koordinate beim Bohrungsdrücken
z_{PRa}	axialer Abstand des Rollenangriffspunktes von der Stempelkante
z_{Rolle}	axialer Abstand der Rollen- von der Stempelkante
$z_{Stau \ aktiv}$	maximale axiale Ausdehnung des Staus von der Stempelkante bis zum P_{RA}
$z_{Stau \ max}$	maximale axiale Ausdehnung des Staus von der Rollenkante bis zum P_{RA}
α	Schiebewinkel, Scherwinkel
β	Bauschingereffekt-Parameter

β_ε	Bauschinger-Dehnungsparameter
β_E	Bauschinger-Energieparameter
β_γ	Bauschinger-Scherungsparameter
β_τ	Bauschinger-Spannungsparameter
$\beta_{\tau M1}$	Bauschinger-Spannungsparameter – Modell 1
$\beta_{\tau M2}$	Bauschinger-Spannungsparameter – Modell 2
$\beta_{\tau M3}$	Bauschinger-Spannungsparameter – Modell 3
$\beta_{\tau M4}$	Bauschinger-Spannungsparameter – Modell 4
$\beta_{\tau p}$	Bauschinger-Spannungsparameter
β_W	Bauschinger-Energieparameter
δ	Rollenwinkel
$\Delta\varepsilon_{pl}$	plastische Dehnungsamplitude
ε	Dehnung
ε_0	werkstoffabhängige Geschwindigkeitskonstante
ε_{walk}	radiale Verformung in Abhängigkeit von z
γ	Schiebung, Scherung
γ_a	Scherung an der äußeren Randfaser einer Rohrprobe
γ_β	Schiebung bei der Rückverformung - ist erforderlich, um den selben Spannungsbetrag wie bei der Hinverformung zu erreichen
γ_{pl}	plastische Schiebung
η	Konstante, Maß für die im System verbleibende Umformwärme
φ	Umformgrad, Formänderung
ϑ	Temperatur
φ_-	negative Umformhalbamplitude
φ_+	positive Umformhalbamplitude
φ_{+max}	maximale positive Umformhalbamplitude
φ_{+min}	minimale positive Umformhalbamplitude
$\varphi_{+rad MW}$	Mittelwert der positiven Umformhalbamplitude in radialer Richtung
φ_i	Umforminkrement
φ_{imax}	maximales Umforminkrement

φ_{imin}	minimales Umforminkrement
φ_{kum}	kumulierte Formänderung
$\varphi_{\text{-max}}$	maximale negative Umformhalbamplitude
$\varphi_{\text{-min}}$	minimale negative Umformhalbamplitude
φ_{nom}	Nomineller Umformgrad
$\varphi_{\text{rad kum}}$	kumulierte radiale Formänderung
$\varphi_{\text{-rad MW}}$	Mittelwert negativen Umformhalbamplitude in radialer Richtung
$\varphi_{\text{V kum}}$	kumulierte Vergleichsformänderung
μ	linearer Absorptionskoeffizient
ν	Querkontraktion
ρ	Dichte
ρ_{m}	Dichte der Gleitversetzungen
σ	Spannung
σ^*	thermischer Spannungsanteil
σ_0^*	Fließspannung bei $T = 0$
σ_{eR}	Elastizitätsgrenze bei der Rückverformung
σ_{G}	athermischer Spannungsanteil
σ_{pH}	Spannung bei zyklischer Belastung bei einer bleibenden Verformung $\Delta\varphi$ (Hinverformung) - Plastizitätsgrenze
σ_{pR}	Spannung bei zyklischer Belastung bei einer bleibenden Verformung $\Delta\varphi$ (Rückverformung) - Plastizitätsgrenze
σ_{y}	Radius der Folgeflußfläche
τ	Schubspannung
$\tan \omega$	Anstieg des Walkbereichs in Abhängigkeit von der z-Koordinate
$\tan \alpha$	Tangens des Schiebewinkels α
$\tan \alpha_{\text{-}}$	Tangens des Schiebewinkels α , negative Halbamplitude
$\tan \alpha_{\text{+}}$	Tangens des Schiebewinkels α , positive Halbamplitude
$\tan \alpha_{\text{i}}$	Tangens des Schiebewinkels α , Umforminkrement
$\tan \alpha_{\text{kum}}$	kumulierter Tangens des Schiebewinkels α
$\tan \alpha_{\text{n}}$	nominelle Änderung des Tangens des Scherwinkels
τ_{eH}	Elastizitätsgrenze bei der Hinverformung

$\tau_{\text{einsinnig}}$	Schubspannung bei einsinniger Beanspruchung
τ_{eR}	Elastizitätsgrenze bei der Hinverformung
$\tau_{\text{m, i}}$	mittlere Schubspannung bei ideal plastischem Werkstoffverhalten
$\tau_{\text{max-}}$	minimale Schubspannung pro Zyklus
$\tau_{\text{max+}}$	maximale Schubspannung pro Zyklus
τ_{maxH}	maximale Schubspannung bei der Hinverformung
τ_{maxR}	maximale Schubspannung bei der Rückverformung
$\tau_{\text{p0,008-}}$	Schergrenze bei einer plastischen Verformung von $\tan \alpha = 0,008$; negative Halbamplitude
$\tau_{\text{p0,008+}}$	Schergrenze bei einer plastischen Verformung von $\tan \alpha = 0,008$; positive Halbamplitude
τ_{pH}	Plastizitätsgrenze bei der Hinverformung
τ_{pR}	Plastizitätsgrenze bei der Rückverformung
τ_{zyklisch}	Schubspannung bei zyklischer Beanspruchung
ψ	Verdrehwinkel
$\dot{\alpha}$	Scherwinkeländerungsgeschwindigkeit
$\dot{\varepsilon}$	Dehnungsgeschwindigkeit
$\dot{\phi}$	Formänderungsgeschwindigkeit, Umformgeschwindigkeit
$\dot{\phi}_{\text{nom}}$	nominelle Formänderungsgeschwindigkeit
$\dot{\phi}_{\text{zyklisch}}$	zyklische Formänderungsgeschwindigkeit im Walkbereich

11 Literaturangaben

- /1/ Weißbach, U.; Herold, G.: Bohrungsdrücken – vom Stangenmaterial zum Präzisionshohlteil.- In: Sächsische Fachtagung Umformtechnik, 24. - 25.11.1994 Chemnitz, Tagungsband, S. 26./1 - 16
- /2/ Weißbach, U.: Metalldrücken von Hohlteilen aus massivem Halbzeug.- Dissertation, TU Karl-Marx-Stadt, 1988
- /3/ Herold, G.; Abdel-Kader, S.: Einfluß der Prozessparameter beim Drückwalzen auf den Werkstofffluß und die Produktqualität.- In: 5. Sächsische Fachtagung Umformtechnik, 26. – 27.11.1998 Freiberg, Tagungsband, S. 26./1 – 15
- /4/ Meyer, L. W., Hahn, F.: Werkstoffverhalten bei der partiellen Massivumformung.- In: Sonderforschungsbereich 283 „Prozessketten der Massivumformung unter Aspekten der Produktivität und Umweltverträglichkeit“, Arbeits- und Ergebnisbericht 1995-1998, Chemnitz, 1998, S. 45 – 76
- /5/ Herold, G.: Formänderungs-Modell-Methode – eine effektive Simulation für partielle Umformverfahren der Teilefertigung.- In: MEFORM 98, 25. – 27. 02.1998 Freiberg, Tagungsband, S. 15./1 – 14
- /6/ Herold, G.; Lorenz, B.; Kolbe, M.; Glaß, R.: Entwicklung und Erprobung neuer Prozessketten der Umformtechnik zur Herstellung wellenförmiger Hohlteile.- In: Sonderforschungsbereich 283 „Prozessketten der Massivumformung unter Aspekten der Produktivität und Umweltverträglichkeit“, Arbeits- und Ergebnisbericht 1995-1998, Chemnitz, 1998, S. 139 - 190
- /7/ Meyer, L. W., Hahn, F.: Werkstoffverhalten bei der partiellen Massivumformung.- In: Sonderforschungsbereich 283 „Prozessketten der Massivumformung unter Aspekten der Produktivität und Umweltverträglichkeit“, Arbeits- und Ergebnisbericht 1999-2001, Chemnitz, 2001, S. A2-1 – A2-41
- /8/ Račková, A.: Untersuchung des Umformgebietes beim Bohrungsdrücken.- In: Diplomarbeit, TU Chemnitz, Fakultät Maschinenbau und Verfahrenstechnik, Chemnitz, 1997
- /9/ Meyer, L. W.; Hahn, F.; Glaß, R.; Račková, A.: Werkstoffverhalten und Werkstofffluß bei der Massivumformung am Beispiel des Bohrungsdrückens.- In: 5. Sächsische Fachtagung Umformtechnik, 26. - 27.11.1998 Freiberg, Tagungsband, S. 24./1 – 16
- /10/ Kreißig, R.; Michel, R.; Ansorge, H.: Numerische Simulation inkrementeller Umformverfahren mittels der FEM.- In: Sonderforschungsbereich 283 „Prozessketten der Massivumformung unter Aspekten der Produktivität und

- Umweltverträglichkeit“, Arbeits- und Ergebnisbericht 1999-2001, Chemnitz, 2001, S. B6-1 – B6-18
- /11/ Herold, G.; Schwaar, M.; Glaß, R.; Hoffmann, M.: Nutzung der FMM-Simulation zur Prozesssteuerung beim Bohrungsdrücken.- In: 6. Sächsische Fachtagung Umformtechnik, 02.-03.12.1999 Dresden, Tagungsband, S. 274 – 287
- /12/ Lorenz, B.; Glaß, R.; Herold, G.: Entwicklung und Erprobung neuer Prozessketten der Umformtechnik zur Herstellung wellenförmiger Werkstücke.- In: Sonderforschungsbereich 283 „Prozessketten der Massivumformung unter Aspekten der Produktivität und Umweltverträglichkeit“, Arbeits- und Ergebnisbericht 1999 - 2001, Chemnitz, 2001, S. B5-1 – B5-67
- /13/ Pöhland, K.: Grundbegriffe zur Aufnahme der Fließkurven an massivem Probenmaterial.- In: Pöhland, K. (Hrsg.): Werkstoffe und Werkstoffprüfung für die Kaltmassivumformung, expert-Verlag, Renningen-Malmsheim, 1994, S. 81 - 109
- /14/ Spur, G.; Stöferle, Th.: Handbuch der Fertigungstechnik, Band 2/1, Umformen, Carl Hanser Verlag München Wien, 1983
- /15/ Siebel, E.; Schwaiger, S.: Zur Mechanik des Zugversuchs.- In: Eisenhüttenwesen, 19 (1948), S. 145 – 152
- /16/ Pöhland, K.: Stauchversuche zur Ermittlung von Fließkurven nach Rastegaev.- In: Industrie-Anzeiger, 101 (1979) 48, S. 28 – 29
- /17/ Rastegaev, M. V.: Neue Methode der homogenen Stauchung von Proben zur Bestimmung der Fließspannung und des Koeffizienten der inneren Reibung (russ.).- In: Zavod. Lab. (1940), S. 354
- /18/ Gräbner, A.; Pöhland, K.: Ermittlung der Fließkurven und des Umformvermögens metallischer Werkstoffe im Torsionsversuch.- In: Pöhland, K. (Hrsg.): Werkstoffe und Werkstoffprüfung für die Kaltmassivumformung, expert-Verlag, Renningen-Malmsheim, 1994, S. 111 – 126
- /19/ Stiebler, K.: Beitrag zum Fließverhalten der Stähle Ck35 und X2CrNiMnMoNb21 16 5 3 unter zweiachsiger dynamischer Belastung.- In: Dissertation, Fakultät für Maschinenbau, RWTH Aachen, 1989
- /20/ Barragrough, D. R.: Effect of specimen geometry on hot torsion test results for solid and tubular specimens.- In: J. Test. Eval. (JTEVA), 1 (1973), S. 220 - 226
- /21/ Swift, H. W.: Length Changes in Metals under Torsional Overstrain.- In: Engineering 163 (1947), S. 253 – 257
- /22/ Stüwe, H.-P.; Turck, H.: Zur Messung von Fließkurven im Torsionsversuch.- In: Metallkunde 55 (1964), S 699 - 703

- /23/ Kopp, T.: Simulation großer inelastischer Deformationen bei Torsionsversuchen.- In: Braunschweiger Schriften zur Mechanik No. 27-1996, Dissertation, Institut für Allgemeine Mechanik und Festigkeitslehre, TU Braunschweig, 1996
- /24/ Neumann, H.: Untersuchung der Umform- und Kraftparameter bei der Warmtorsion kreisförmiger Querschnitte.- In: Dissertation, TU Magdeburg, 1984
- /25/ Lange, K.: Umformtechnik – Handbuch für Industrie und Wissenschaft.- In: Band 1 Grundlagen, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 1984
- /26/ Dahl, W.: Mechanische Eigenschaften.- In: VDEh (Hrsg.): Werkstoffkunde Stahl, Band 1 Grundlagen, Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1984, S. 233 – 393
- /27/ Shewman, P. G.: Transformation in Metals.- In: McGraw-Hill Book Company, New York, 1969
- /28/ Weise, A.: Entwicklung von Gefüge und Eigenspannungen bei der thermomechanischen Behandlung des Stahls 42CrMo4.- In: FLUX Verlag Chemnitz, 1998, Dissertation, Fakultät für Maschinenbau und Verfahrenstechnik, TU Chemnitz, 1998
- /29/ Spittel, M.; Spittel, Th.: Ver- und Entfestigung bei der Warmformung.- In: Freiburger Forschungshefte B235, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1982
- /30/ Gottstein, G.: Physikalische Grundlagen der Metallkunde.- In: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 1998
- /31/ Sakai, T.; Jonas, J. J.: Dynamic Recrystallization.- In: Acta metall. 32 (1984), No. 2, S. 189 – 209
- /32/ Meyer, L. W.; Staskewitsch, E.: Modellgesetze zum Werkstoffverhalten unter hohen Belastungsgeschwindigkeiten.- In: Deutscher Verband für Schweißtechnik, DVS-Berichte, 1991, Bd. 142, S. 179f.
- /33/ Hollomon, J. H.: Tensile deformation.- In: Trans. Metallurg. Soc. AIME 162(1945), S. 268 – 290
- /34/ Ludwik, P.: Elemente der technologischen Mechanik.- In: Springer-Verlag Berlin, 1909
- /35/ Nadai, A.: Plasticity.- In: McGraw Hill, New York, 1931
- /36/ Meyer-Nolkämper, H.: Fließkurven metallischer Werkstoffe.- In: Universität Hannover, Forschungsstelle Gesenkschmieden, 1983
- /37/ Swift, M. W.: Plastic instability under plane stress.- In: J. Mech. Phys. Solids, 1 (1952), S. 1 - 18
- /38/ El Magd, E.: Einfluß der plastischen Vorverformung auf den Verlauf der Fließkurve metallischer Werkstoffe.- In: Metall 33 (1979) 11, S. 1157 – 1160

- /39/ Spittel, M.; Neubauer, St.: Betrachtungen zur mathematischen Fließkurvenmodellierung.- In: Neue Hütte 28 (1983) 1, S. 21 – 25
- /40/ Hensel, A.; Poluchin, P. L.; Poluchin, W. P. (hrsg.): Technologie der Metallformung – Eisen und Nichteisenwerkstoffe.- In: Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1991
- /41/ Hensel, A.; Spittel, T.: Kraft- und Arbeitsbedarf bildsamer Formgebungsverfahren.- In: VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1978
- /42/ Spittel, M; Spittel, T.: Modellierung des Einflusses der chemischen Zusammensetzung auf die Fließspannung von Stählen.- In: MEFORM 98, 25. – 27. 02.1998 Freiberg, Tagungsband, S. 4./1 – 20
- /43/ Johnson, G. R.; Cook, W.: A constitutive model and data for materials subjected to large strains, high strain rates and high temperatures.- In: Proc. 7th I. Symp. Ballistics, (ADPA), Netherlands, 1983, S. 541 – 547
- /44/ Macherauch, E.; Vöhringer, O.: Das Verhalten metallischer Werkstoffe unter mechanischer Beanspruchung.- In: Z. Werkstofftechnik, 9 (1978), S. 370 - 391
- /45/ Seeger, A.: Theorie der Kristallplastizität.- In: Z. Naturforschung 9a (1954), S. 870 – 881
- /46/ Burgan, F; Schulze, V.; Vöhringer, O.; Macherauch, E.: Modellierung des Einflusses von Temperatur und Verformungsgeschwindigkeit auf die Fließspannung von Ck45 bei Temperaturen $T \leq 0,3 T_S$.- In: Mat.-wiss. u. Werkstofftech., 27 (1996), S.521 – 530
- /47/ Zerilli, F. J.; Armstrong, W.: Dislocation-mechanics-based constitutive relations for dynamic material calculation.- In: J. Appl. Phys., 61 (1987) 5, S. 1816 – 1825
- /48/ Cingara, A.; McQueen, H. J.: New formula for calculating flow curves from high temperature constitutive data for 300 austenitic steels.- In: J. Mat. Proc. Techn., 36 (1992) 32, S. 31 - 42
- /49/ Kocks U. F., Argon, A. S.; Ashby, M. F.: Thermodynamics and Kinetics of Slip.- In: Prog. Mater. Sci., Vol. 19 (1975),
- /50/ Kocks, U. F.: Constitutive Behavior Based on Crystal Plasticity.- In: Miller, A. K. (ed.) Unified Constitutive Equation for creep and plasticity, Elsevier Applied Science, London, 1987, S. 1 - 88
- /51/ Vöhringer, O.: Die strukturmechanischen Grundlagen der plastischen Verformung von vielkristallinen α -Kupfer-Legierungen.- In: Habilitationsschrift, Universität, Karlsruhe, 1972
- /52/ El-Magd: Mechanical properties at high strain rates.- In: J. de Physique, Volume 4, 1994, S. C8-149 – C8-179

- /53/ Meyer, L. W.: Werkstoffverhalten hochfester Stähle unter einsinnig dynamischer Belastung. In: Dissertation, Fakultät Maschinenbau, Universität Dortmund, Nr. 82/106, 1982
- /54/ Meyer, L. W.: Dynamic tension studies of strength and formability characteristics of a high alloyed steel with respect to thermal activation. In: Mechanical Properties of Materials at High Rates of Strain; Hrsg.: J. Harding, Inst. of Phys., Conf. Ser. 70, Oxford, 1984, S. 81-88
- /55/ Christ, H. J. (Hrsg.): Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe.- In: Lehrinhalt und Vortragstexte eines Fortbildungsseminars der Deutschen Gesellschaft für Materialkunde e.V. Siegen, Werkstoff-Informationsgesellschaft mbH, 1998, S. 09.24-26
- /56/ Wöhler, A.: Bericht über die Versuche, welche auf der Königl. Niederschlesisch-Märkischen Eisenbahn mit Apparaturen zum Messen der Biegung und Verdrehung von Eisenbahnwagen-Achsen während der Fahrt, angestellt wurden.- In: Z. f. Bauwesen, 8 (1858), S 642 - 652
- /57/ Bauschinger, J.: Über die Veränderung der Elastizitätsgrenze und der Festigkeit des Eisens und Stahls durch Strecken und Quetschen, durch Erwärmen und Abkühlen und durch oft mal wiederholte Beanspruchung.- In: Mitteilung XV aus dem Mechanisch-technischen Laboratorium der Königlichen Technischen Hochschule in München 13 (1886), S. 1 – 116
- /58/ Mughrabi, H.: Hundert Jahre Bauschinger-Effekt.- In: Z. Metallkunde, 77 (1986) Nr. 11, S. 703 – 707
- /59/ Williams, J.F.; Svensson, N.L.: Effect of Tensile Prestrain on Yield Locus of 110-F-Aluminium.- In: J. of Strain Analysis, 5 (1970), No. 2, S. 128ff.
- /60/ Gieseke, G.: Fließflächen und Versetzungsstrukturen metallischer Werkstoffe nach plastischer Wechselbeanspruchung.- In: Dissertation, TU Carolo-Wilhelmina zu Braunschweig, Fakultät für Maschinenbau und Elektrotechnik, Braunschweig, 1995
- /61/ Dannemeyer, S.: Zur Veränderung der Fließfläche von Baustahl bei mehrachsiger plastischer Wechselbeanspruchung.- In: Dissertation, TU Carolo-Wilhelmina zu Braunschweig, Fakultät für Maschinenbau und Elektrotechnik, Braunschweig, 1999
- /62/ Brown, N.: Observation of Microplasticity.- In: Microplasticity – Advances in Materials Research, 2 (1968), S. 45 - 73
- /63/ Masing, G.: Zur Heynschen Theorie der Verfestigung der Metalle durch verborgene elastische Spannungen. In: Wiss. Veröff. Siemens Konzern 3 (1924), S 231 - 239
- /64/ Masing, G.: Berechnung von Dehnungs- und Stauchungslinien auf Grund von inneren Spannungen.- In: Wiss. Veröff. Siemens-Konzern 5 (1926), S. 135 - 141

- /65/ Mughrabi, H.: A two-parameter description of heterogeneous dislocation distributions in deformed metal crystals.- In: Mater. Sc. Eng., 85(1987) No. 15
- /66/ Mughrabi, H.: Dislocation wall and cell structures and long-range internal stresses in deformed metal crystals.- In: Acta Metall., 31(1983) No. 9, S 1367 - 1379
- /67/ Margolin, H.; Hazaveh, F.; Yaguchi, H.: The Grain Boundary Contribution to the Bauschinger Effect.- In: Scripta Met., 12 (1978), S. 1141 – 1145
- /68/ Orowan, E: Causes and Effect of Internal Stresses.- In: Proceedings of the Symposium on Internal Stresses and Fatigue of Metals, Amsterdam, 1959, S. 59 – 80
- /69/ Brown, L.M.: Orowans Explanation of the Bauschinger Effect.- In: Scripta Met., 11 (1977), S. 127 – 131
- /70/ Abel, A. ; Ham, R. K.: The cyclic strain behaviour of crystals of aluminium-4 wt% copper.- In: The Bauschinger Effect, Acta Met., 14 (1966). S. 1489 – 1494
- /71/ Stoltz, R. E.; Pelloux, R. M.: The Bauschinger Effect in precipitation strengthened Aluminium alloys.- In: Met. Trans., 7a (1976), S. 1295 – 1306
- /72/ Brown, L. M.: Back-stresses, image stresses and work hardening.- In: Acta Met., 21 (1973), S. 311 - 327
- /73/ Scholtes, B.: Die Auswirkungen des Bauschingereffekts auf das Verformungsverhalten technisch wichtiger Vielkristalle.- In: Dissertation, Universität Karlsruhe, Fakultät für Maschinenbau, 1980
- /74/ Polakowski, N. H.: Softening of metals during cold-working.- In: J. Iron Steel Inst., 169 (1951), S. 337 - 346
- /75/ Woolley, R.L.: The Bauschinger effect in some face-centred and body-centred cubic metals.- In: Phil. Mag. Ser. 7, 44 (1953), S. 597 – 618
- /76/ Abel, A.; Muir, H.: The Bauschinger effect and discontinuous yielding.- In: Phil. Mag. (Ser. 8), 26 (1972), S. 489 - 504
- /77/ Christ, H.-J.: Wechselverformung von Metallen.- In: Ilchner, B.: Werkstoff-Forschung und -Technik, Band 9, Springer-Verlag Berlin Heidelberg NewYork, 1991
- /78/ Robiller, G.; Straßburger, Ch.: Zum Bauschinger-Effekt unlegierter Stähle.- In: Material Prüfung 11 (1969), S. 89 – 95
- /79/ Tan, Z.; Magnusson, C.: The Bauschinger effect in compression-tension of sheet metals.- In: Materials Science and Engineering, A183 (1994), S. 31- 38
- /80/ Staskewitsch, E.: Anisotropes Festigkeitsverhalten bei Kurz- und Langzeitbeanspruchung eines hochfesten austenitischen Stahls nach

- Kaltumformen.- In: Fortschritt – Berichte der VDI Zeitschriften, VDI-Verlag GmbH Düsseldorf, 1981
- /81/ Nevill, G. E.; Myers, C. D.: Strain rate effects during reversed loading.- In: J. Mech. Phys. Solids 16 (1968), S. 187 – 194
- /82/ Eleiche, A. M.: Inelastic Deformation of Metals and Structures under Dynamic and Quasi-static Cyclic Loading.- In: Final Technical Report, United States Army, European Research Office of the U.S. Army, London, 1984
- /83/ Szabadits, Ö.; Krallics, G.; Lovas, J.: Bestimmung zyklischer Fließkurven zur Berechnung von Blechumformvorgängen.- In: Blech Rohre Profile, 41(1994) 3, S. 190 - 194
- /84/ Thakur, A.; Nemat-Nasser, S.; Vecchio, K. S.: Dynamic Bauschinger Effect.- In: Acta mater.; 44 (1996) No. 7; S. 2797 -2807
- /85/ Gokyu, J.; Kishi, T.; Wada, H.: The Effect of prestrain and grain size on the Bauschinger Effect.- In: J. Jap. Inst. Metals, 34 (1970), S. 154 – 160
- /86/ Lasalmonie, A.; Martin, J. W.: On the Bauschinger effect in unidirectional solidified eutectic Al-Al₃Ni crystals.- In: ScriptaMet., ((1974), S. 377 – 382
- /87/ Hallquist, J. O. (ed.): LS-DYNA Theoretical Manual.- In: Livermore Software Technology Corporation, 1998, S. 16.8 – 16.13
- /88/ Krieg, R. D.; Key, S. W.: Implementation of a time independent plasticity theory into structural computer programs.- In: Constitutive Equations in Viscoplasticity – Computational and Engineering Aspects, New York, vol. 20, 1976, S. 125 - 137
- /89/ Jäniche, W.; Stolte, E.; Kügler, J.: Untersuchungen zum Bauschinger-Effekt unlegierter Stähle und zu seinem Erholungsverhalten.- In: Technische Mitteilungen Krupp, Forschungsbericht, 23 (1965) No. 4, S. 117 – 144
- /90/ Schubert, R.: Verformungsverhalten und Risswachstum bei Low Cycle Fatigue.- In: Dissertation, TU Carolo-Wilhelmina zu Braunschweig, Fakultät für Maschinenbau und Elektrotechnik, 1989
- /91/ Laird, C.: Cyclic deformation of metals and alloys.- In: Treatise on Materials Science and Technology, Vol. 6: Plastic Deformation of materials, Academic Press, Inc., New York, San Francisco, London, 1975, S. 101 – 162
- /92/ Mughrabi, H.: Mikrostrukturelle Ursachen der Ermüdungsrisssbildung.- In: Munz, D. (Hrsg.): Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe, DGM – Informationsgesellschaft Verlag, Oberursel, 1985
- /93/ Gersinska, R.: Strukturuntersuchungen zum Ermüdungsverhalten des 12% Cr-Stahls 1.4914 (X18CrMoVNb 12 1).- In: Dissertation Universität Karlsruhe, Fakultät für Maschinenbau, 1992
- /94/ Mughrabi, H.; Ackermann, F.; Herz, K.: Persistent slipbands in fatigued face-centered and body-centered cubic metals.- In: Fatigue Mechanisms,

- Proceedings ASTM-NBS-NSF Symb., 22. – 24.5.1978, Kansas City, Amer. Soc. Testing Mater. Spec. Tech. Publ. 675 (1978), S. 69 – 105
- /95/ Eifler, D.: Zum Ermüdungsverhalten von Vergütungsstählen.- In: HTM 39, 5 (1984), S. 233 – 238
- /96/ Roven, H. J.; Nes, E.: Cyclic Deformation of Ferritic Steel-I. Stress-Strain Response and Structure Evolution.- In Acta metal. Mater., 39 (1991) No. 8, S. 1719 – 1733
- /97/ Feltner, C. E.; Laird, C.: Factors influencing the dislocation structures in fatigued metals.- In: Trans. MS AIME 242 (1968), S. 1253 – 1257
- /98/ Laird, C.; Charsley, P.; Mughrabi, H.: Low energy dislocation structures produced by cyclic deformation.- In: Mater. Sci. Eng., 81 (1986), S. 433 – 450
- /99/ Becker, M; Eifler, D.; Macherauch, E.: Wechselverformungskurven und Mikrostruktur bei spannungskontrollierter Zug-Druck-Wechselbeanspruchung von Ck45 im Temperaturbereich $295\text{ K} \leq T \leq 873\text{ K}$.- In: Mat.-wiss. u. Werkstofftech., 24 (1993), S. 57 - 64
- /100/ Becker, M; Eifler, D.; Macherauch, E.: Das Zug-Druck-Wechselverformungsverhalten von unterschiedlich wärmebehandeltem Stahl Ck80 im Temperaturbereich $295\text{ K} \leq T \leq 873\text{ K}$.- In: Z. Metallkde., 81(1990) H. 1, S. 25 – 32
- /101/ Sunwoo, H.; Fine, M. E.; Meshii, M.; Stone, D. H.: Cyclic Deformation of Perlitic Eutectoid Rail Steel.- In: Metallurgical Transactions A, 13A (1982), S. 2035 - 2047
- /102/ Christ, H.-J.; Zauter, R.; Mughrabi, H.: Verhalten des austenitischen Stahles X3CrNi18 9 bei thermomechanischer Ermüdungsbeanspruchung.- In: VDI Berichte Nr 1150, 1994, S. 95 - 120
- /103/ Eggeler, G. ; Earthman, J. C. ; Nilsvang, N. ; Ilschner, B.: Microstructural study of creep rupture in a 12% Chromium ferritic steel.- In: Acta metal.; 37 (1989), S. 49 - 60
- /104/ Thielen, P. N.; Fine, M. E.; Fournelle, R. A.: Cyclic stress Strain Relations and Strain-controlled fatigue of 4140 Steel. In: Acta Met., 24 (1976), S. 1 - 10
- /105/ Scheffler, E.: Einführung in die Praxis der statistischen Versuchsplanung.- In: Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1986
- /106/ Meyer, L. W.; Thieme, U.: Ergebnisse der Untersuchungen zum Anlieferungszustand des Versuchsstahls 20MoCrS4 (1.7323) für die Forschungen im Rahmen des SFB 283.- In: SFB-interner Untersuchungsbericht UB 05/96; Juni 1996
- /107/ Kreißig, R.; Michel, R.; Meinel, S.; Ansorge, H.: unveröffentlichte Ergebnisse

- /108/ Meinel, S.: persönliche Mitteilung
- /109/ Broichhausen, J.: Schadenskunde – Analyse und Vermeidung von Schäden in Konstruktion, Fertigung und Betrieb.- In: Carl Hanser Verlag München Wien, 1985
- /110/ Gahlert, C.: Einfluss einer zyklischen Verformung mit verbleibendem Umforminkrement pro Verformungszyklus auf Gefüge und Versetzungsstruktur des Einsatzstahls 20MoCrS4.- In: Studienarbeit, Lehrstuhl Werkstoffe des Maschinenbaus, Fakultät für Maschinenbau und Verfahrenstechnik, TU Chemnitz, 2001
- /111/ Glaß, R.: unveröffentlichte Ergebnisse
- /112/ Peil, U.: On the Behavior of Mild Steel Fe 510 Under Complex Cyclic Loading.- In: Abschlußbericht SFB 319 „Stoffgesetze für das inelastische Verhalten metallischer Werkstoffe – Entwicklung und technische Anwendung“, Technische Universität Carolo-Wilhelmina zu Braunschweig, 1996
- /113/ Williams, J. F.; Svenson, N. L.: Effect of tensile prestrain on Yield Locus of 110-F-Aluminium.- In: Journal of Strain Analysis, Vol.5, No. 2 (1970), S. 128

Danksagung

Diese Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl Werkstoffe des Maschinenbaus der Technischen Universität Chemnitz in den Jahren 1996 bis 2002 im Rahmen des Teilprojektes A2 im SFB 283 „Prozessketten der Massivumformung“.

Dem Leiter der Professur Werkstoffe des Maschinenbaus, Herrn Prof. Dr.-Ing. L. W. Meyer, gilt mein besonderer Dank für die ausgezeichnete Betreuung dieser Arbeit, die stete Diskussionsbereitschaft und die wertvolle Kritik.

Ganz besonders möchte ich mich bei den Herren Prof. Dr.-Ing. habil. R. Kreißig und Dr.-Ing. S. Meinel von der Professur Festkörpermechanik der Technischen Universität Chemnitz bedanken, die mir Ergebnisse der numerischen Simulation des Bohrungsdrückens zur Verfügung gestellt haben und mit ihren wertvollen Ratschlägen ganz wesentlich zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben.

Herrn Dr.-Ing. R. Glaß vom Fraunhoferinstitut für Werkzeugmaschinen und Umformtechnik, Herrn Dr.-Ing. G. Herold von der Professur Fertigungstechnik/Umformverfahren der TU Chemnitz und Herrn Dipl.-Ing. Th. Halle von der Professur Werkstoffe des Maschinenbaus der TU Chemnitz möchte ich für die fruchtbare Diskussion, die fachliche Beratung und die Anregungen zu den Ergebnissen dieser Arbeit danken.

Herrn Dr.-Ing. K. Wegener von der Fa. Schuler Held Lasertechnik GmbH & Co. KG danke ich für die Übernahme des Koreferates.

Mein Dank gilt weiterhin Herrn Dipl.-Ing. Ch. Wollschläger, Herrn Dipl.-Ing. H. Rösler, Frau Dipl.-Ing. A. Račková, Herrn E. Meinel, Frau C. Gahlert, Frau S. Schlegel sowie Herrn Dr.-Ing. J. Goebbels von der BAM Berlin für die Unterstützung bei der Durchführung und Auswertung der experimentellen Untersuchungen.

Allen Mitarbeitern des Bereichs Werkstoffe der TU Chemnitz sowie den Mitgliedern und Bearbeitern des SFB 283 danke ich für die ausgezeichnete Zusammenarbeit in den letzten Jahren und für die Hilfe bei der Lösung aller großen und kleinen Probleme.

Lebenslauf

persönliche Daten:

Name, Vorname: Hahn, Frank Wolfgang
Geburtsdatum: 31.10.1966
Geburtsort: Schlema
Nationalität: deutsch
Familienstand: verheiratet, 2 Kinder

Ausbildung:

1973 - 1983 Zehnklassige Allgemeinbildende Polytechnische
Oberschule in Zwönitz
1983 - 1985 Erweiterte Oberschule Aue
Abschluss: Abitur
1986 - 1988 Berufsausbildung, Innenprojekt Thalheim/Erzg.
Facharbeiterabschluss: Bau- und Möbeltischler
1990 - 1995 Studium an der Technischen Universität Chemnitz
Fachrichtung Werkstofftechnik
Abschluss: Diplom

Berufsweg:

1985 - 1986 Monteur, Meßgerätewerk Zwönitz
1986 - 1990 Tischler, Innenprojekt Thalheim/Erzg.
seit 1995 wissenschaftlicher Mitarbeiter an der Professur
Werkstoffe des Maschinenbaus der Technischen
Universität Chemnitz

Sonstiges:

Nov. 1988 – Jan. 1990 Wehrdienst