

Mikrostruktur und Eigenschaften stranggepresster sowie kaltverformter Messinglegierungen

vorgelegt von
Diplom-Ingenieur
Björn Reetz
aus Berlin

Der Fakultät III – Prozesswissenschaften
der Technischen Universität Berlin
zur Erlangung des akademischen Grades
Doktor der Ingenieurwissenschaften
- Dr.-Ing. -

genehmigte Dissertation

Promotionsausschuss:

Vorsitzender: Prof. C. Fleck
Gutachter: Prof. Dr. rer. nat. W. Reimers
Gutachter: Dr. habil. C. Genzel

Tag der wissenschaftlichen Aussprache: 23.08.2006

Berlin 2006
D83

Abstract

Björn Reetz

Mikrostruktur und Eigenschaften stranggepresster sowie kaltverformter Messinglegierungen

Die vorliegende Arbeit soll zum Verständnis der mikrostrukturellen sowie der Gefügeentwicklung beim Strangpressen und bei Kaltverformung von Messinglegierungen sowie der daraus resultierenden mechanischen Eigenschaften beitragen.

Zur Charakterisierung des Strangpressens wurden Bolzen verschiedener Messinglegierungen im direkten bzw. indirekten Verfahren mit unterschiedlichen Verfahrensparametern verpresst. Die Variation des Zinkgehalts gestattet die Untersuchung aller relevanten Parameter wie elastische Anisotropie, Stapelfehlerenergie und Gleitverhalten, Versetzungsdichte und –anordnung, Zwillingsbildung, Textur und Phasengehalte. Mittels Licht- und Elektronenmikroskopie mit Electron Backscattered Diffraction (EBSD), Härtemessungen sowie Laborröntgen- und Synchrotronröntgenbeugung zwecks Phasen-, Textur-, Eigenspannungs- und Linienprofilanalysen wurden die Mikrostrukturen und Gefüge nach dem Strangpressen charakterisiert und hinsichtlich der Strangpressparameter einerseits sowie der mechanischen Eigenschaften der Strangpressprodukte andererseits diskutiert.

Durch das Strangpressen wird das Gussgefüge der eingesetzten Bolzen infolge des Zusammenspiels von plastischer Verformung, Erholung, Rekristallisation und im Fall von CuZn37 sowie CuZn40Pb2 Phasenumwandlungen eingeformt, homogenisiert und in ein verfeinertes Gefüge überführt. Die Kenntnis des Zusammenhanges zwischen den Strangpressparametern und der Korngrößenverteilung, Texturkomponenten und der Phasengehalte erlauben die gezielte Einstellung der Festigkeit und des Umformvermögens der Strangpressprodukte.

An unterschiedlich stark verformten Proben aus im wesentlichen CuZn37 wurde die mikrostrukturelle Entwicklung bei Kaltstauchung untersucht. Das Gefüge und die Mikrostrukturen der kaltgestauchten Proben wurden mit den bereits zuvor genannten Methoden sowie mittels Transmissionselektronenmikroskopie (TEM) charakterisiert und bezüglich der mechanischen Zwillingsbildung sowie der Versetzungsbewegung diskutiert. Die Nichtlinearitäten und hkl-Abhängigkeiten der röntgenographisch ermittelten $\sin^2\psi$ -Verläufe, verursacht durch richtungsabhängige Mikroeigenspannungen, wurden charakterisiert und vor dem Hintergrund der experimentell bestimmten Mikrostrukturen und deren Entstehung interpretiert. Für die Beschreibung der experimentellen Nichtlinearitäten und hkl-Abhängigkeiten der $\sin^2\psi$ -Verläufe gelangten das Reuss- bzw. das Sachs-Modell unter Berücksichtigung der Mikrostrukturen zum Einsatz.

Abstract

Björn Reetz

Microstructures and mechanical properties of hot extruded and cold deformed brass alloys

The thesis aims at the understanding of the microstructural evolution during the hot extrusion and cold deformation of brass alloys and the mechanical properties which result from the microstructures.

The hot extrusion comprised direct and indirect extrusion with different extrusion parameters. In order to allow the discussion of the influence of the elastic anisotropy, stacking fault energy, dislocation sliding, twinning, crystallographic texture and the phase contents on the hot extrusion process, the brass alloys' zinc contents investigated here range from 10 weight-%. to 40 weight-%. Light and electron microscopy (SEM) with Electron Backscattered Diffraction (EBSD), hardness measurements and laboratory res. synchrotron X-ray analyses for means of phase, texture, residual stress and line profile analyses were performed for the microstructural characterisation of the extrudates. The results were discussed in respect with the hot extrusion parameters, on the one hand, and the mechanical properties of the extrudates, on the other hand.

The interaction of plastic deformation, recovery, recrystallisation and, considering CuZn37 and CuZn40Pb2, phase transformations results in homogeneous microstructures with fine grain sizes compared to the initial state. The knowledge of how the hot extrusion parameters affect the grain sizes distribution, the texture components and the extrudates' phase contents allow to produce extrudates with well defined mechanical strength res. formability.

Microstructural evolution during cold deformation was mainly investigated on CuZn37. The methods already mentioned above in combination with transmission electron microscopy (TEM) served for the microstructural characterisation of the cold deformed samples and the interpretation in respect with both dislocation sliding and twinning. The nonlinearities and the hkl-dependencies of the $\sin^2\psi$ -distributions obtained by the means of x-ray analysis were also investigated and discussed in respect with the microstructures from cold deformation. The development of the hkl-dependent residual stresses and the oscillations could be related to different microstructures induced by cold deformation. The Reuss-model res. the Sachs-model, taking into account the microstructures, suits well to describe the oscillations in $d\text{-}\sin^2\psi$ curves associated with the hot extrusion process res. the cold deformation.

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter im Fachgebiet Metallische Werkstoffe an der Technischen Universität Berlin 2001 bis 2006.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Prof. Dr. W. Reimers für die Anregung zu diesem Thema, die Betreuung der Arbeit und sein stetes Interesse am Fortgang der Untersuchungen, die durch zahlreiche Diskussionen gefördert wurden. Weiterhin möchte ich mich bei Prof. Dr. W. Reimers für die Übernahme eines Gutachtens bedanken.

Herrn Dr. habil. C. Genzel danke ich herzlich für die Übernahme des Gutachtens und das große Interesse an dieser Arbeit.

Bei Fr. Prof. C. Fleck bedanke ich mich besonders für die Übernahme des Vorsitzes im Promotionsausschuss.

Darüber hinaus möchte ich mich insbesondere bei Dr. K. Müller für die Unterstützung bei der Durchführung der Strangpressversuche bedanken. Dr. S. Zaefferer vom Max-Planck-Institut für Eisenforschung GmbH danke ich für die freundliche Gewährung von Messzeit am TEM und die Verwendung der von ihm entwickelten Software Toca, bei der er mir außerdem mit Diskussionen nützlich zur Seite stand. Für die Eigenspannungs- und Linienprofilanalysen mittels monochromatischer Synchrotronstrahlung wurde freundlicherweise Messzeit am Hasylab, G3, in Hamburg gewährt, wo vor Ort Dr. B. Hasse helfend zur Verfügung stand.

Ferner gilt mein Dank der gesamten Arbeitsgruppe von Herrn Prof. Dr. W. Reimers für ihre Unterstützung und die gute Zusammenarbeit, insbesondere danke ich den Kollegen Dr. S. Dieter, Dipl.-Ing. E. Wild und Dipl.-Ing. S. Müller für die hilfreichen Gespräche und Dipl.-Ing. K. Holler sowie cand. Ing. A. Knoll für die Unterstützung bei den experimentellen Durchführungen.

Abschließend möchte ich mich herzlich bei meinen Eltern bedanken.

Berlin, im August 2006

Björn Reetz

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	1
2	Stand der Erkenntnisse	3
2.1	Eigenschaften der Messinglegierungen	3
2.2	Grundlagen der Kalt- und Warmverformung	7
2.2.1	Mikrostrukturelle Grundlagen der plastischen Verformung	7
2.2.2	Mechanische Zwillingsbildung	13
2.2.3	Erholung und Rekristallisation	16
2.3	Plastische Anisotropie	19
2.3.1	Phänomenologie der plastischen Anisotropie	19
2.3.2	Ursachen der plastischen Anisotropie	24
2.4	Zusammenhang zwischen plastischer Verformung und Mikroeigenstressen	27
2.5	Warmstrangpressen von Kupferlegierungen	30
3	Zielsetzung	37
4	Experimentelle Grundlagen	39
4.1	Röntgenographische Phasenanalyse	39
4.2	Röntgenographische Texturanalyse	39
4.3	Oberflächennahe Eigenspannungsanalyse	40
4.4	Linienprofilanalyse mittels Rietveldanalyse	44
4.5	Electron Backscattered Diffraction (EBSD)	45
5	Durchführung der experimentellen Untersuchungen	47
5.1	Warmstrangpressen der Messinglegierungen	47
5.2	Probenentnahme aus den Strangpressprofilen	49
5.3	Zugversuche	50
5.4	Stauchversuche	52
5.5	Hochgeschwindigkeitsverformung	53
5.6	Härtemessungen	55
5.7	Lichtmikroskopie	55
5.8	Electron Backscattered Diffraction (EBSD)	56
5.9	Transmissionselektronenmikroskopie (TEM)	56
5.10	Röntgenographische Texturanalysen	57
5.11	Röntgenographische Phasenanalysen	57
5.12	Eigenspannungs- und Linienprofilanalysen mittels monochromatischer Röntgen-Synchrotronstrahlung	58

6	Versuchsergebnisse	59
6.1	Gefüge der Stranggussbolzen	59
6.2	Strangpressen der Messinglegierungen	63
6.2.1	Strangpressparameter	63
6.2.2	Gefüge und Mikrostruktur der Strangpressprodukte	75
6.2.3	Festigkeit und Härte der Strangpressprodukte	102
6.3	Mikrostrukturelle Untersuchungen an kaltgestauchten Proben	117
6.3.1	Gefügeuntersuchungen	117
6.3.2	Eigenspannungen nach Kaltstauchung	124
6.3.3	Röntgenographische Linienprofilanalysen	126
6.3.4	Plastische Anisotropie-Richtungsabhängigkeit der Fließgrenze und der Verfestigung	128
7	Diskussion der Versuchsergebnisse	131
7.1	Gefüge der Stranggussbolzen	131
7.2	Strangpressen der Messinglegierungen	134
7.2.1	Strangpressparameter	134
7.2.2	Gefüge und Mikrostruktur der Strangpressprodukte	139
7.2.3	Festigkeit und Umformvermögen der Strangpressprodukte	151
7.2.4	Folgerungen für die Praxis	155
7.3	Mikrostrukturelle Entwicklung durch Kaltverformung	157
7.3.1	Gefüge und Mikrostruktur	157
7.3.2	Entwicklung der Makro- und Mikroeigenspannungen während der Kaltverformung	165
7.3.3	Einfluss der Mikrostruktur auf die makroskopische plastische Anisotropie	177
7.3.4	Folgerungen für die Kaltverformung der Strangpressprodukte	183
8	Zusammenfassung	185
	Literaturverzeichnis	189

Verzeichnis der wichtigsten Symbole und Abkürzungen

1 Abkürzungen

ASB	Adiabatische Scherbänder
CSL	Coincidence Site Lattice
DEK	Diffractionselastische Konstanten
DSE	Differential Strengthening Effect
EBSD	Electron Backscattering Diffraction
GNB	Geometrisch notwendige Korngrenzen
HIPPO	High Pressure Preferred Orientation
HITEN	Hochfeste Stahlbleche für den Automobilbau
ICT	Isotropy Center Translation
IDB	Inversionsdomänengrenzen
IF-Stahl	Stahl ohne interstitiell gelöste Legierungselemente
kfz	Kubisch-flächenzentriert
krz	Kubisch-raumzentriert
ODF	Orientierungsverteilungsfunktion
OIM	Orientation Imaging Microscopy
PSB	Persistente Gleitbänder
PV	Partialversetzungen
REM	Rasterelektronenmikroskopie
SC	Self-Consistent
SF	Stapelfehler
SFE	Stapelfehlerenergie
SFG	Super Fine Grain
SFP	Stapelfehlerwahrscheinlichkeit
TEM	Transmissionselektronenmikroskopie
TOF	Time of Flight
TP	Zwillingsbildungswahrscheinlichkeit
WR, RD	Walzrichtung

2 Symbole

Erholung und Rekristallisation

T_{rek}	Rekristallisationstemperatur
T_s	Schmelztemperatur
D_B	Diffusionskoeffizient an der Korn- bzw. Phasengrenze
γ	Spezifische Korn- bzw. Phasengrenzenenergie
λ	Korngrenzendicke
T	Glühtemperatur
t	Glühdauer
X_c	Kritische Keimgröße für dynamische Rekristallisation
M	Korngrenzenmobilität
L	Mittlere freie Weglänge

Mechanische Eigenschaften

$R_{p0.2}$	0.2%-Fließgrenze im Zugversuch
$R_{D0.2}$	0.2%-Fließgrenze im Stauchversuch
R_m	Zugfestigkeit
A_{Gl}	Gleichmassdehnung
A_B	Bruchdehnung
Z	Brucheinschnürung
HV 2	Vickershärte
γ	Scherdehnung
τ	Schubspannung
T	Drehmoment
ϕ	Verdrehwinkel
r	Radius der Torsionsfläche
A, B, ε_0, C	Parameter der Johnson-Cook-Gleichung
D, q	Parameter der Gleichung nach Cowper und Symands
σ_y	Fließgrenze bei quasistatischer Belastung
σ_{yd}	Fließspannung bei schneller Belastung mit einer bestimmten Verformungsrate $d\varepsilon/dt$
$\sigma_{p0.2,HP}$	Theoretische Fließgrenze der α -Phase unter Berücksichtigung der Korngröße
$\sigma_{p0.2,\alpha}$	Theoretische Fließgrenze der α -Phase unter Berücksichtigung der Korngröße und der Textur
$\sigma_{p0.2,\beta}$	Theoretische Fließgrenze der β -Phase
$\sigma_{p0.2}$	Theoretische Fließgrenze des Strangpressprofils

Mikrostruktur

$h\ k\ l$	Millersche Indizes
α	Stapelfehler(SF)-Wahrscheinlichkeit (auf den Gitterparameter bezogene Stapelfehlerdichte)
T	Stapelfehlerbreite
γ_∞	Ideale Stapelfehlerenergie
γ_{eff}	Effektive Stapelfehlerenergie
γ_{isf}	Intrinsische Stapelfehlerenergie

γ_{esf}	Extrinsische Stapelfehlerenergie
γ_{us}	Instabile Stapelfehlerenergie
γ_T	Stapelfehlerenergie bei der Temperatur T
δ	Verschiebungsfaktor
β	Zwillingswahrscheinlichkeit (auf den Gitterparameter bezogene Zwillingsdichte)
γ_{ut}	Bildungsenergie für instabile Zwillinge
D	Subkorngröße
D_E	Effektive Teilchengröße
b	Burgersvektor der Versetzung
ρ	Versetzungsdichte
ρ_m	Mittlere Versetzungsdichte
$\langle \varepsilon^2 \rangle$	Mikrodehnungen
E_{disl}	Linien- und Wechselwirkungsenergie der Versetzungen
E_{strain}	Energie der elastischen Dehnungsfelder
a	Gitterparameter
n	Verfestigungsexponent
q	Querkontraktion
ε	Dehnung
ε_{pl}	Plastische Dehnung
d	Korndurchmesser
k_s	Hall-Petch-Faktor für Versetzungsgleiten
k_T	Hall-Petch-Faktor für Zwillingsbildung
V_{Kg}	Volumen der Einheitszelle der (regelmäßigen) Korngrenze
V_E	Volumen der Einheitszelle des Kristallgitters
σ	Spannung
σ_{ij}	Gesamtspannung
σ_{ij}^0	Lastspannung gemäß SC-Modell
α_{ij}	Kopplungsfaktor gemäß SC-Modell
μ, G	Schermodul
$1-\beta$	Eshelby-Faktor gemäß SC-Modell
$\varepsilon_{ij,M}$	Plastische Dehnung in der Matrix gemäß SC-Modell
$\varepsilon_{ij,G}$	Plastische Dehnung im Korninneren gemäß SC-Modell
v_0	Versetzungsgeschwindigkeit ohne Berücksichtigung der Temperatur
ΔF	Freie Energie für die Versetzungsbewegung
V	Aktivierungsvolumen
τ^*	Effektive Schubspannung
$\dot{\varepsilon}$	Dehnrage
k	Bolzmannkonstante

Mikrostrukturanalyse mittels Röntgenbeugung

$2\theta, 2\theta^{\text{hkl}}$	Beugungswinkel
CG	Flächenschwerpunkt des Beugungsreflexes im Beugungsdiagramm
$I_j(\text{hkl})$	Integralintensität des Reflexes h k l der Phase j
$R_j(\text{hkl})$	Intensitätsfaktor des Reflexes h k l der Phase j
A	Absorptionsfaktor des Messings
V_j	Volumenanteil der Phase j

V_α	Volumenanteil der α -Phase des Messings
V_β	Volumenanteil der β -Phase des Messings
$I_\alpha(hkl)$	Integralintensität des Reflexes $h\ k\ l$ der α -Phase des Messings
$I_\beta(hkl)$	Integralintensität des Reflexes $h\ k\ l$ der β -Phase des Messings
$R_\alpha(hkl)$	Intensitätsfaktor des Reflexes $h\ k\ l$ der α -Phase des Messings
$R_\beta(hkl)$	Intensitätsfaktor des Reflexes $h\ k\ l$ der β -Phase des Messings
$\bar{I}$	Mittlere Intensität auf der Lagenkugel
$I(\chi, \varphi)$	Intensität unter den Winkeln χ und φ
$\Phi, \varphi_1, \varphi_2$	Eulerwinkel
m	Gerätefaktor für die Bestimmung der Stapelfehlerwahrscheinlichkeit α aus der Verschiebung der Reflexlage
ε_f	Durch Stapelfehler hervorgerufene Mikrodehnungen
G_{hkl}, J_{hkl}	Reflexabhängige Konstanten zur Bestimmung der Stapelfehlerwahrscheinlichkeit α aus der Verschiebung der Reflexlage
$f_{(hkl)}, g_{(hkl)}$	Reflexabhängige Konstanten zur Bestimmung der Teilchengröße aus dem Linienprofil des Beugungsreflexes
d^{hkl}	Gitterparameter der Netzebenenschar $h\ k\ l$
$d_{\varphi\psi}^{hkl}, d_{\varphi\psi}$	Gitterparameter der Netzebenenschar $h\ k\ l$ unter den Winkeln φ und ψ
d_0^{hkl}, d_0	Gitterparameter der Netzebenenschar $h\ k\ l$ im spannungsfreien Zustand
d_{max}	Gitterparameter der „relaxierten“ Probenbereiche
d_B	Gitterparameter der „unrelaxierten“ Probenbereiche
d	Gitterparameter
$\frac{1}{2}s_2^{hkl}, s_1^{hkl}$	Röntgenelastische Konstanten für den Reflex $h\ k\ l$
$\varepsilon_{\varphi\psi}^{hkl}$	An der Netzebenenschar $h\ k\ l$ ermittelte elastische Dehnung unter den Winkeln φ und ψ
φ	Azimutwinkel
ψ	Inklinationswinkel
ν^{hkl}	Querkontraktion der Netzebenenschar $h\ k\ l$
E^{hkl}	Elastizitätsmodul der Netzebenenschar $h\ k\ l$
m_φ	Steigung der für den Winkel φ ermittelten $\sin^2\psi$ -Geraden
$\sigma_I, \sigma_{II}, \sigma_{III}$	Eigenspannungen I.Art bis III.Art
$\langle \sigma \rangle_\alpha$	Mittlere phasenspezifische Eigenspannungen der Phase α
$\langle \sigma^{II} \rangle_\alpha, \langle \sigma^{III} \rangle_\alpha$	Phasenspezifische Eigenspannungen II.Art und III.Art in der Phase α
$pV(x)$	Pseudo-Voigt-Funktion mit der Variablen x für den Streuwinkel
I_p	Amplitude der Pseudo-Voigt-Funktion
η	Cauchy-Anteil des Beugungsreflexes
2ω	Halbwertsbreite (fwhm)
$G(x)$	Gauss-Funktion mit der Variablen x für den Streuwinkel
x	Streuwinkel
$B(2\theta)$	Probenbedingte Linienverbreiterung des Beugungsreflexes
$I(2\theta)$	Symmetrischer Beitrag der instrumentellen Linienverbreiterung des Beugungsreflexes
$A(2\theta)$	Asymmetrischer Beitrag der instrumentellen Linienverbreiterung des Beugungsreflexes

$Y_c(2\theta)$	Faltung von $B(2\theta)$, $I(2\theta)$ und $A(2\theta)$
*	Faltungssymbol
bkg	Funktion zur Beschreibung des Untergrunds im Beugungsdiagramm
L	Reihenentwicklungsgrad der Fourierreihe
T_{pv}	Kosinus-Fourierkoeffizienten
<u>Plastische Anisotropie</u>	
A	Anisotropiefaktor
d_{max}	Maximaler Probendurchmesser nach Kaltstauchung
d_{min}	Minimaler Probendurchmesser nach Kaltstauchung
r	r-Wert bzw. Lankford-Parameter
Φ	Winkel zwischen Walzrichtung bzw. einer anderen Richtung sowie der Belastungsrichtung bei einachsiger Zug- oder Druckbelastung
r_{0°	r-Wert unter Φ gleich 0°
r_{45°	r-Wert unter Φ gleich 45°
r_{90°	r-Wert unter Φ gleich 90°
r_m	Mittlere (senkrechte) Anisotropie
Δr	Mittlere ebene Anisotropie
σ_{11}, σ_{22}	Normalenspannungen
σ_{12}	Schubspannung
F, G, H, L, M, N	Parameter der Hill-Gleichung zur Beschreibung der orthotropen Anisotropie
R_{11}, R_{22}, R_{33}	Festigkeiten aus den einachsigen Zugversuchen in Richtung der Hauptachsen
R_{23}, R_{31}, R_{12}	Festigkeiten aus den Scherversuchen in den orthotropen Symmetrieebenen
$\bar{\sigma}_{ij}^*, \bar{\sigma}_{ij}^{**}, \bar{\sigma}_{ij}^{***}$	Isotropiezentren
$\bar{II}, \bar{II}^*, \bar{III}, \bar{III}^*$	Verschobene Invarianten des Spannungsdeviators
σ_{ij}	Spannungsdeviator
δ_{ij}	Operator, der gleich 1 für $i=j$ und gleich 0 für $i \neq j$
α_1 bis α_4 , β_1 bis β_4	Materialkonstanten der ICT-Theorie
φ	Logarithmische Formänderung
φ_D	Logarithmische Formänderung in der Dickenrichtung
φ_B	Logarithmische Formänderung in der Breitenrichtung
$T_{regellos}$	Taylor-Faktor für den regellos texturierten Polykristall
T_{111}	Taylor-Faktor für $\langle 111 \rangle$ -Orientierung
T_{200}	Taylor-Faktor für $\langle 100 \rangle$ -Orientierung

Strangpressen

F_{St}	Stempelkraft beim Strangpressen
F_M	Matrizenkraft beim Strangpressen
F_R	Reibkraft beim Strangpressen
Δk_w	Umformwiderstand beim Strangpressen
D_0	Aufnehmerdurchmesser
A_0	Querschnittsfläche des Bolzens
A_S	Querschnittsfläche des Strangpressprodukts
V	Pressverhältnis beim Strangpressen

V_{Produkt}	Stempelgeschwindigkeit beim Strangpressen
V_{St}	Produktgeschwindigkeit beim Strangpressen
φ	Logarithmische Formänderung beim Strangpressen
C	Matrizenspezifischer Faktor
φ_{ges}	Gesamthauptformänderung beim Strangpressen
$\bar{k}_f$	Mittlere Fließspannung in der Umformzone beim Strangpressen
$\dot{\varphi}_g$	Formänderungsgeschwindigkeit beim Strangpressen

Thermodynamische Größen

R	Allgemeine Gaskonstante
ρ	Spezifisches Gewicht (Dichte)
c	Spezifische Wärme

Weitere Symbole

Ti: C+N=12	Bei IF-Stählen: Ti/(C+N)-Verhältnis ist gleich 12.
------------	--

1 Einleitung

Unter plastischer Anisotropie versteht man die Richtungsabhängigkeit der Festigkeit und der Verfestigung bei plastischer Verformung eines Werkstoffs. Da metallische Werkstoffe in der Regel kristallin aufgebaut sind und die mechanischen Eigenschaften netzebenenabhängig sind, tritt in metallischen Werkstoffen von Natur aus plastische Anisotropie auf, die sowohl während der Herstellung und Verarbeitung als auch in Bezug auf den Werkstoffeinsatz berücksichtigt werden muss. Wenn die Belastungsachsen bzw. –ebenen einerseits und die kristallographischen Hauptachsen bzw. –hauptebenen andererseits nicht koinzident sind, kann beispielsweise eine einachsige Belastung zu mehrachsiger Verformung führen.

Einige konkrete Beispiele sollen im folgenden veranschaulichen, wie unterschiedlich die Anforderungen an die plastische Anisotropie sein können und wie weit deren Bedeutung reicht.

- Die Richtungsabhängigkeit der Festigkeit wird beispielsweise bei der Verwendung von einkristallinen Turbinenschaufeln ausgenutzt. Sie sind so orientiert, dass sie in Richtung der Fliehkräfte ihre höchste Kriechfestigkeit besitzen /Steinhaus 2001/.
- Beim Walzen von Blechen soll die Dicke reduziert werden, ohne dass sich die Breite des Blechs wesentlich ändert. Diese Anforderungen werden besonders gut erfüllt, wenn der Werkstoff eine möglichst geringe senkrechte Anisotropie (ideal: $r_m=1$) besitzt und die ebene Anisotropie ebenfalls besonders klein ist (ideal: $\Delta r=0$) /Blaß2003/.
- Eine geringe senkrechte Anisotropie ist beim spanenden Bearbeiten ebenfalls erwünscht. Damit wird der Aufbauscheidenbildung entgegengewirkt, was sich in längeren Werkzeugstandzeiten auszahlt /Schweitzer2001/.
- Während des Tiefziehens wird der Werkstoff aus der Blechebene in die Ebenennormale umgelenkt. Der Werkstofffluss senkrecht zur Blechebene wird durch eine große senkrechte Anisotropie gefördert. Das Material soll innerhalb der Blechebene aus allen Richtungen gleichermaßen in die Zarge fließen, damit keine sog. Zipfelbildung an der Zarge (Näpfchenwand) auftritt. Dafür ist eine möglichst geringe ebene Anisotropie erforderlich.
- Plastische Anisotropie äußert sich darin, dass die mittels $\sin^2\psi$ -Verfahren bestimmten Eigenspannungen netzebenenabhängig sind, d.h. $\langle \sigma^{II} \rangle_\alpha = f(h,k,l)$. Die hkl-Abhängigkeit der Eigenspannungen beruht auf dem Vorhandensein verschiedener Kristallitgruppen, die unterschiedlich stark plastisch verformt werden, was zu Misfitspannungen zwischen Kristalliten verschiedener Kristallitgruppen führt /Hauk1997/.

- Da sowohl die plastische Verformung als auch der daraus resultierende Eigenspannungszustand signifikant von der plastischen Anisotropie abhängen, beeinflusst die plastische Anisotropie die Rissentstehung und den Rissfortschritt in metallischen Werkstoffen. Zwar hängt die Rissausbreitungsrichtung nicht wesentlich von der plastischen Anisotropie ab, aber aufgrund der plastischen Anisotropie kann eine Abstumpfung an der Risspitze stattfinden, so dass sich der Riss im anisotropen Werkstoff nicht so schnell ausbreiten kann wie im isotropen Fall. Somit werden die Werkstoffschädigung, Dauerfestigkeit sowie die Spannungsrissskorrosionsbeständigkeit metallischer Werkstoffe durch die plastische Anisotropie beeinflusst /Legarth2004, Thomas2001/.
- Der Faktor mechanische Anisotropie spielt nicht nur bei klassischen Werkstoffen, sondern auch bei Natur- bzw. Biowerkstoffen eine wesentliche Rolle. In Abhängigkeit von dem durch die mechanische Anisotropie der menschlichen Haut bedingten Spannungszustand unterscheidet sich das Wachstum der verschiedenen Hautschichten an der Wunde, so dass der Heilungsprozess unterschiedlich schnell stattfindet /Millesi1998/. Bei Bäumen führen die Veränderungen der äußeren Last durch Gewicht und Wetter sowie die Anisotropie des Holzes zu einem optimal daran angepassten Astwachstum /Fratzl1999, Lichtenberger1999, Mattheck1997, Speck2001/.

In der Mikrosystemtechnik, wo geringere Toleranzen zulässig bzw. größere Maßhaltigkeit erforderlich sind als bei Makrobauteilen, können Vorgänge, die bei Makrobauteilen nicht ins Gewicht fallen, bereits zu einem Versagen führen. Deshalb sind sämtliche Einflüsse auf die Verformung in der Längenskala beginnend bei der Versetzungsanordnung und den Gleitpfaden während plastischer Verformung bis hin zur Textur relevant /MPIE2006/.

2 Stand der Erkenntnisse

2.1 Eigenschaften der Messinglegierungen

Zink bildet mit Kupfer einen Substitutionsmischkristall. Durch die Variation des Zink-Gehaltes der Messinglegierungen können unterschiedliche Phasen (Bild 2.1) sowie die Stapelfehlerenergien eingestellt werden. Bis mindestens ca. 33 Gew.-% liegt bei RT die α -Phase vor, die ein kubisch-flächenzentriertes Gitter besitzt. An das α -Gebiet schließt sich das Zweiphasengebiet des α/β -Messings an. Die β -Phase ist dabei ein kubisch-raumzentrierter Mischkristall. Zwischen 468°C und 454°C wird die β -Phase bei sehr langsamer Abkühlung oder aber nachträglicher Wärmebehandlung in die Ordnungsphase β' umgewandelt. Oberhalb von 50 Gew.-% tritt die intermetallische Phase γ auf, die jedoch für technische Anwendungen nicht relevant ist.

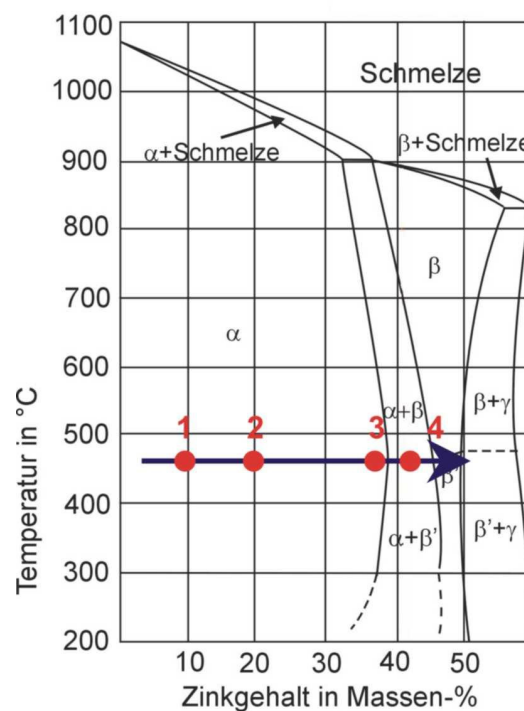


Bild 2.1: Cu-Zn-Phasendiagramm, 1 CuZn10, 2 CuZn20, 3 CuZn37, 4 CuZn40Pb2

Aufgrund des größeren Durchmessers der Zinkatome im Vergleich zum Kupfer nimmt der Gitterparameter der α -Phase mit steigendem Zinkgehalt kontinuierlich zu. Für Cu beträgt der Gitterparameter 3.615 Angström, während für CuZn30 der Gitterparameter gleich 3.684 Angström ist (Bild 2.2).

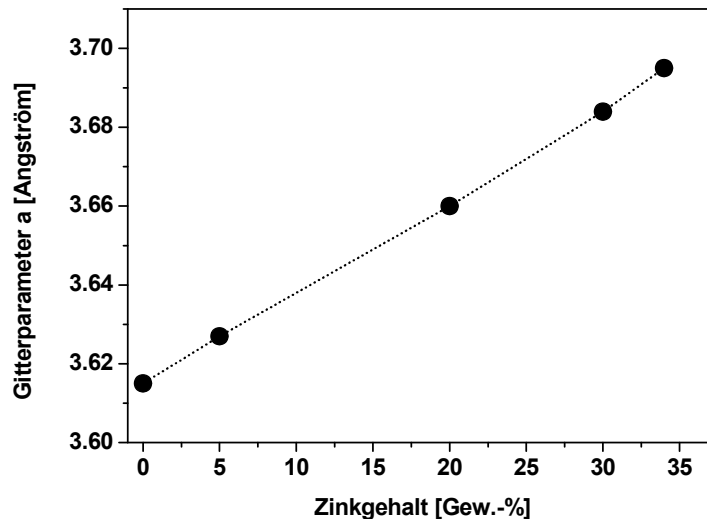


Bild 2.2: Einfluss des Zinkgehaltes auf den Gitterparameter der α -Phase, Raumtemperatur /Dies1967/

Weiterhin führt ein zunehmender Zinkgehalt aufgrund der Mischkristallverfestigung zu einer Steigerung der Zugfestigkeit des α -Messings (Bild 2.3). Eine weitere Steigerung der Zugfestigkeit wird durch die Mehrphasigkeit der α/β -Messinglegierungen erzielt.

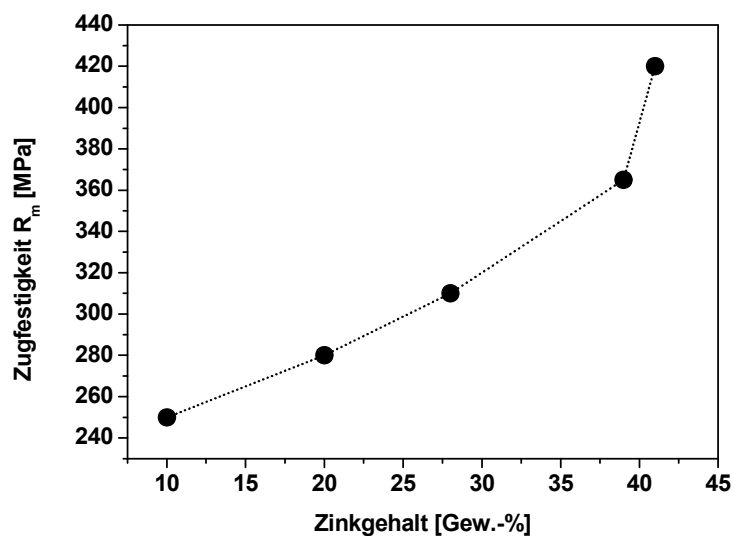


Bild 2.3: Einfluss des Zinkgehalts auf die Zugfestigkeit von Messing, Raumtemperatur /Dies1967/

Im Gegensatz zu anderen metallischen Werkstoffen wie z.B. den Stählen wird gleichzeitig die Bruchdehnung größer, wenn der Zinkgehalt der Messinglegierung gesteigert wird. Die maximale Bruchdehnung liegt bei Raumtemperatur bei ca. 30% Zink vor. Zunehmende Zinkgehalte über 30% bewirken eine Verringerung der Bruchdehnung, so dass CuZn40Pb2 lediglich eine Bruchdehnung von ca. 34% besitzt (Bild 2.4).

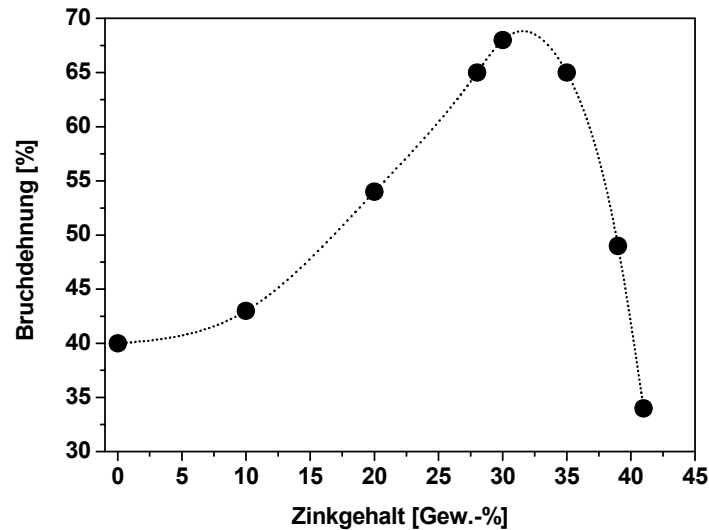


Bild 2.4: Einfluss des Zinkgehalts auf die Bruchdehnung von Messing, Raumtemperatur /Dies1967/

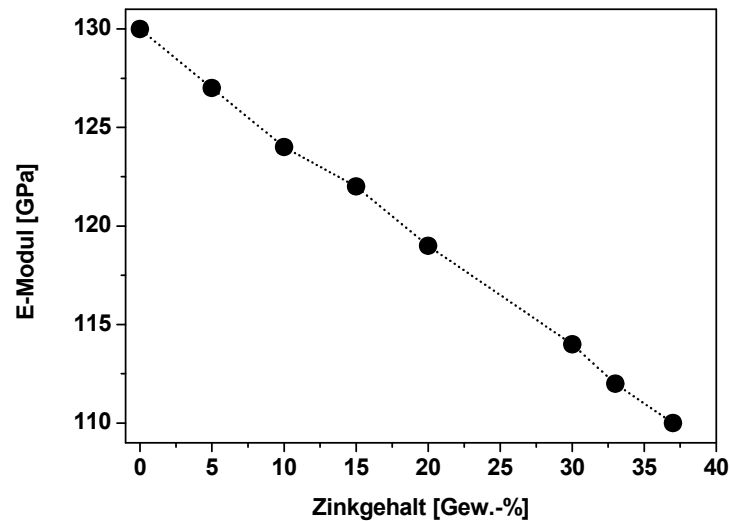


Bild 2.5: Einfluss des Zinkgehalts auf den E-Modul von Messing, Raumtemperatur /Dies1967/

Der E-Modul der Messinglegierungen verändert sich signifikant mit dem Zinkgehalt der α -Messinglegierungen. Am größten ist mit 130 MPa der E-Modul von unlegiertem Kupfer. Durch das Legieren mit Zink wird der E-Modul von Messing kontinuierlich kleiner, wobei für CuZn37 ein Wert gleich 110 GPa erreicht wird (Bild 2.5).

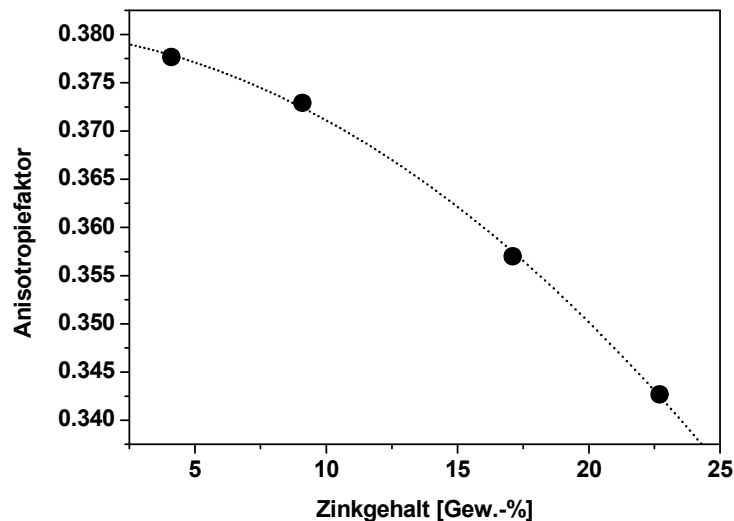


Bild 2.6: Einfluss des Zinkgehalts auf die elastische Anisotropie von Messing, basierend auf elastischen Konstanten von /Hellwege1982/

Bild 2.6 zeigt den Zusammenhang zwischen dem Zinkgehalt der Messinglegierung und dem Anisotropiefaktor A , der zur Quantifizierung der elastischen Anisotropie verwendet wird. Der Anisotropiefaktor A ist gleich 1, wenn die elastischen Eigenschaften isotrop sind. Ein steigender Zinkgehalt in Messing bewirkt, dass sich der Anisotropiefaktor immer weiter von dem Wert 1 entfernt und somit die elastische Anisotropie zunimmt. Für CuZn5 wurde ein Anisotropiefaktor gleich 0.378 bestimmt und für CuZn22.5 ein Anisotropiefaktor gleich 0.342.

2.2 Grundlagen der Kalt- und Warmverformung

2.2.1 Mikrostrukturelle Grundlagen der plastischen Verformung

Sobald die Fließgrenze eines Werkstoffs überschritten wird, findet plastische Verformung statt. Die plastische Verformung in metallischen Werkstoffen bei niedrigen Temperaturen basiert im wesentlichen auf dem Versetzungsgleiten und durchläuft mit zunehmendem Umformgrad folgende Stadien /Gottstein1998/:

- Mikroplastische Verformung: Entsprechend des Schmid'schen Schubspannungsgesetzes hängt die Fließgrenze in einem Kristall von der Belastungsrichtung relativ zur Orientierung des Kristallits ab. Im Polykristall werden zunächst die Gleitsysteme in solchen Kristalliten betätigt, die bezüglich der äußeren Lastachse günstig orientiert sind. Die mikroplastische Verformung in diesen Körnern führt zum Versetzungsaufstau an den Korngrenzen, wodurch in den benachbarten, ungünstiger orientierten Körnern elastische Spannungen induziert werden.
- Überschreiten der Streckgrenze: Sobald die elastischen Spannungen die lokale Fließgrenze überschreiten, setzt in den übrigen Körnern ebenfalls plastische Verformung ein. Die Streckgrenze wird erreicht, wenn sich die plastische Verformung über den gesamten Polykristall erstreckt.
- Verfestigung: Mit zunehmender plastischer Verformung werden immer mehr Versetzungen im Werkstoff aktiviert. Die Wechselwirkung zwischen den Versetzungen durch Aufstau, Bildung von Lomer-Cottrell-Locks, Kinks etc. führt dazu, dass sich unbewegliche Versetzungen bilden. Dadurch wird die mittlere freie Weglänge für die nachfolgenden mobilen Versetzungen verringert. Insgesamt nimmt die sog. Passierspannung sowie die sog. Schneidspannung, deren Summe als Fließspannung zum Aufrechterhalten des plastischen Fließens bezeichnet wird, zu.
- Entfestigung (dynamische Erholung): Die Festigkeit nimmt weiter zu, aber die Verfestigung wird geringer, da die Schraubenversetzungen durch zusätzliches Quergleiten die unbeweglichen Versetzungen leichter passieren können.

Die verschiedenen Verformungsstadien sind in Bild 2.7 eingezeichnet, wobei mit den Stadien IV und V noch weitere Ver- bzw. Entfestigungsvorgänge berücksichtigt werden, die nur unter spezifischen Bedingungen in metallischen Werkstoffen eintreten /Siethoff1993/.

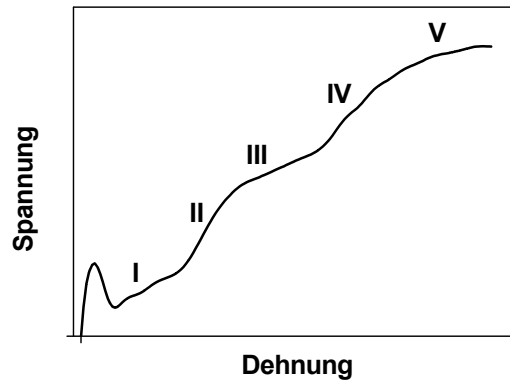


Bild 2.7: Stadien der plastischen Verformung, Temperatur und Dehnrates sind konstant /Siethoff1993/

Die Anzahl der möglichen Gleitsysteme für das Versetzungsgleiten sowie die Aktivierungsenergie zur Betätigung eines Gleitsystems unterscheiden sich für die verschiedenen Werkstoffe aufgrund der chemischen Bindung sowie der Kristallstruktur. Damit die Formänderungskompatibilität erfüllt wird, müssen im Polykristall für die plastische Verformung in jedem Korn fünf unabhängige Gleitsysteme aktiviert werden, wobei es sich um die Gleitsysteme mit der niedrigsten Aktivierungsenergie handelt. Infolge der plastischen Verformung findet sowohl eine Dehnung (translatorische Bewegung) als auch eine Rotation (rotatorische Bewegung) der einzelnen Körner statt.

Die gängigsten Modelle zur Beschreibung der plastischen Verformung einphasiger Werkstoffe und der daraus resultierenden Textur sind das Taylor- /Taylor1938/ und das Sachs-Modell /Sachs1928/. Während das Taylor-Modell auf der Annahme eines homogenen Dehnungszustandes basiert und eine obere Schrankenlösung darstellt, liefert die Postulierung eines homogenen Spannungszustandes im Sachs-Modell eine untere Schrankenlösung. Somit liegt das reale Werkstoffverhalten zwischen den Lösungen dieser beiden Modelle. Bei den sog. Self-Consistent-(SC) Modellen /Budiansky1962, Hill1965, Kröner1961/ finden die Kornwechselwirkungen, die im Taylor- und im Sachs-Modell vernachlässigt werden, Berücksichtigung. Das zu betrachtende Korn ist demnach in eine homogene Matrix eingebettet. Aufgrund der Kompatibilität zwischen dem Korn und der Matrix entstehen Wechselwirkungsspannungen. Die Gesamtspannung setzt sich folglich aus mehreren Komponenten zusammen /Pedersen1987, Leffers1987/:

$$\sigma_{ij} = \sigma_{ij}^0 + \alpha(ij) * 2\mu * (1 - \beta) * (\varepsilon_{ij,M} - \varepsilon_{ij,G}). \quad (\text{Gl. 2.1})$$

σ_{ij} Gesamtspannungstensor

σ_{ij}^0 Lastspannungstensor

$\varepsilon_{ij,G}$ Plastische Dehnung im Korninneren

- $\varepsilon_{ij,M}$ Plastische Dehnung in der Matrix
- μ Schermodul
- $(1-\beta)$ Eshelby-Faktor
- $\alpha(ij)$ Kopplungsfaktor

Das Taylor- und das Sachs-Modell stellen spezielle Lösungen der Gleichung 2.1 dar. Im Falle des Taylor-Modells sind alle $\alpha(ij)$ gleich 1, da die Kristallite per Annahme stark miteinander gekoppelt sind. Das Sachs-Modell, das eine geringe Korn-Korn-Wechselwirkung beinhaltet, lässt nur in Belastungsrichtung einen Kopplungsfaktor zu ($\alpha(11)$ gleich 1). Alle anderen $\alpha(ij)$ sind gleich 0.

Die Versetzungsanalyse in polykristallinen metallischen Werkstoffen zeigt, dass auch während makroplastischer Verformung tatsächlich nur in wenigen Kristalliten fünf Gleitsysteme aktiv sind /Harder1997, Honeycombe1975, Schwink1967/, während in den übrigen Körnern überwiegend jeweils 3 bis 4 Gleitsysteme betätigt werden. Somit verhalten sich einzelne Kristallite im Polykristall quasi einkristallin. Dieses nach Sachs bezeichnete Gleitverhalten, das vom Sachs-Eshelby-Modell beschrieben wird, beobachtete /Carstensen1998/ beispielsweise an der Oberfläche von Ermüdungsproben aus Messing.

Die Versetzungen in stark verformten Proben sind nicht gleichmäßig verteilt, sondern ordnen sich in planaren oder zellförmigen Netzwerken an /Carstensen1998, Christoffersen1997, Göttler1973, Liu1995, Ungar1984/. Da die mobilen Versetzungen zusätzliche Energie benötigen, um eine Versetzungswand zu durchdringen /Priester2004/, bewegen sich die Versetzungen bevorzugt in den Kanälen zwischen den Versetzungswänden /Li2004/. Wenn mobile Versetzungen hingegen auf Korngrenzen stoßen, kann die Versetzung höchstens im Falle der $\Sigma 3$ (111)-Zwillingskorngrenze direkt von einem Korn ins andere Korn übergehen. Eine andere Möglichkeit besteht darin, dass beim Eintritt in die Korngrenze Versetzungsreaktionen stattfinden, infolge derer die Gleitung auf einen anderen Gleitweg ins Nachbarkorn hinein fortgesetzt wird oder die Versetzung in die Korngrenze eingebaut wird und zum Stillstand gelangt /Priester2004/.

Je nach Werkstoff treten unterschiedliche Versetzungsmuster auf, die nicht nur vom Umformgrad abhängen, sondern auch mit der Stapelfehlerenergie des Werkstoffs variieren. Die Stapelfehlerenergie ist die zur Erzeugung eines Stapelfehlers erforderliche Energie /Bernstein2004, Koning2003, Müllner1996/. Je nach Änderung der ursprünglichen Stapelfolge ABCABC wird zwischen der intrinsischen Stapelfehlerenergie γ_{isf} für die Stapelfolge ABC | BCA sowie der extrinsischen Stapelfehlerenergie γ_{esf} für die Stapelfolge ABC | B | ABC unterschieden /Bernstein2004/. Im Falle eines unendlich ausgedehnten Stapelfehlers in einem idealen Kristall wird der Begriff der idealen Stapelfehlerenergie γ_{∞} verwendet. Im

Gegensatz zum idealen Stapelfehler besitzt ein realer Stapelfehler eine endliche Ausdehnung, so dass er mit der umgebenden Matrix durch elastische Wechselwirkung gekoppelt ist. Somit trägt die Linien- und Wechselwirkungsenergie E_{disl} der Versetzungen sowie die elastische Energie E_{strain} zur Stapelfehlerenergie des realen Stapelfehlers bei, die als effektive Stapelfehlerenergie γ_{eff} bezeichnet wird. Da die elastische Energie E_{strain} von der Form, Häufigkeit und Verteilung aller mikrostrukturellen Defekte im metallischen Gitter beeinflusst wird, ist die effektive Stapelfehlerenergie γ_{eff} keine intrinsische Werkstoffgröße, sondern vom Werkstoffzustand abhängig /Müllner1996/. Die Stapelfehlerenergie lässt sich auch als die notwendige Energie betrachten, um zwei Kristallhälften entlang der Gleitebene gegeneinander zu scheren. Während des Abgleitens muss eine bestimmte als instabile Stapelfehlerenergie γ_{us} bezeichnete Energieschwelle überschritten werden, damit der Stapelfehler stabil ist (Bild 2.8). Unmittelbar bei Erreichen der instabilen Stapelfehlerenergie γ_{us} kann spontan ein Versetzungsdipol entstehen, und der metastabile Stapelfehler verschwindet dann /Koning2003/.

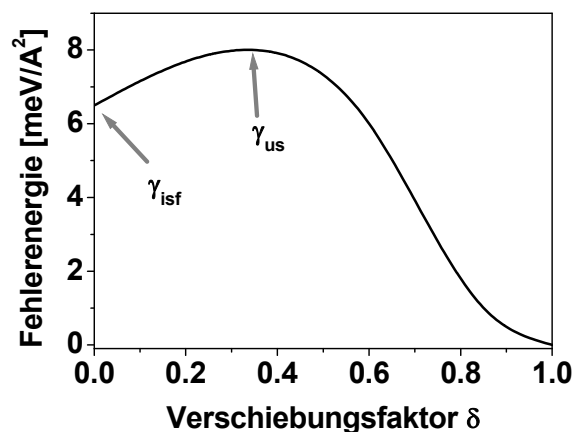


Bild 2.8: Bedeutung der instabilen Stapelfehlerenergie, nach /Koning2003/. Der Verschiebungsfaktor beschreibt die relative Abgleitung beider Kristallhälften entlang der Richtung der Partialversetzungen

Die Stapelfehlerenergie der Messinglegierungen sinkt mit zunehmendem Zinkgehalt der Legierung. Kupfer besitzt eine Stapelfehlerenergie von ca. 100 mJ/m², für CuZn20 beträgt die Stapelfehlerenergie ca. 20 mJ/m² und für CuZn37 ca. 6 mJ/m² (Bild 2.9), wobei die experimentellen Werte je nach Quelle und Untersuchungsmethode deutlich variieren.

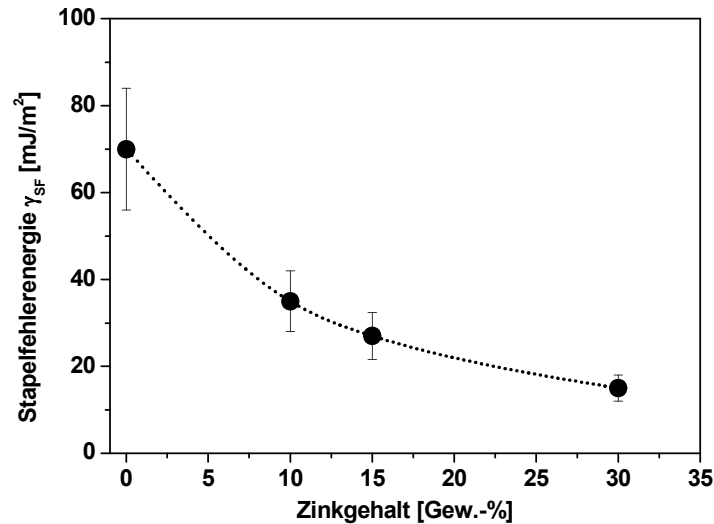


Bild 2.9: Einfluss des Zinkgehalts auf die Stapelfehlerenergie von Messing, Daten aus /Carstensen1998, Otte1967, Zhao2005/

Bei Werkstoffen mit niedriger Stapelfehlerenergie bilden sich bevorzugt planare Versetzungsnetzwerke aus. Außerdem enthält das Gefüge stark plastisch verformter Werkstoffe sog. Geometrical Necessary Boundaries (GNB), damit der Zusammenhalt zwischen den stark plastisch verformten Kristalliten gewahrt wird /Tsuji2004/. In der Nähe der Korngrenzen treten sowohl regelmäßige als auch einzelne unregelmäßige Versetzungen auf. Bei ausreichender plastischer Verformung gehen die planaren Versetzungsnetzwerke in zellförmige Netzwerke über /Carstensen1998/. Die Misorientierung der GNB nimmt bei starker plastischer Verformung weiter zu, bis sie in Großwinkelkorngrenzen übergehen (Bild 2.10).

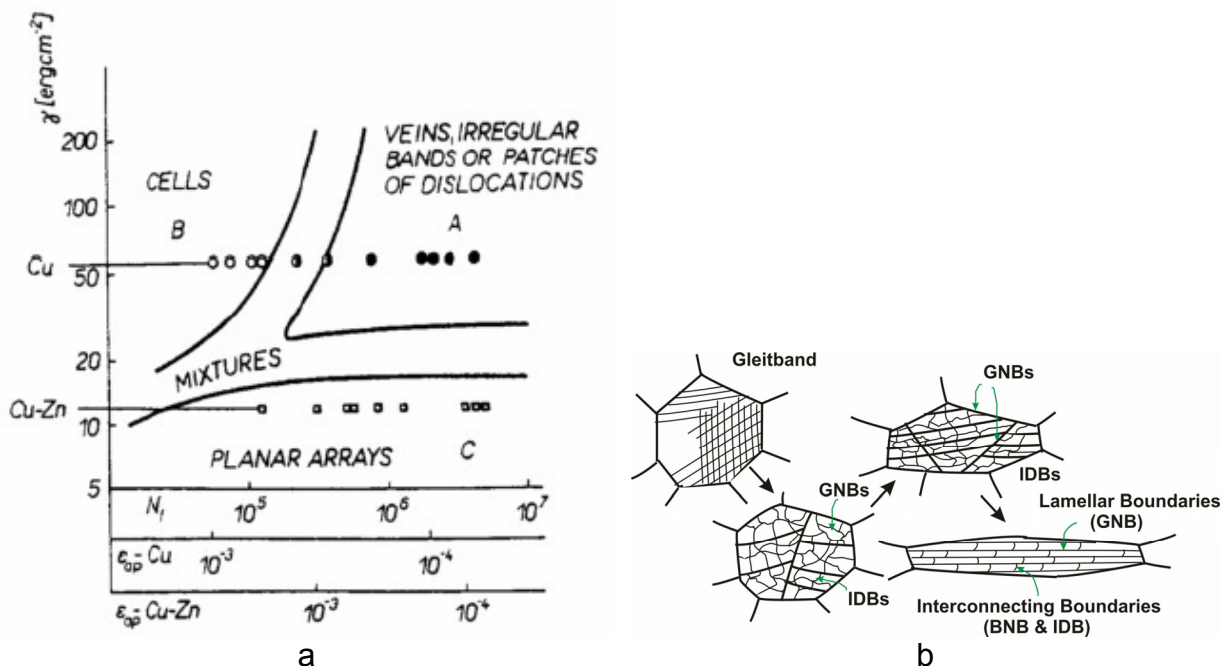


Bild 2.10: Versetzungsstrukturen in Messing in Abhängigkeit vom Zinkgehalt und von der Gesamtdehnung ϵ_{op} -Cu bzw. ϵ_{op} -CuZn /Carstensen1998, nach Tsuji2004/

Wenn das Verformungsvermögen mittels Versetzungsbewegung ausgeschöpft ist, setzt die Bildung von Verformungsbändern, der sog. Scherbänder ein. Die Scherung findet in Richtung der maximalen Schubspannung statt. Ausgelöst wird die Scherung an Gefügeheterogenitäten wie beispielsweise Einschlüssen oder groben Körnern /Dutruge1997, White1980/. /Gardiner2004/ gibt als Mindestdehnung für die Scherbandbildung Scherdehnungen zwischen 15% und 22% an. Mit zunehmender Größe des „Einschlusses“, an dem die Scherung ausgelöst wird, nimmt die Mindestdehnung für Scherbandbildung ab. /Batra2005/ gibt beispielsweise als axiale Dehnungen ε_i für das Einsetzen sog. adiabatischer Scherbänder (ASB) in Messing 41% bei einem schwachen Defekt als Auslöser und ca. 28% bei einem starken Defekt als Auslöser an. Gemäß

$$\frac{nB\varepsilon_i^{n-1}}{A+B\varepsilon_i^n} - \frac{(A+B\varepsilon_i^{n-1})(1+C\ln(\dot{\varepsilon}_i / \dot{\varepsilon}_0))}{\theta_m \rho c} = 1 \quad (2.2)$$

kann die Mindestdehnung ε_j der Scherbandbildung berechnet werden. A,B,n, $\dot{\varepsilon}_0$ und C sind Materialparameter der Johnson-Cook-Gleichung /Johnson1983/, ρ ist die Dichte und c die spezifische Wärme.

Je nach Stapelfehlerenergie entstehen Scherbänder vom Copper- oder Brass-Typ /Paul2002, Paul2003, Paul2004/. Während bei Metallen mit mittlerer bis niedriger Stapelfehlerenergie der Brass-Typ auftritt, liegt bei den anderen Metallen der Copper-Typ vor. Scherbänder vom Brass-Typ bilden sich vor dem Hintergrund lamellarer Zwillingsstrukturen, während die Scherbänder vom Copper-Typ mit zellartigen Strukturen verknüpft sind. Durch die Scherbandbildung werden die planaren Versetzungsnetzwerke in zellförmige Versetzungsanordnungen überführt.

Eine weiteres Phänomen im Zusammenhang mit Kupfer und Messinglegierungen ist die Bildung sog. persistenter Gleitbänder (PSB). Die Gleitbänder werden so genannt, weil sie auch nach dem Ätzen sichtbar bleiben. Dabei handelt es sich um Versetzungsringe, die sich alle entlang eines „Versetzungskanal“ bewegen. Auslöser für diese Art von Gleitung ist eine inhomogene Spannungsverteilung im Kristalliten, die beispielsweise durch lokale Bildung chemischer Cluster in Mischkristallen, Subkornstrukturen oder unterschiedliche mechanische Eigenschaften an der Korngrenze und im Korninneren verursacht werden kann /Carstensen1998/.

2.2.2 Mechanische Zwillingsbildung

Wenn im Gitter weniger als fünf Gleitsysteme vorhanden sind, kann die notwendige Formänderung anstelle der fehlenden Gleitsysteme auch durch Zwillingsbildung getragen werden /Boyer2003, Gottstein1998/. Zwillingsbildung ist dem Ergebnis nach eine Scherung, bei der ein Kristallbereich durch gleichzeitige Betätigung mehrerer Versetzungen in eine zur Ausgangslage, der Matrix, spiegelsymmetrische Lage überführt wird. Die als Zwillingssebene bezeichnete Spiegelebene gehört sowohl dem Zwilling als auch der Matrix an und ist kohärent, während alle anderen Zwillingsgrenzen zwischen Matrix und Zwilling inkohärent sind. Für die mechanische Zwillingsbildung in kubisch-flächenzentrierten (kfz) Materialien ist die Bildung von $\Sigma 3$ (111)-Korngrenzen charakteristisch, bei der die beiden Kristallite um 60° zueinander verkippt sind /Gottstein1998, HKL2001/. Im Zugversuch ist die mechanische Zwillingsbildung an Einbrüchen in der Spannungs-Dehnungs-Kurve zu erkennen.

Geometrisch beschrieben wird die mechanische Zwillingsbildung durch die Zwillingssebene $\{hkl\}$ und die Richtung der Scherung $\langle uvw \rangle$. Infolge der Zwillingsbildung ändert die Probe ihre Form derart, dass sie sich in einigen Richtungen verlängert, in anderen Richtungen verkürzt. Ein Zwillingsystem kann deshalb nur betätigt werden, wenn die Scherung die aufgezwungene Formänderung unterstützt /Gottstein1998/. Der mechanische Zwilling besitzt eine schmale, spitz zulaufende Form, so dass die elastische Energie in dem Gitter minimiert wird. Im Gegensatz dazu orientieren sich die Lage und Form der Glühzwillinge an der minimalen Grenzflächenenergie in dem Polykristall. Die Zwillingsbildung führt zu einer Orientierungsänderung, die sich von der Orientierungsänderung durch Gleitung unterscheidet.

Mechanische Zwillingsbildung erfordert bei RT im allgemeinen eine größere Aktivierungsenergie bzw. Aktivierungsspannung als das Versetzungsgleiten. Deshalb setzt mechanische Zwillingsbildung erst nach einer gewissen Vorverformung ein (Bild 2.4). Zugversuche an Messing /Meyers2001/ zeigen, dass in dem Werkstoff bei Überschreiten der Mindestdehnung bis zu sehr großen Dehnungen mechanische Zwillingsbildung stattfindet. Sowohl die Zwillingsbildung als auch das Versetzungsgleiten werden von der Peierlsspannung kontrolliert, die bei der Verformung überwunden werden muss /Castaing2004/. Die Peierlsspannung ist umso kleiner, je größer der Netzebenenabstand d und je kleiner der Betrag des Burgersvektors b ist /Gottstein1998/.

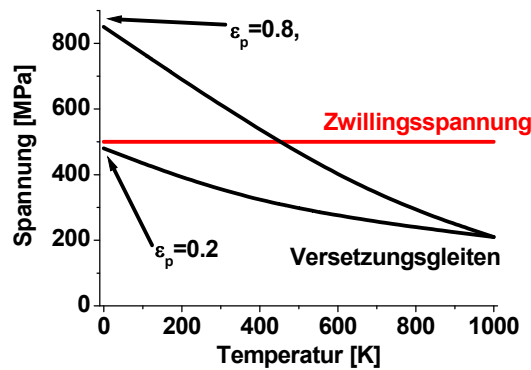


Bild 2.11: Der Beginn der mechanischen Zwillingsbildung bei Kupfer mit 10 µm Korngröße mit unterschiedlicher plastischer Vordehnung ε_p , nach /Meyers2001/

Mechanische Zwillingsbildung findet bevorzugt bei niedrigen Temperaturen statt, im Falle von CuZn20 beispielsweise im Temperaturbereich von ca. -150°C bis ca. 30°C , und kann für den gesamten Temperaturbereich als nahezu konstant angesehen werden (Bild 2.11). Darüber hinaus ist die kritische Spannung für Zwillingsbildung wesentlich stärker von der Korngröße abhängig als die Fließspannung beim Versetzungsgleiten. Auch für die mechanische Zwillingsbildung gilt die Hall-Petch-Beziehung (Bild 2.12), wobei der Hall-Petch-Faktor k_T für die Zwillingsbildung ein Vielfaches des Hall-Petch-Parameters k_s für Versetzungsgleiten annehmen kann /Meyers2001/. Mit zunehmender Verformungsgeschwindigkeit wird die mechanische Zwillingsbildung begünstigt (Bild 2.12). /Meyers2001/ zeigt, dass die Übergangstemperatur für das Einsetzen der mechanischen Zwillingsbildung als wesentlichen Verformungsmechanismus mit steigender Dehnrates zu höheren Werten verschoben wird. Interstitiell gelöste Fremdatome erhöhen im Vergleich zum Reinmetall die Aktivierungsspannung des Mischkristalls für mechanische Zwillingsbildung, da sie ein Hindernis für die kollektive Versetzungsbewegung bei der Zwillingsbildung darstellen.

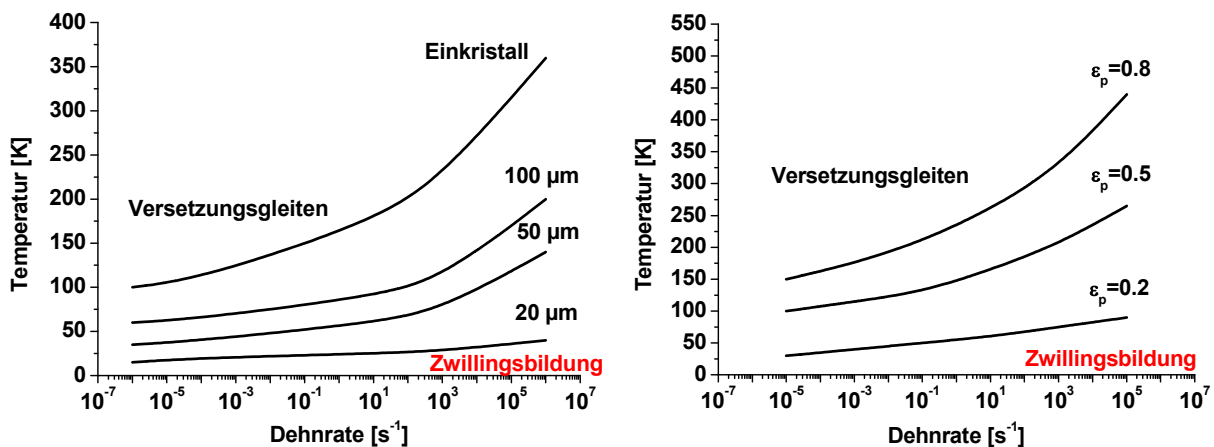


Bild 2.12: Temperatur, unterhalb derer in Kupfer mechanische Zwillingsbildung stattfindet, Variation der Dehnrates und der Korngröße (links) bzw. der plastischen Vordehnung bei 10 µm Korngröße (rechts), nach /Meyers2001/

Die Aktivität der Zwillingsbildung wird außerdem begünstigt, wenn der Werkstoff eine niedrige Stapelfehlerenergie besitzt (Bild 2.13). Demnach dürfte Nickel aufgrund seiner hohen Stapelfehlerenergie keine Zwillingsbildung zeigen, was jedoch im Widerspruch zu experimentellen Befunden steht. /Tadmor2004/ weist in dem Zusammenhang darauf hin, dass nicht nur die Stapelfehlerenergie γ_{sf} , sondern auch die Querkontraktion ν , die instabile Stapelfehlerenergie γ_{us} sowie die instabile Zwillingsbildungsenergie γ_{ut} für die mechanische Zwillingsbildung relevant sind.

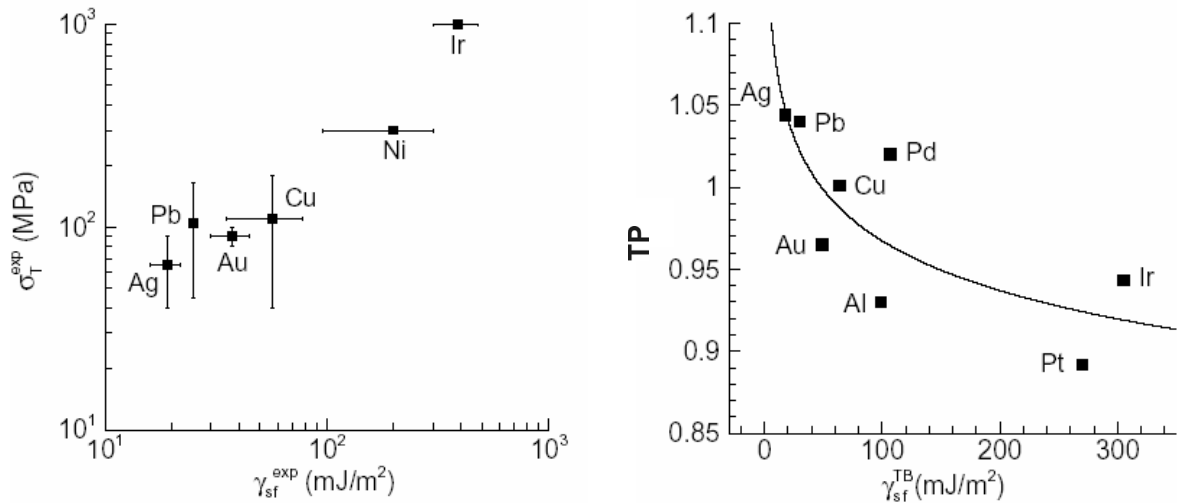


Bild 2.13: Einfluss der Stapelfehlerenergie auf die mechanische Zwillingsbildung /Tadmor2004a/, a notwendige Spannung für die Zwillingsbildung in Abhängigkeit von der Stapelfehlerenergie, b Zwillingswahrscheinlichkeit TP in Abhängigkeit von der Stapelfehlerenergie

Diese Parameter werden in folgender Gleichung für die kritische Spannung zur Zwillingsbildungswahrscheinlichkeit τ zusammengefasst:

$$TP = \frac{L}{\pi^4} \sqrt{\frac{\gamma_{us}}{\gamma_{ut}}} \quad (2.3)$$

In der Gleichung ist L ein Materialfaktor, der die Querkontraktion ν und den Quotient γ_{sf}/γ_{us} enthält. Eine analytische Näherung der Gleichung ist /Tadmor2004, Tadmor2004a/:

$$TP_a = \left[1.136 - 0.151 \frac{\gamma_{sf}}{\gamma_{us}} \right] \sqrt{\frac{\gamma_{us}}{\gamma_{ut}}} \quad (2.4)$$

Mit der Gleichung wird auch die Zwillingsbildung, die nicht streng der Stapelfehlerenergie folgt, zufriedenstellend beschrieben.

2.2.3 Erholung und Rekristallisation

Textur- und Korngröße werden bei hohen Temperaturen nicht ausschließlich von der plastischen Verformung, sondern auch durch Erholungs- und Rekristallisationsvorgänge bestimmt. Verformung, Erholungs- und Rekristallisationsprozesse beeinflussen sich dabei gegenseitig, so dass ein mehrdimensionales Schema zur Beschreibung und Erklärung der Vorgänge und des daraus resultierenden Gefüges nunmehr unverzichtbar ist. Die Stapelfehlerenergie bestimmt wesentlich, ob überwiegend Erholung oder Rekristallisation stattfindet. Eine niedrige Stapelfehlerenergie begünstigt Rekristallisationsprozesse. Bei hohen Stapelfehlerenergien tritt Erholung gegenüber der Rekristallisation in den Vordergrund /Bauser2001/. β -Messing besitzt im Vergleich zum α -Messing eine höhere Stapelfehlerenergie. Außerdem ist der Diffusionskoeffizient des β -Messing größer als der des α -Messing /Mäder1974/.

Bei der statischen Rekristallisation bestimmen im wesentlichen der Umformgrad, die Glüh Temperatur und die Glühdauer die im Werkstoff entstehende Korngröße. Die Abhängigkeit der Korngröße vom Umformgrad und der Glüh Temperatur wird bei konstanter Glühdauer in sogenannten Rekristallisationsschaubildern dargestellt. Bild 2.14 zeigt ein Rekristallisationsschaubild für die Near- α -Legierung CuZn37.

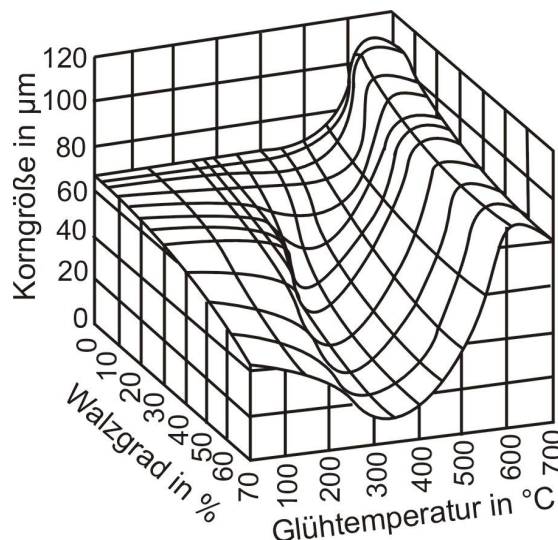


Bild 2.14: Rekristallisationsschaubild für CuZn37 /Dies1967/

In Legierungen wird die Rekristallisationsgeschwindigkeit im Vergleich zum unlegierten Metall im allgemeinen verringert, weil die in dem Gitter gelösten Fremdatome die Korngrenzengeschwindigkeit /Gottstein1998/. Als Faustformel für die Rekristallisationstemperatur in Legierungen gilt:

$$T_{rek} \cong 0.6 \cdot T_S. \quad (2.5)$$

T_{rek} Rekristallisationstemperatur [K]

T_S Schmelztemperatur [K]

Bei der Rekristallisation zweiphasiger Legierungen beeinflussen sich die beiden Phasen des Werkstoffs gegenseitig. Entsprechend ihrer Volumenanteile und des Umformwiderstandes finden in beiden Phasen während des Umformvorganges unterschiedlich starke plastische Verformungen statt. Folglich verfestigen beide Phasen unterschiedlich stark, so dass sich die Keimbildung in den beiden Phasen unterscheidet. /Mäder1974/ führten Rekristallisationsversuche an der zweiphasigen α/β -Legierung CuZn42 durch. Dabei stellte sich heraus, dass die α -Phase rekristallisiert, während in der β -Phase Erholung stattfindet. Je nach Umformgrad und Glühtemperatur bilden sich die Rekristallisationskeime der α -Phase im Korninneren oder an den Phasengrenzen. Die Energie der Korn- bzw. Phasengrenzen beeinflusst die Rekristallisationsgeschwindigkeit gemäß /Mäder1974/:

$$d \approx \left(\frac{\gamma \cdot V_{\text{Mol}} \cdot \lambda \cdot D_B}{RT} \right)^{0.25} \cdot t^{0.25}. \quad (2.6)$$

D_B Diffusionskoeffizient an der Korngrenze bzw. Phasengrenze

d Korndurchmesser

γ spezifische Korn- oder Phasengrenzenenergie

λ Korngrenzendicke

R allgemeine Gaskonstante

T Glühtemperatur

t Glühdauer

Die spezifische Korn- bzw. Phasengrenzenenergie ist abhängig vom Typ der Phasen- bzw. Korngrenze, weshalb gemäß Gl. 2.6 die Wanderungsgeschwindigkeit der Korngrenze von der Nachbarschaftsbeziehung mit den umgebenden Körnern beeinflusst wird. In Übereinstimmung damit stehen die Ergebnisse von /Takata2004/, der die Entwicklung der $\langle 100 \rangle \{001\}$ -Rekristallisationstextur in gewalztem Kupfer untersuchte. Demnach hängt die Größe und Form der Körner mit kubischer Textur im rekristallisierten Gefüge davon ab, welche Orientierung die Körner vor der Rekristallisation besaßen.

Darüber hinaus haben /Hennaut1984/ gezeigt, dass die Rekristallisation in der zweiphasigen Legierung CuZn40 bei relativ kleinen Umformgeschwindigkeiten mit der Abnahme des β -Phasenanteils einhergeht.

Beim Warmstrangpressen findet außerdem dynamische Rekristallisation statt. Der Prozess der dynamischen Rekristallisation zeichnet sich durch eine kontinuierliche Kornneubildung und beschränktes Kornwachstum aus, wohingegen es bei der

statischen Rekristallisation zu einem kontinuierlichen Wachstum der Körner kommt. Das Gefüge, das sich aufgrund der dynamischen Rekristallisation einstellt, besteht aus einem Nebeneinander von gerade rekristallisierten und stark verformten Körnern /Hatherly1986/. Mit zunehmender Verformungsrate nimmt die kritische Keimgröße x_c für dynamische Rekristallisation ab /Zhang2004/:

$$x_c = \frac{MLGb^3 \rho_m^3}{d\varepsilon / dt}. \quad (2.7)$$

M ist die Korngrenzenmobilität, L die mittlere freie Weglänge der Versetzungen, G der Schermodul, b der Burgersvektor, ρ_m die mittlere Versetzungsdichte und $d\varepsilon/dt$ die Dehnrates.

2.3 Plastische Anisotropie

2.3.1 Phänomenologie der plastischen Anisotropie

In Abhängigkeit vom Ausgangsgefüge und der Mikrostruktur vor der Verformung unterscheiden sich bei Bauteilen und Halbzeugen die Festigkeits- und Verformungseigenschaften in Abhängigkeit von der Richtung, in der die Belastung aufgebracht wird /Banabic2000, Häusler1999/. Dieses als plastische Anisotropie bezeichnete Verhalten zeigt sich in einer Richtungsabhängigkeit der Streckgrenze bzw. Quetschgrenze und in einer Richtungsabhängigkeit der Werkstoffverfestigung bzw. des Umformvermögens.

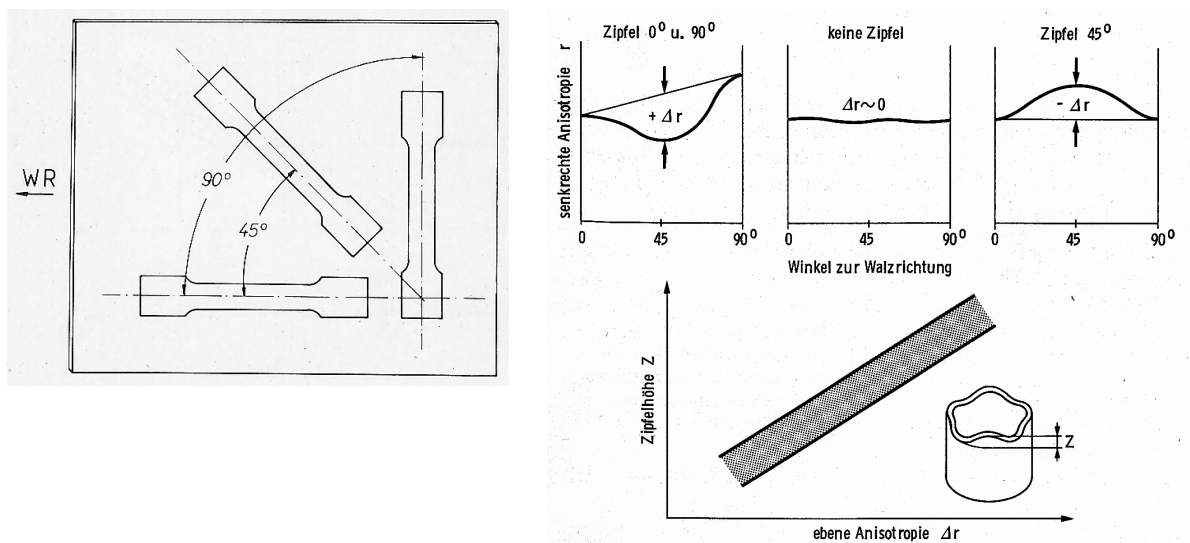


Bild 2.15: Bestimmung des r-Wertes mittels Flachzugproben, Bedeutung des r-Wertes für die Blechumformung /Blaß2003/

Die Charakterisierung der plastischen Anisotropie kann deshalb sowohl durch die Messung der Formänderungen als auch durch die Bestimmung der Fließspannung bei einachsiger Belastung in unterschiedlichen Richtungen ϕ relativ zur Vorzugsrichtung der Primärprobe erfolgen (Bild 2.15) /Lange2002/, wobei die richtungsabhängigen Fließspannungen in sog. Fließortkurven dargestellt werden (Bild 2.16).

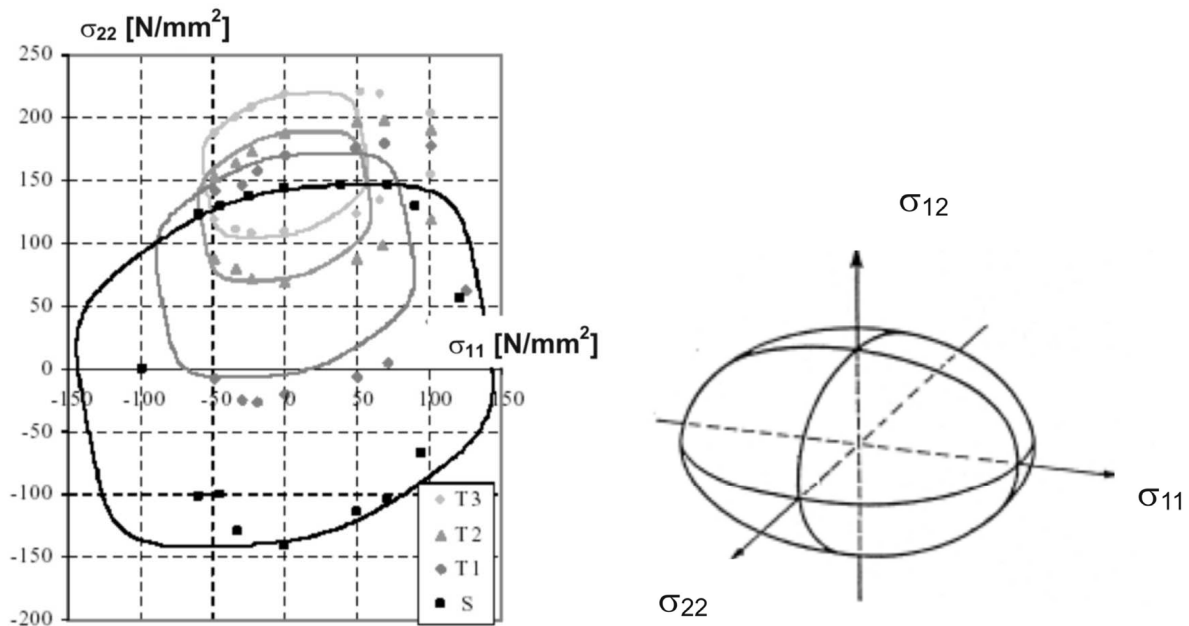


Bild 2.16: Schematische Darstellung der a) Fließortkurve eines X5Cr18Ni10-Stahls (zunehmende Verformung von S (0%) nach T3 (55%)) /Ripplinger2003/ und der b) Fließfläche eines isotropen Werkstoffs /Kindervater2000/

Während bei Vollrundprofilen Stauchproben für den einachsigen Druckversuch in verschiedenen Richtungen ϕ zur Längsachse zur Anwendung gelangen, werden im Falle von Blechen in verschiedenen Richtungen ϕ zur Walzrichtung Flachzugproben entnommen und daran einachsige Zugversuche durchgeführt. Gemäß

$$\sigma_{11} = \sigma_{\phi} \cdot \cos^2 \phi, \quad (2.8)$$

$$\sigma_{22} = \sigma_{\phi} \cdot \sin^2 \phi, \quad (2.9)$$

$$\sigma_{12} = \sigma_{\phi} \cdot \cos \phi \cdot \sin \phi \quad (2.10)$$

werden aus der Dehngrenze σ_{ϕ} in der Richtung ϕ die wirksamen Normalenspannungen σ_{11} und σ_{22} in Richtung der Hauptachsen sowie die wirksame Schubspannung σ_{12} in der von den Hauptachsen aufgespannten Ebene berechnet. Sämtliche so ermittelten Wertepaare liegen dann auf der Oberfläche eines Ellipsoids (Bild 2.16).

Um den Verlauf der experimentell bestimmten Fließortkurven mathematisch zu beschreiben, steht eine Fülle unterschiedlicher Vergleichsspannungskriterien zur Verfügung. Davon werden zwei Kriterien im folgenden erläutert: das Hill-Kriterium und die sog. ICT-Theorie („Isotropy Center Translation“-Theorie).

Das Hill-Kriterium ist eine empirische Erweiterung des von Mises-Kriterium, mit dem sich der technisch für Bleche und Schichtverbundwerkstoffe relevante Fall der orthotropen Anisotropie zufriedenstellend beschreiben lässt /Banabic2000, Hill1948, Luo1996/.

$$F(\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + G(\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + H(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + 2\left(L\sigma_{23}^2 + M\sigma_{31}^2 + N\sigma_{12}^2\right) - 1 = 0 \quad (2.11)$$

Die Konstanten F, G, H, L, M und N lassen sich anhand der Festigkeiten, die mittels einachsiger Zugversuche in Richtung der Hauptachsen (R_{11} , R_{22} und R_{33}) bzw. Scherversuchen in den durch die Hauptachsen aufgespannten Symmetrieebenen (R_{23} , R_{31} und R_{12}) bestimmt werden, berechnen:

$$2F = \frac{1}{R_{22}^2} + \frac{1}{R_{33}^2} - \frac{1}{R_{11}^2}, \quad (2.12)$$

$$2G = \frac{1}{R_{33}^2} + \frac{1}{R_{11}^2} - \frac{1}{R_{22}^2}, \quad (2.13)$$

$$2H = \frac{1}{R_{11}^2} + \frac{1}{R_{22}^2} - \frac{1}{R_{33}^2}, \quad (2.14)$$

$$2L = \frac{1}{R_{23}^2}, \quad (2.15)$$

$$2M = \frac{1}{R_{31}^2}, \quad (2.16)$$

$$2N = \frac{1}{R_{12}^2}. \quad (2.17)$$

Während das Hill-Kriterium eine rein empirische Beschreibung der plastischen Anisotropie ist, handelt es sich bei der ICT-Theorie um einen analytischen Ansatz. Die ICT-Theorie basiert auf dem Gedanken, dass die Fließortkurve durch mehrere sog. Isotropiezentren beschrieben wird, im folgenden mit $\bar{\sigma}_{ij}^*$, $\bar{\sigma}_{ij}^{**}$ und $\bar{\sigma}_{ij}^{***}$ bezeichnet /Luo1996/. Entsprechend lautet die anisotrope Fließbedingung:

$$\bar{II} + \beta_1 \bar{III} + \beta_2 \bar{III}^2 + \beta_3 \bar{III}^3 + \beta_4 \bar{III}^4 = K^2 \left(1 + \alpha_1 \frac{\bar{III}}{\bar{II}^{3/2}} + \alpha_2 \frac{\bar{III}^2}{\bar{II}^3} + \alpha_3 \frac{\bar{III}^2}{\bar{II}^3} + \alpha_4 \frac{\bar{III}^4}{\bar{II}^6} \right), \quad (2.18)$$

wobei

$$\dot{\text{II}} = \frac{1}{2} (\sigma_{ij}' - \sigma_{ij}^{*'}) (\sigma_{ij}' - \sigma_{ij}^{*'}) , \quad (2.19)$$

$$\dot{\text{II}} = \frac{1}{2} (\sigma_{ij}' - \sigma_{ij}^{**'}) (\sigma_{ij}' - \sigma_{ij}^{**'}) , \quad (2.20)$$

$$\dot{\text{III}} = \det (\sigma_{ij}' - \sigma_{ij}^{**'}) , \quad (2.21)$$

$$\dot{\text{III}} = \det (\sigma_{ij}' - \sigma_{ij}^{***'}) \quad (2.22)$$

die „verschobenen Invarianten“ des Spannungsdeviators sind. σ_{ij}' ist der Spannungsdeviator, α_1 bis α_4 und β_1 bis β_4 sind werkstoffspezifische skalare Koeffizienten der ICT-Funktion, außerdem gilt:

$$\sigma_{ij}^{*'} = \sigma_{ij}^{*} - \frac{1}{3} \delta_{ij} \sigma_{kk}^{*} , \quad (2.24)$$

$$\sigma_{ij}^{**'} = \sigma_{ij}^{**} - \frac{1}{3} \delta_{ij} \sigma_{kk}^{**} , \quad (2.25)$$

$$\sigma_{ij}^{***'} = \sigma_{ij}^{***} - \frac{1}{3} \delta_{ij} \sigma_{kk}^{***} . \quad (2.26)$$

Der Operator δ_{ij} nimmt für $i=j$ den Wert 1 an, für $i \neq j$ den Wert 0.

Die Verfestigung wird in der ICT-Theorie durch die Evolution der Isotropiezentren beschrieben. Bei steigender plastischer Verformung expandiert die Fließortkurve, wobei die Fließfläche gegenüber dem Ursprung des Koordinatensystems translatiert, verzerrt oder rotiert wird (Bild 2.17). Verändern alle Punkte auf der Fließortkurve gleichermaßen ihre Lage, so dass die Fließfläche ihre Form beibehält, spricht man von isotroper Verfestigung. Isotrope Verfestigung entspricht der Zunahme von K^2 . Im Falle der kinematischen Verfestigung ändert die Fließfläche ihre Gestalt /Albert2001, Häusler1999, Luo1996, Most2000, Ripplinger2003, Schick2004/.



Bild 2.17: Isotrope und kinematische Verfestigung

Untersuchungen belegen eine Verknüpfung zwischen den Isotropiezentren einerseits und speziellen Aspekten der Anisotropie bzw. des Gefüges andererseits. Der Bauschinger Effekt wird durch die Bewegung des Isotropiezenters σ_{ij}^{*} beschrieben.

Zwillingsbildung äußert sich in dem Isotropiezentrum $\bar{\sigma}_{ij}^{**}$, das in Verbindung mit dem Isotropiezentrum $\bar{\sigma}_{ij}^{***}$ die Verzerrung der Fließfläche darstellt /Luo1996/.

Für die Charakterisierung von stranggepressten Rundprofilen bzw. gewalzten Blechen werden im allgemeinen in 0°-, 45°- und 90°-Richtung Proben für den einachsigen Druck- bzw. Zugversuch entnommen (Bild 2.9). Während der Verformung tritt in der Dickenrichtung die Formänderung φ_d und in der Breitenrichtung die Formänderung φ_b auf. Der Quotient aus beiden Größen wird als Lankford-Parameter r oder einfach als r-Wert bezeichnet und mit der Richtung der Probe indiziert, z.B.:

$$r_{90^\circ} = \frac{\varphi_b}{\varphi_d}. \quad (2.27)$$

Ein Bauteil ist nur dann isotrop, wenn r in allen drei Richtungen 1 beträgt /Blaß2003/.

Beim Blechumformen interessiert vor allen Dingen die Anisotropie innerhalb der Blechebene (ebene Anisotropie Δr) sowie die Anisotropie in Dickenrichtung (senkrechte Anisotropie r_m) /Banabic2000/:

$$r_m = \frac{r_{0^\circ} + 2 \cdot r_{45^\circ} + r_{90^\circ}}{4}, \quad (2.28)$$

$$\Delta r = \frac{r_{0^\circ} + r_{90^\circ} - 2 \cdot r_{45^\circ}}{2}. \quad (2.29)$$

Aufgrund des Prinzips der minimalen plastischen Verformungsenergie, dem die Forderung nach einem möglichst geringen Taylorfaktor entspricht, lässt sich die plastische Anisotropie aus der Textur eines Bauteils ableiten. Für jede Probenrichtung ϕ gibt es einen Wert $q_{\min}(\phi)$ der Querkontraktion, so dass der Taylorfaktor minimal wird /Bunge1981, Schouwenaars1994, Szpunar1990/. Gemäß

$$r_\phi = \frac{q_{\min}(\phi)}{1 - q_{\min}(\phi)} \quad (2.30)$$

ist der aufgrund der Orientierungsverteilungsfunktion (ODF) für die Probenrichtung ϕ vorliegende minimale q-Wert $q_{\min}$ mit dem r-Wert verknüpft. Darüber hinaus ist die Querkontraktion gleich der Steigung der Tangente an dem entsprechenden Punkt der Fließortkurve /Szpunar1990/.

Die Bedeutung der plastischen Anisotropie und der verschiedenen Kennwerte, die in diesem Kapitel eingeführt wurden, sei am Beispiel des Tiefziehens verdeutlicht. Beim Tiefziehen wird durch einen Stempel aus einem Blech ein Näpfchen hergestellt,

wobei das Material aus der Blechebene senkrecht dazu umgeleitet wird. Folglich soll die Verformung senkrecht zur Blechebene größer als in der Blechebene sein, was durch eine möglichst große senkrechte Anisotropie r_m erreicht wird. Gleichzeitig soll das Material innerhalb der Blechebene aus allen Richtung gleichermaßen in die Näpfchenwand, die sog. Zarge fließen, damit keine Zipfelbildung stattfindet. Dafür ist eine möglichst geringe ebene Anisotropie Δr anzustreben.

2.3.2 Ursachen der plastischen Anisotropie

Zu den Ursachen der plastischen Anisotropie gibt es zahlreiche Untersuchungen, die sich aber bisher jeweils auf Einzelaspekte konzentrieren. Häufig geht es um Ausscheidungen, die in der Matrix bevorzugt orientiert sind, z.B. Sulfide in gewalzten Stahlblechen oder stäbchenförmige Ausscheidungen in Aluminiumlegierungen, und dadurch den Werkstoff quer zu ihrer Vorzugsrichtung verspröden /Mizera1996/.

Die einzelnen Beiträge zur plastischen Anisotropie sind letztlich miteinander gekoppelt. Deshalb kann die plastische Anisotropie nur zufriedenstellend verstanden werden, wenn die Phänomene auf der Längenskala reichend vom anisotropen Verhalten einzelner Kristallite im Vielkristallaggregat bis hin zur makroskopischen Anisotropie verknüpft werden. Derartige Studien, in denen der Bogen zwischen den unterschiedlichen Betrachtungsebenen inhaltlich gespannt wird, liegen bisher nur in Einzelfällen vor. Ursache dafür ist unter anderem, dass geeignete Messverfahren zur in-situ-Charakterisierung der mikrostrukturellen Veränderungen in stark plastisch anisotropen Werkstoffen, insbesondere unter Nutzung von Synchrotronstrahlung, erst seit kurzer Zeit zur Verfügung stehen /Brusch1997, Poulsen1997, Reimers1999/.

In Veröffentlichungen wird vorwiegend die Textur als Ursache der plastischen Anisotropie diskutiert /Szpunar1990, Bunge1981/. Ausgeprägte Texturen in Blechen und Rohren führen zur elastischen und plastischen Anisotropie, die mit zunehmender Stärke des Texturpols zunimmt. Die Streckgrenze eines Werkstoffs ist unmittelbar abhängig von der Orientierung der Körner und damit von der Textur im Werkstoff (Texturanisotropie). Da das Versetzungsgleiten, auf dem die plastische Verformung von Metallen bei niedrigen Temperaturen im allgemeinen basiert, nur in bestimmten Gleitsystemen erfolgt, ist die Projektion der kritischen Schubspannung in unterschiedlichen Belastungsrichtungen relativ zu einer festen Kristallorientierung und damit die Streckgrenze verschieden. Der Schmidtfaktor für die [111]-Richtung im kfz Kristall beträgt beispielsweise 3.674 und für die [100]-Richtung 2.449.

Außerdem sind das Verfestigungsverhalten eines Kristalls sowie das Umformvermögen richtungsabhängig und werden deshalb von der Textur beeinflusst. Es ist beispielsweise bekannt, dass die mittlere senkrechte Anisotropie r mit der Stärke der $\langle 111 \rangle$ -Fasertextur zunimmt /MPIE2001/. Beschrieben wird die

Verfestigung durch den Verfestigungskoeffizienten n , ein Maß für das Umformvermögen ist die im Zugversuch ermittelte Bruchdehnung.

Textur im allgemeinen bedeutet die Orientierungsverteilung der Gesamtheit der Kristallite. Das beinhaltet aber nicht nur das Vorhandensein von Vorzugsorientierungen, sondern auch die Nachbarschaftskorrelationen der einzelnen Kristallite. Im Polykristall muss bei plastischer Verformung der Zusammenhalt zwischen den Kristalliten erhalten bleiben /Gottstein 1998/. Deshalb beeinflusst die relative Orientierung der benachbarten Körner, welche Textur sich nach einer bestimmten Verformung einstellt.

/Mizera1996/ konnte zeigen, dass die Textur nicht ausreicht, um die plastische Anisotropie ausreichend zu erklären. Hinzu kommt der Einfluss der mikrostrukturellen Defekte, den diese in Abhängigkeit von der Defektdichte und Defektanordnung auf die plastische Anisotropie ausüben. /Li2004/ weist ebenfalls darauf hin, dass die Richtungsabhängigkeit der Fließgrenze nicht zufriedenstellend mit der Textur erklärt werden kann.

Bei der plastischen Verformung von reinen Metallen und deren Legierungen entstehen in Abhängigkeit von der Stapelfehlerenergie des Werkstoffs planare oder zellartige Versetzungsnetzwerke. Zwischen den Versetzungswänden der Netzwerke kann Versetzungsgleiten stattfinden, während zur Durchdringung der Versetzungswände zusätzliche Energie erforderlich ist /Ungar1984/. Wenn eine einzelne, mobile Versetzung auf eine Korngrenze trifft, wird die Versetzung entweder von der Versetzungswand absorbiert, oder sie passiert das Versetzungsnetzwerk. Welcher Prozess stattfindet, hängt von der Beschaffenheit der Korngrenze ab /Priester2004/. Bei den Korngrenzen wird zwischen Gleichgewichts- und Ungleichgewichtskorngrenzen unterschieden. Eine Möglichkeit, Korngrenzen zu charakterisieren, ist die sog. Coincidence Site Lattice (CSL)-Nomenklatur. Darin wird die Korngrenze analog des Gitters durch eine Einheitszelle beschrieben, die das Volumen V_{Kg} besitzt. Das Volumen V_{Kg} ist ein n -faches des Volumens der Einheitszelle V_E . Dann wird die Korngrenze mit „ $\Sigma(hkl) n$ “ bezeichnet. hkl sind die Millerschen Indizes der in beiden Kristalliten betrachteten Orientierung.

Außerdem findet bei der Verformung von Werkstoffen mit niedriger Stapelfehlerenergie Zwillingsbildung statt. Dadurch entsteht eine bandartige Struktur mit verzwilligten Bereichen, zwischen denen die Versetzungen bevorzugt gleiten können. Wenn ein Werkstoff eine starke Vorzugsorientierung besitzt, können sich die Texturanisotropie und der Beitrag der regelmäßig angeordneten Defekte gegenseitig verstärken.

Insbesondere von Untersuchungen an hochfesten Stählen für die Automobilindustrie /Jitsukawa2003/ ist weiterhin bekannt, dass die plastische Anisotropie umso geringer

ist, desto kleiner die Körner und umso größer der E-Modul sind. Für verschiedene Stähle ist der Zusammenhang in Bild 2.18 dargestellt.

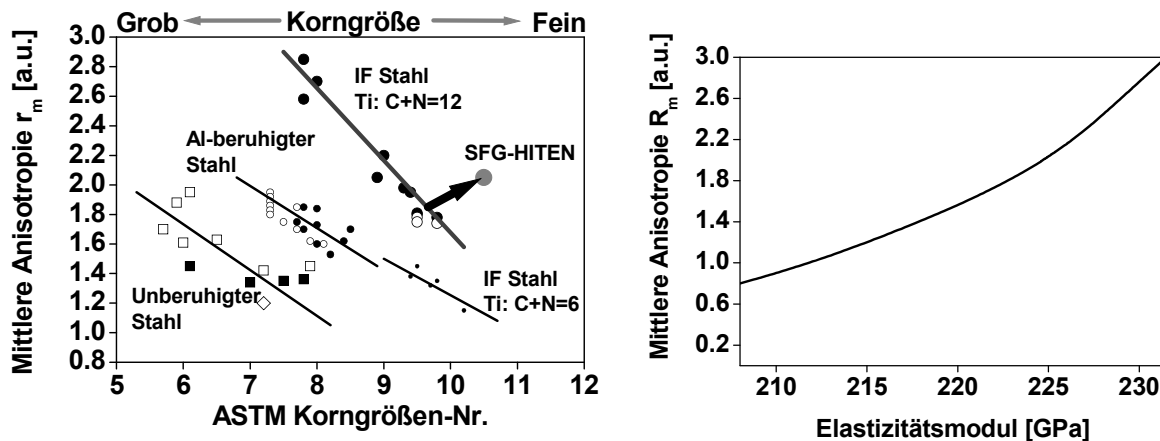


Bild 2.18: Einfluss a) der Korngröße und b) des E-Moduls auf den r-Wert verschiedener Stähle, nach /Dimeg2005, Jitsukawa2003/

Darüber hinaus beeinflussen orientierte Ausscheidungen und Mikrorisse das plastische Verformungsverhalten und folglich auch die plastische Anisotropie eines Werkstoffs /Mizera et al 1996, Bruhns1996/. In mehrphasigen Werkstoffen wird die Last entsprechend ihres Umformvermögens sowie der Grenzflächenfestigkeit der Phasengrenzen unterschiedlich auf die einzelnen Werkstoffphasen verteilt. Bei Metallmatrixverbundwerkstoffen mit eingelagerten Hartphasen erschweren die Hartphasen die plastische Verformung der Metallmatrix, während die Hartphasen lediglich elastisch verformt werden oder bei zu großer Last brechen.

2.4 Zusammenhang zwischen plastischer Verformung und Mikroeigenspannungen

Durch plastische Verformung werden in Polykristallen Eigenspannungen induziert, die teilweise ursächlich unmittelbar auf die plastische Anisotropie des Werkstoffs zurückgeführt werden können /Hauk1997/.

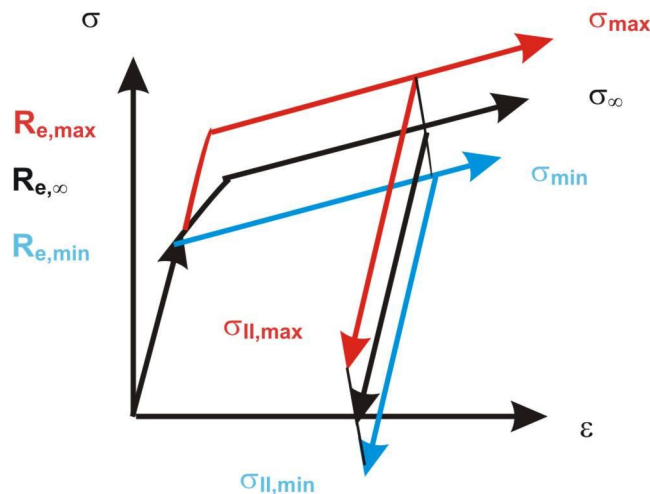


Bild 2.19: Schematische Spannungs-Dehnungs-Kurven für unterschiedlich orientierte Kristallite /Pintschovius1982/

Einerseits ist das Verformungsverhalten unterschiedlich orientierter Körner voneinander verschieden (Bild 2.19), andererseits sind die Körner im Polykristall miteinander gekoppelt. Damit der Zusammenhalt zwischen den einzelnen Körnern trotzdem gewahrt wird, sind Fehlpassungsdehnungen zwischen den unterschiedlich orientierten Kristallitgruppen erforderlich. Durch die plastische Verformung entstehen weiterhin Subkorgrenzen hoher Versetzungsdichte, die durch versetzungsärmere Bereiche in Balance gehalten werden. Die Regionen, die während der Verformung rotieren, tragen zur Relaxation von Spannungen bei. Daraus resultiert ein nichtlinearer Verlauf der Gitterdehnungen in der $\sin^2\psi$ -Auftragung. ψ ist der Inklinationswinkel gegen die Oberfläche der Probe bzw. des Bauteils. In texturbehafteten Proben oszillieren die Messpunkte der Gitterdehnung aufgrund der Mikroeigenspannungen um eine lediglich gedachte $\sin^2\psi$ -Gerade /Marion1975/.

Unter Berücksichtigung der Mikroeigenspannungen ist d_ψ gegeben durch

$$d_{\varphi,\Psi} = (d_{\max} - d_B) \cdot f(\Psi) + d_{(\Psi=0)} \cdot \left(\frac{1+\nu}{E}\right) \cdot \sigma_\varphi \sin^2 \Psi + d_B. \quad (2.31)$$

ψ Inklinationswinkel gegen die Oberfläche der Probe

φ Rotationswinkel

$d_{\max}$ Gitterparameter der relaxierten Bereiche (maximale Intensität)
 d_B Gitterparameter der unrelaxierten Bereiche (minimale Intensität)

Die Verteilungsfunktion $f(\psi)$ wird aus der Verteilung der Integralintensitäten über dem Inklinationwinkel bestimmt, die auf den Wert 1 für die maximale Intensität im Texturpol normiert sind /Marion1975/.

Auch Stapelfehler bewirken eine Verschiebung der Reflexlage. Gemäß /Marion1975/ gilt für die Reflexlagenverschiebung bestimmt folgende Gleichung:

$$d_{hkl} = d_0 + G_{hkl}d_0\alpha + s_{1,hkl}d_0\sigma + J_{hkl}d_0\alpha\varepsilon_f + m \cot \theta \cos \theta . \quad (2.32)$$

α Stapelfehlerwahrscheinlichkeit
 d_{hkl} Netzebenenabstand des verspannten Gitters
 d_0 Netzebenenabstand im spannungsfreien Zustand
 G_{hkl}, J_{hkl} hkl-abhängige Konstanten
 $s_{1,hkl}$ REK
 σ Makroeigenspannungen
 ε_f durch den Stapelfehler hervorgerufene Mikrodehnung
 m Faktor für die Berücksichtigung der Messanordnung

Das Vorzeichen der Reflexlagenverschiebung, die durch die Stapelfehler verursacht wird, ist von der Ordnung des Reflexes abhängig, während die Makroeigenspannungen nicht von der Ordnung des Reflexes beeinflusst werden. Die Differenz des Unterschiedes der d-Werte zweier Reflexe gleichen Typs aber unterschiedlicher Ordnung gibt deshalb die durch die Stapelfehler hervorgerufene Reflexlagenverschiebung an.

Zwillinge führen zu einer Asymmetrie des Beugungsprofils, die direkt proportional zur Zwillingswahrscheinlichkeit β ist /Wagner1957, Hauk1997/:

$$2\theta_{200} - CG(2\theta_{200}) = 14.6\beta \tan \theta_{200} . \quad (2.33)$$

$2\theta_{200}$ Linienlage des 200-Reflexes
 $CG(2\theta_{200})$ Schwerpunkt des 200-Reflexes

Eine weitere Methode zur Bestimmung der Zwillingswahrscheinlichkeit basiert auf der Abnahme der von der Matrix gestreuten Intensität, da ein Teil des Korns durch das Umklappen bei der Zwillingsbildung sich nicht mehr in Beugung befindet. Zwei Detektoren sind so aufgestellt, dass gleichzeitig die Intensität der Matrix sowie die des verzwilligten Bereichs erfasst und zueinander in Relation gesetzt werden können /Agnew2003/.

Neben Reflexlagenverschiebungen bewirken mikrostrukturelle Defekte auch eine Verbreiterung des Röntgenreflexlinienprofils. Die durch die Versetzungen innerhalb eines Korns erzeugten Verzerrungen sind unterschiedlich gerichtet, so dass sie in der Summe die Lage des mittleren Gitterparameters nicht verändern, sehr wohl aber die Verteilungskurve des Gitterparameters verbreitern. Außerdem beeinflussen alle Defekte von Stapelfehlern und Zwillingen über Versetzungsfelder bis zu Teilchenclustern und wahren Teilchengrößen die sog. Domänengröße. Diese Effekte werden unter der effektiven Teilchengröße D_E (Teilchengrößeneffekte) und der sog. Mikrodehnung $\langle e^2 \rangle$ (Verzerrungen) subsummiert.

Unter der Domänengröße wird ein in seiner Struktur und chemischen Zusammensetzung durch Aneinanderreihung stets wiederkehrender Bereich des Kristalls verstanden /Delhez1982, Warren1959, Wilkens1960, Warren1961/. Die Domänengröße oder effektive Teilchengröße D_E ist mit der Stapelfehlerwahrscheinlichkeit α und der Zwillingswahrscheinlichkeit β in folgender Weise verknüpft /Warren1959, Wilkens1960, Warren1961/:

$$\frac{1}{D_E} = \frac{1}{D} + f_{(hkl)}(1.5\alpha + \beta) + g_{(hkl)} \frac{1}{T}. \quad (2.34)$$

D_E	Effektive Teilchengröße (Domänengröße)
D	Subkorngröße
T	Stapelfehlerbreite
$f_{(hkl)}, g_{(hkl)}$	hkl -abhängige Konstanten (Funktionen des reziproken Gitters und der Miller-Indizes)

Für die beiden Reflexe 111 und 200 im kfz-Gitter nimmt die Gleichung folgende Form an:

$$\frac{1}{D_E(111)} = \frac{1}{D} + \frac{(1.5\alpha + \beta)\sqrt{3}}{a^4} + \frac{1}{T\sqrt{2}}, \quad (2.35)$$

$$\frac{1}{D_E(200)} = \frac{1}{D} + \frac{(1.5\alpha + \beta)}{a} + \frac{1}{T\sqrt{1.5}}. \quad (2.36)$$

Mit der wahren Teilchengröße D und dem Betrag des Burgersvektors b beträgt die Versetzungsdichte gemäß /Jiang1998/:

$$\rho = \frac{2\sqrt{3}}{b} \left(\frac{\langle e^2 \rangle}{D} \right). \quad (2.37)$$

2.5 Warmstrangpressen von Kupferlegierungen

Das Strangpressen ist nach DIN 8580 in die Untergruppe Druckumformung eingeordnet. Aufgrund der allseitigen Druckspannungen in der Umformzone können hohe Umformgrade erzielt werden.

Die Strangpressverfahren werden nach der Verarbeitungstemperatur in Kalt- und in Warmstrangpressen und nach der Strangbewegung relativ zur Stempelbewegung in das direkte und das indirekte Strangpressen eingeteilt. Die Krafteinleitung erfolgt entweder konventionell oder über das hydrostatische Verfahren. Weiterhin wird unterschieden, ob mit oder ohne Schale und im letztgenannten Fall mit oder ohne Schmierung gepresst wird. Für die Auswahl des jeweils verwendeten Verfahrens spielen der zu verpressende Werkstoff, die Presstemperatur, die Form des Pressprodukts und die gewünschte Ausbringung eine Rolle. Ziel ist es, ein Strangpressprodukt hoher Güte bei wirtschaftlichem Betrieb der Strangpresse zu erreichen.

Indirektes Strangpressen

Beim indirekten Strangpressen findet keine Relativbewegung zwischen Block und Aufnehmer statt, und somit entstehen keine Reibungskräfte an dieser Stelle. Lediglich zwischen Aufnehmer und Matrize tritt Reibung auf.

Daher gilt:

$$F_{St} \cong F_M. \quad (2.38)$$

F_M Matrizenkraft
 F_{St} Strangpresskraft

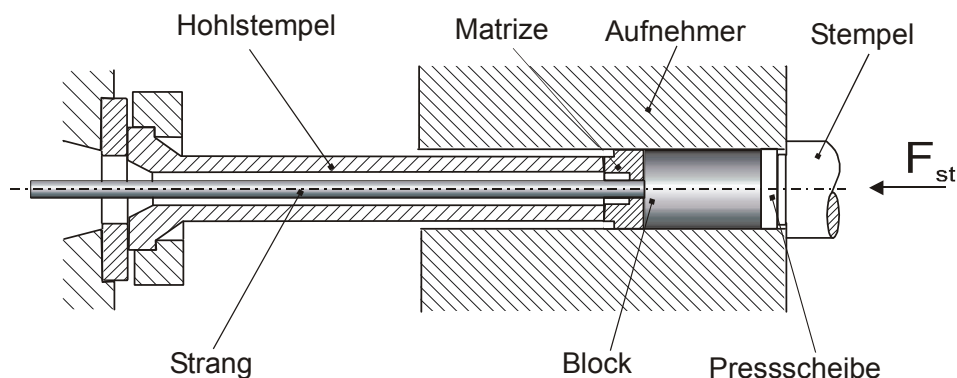


Bild 2.20: Schematische Darstellung des indirekten Strangpressens ohne Schale

Von der einen Seite wird der Aufnehmer mit einem Stempel verschlossen, während von der anderen Seite die Matrize eingeführt wird. Der Aufnehmer bewegt sich in

Richtung Matrize, die sich gegen einen feststehenden Hohlstempel abstützt (Bild 2.20). Dann kommt es zunächst zu einer Aufstauchung des Blockes und durch weitere Bewegung des Aufnehmers zum Fließen des Werkstoffs durch die Matrize. Die Presskräfte werden vom Verschlussstempel auf den Aufnehmer übertragen. Nach dem indirekten Strangpressen bleibt ein Pressrest zurück, der vom Strangpressprodukt abgetrennt werden muss, nachdem er mit Hilfe eines vor den Stempel gesetzten Putzstempels mitsamt der Matrize aus dem Aufnehmer ausgestoßen wurde. Bei diesem Verfahren des Strangpressens ist die Profilgröße durch den Querschnitt der Bohrung im Hohlstempel begrenzt und diese wiederum durch die Belastung auf den Hohlstempel, die durch entsprechende Querschnitte und Werkstofffestigkeiten aufgefangen werden muss. Dies ist ein wesentlicher Nachteil des indirekten gegenüber dem direkten Strangpressen (s. nächster Abschnitt).

Beim indirekten Pressen können Schmiermittel verwendet werden, um die Reibung zwischen Matrize und Aufnehmer sowie zwischen Matrize und Umformgut herabzusetzen. Ferner kann das indirekte Strangpressen mit Schale durchgeführt werden, indem zwischen Matrize und Aufnehmer ein hinreichend großer Spalt gelassen wird, so dass die Blockaußenwand stehen bleibt. Dies hat den Vorteil, dass Oberflächenverunreinigungen, grobe Gussflächen oder Oxidationsschichten im Aufnehmer zurückbleiben. Wird ohne Schale verpresst, so sollten die Blöcke über eine hinreichend gute Blockoberfläche verfügen, weil diese in jedem Fall in das Produkt mit einfließt /Müller1995/.

Die für den Strangpressvorgang benötigte Umformkraft F_M ist abhängig von der logarithmischen Gesamthauptformänderung und der Fließspannung des Werkstoffes:

$$F_M = C \cdot \varphi_{g_{ges}} \cdot \bar{k}_f \cdot \frac{\pi D_0^2}{4}. \quad (2.39)$$

Hier sind:

F_M : Matrizenkraft bzw. Umformkraft

$\bar{k}_f$: die für die primäre Umformzone geltende mittlere Fließspannung

$\varphi_{g_{ges}}$: die logarithmische Gesamthauptformänderung

C : ein matrizenpezifischer Faktor

D_0 : Aufnehmerdurchmesser

Die logarithmische Gesamthauptformänderung $\varphi_{g_{ges}}$ ergibt sich aus dem Pressverhältnis V :

$$V = \frac{A_0}{A_s}, \quad (2.40)$$

$$\varphi_{gges} = \ln V = \ln \frac{A_0}{A_s} . \quad (2.41)$$

V: Pressverhältnis

A₀: Aufnehmerquerschnittsfläche

A_s: Strangquerschnittsfläche

Die Fließspannung k_f ist die erforderliche Spannung, damit der Werkstoff bei einachsiger Belastung mit der logarithmischen Hauptformänderung φ_g plastisch verformt wird. Der Werkstoff, die Umformtemperatur, die logarithmische Hauptformänderung φ_g und die logarithmische Hauptformänderungsgeschwindigkeit $\dot{\varphi}_g$ beeinflussen im wesentlichen die Fließspannung /Siegert2001/. Die Formänderungsgeschwindigkeit $\dot{\varphi}_g$, die ebenfalls einen Einfluss auf die Fließspannung k_f ausübt, ist abhängig von der Lage des betrachteten Volumenelements in der Umformzone. Daher werden für $\dot{\varphi}_g$ Mittelwerte für das gesamte Umformgut in der Umformzone angegeben. Für die jeweilige Matrizenform der Umformzone sind diese Werte in der Literatur angegeben /Siegert2001/

Der Zusammenhang von Produktgeschwindigkeit v_{Produkt} und der Stempelgeschwindigkeit v_{St} wird in Gleichung 2.42 beschrieben:

$$v_{\text{Produkt}} = V \cdot v_{\text{St}} \quad (2.42)$$

Beim Strangpressen von Kupferlegierungen liegt die Bolzeneinsatztemperatur oberhalb der Aufnehmertemperatur. Befindet sich der Bolzen im Aufnehmer, so kommt es zu einem Wärmeübergang von der Bolzenoberfläche in den Aufnehmer. Nach Einsetzen des Pressvorganges fließt zusätzlich Wärme über die Pressscheibe ab. Diese Wärmebilanz in der Scheibe bestimmt, je nachdem wo die Scheibe sich zu Beginn des Pressvorganges im Aufnehmer befindet, mit welcher Temperatur diese in die Umformzone eintritt und beeinflusst somit die Fließspannung bzw. die Umformkraft als Funktion des Stempelweges /Siegert2001/.

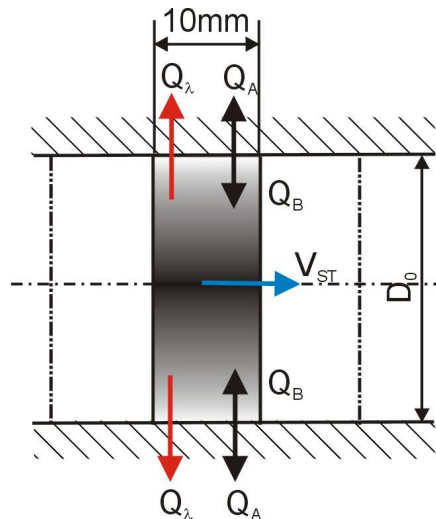


Bild 2.21: Wärmebilanz am Blockelement „Scheibe“ nach /Siegert2001/

Bild 2.21 stellt die Wärmebilanz einer „Scheibe“ im Pressbolzen dar, bevor sie in die Umformzone eintritt. Die Wärme, die durch Scherprozesse im Bolzen entsteht, geht zu einem Anteil Q_B in den Bolzen über, der andere Teil Q_A wird in den Aufnehmer geleitet. Q_λ ist die Wärmemenge, die aus der Block-„Scheibe“ in der Zeit t in den Aufnehmer fließt, wenn die Aufnehmertemperatur geringer ist als die Bolzeneinsatztemperatur. Weitere Einflüsse auf die Temperaturverteilung im Pressbolzen sind die Entstehung von Umformwärme in den Umformzonen und die Entstehung von Reibwärme zwischen Pressgut und Matrize. Beim direkten Strangpressen entsteht zusätzlich Reibwärme zwischen der Bolzenoberfläche und der Aufnehmerwandung. Die beiden Prozesse der Wärmeab- und -zufuhr überlagern sich und bilden für das jeweilige Pressverfahren und den Presswerkstoff ein charakteristisches Temperaturprofil. Indirekt wird das Temperaturprofil im Pressbolzen über die Abhängigkeit der Fließspannung von der Temperatur sowie in dem Verlauf der Matrizenkraft über den Stempelweg deutlich.

Beim Strangpressen treten unterschiedliche Materialflusstypen auf, die sich je nach Strangpressverfahren bilden und mit bestimmten Strangeigenschaften verbunden sind (Bild 2.22) /Bauser2001/.

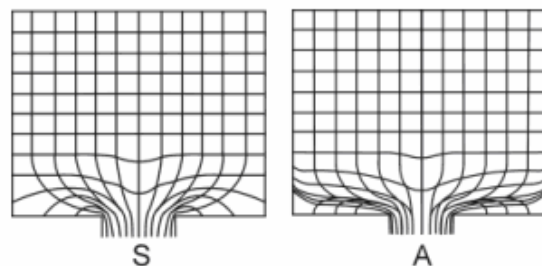


Bild 2.22: Fliesstypen unterschieden nach Materialbewegung im Blockaufnehmer; links: Fließtyp beim hydrostatisches Strangpressen (idealer Fließtyp), rechts: Fließtyp beim indirekten Strangpressen

Der ideale laminare Fliesstyp S ist nur beim hydrostatischen Pressen von homogenem Material mit konischem Matrizeneinlauf zu finden. Dabei tritt keine Reibung auf, und Pressfehler sind ebenfalls keine bekannt. Beim indirekten Strangpressen ist der Fließtyp A zu beobachten. Hierbei hat das homogene Material einen weitgehend laminaren Fluss, jedoch können Pressfehler in Form von Blasen oder Schalen an der Strangoberfläche auftreten.

Direktes Strangpressen

Der zu verpressende Werkstoffblock wird auf Bolzeneinsatztemperatur aufgewärmt und in den Aufnehmer geschoben. Die eine Seite des Aufnehmers wird von der Matrize abgeschlossen. Von der anderen Seite wird ein Stempel mit vorgelagerter Pressscheibe eingefahren, die den Block zunächst im Aufnehmer aufstaucht und anschließend durch die Matrize drückt (Bild 2.23). Im Aufnehmer bleibt ein Pressrest zurück, der nach dem Pressvorgang vom Stempel aus dem Aufnehmer ausgestoßen und vom Produkt abgetrennt wird. Das Produkt ist der strangförmige Werkstoff mit einem durch die Matrize vorgegebenen Profil.

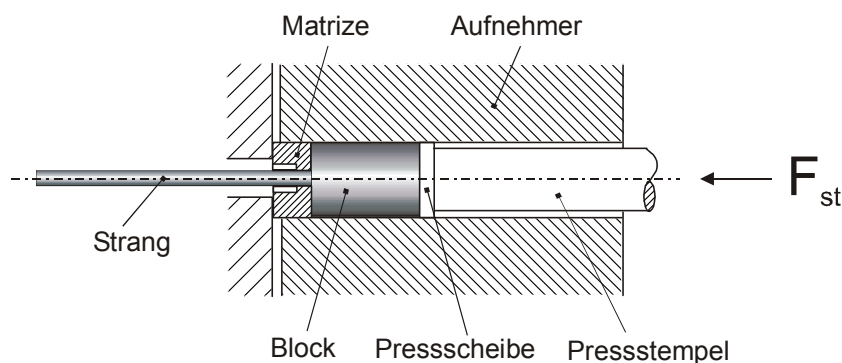


Bild 2.23: Schematische Darstellung des direkten Strangpressens ohne Schale

Während des direkten Strangpressens kommt es zu einem Reibkontakt zwischen Block und Aufnehmerwandung. Dieses führt beim Pressen zu einem erhöhten Kraftbedarf. Die Stempelkraft (Hauptzylinderkraft) F_{St} setzt sich somit aus der axial wirkenden Matrizenkraft F_M , die zur Umformung des in der primären Umformzone befindlichen Umformgutes erforderlich ist, und der zum Verschieben des Blockes im Aufnehmer erforderliche Reibungskraft F_R zusammen.

$$F_{St} \cong F_M + F_R \quad (2.13)$$

Beim direkten Strangpressen finden, insbesondere wenn bei niedrigen Temperaturen gepresst wird, Schmiermittel Verwendung. Sie dienen dazu, die Reibungskräfte zwischen Block und Aufnehmer zu verringern. Wird diese Schmierung nicht durchgeführt, verursachen die Reibungskräfte eine starke Scherverformung an der Blockoberfläche. Wenn die Pressscheibe vor dem Stempel einen geringeren Außendurchmesser hat als der Aufnehmer, kommt es zur Ausbildung einer Schale,

die im Aufnehmer verbleibt. Auch beim Pressen ohne Schale können hohe Reibkräfte dazu führen, dass der Werkstoff aus dem Blockinnern vorfließt, die Blockaußenzone nicht mit in die Umformzone vor der Matrize fließt und als dünne Pressgutschicht die Wandung des Aufnehmers bedeckt. Dies hat den Vorteil, dass Oberflächenverunreinigungen, beispielsweise grobe Gussoberflächen oder Oxidationsschichten, im Aufnehmer zurückbleiben. Man unterscheidet zwischen dem direkten Strangpressen mit Schmiermittel, dem direkten Strangpressen ohne Schmierung mit Schale und dem direkten Strangpressen ohne Schmierung ohne Schale /Müller95/.

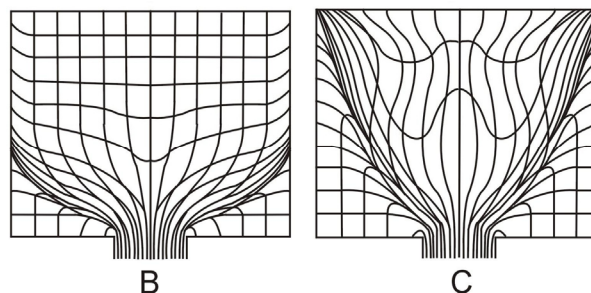


Abb. 2.24: Fließtypen beim direktem Strangpressen nach Dürrschnabel

Beim direkten Strangpressen können neben den Materialflusstypen S und A auch noch zwei weitere Materialflusstypen auftreten (Bild 2.24). Der Fließtyp B entsteht ebenfalls in homogenen Blockwerkstoffen. Zwischen Block und Aufnehmer sowie Block und Matrizenstirnfläche auf tritt Reibung auf, die dazu führt, dass die Blockaußenzone gegenüber dem Blockinneren zurückbleibt. Die „tote Zone“ ist ausgeprägter als beim Fließtyp A. Gleiche Reibungsverhältnisse wie beim Fließtyp B liegen beim Fließtyp C vor. Jedoch verhalten sich nach diesem Typ inhomogene Blockwerkstoffe, bei denen die Fließspannung in der Blockaußenzone größer ist als im Kern. Das ist der Fall, wenn die Aufnehmertemperatur deutlich größer ist als die Temperatur im Kern des Blockes oder Unterschiede in den Phasenanteilen mehrphasiger Werkstoffe zwischen Rand- und Kernzone des Blockes vorliegen.



Abb. 2.25: Prinzipielle Darstellung der Blockzonen beim direkten Strangpressen Fließtyp C

Dieser Materialfluss bedingt eine „sekundäre Umformzone“ (Bild 2.25). Beim Pressvorgang bleibt der Blockmantel gegenüber dem voreilenden Blockkern im Aufnehmer zurück und staut sich vor der Pressscheibe auf. Folge davon kann der „Zweiwuchs“ sein, zu dessen Vermeidung die Blocklänge zu begrenzen oder die Pressrestlänge zu vergrößern ist /Siegert2001/.

3 Zielsetzung

In Hinblick auf die Forderung nach maßgeschneiderten Bauteilen, die Miniaturisierung von Bauteilen beispielsweise in der Sensorik sowie die wirtschaftliche Fertigung der Bauteile ist ein umfassendes Verständnis der plastischen Anisotropie erforderlich, da sowohl die Formänderung und die Formänderungsgrenzen als auch die aus der Herstellung und Verarbeitung resultierenden mechanischen Eigenschaften davon abhängen.

Die bisher vorhandenen Einzeluntersuchungen verdeutlichen, dass sämtliche mikrostrukturellen und Gefügebestandteile bzw. –aspekte, von der Stapelfehlerenergie und elastischen Anisotropie bis hin zur Makrotextur reichend, einen signifikanten Einfluss auf die plastische Anisotropie ausüben. Obgleich der Textur dabei eine besonders große Bedeutung zukommt, kann der Beitrag durch andere mikrostrukturelle Faktoren wie beispielsweise die mechanische Zwillingsbildung oder die Versetzungsentwicklung sogar übertroffen werden. Bei entgegengesetzter Wirkung heben sich beide Ursachen auf, während bei gleichsinniger Wirkung die texturbedingte Anisotropie verstärkt wird.

Die vorhandenen Quellen beschränken sich im wesentlichen auf die einzelnen Werkstoffaspekte zur plastischen Anisotropie. Dem Zusammenspiel zwischen den Faktoren wird deutlich weniger Aufmerksamkeit gewidmet, obwohl die Kenntnis sämtlicher Einflussgrößen der plastischen Anisotropie sowie deren Wechselwirkung für die Einstellung gezielter Formänderungen sowie Festigkeiten vorteilhaft ist und in der Mikrosystemtechnik unerlässlich wird /MPIE2006/.

Seit einiger Zeit stehen durch die Bereitstellung leistungsfähiger Synchrotronquellen der 3.Generation sowie durch die Weiterentwicklung der Neutronenbeugung neue Untersuchungsmethoden zur Verfügung, mit denen die Brücke zwischen den Extrema der lateralen Auflösung verschiedener Methoden zur Charakterisierung der metallischen Werkstoffe weiter geschlossen wird.

Mit der vorliegenden Arbeit soll unter Ausnutzung derartiger Methoden ein wesentlicher Beitrag zum umfassenden Verständnis der Ursachen sowie der Auswirkung der plastischen Anisotropie geleistet werden. Dazu wurden stranggepresste Messinglegierungen ausgesucht, bei denen der Zinkgehalt zwischen 10 Gew.-% (CuZn10) und 40 Gew.-% (CuZn40Pb2) variiert. Damit wird das Spektrum vom einphasigen α -Messing bis zum zweiphasigen α/β -Messing abgedeckt. Als Modellwerkstoff wurde Messing ausgewählt, weil sich durch die Variation des Zinkgehalts und der Herstellungsparameter beim Strangpressen alle relevanten Parameter wie elastische Anisotropie, Stapelfehlerenergie und Gleitverhalten, Versetzungsdichte und –anordnung, mechanische Zwillingsbildung, Textur und Mehrphasigkeit untersuchen lassen.

Die Arbeit behandelt insbesondere zwei Aspekte: die Betrachtung des Strangpressprozesses sowie der daraus resultierenden Eigenschaften der Strangpressprodukte und den Einfluss des Strangpressgefüges auf die Mikroeigenspannungen sowie die makroskopische plastische Anisotropie, die bei anschließender Kaltverformung auftreten.

Zur Charakterisierung des Strangpressprozesses wurden die Strangpresskräfte aufgezeichnet und das Gefüge bzw. die Mikrostruktur der Strangpressprodukte charakterisiert. An Längs- und Querschliffen der Strangpressprofile („Primärproben“) erfolgten dazu Untersuchungen mittels Licht- und Elektronenmikroskopie, Mikrohärtemessungen sowie Laborröntgen- und Synchrotronröntgenbeugung zwecks Phasen-, Textur-, Eigenspannungs- und Linienprofilanalyse. Die Ergebnisse wurden bezüglich der Strangpressparameter diskutiert. Dem Strangpressprofil wurden außerdem 0°-Zugproben sowie 0°, 45° und 90° zur Strangachse orientierte Druckproben („Sekundärproben“) entnommen, um die mechanischen Kennwerte zu ermitteln und mit dem Gefüge bzw. der Mikrostruktur der Strangpressprodukte zu verknüpfen.

Das Gefüge und die Mikrostruktur der kaltgestauchten Proben wurden ebenfalls mit den im vorherigen Absatz genannten Methoden charakterisiert und bezüglich der mechanischen Zwillingsbildung sowie der Versetzungsbewegung diskutiert. Dazu erfolgte die Analyse der Versetzungsanordnungen in unterschiedlich stark gestauchtem CuZn37 mittels Transmissionselektronenmikroskopie (TEM). Für die richtungsabhängige Linienprofilanalyse von kaltgetauchtem CuZn10, CuZn20, CuZn37 und CuZn40Pb2 sowie die Bestimmung der $\sin^2\psi$ -Verläufe von CuZn10 und CuZn37 nach Kaltstauchung wurde monochromatische Synchrotronstrahlung verwendet. Die Nichtlinearitäten und hkl-Abhängigkeiten der $\sin^2\psi$ -Verläufe, verursacht durch richtungsabhängige Mikroeigenspannungen, wurden charakterisiert und vor dem Hintergrund der experimentell bestimmten Mikrostrukturen und deren Entstehung interpretiert. Für die Beschreibung der experimentellen Nichtlinearitäten und hkl-Abhängigkeiten der $\sin^2\psi$ -Verläufe gelangten das Reuss- bzw. das Sachs-Modell zum Einsatz.

Die plastische Anisotropie äußert sich makroskopisch in den r-Werten, die an den Druckproben ermittelt wurden. Ebenso wie die mikroskopische plastische Anisotropie wurde auch die makroskopische plastische Anisotropie vor dem Hintergrund der Verformungsmechanismen und der damit verknüpften Mikrostruktur- bzw. Gefügeentwicklung beim Kaltstauchen diskutiert.

4 Experimentelle Grundlagen

4.1 Röntgenographische Phasenanalyse

Gemäß der Bragg'schen Gleichung wird an jeder kristallinen Phase monochromatische Strahlung unter bestimmten Glanzwinkeln reflektiert, bei denen die einzelnen Phasenanteile der Röntgenstrahlung positiv interferieren, so dass ein für die Phase charakteristisches Röntgenreflexprofil entsteht. Die integrale Intensität $I_j(hkl)$ ist nach

$$I_j(hkl) = R_j(hkl) \cdot A \cdot V_j \quad (4.1)$$

dem streuenden Volumen V_j der Phase proportional, wobei $R_j(hkl)$ der aus Struktur-, Lorentz-, Polarisations- und Flächenhäufigkeitsfaktor bestehende Intensitätsfaktor und A der Absorptionsfaktor sind. Wenn im Werkstoff nur zwei Phasen vorhanden sind, z.B. α -Messing und β -Messing, kann der α -Messinggehalt nach dem Verfahren ohne äußeren Standard bestimmt werden. Mit der Kenntnis, dass

$$V_\alpha + V_\beta = 100 \text{ Vol.-%} \quad (4.2)$$

sind, lässt sich der β -Messinggehalt in Verbindung mit 4.1 gemäß

$$V_\beta = \frac{100 \text{ Vol \%}}{1 + \frac{I_\alpha(hkl)}{I_\beta(hkl)} \cdot \frac{R_\beta(hkl)}{R_\alpha(hkl)}} \quad (4.3)$$

bestimmen.

4.2 Röntgenographische Texturanalyse

Die Gesamtheit der Orientierungen der Kristalle eines vielkristallinen Werkstoffes wird als Textur bezeichnet [Wassermann1962]. Für die Ermittlung von Texturen im oberflächennahen Bereich von Proben eignet sich Röntgenstrahlung. Die Probe wird um verschiedene Winkel φ und χ gedreht, um die Intensität über die Lagenkugel zu bestimmen. Anschließend erfolgt die Mittelung der Intensität über die Lagenkugel gemäß

$$\bar{I} = \frac{1}{2\pi} \int I(\chi, \varphi) \sin \chi d\chi d\varphi \quad (4.4)$$

Den prozentualen Anteil einer Netzebenenorientierung an der Intensität in einer beliebigen Richtung erhält man durch Division der in dieser Richtung an der entsprechenden Netzebenenschar gemessenen Intensität und der gemittelten

Intensität. Diese relativen Intensitäten werden in eine Polfigur eingetragen, aus der die inverse Polfigur und die Orientierungsverteilungsfunktion (ODF) berechnet werden können /Bunge1969/. Die inverse Polfigur stellt die relative Intensität der verschiedenen Reflexe einer Werkstoffphase bezüglich einer ausgezeichneten Probenrichtung, beispielsweise der Probenlängsachse, dar /Bunge1969/.

Für die Darstellung der Texturen in der ODF werden die als Eulerwinkel bezeichneten Transformationswinkel ϕ , φ_1 und φ_2 verwendet, um die der Flächennormalenvektor der Probenoberfläche rotiert werden muss, wenn er auf den entsprechenden Pol einer Kristallebene abgebildet werden soll (Bild 4.1).

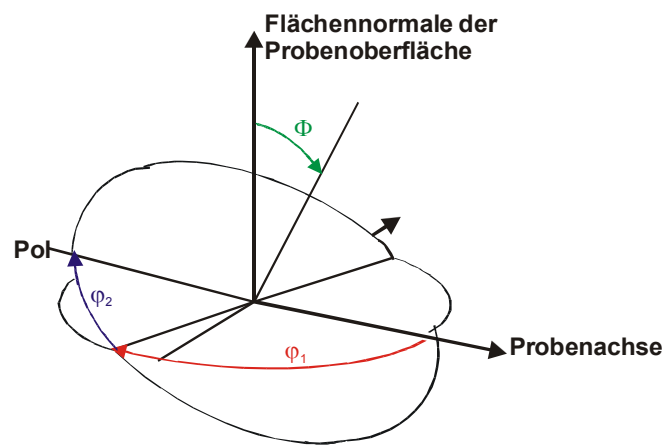


Bild 4.1: Definition der Eulerwinkel

4.3 Oberflächennahe Eigenspannungsanalyse

Eigenspannungen sind diejenigen Spannungen, die im Inneren eines Werkstücks vorhanden sind, auf das keine äußere Last oder Temperaturfelder einwirken. Nach der räumlichen Ausdehnung des Bereichs, über den die Eigenspannungen miteinander im Gleichgewicht stehen, werden Eigenspannungen in solche erster Art bis dritter Art eingeteilt. Eigenspannungen I.Art σ^I sind über einen größeren Werkstoffbereich (mehrere Körner) konstant, während Eigenspannungen II.Art σ^{II} über einen kleineren Bereich (wenige Körner) homogen sind und Eigenspannungen III.Art σ^{III} in einem hinreichend großen Bereich innerhalb eines Korns, z.B. einem Subkorn, jeweils miteinander im Gleichgewicht stehen /Macherauch1973, Masing1925/.

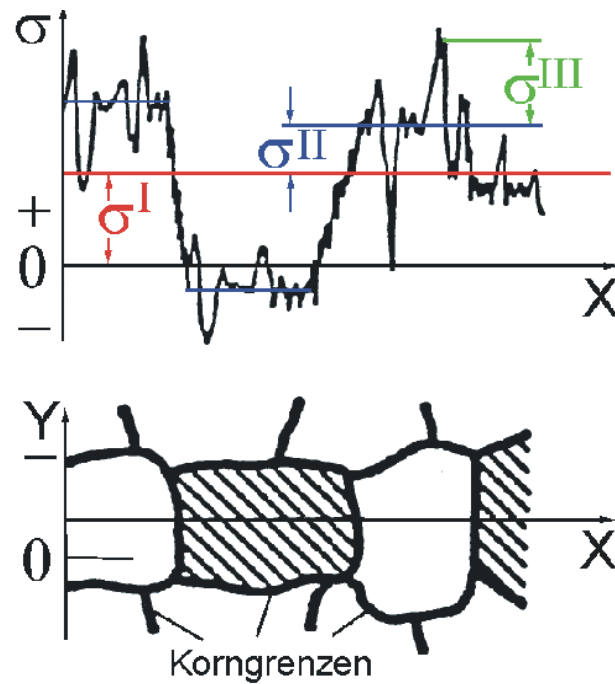


Bild 4.2: Einteilung der Eigenspannungen /Macherauch1973/

Die Beugungsmethoden zur Eigenspannungsanalyse arbeiten phasenselektiv. Deshalb ermöglichen sie bei mehrphasigen Werkstoffen wie den α/β -Messinglegierungen die gezielte Ermittlung des Spannungszustandes in einer einzelnen Werkstoffphase. Durch die Aufschlüsselung der Eigenspannungen in die drei oben aufgeführten Kategorien lassen sich lokale Eigenspannungen somit phasenspezifisch für eine beliebige Phase α wie folgt darstellen:

$$\langle \sigma \rangle_{\alpha} = \sigma^I + \langle \sigma^{II} \rangle_{\alpha} + \langle \sigma^{III} \rangle_{\alpha}. \quad (4.5)$$

Der Zusammenhang zwischen den Eigenspannungen I.Art, den mittleren phasenspezifischen Eigenspannungen $\langle \sigma \rangle_{\alpha}$ und den Eigenspannungen II.Art lautet:

$$\sigma^I = \sum_{\alpha=1}^n V_{\alpha} \cdot \langle \sigma \rangle_{\alpha} \quad (4.6)$$

$$\text{und } \langle \sigma^{II} \rangle_{\alpha} = \langle \sigma \rangle_{\alpha} - \sigma^I. \quad (4.7)$$

Gemäß

$$\lambda = 2 \cdot d^{hkl} \sin \theta^{hkl} \quad (4.8)$$

mit Strahlung der Wellenlänge λ und den doppelten Glanzwinkeln 2θ erfolgt bei der Spannungsanalyse die Bestimmung der Gitterparameter bzw. Netzebenenabstände für eine bestimmte Netzebenenschar (hkl) unter verschiedenen Azimut- und Inklinationswinkeln φ und ψ in Bezug auf ein probenfestes Koordinatensystem, in dem die dritte Probenkoordinate P_3 definitionsgemäß mit der Oberflächennormalen zusammenfällt (Bild 4.3).

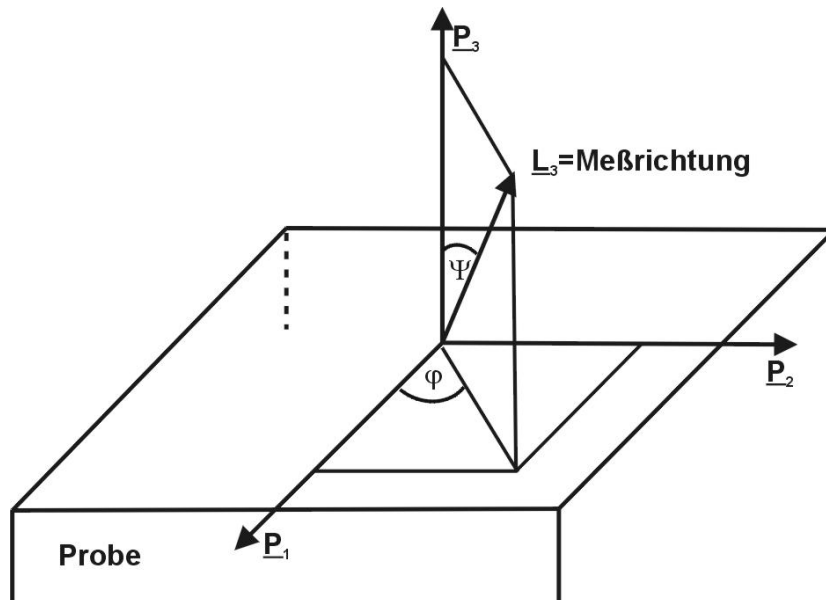


Bild 4.3: Definition der Winkel φ und ψ für die Spannungsanalyse mit Beugung

Wenn der Werkstoff einer äußeren Belastung oder Eigenspannungen unterliegt, ändert sich aufgrund der elastischen Dehnung ε^{hkl} des Kristallgitters der Netzebenenabstand d^{hkl} in Abhängigkeit von seiner Orientierung zur Wirkungslinie der Beanspruchung gegenüber dem Netzebenenabstand d_0^{hkl} im unverspannten Gitter, so dass sich die Interferenzlinie der Netzebenenschar im Beugungsdiagramm verschiebt.

$$\varepsilon_{\varphi\psi}^{hkl} = \frac{d_{\varphi\psi}^{hkl} - d_0^{hkl}}{d_0^{hkl}} \quad (4.9)$$

Die röntgenographisch ermittelten Gitterdehnungen werden mittels des Hookeschen Gesetzes in Spannungen umgerechnet /Hauk1997/.

Für die Spannungsermittlung nach dem $\sin^2\psi$ -Verfahren /Macherauch1961/ wird aufgrund der im Vergleich zu beispielsweise Neutronenstrahlen geringen Eindringtiefe der Strahlung von nur wenigen Mikrometern ein ebener, zweiachsiger und homogener Spannungszustand angenommen, so dass näherungsweise $\sigma_{i3}=0$ ($i=1,2,3$) gesetzt werden kann. Daraus ergibt sich dann

$$\varepsilon_{\varphi\psi}^{hkl} = \frac{1}{2} s_2^{hkl} \cdot \sigma_{\varphi} \cdot \sin^2 \psi + s_1^{hkl} \cdot (\sigma_{11} + \sigma_{22}) \quad (4.10)$$

mit

$$s_1^{hkl} = \frac{-\nu^{hkl}}{E^{hkl}} \quad (4.11)$$

$$\text{und } \frac{1}{2} s_2^{hkl} = \frac{\nu^{hkl} + 1}{E^{hkl}}. \quad (4.12)$$

Dabei sind s_1^{hkl} und $\frac{1}{2} s_2^{hkl}$ die richtungsunabhängigen, netzebenen- und phasenspezifischen diffraktionselastischen Konstanten (DEK), die durch Mittelwertbildung über alle reflexionsfähigen Kristallite unter der Grenzannahme beispielsweise von Voigt /Voigt1928/, Reuss /Reuss1929/ bzw. Kröner /Kröner1958/ berechnet werden müssen.

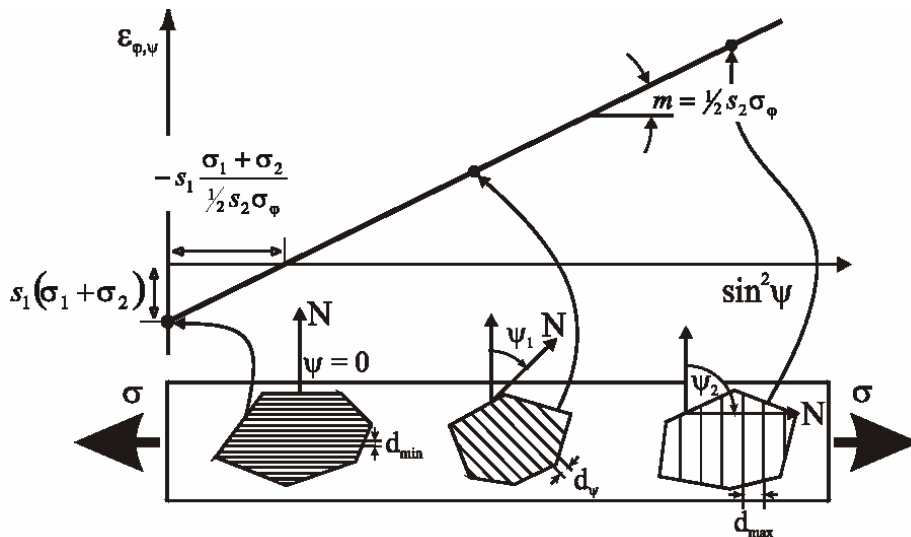


Bild 4.4: Dehnungsverteilung eines ebenen, über den Eindringtiefenbereich homogenen Spannungszustandes nach dem $\sin^2\psi$ -Verfahren /Steeb1985/

Aus der Auftragung der Funktion $\varepsilon_{\varphi\psi} = f(\sin^2 \psi)$ können die Größen σ_{φ} und $(\sigma_{11} + \sigma_{22})$ durch lineare Regression gemäß Gl. 4.10 ermittelt werden. Aus dem Anstieg der Regressionsgraden lässt sich der Spannungszustand parallel zur Probenoberfläche durch

$$\sigma_{\varphi} = \frac{m_{\varphi}}{\frac{1}{2} s_2^{hkl}} \quad (4.13)$$

$$\text{mit } m_{\varphi} = \frac{\Delta \varepsilon_{\varphi}^{\text{hkl}}}{\Delta \sin^2 \psi} \quad (4.14)$$

bestimmen. Bei nicht verschwindender σ_{33} -Komponente bleibt die Spannungskomponente σ_{φ} um den Betrag von σ_{33} unbestimmt.

4.4 Linienprofilanalyse mittels Rietveldverfahren

Bei dem Rietveldverfahren wird das experimentell bestimmte Beugungsdiagramm durch analytische Funktionen modelliert, die den instrumentellen und den Werkstoffeinfluss auf die Röntgenreflexlinienprofile beschreiben. Für die Beschreibung des resultierenden Linienprofils findet eine Pseudo-Voigt-Funktion pV(x) Verwendung:

$$pV(x) = I_p [\eta C(x) + (1 - \eta) G(x)] \quad (4.15)$$

Darin steht $C(x) = (1 + x^2)^{-1}$ für den durch Teilcheneffekte verursachten Cauchyanteil und $G(x) = \exp[-(\ln 2)x^2]$ für den durch Verzerrungen verursachten Gaußanteil. Die Variable x ergibt sich gemäß $x = (2\theta - 2\theta_0)/\omega$, wobei $2\theta_0$ die Amplitude, 2ω die Halbwertsbreite (FWHM), η der Anteil der Cauchy-Funktion und I_p die Amplitude ist. Weiterhin wird angenommen, dass die Halbwertsbreite der Cauchy- und der Gaußfunktion gleich groß sind /LeBail2000/.

Das gesamte Beugungsdiagramm wird durch folgende Faltungsfunktion beschrieben /Enzo1988/:

$$Y_C(2\theta) = [B * (I * A)](2\theta) + bkg \quad (4.16)$$

mit dem Faltungssymbol $*$, dem Polynom 4. Grades bkg als Hintergrundfunktion, der probenbedingten Linienverbreiterung $B(2\theta)$ und der instrumentellen symmetrischen Linienverbreiterung $I(2\theta)$ bzw. asymmetrischen Linienverbreiterung $A(2\theta)$.

Durch Simulation der Pseudo-Voigt-Röntgenreflexlinienprofile anhand der Kristallitgröße, der Mikrodehnung, der Stapelfehler- und der Zwillingswahrscheinlichkeit werden die effektive Teilchengröße D_{eff} sowie die Mikrodehnungen $\langle \varepsilon^2 \rangle$ bestimmt /Klug1974, Lutterotti1990/:

$$\frac{dT_{pV}}{dL} = \frac{1}{D_E} \quad (4.16)$$

$$\text{mit } T_{pV}(L) = \frac{Z}{1+Z} \exp\left[-\frac{\pi^2 \sigma^2 L^2}{\ln 2}\right] + \frac{1}{1+Z} \exp[-2\pi\sigma L], \quad (4.17)$$

$$Z = \frac{\eta}{1-\eta} \left(\frac{\pi}{\ln 2}\right)^{0.5} \quad (4.18)$$

$$\text{und } \sigma = \left(\frac{2}{\lambda}\right) [\sin(\theta_0 + \omega) - \sin \theta_0]. \quad (4.19)$$

d Gitterparameter

L Reihenentwicklungsgrad der Fourierreihe

T_{pV} Kosinus-Fourierkoeffizienten

Für den speziellen Reihenentwicklungsgrad $L=D/2$ ergibt sich durch Einsetzen in Gl. :

$$T_{pV}(L^*) = \left[1 - \pi^2 \langle \varepsilon^2 \rangle \frac{D^2}{2d^2}\right] \exp\left[-\frac{1}{2}\right]. \quad (\text{Gl. 20})$$

4.5 Electron Backscattered Diffraction (EBSD)

„Electron backscattered diffraction“ (EBSD) basiert auf der Analyse der Rückstreu-Kikuchi-Linien, die durch an den Netzebenen rückgestreuten Elektronen erzeugt werden und je nach Werkstoff und Orientierung des Gitters relativ zum eintreffenden Elektronenstrahl charakteristisch sind (Bild 4.5).

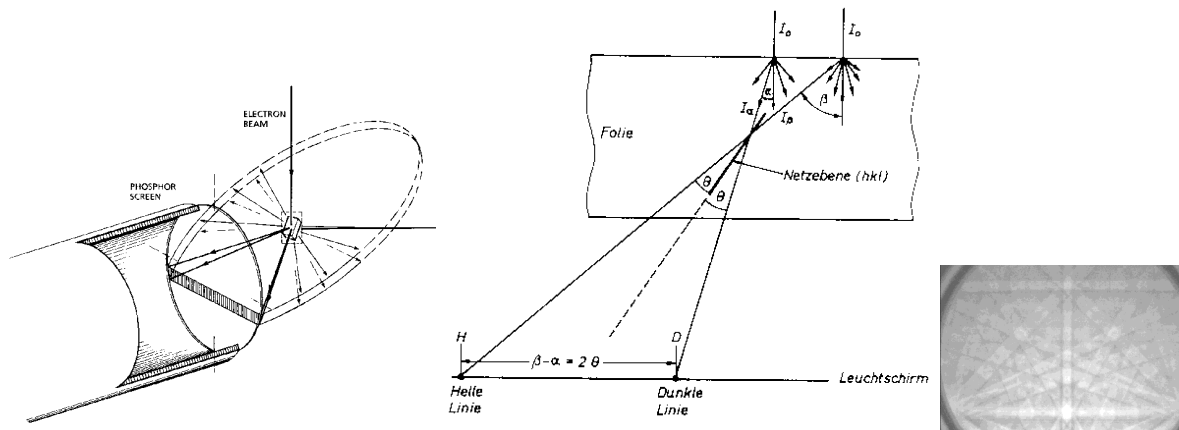


Bild 4.5: Prinzip der Orientierungsbestimmung mit EBSD, a) Entstehung der Kikuchi-Linien, b) Detektion der Kikuchi-Linien und c) exemplarisches Kikuchi-Muster /Katrakova1998/

Für das Abtasten einer Probenoberfläche mit der EBSD-Technik und dem Erstellen sog. „Orientierungsmaps“ ist der Begriff „Orientation imaging microscopy“ (OIM) geläufig. Zu dem Zweck wird die Probe um 60° bis 70° gegenüber der

Probentischhorizontalen gedreht und die Messfläche im allgemeinen durch Strahlschwenkung gerastert. Die daraus resultierende Orientierungsverteilung eignet sich für die Phasen- und Texturanalyse sowie die Bestimmung von Missorientierungen, anhand derer Klein- und Großwinkelkorngrenzen bzw. Zwillingsysteme identifiziert werden können /Humphreys2001/. Außerdem ist die Dehnungsanalyse mit EBSD möglich.

Folgende Aspekte sind bei der Verwendung von EBSD /Ullemeyer2000/ insbesondere zu berücksichtigen:

- Die Eindringtiefe der Elektronenstrahlung ist um ein Vielfaches geringer als die der konventionellen Röntgenstrahlung, so dass für die gleiche Zählstatistik bei EBSD das bis zu 10fache der Messfläche von Röntgen erforderlich ist /Wenk2004, Xie2003/.
- Aufgrund der im Vergleich zu XRD geringen Eindringtiefe erfordern EBSD Messungen besonders ebene Oberflächen /Camus2003/.
- Das Abrastern der Messfläche durch Strahlkipfung führt zu einer Defokussierung des Elektronenstrahls, die nur bei Kenntnis der Oberflächenform und dem Einsatz eines dynamischen Fokus korrigiert werden kann. Defokussierung und Strahlkipfung bewirken einen Fehler in der Bestimmung der absoluten Orientierung des Messpunktes /Humphreys2001/.
- Wenn sich im Bereich der Korngrenzen Körner überlappen, sind die Beugungsbilder nicht eindeutig und die Korngrenzen können ggf. nicht indiziert werden /Humphreys2001/.
- Die gemessene Orientierung resultiert aus der Überlagerung der tatsächlichen Missorientierung und dem instrumentellen Rauschen. Somit beschränkt das instrumentelle Rauschen die Auflösung lokaler Missorientierungen /Humphreys2001/.
- Für die Bestimmung von Korngrößen sollte die zu erwartende mittlere Sehnenlänge mindestens 8 bis 10 Messpunkte enthalten /Humphreys2001/.

5 Durchführung der experimentellen Untersuchungen

5.1 Warmstrangpressen der Messinglegierungen

Für die Strangpressversuche wurde eine Strangpressanlage mit einer maximalen Presskraft von 8MN verwendet, die am Forschungszentrum Strangpressen im Fachgebiet Metallische Werkstoffe der TU Berlin zur Verfügung steht. Diese Anlage ist mit einem ölhydraulischen Direktantrieb sowie einer freiprogrammierbaren Steuerung ausgestattet. Die Bolzeneinsatztemperatur wird über eine induktive Einbolzenerwärmungsanlage geregelt (Bild 5.1).



Bild 5.1: Induktive Einbolzenerwärmungsanlage

Der Aufnehmer für den Bolzen sowie die Matrize und der Pressstempel wurden für die Versuche auf eine Temperatur von 480°C gebracht. Um die Reibkräfte im Bolzen auf ein Minimum zu bringen, wurden der Aufnehmer, die Matrize und der Pressstempel vor Beginn des Pressvorganges mit Graphitpaste geschmiert.

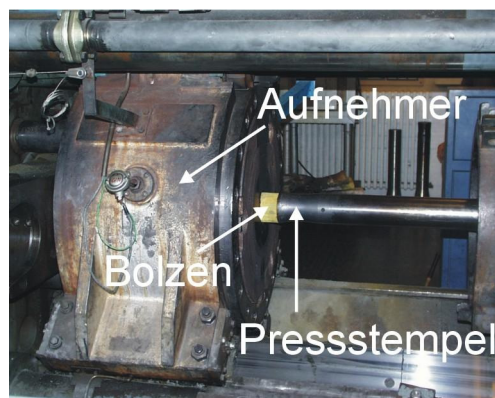


Bild 5.2: Einführen des Bolzens kurz vor Beginn des Pressvorganges

In den Pressrahmen sind Messglieder integriert, so dass der Verlauf der Zylinder- und der Stempelkraft während des Strangpressens kontinuierlich als Strangpressdiagramm aufgezeichnet werden kann.

Im Rahmen dieser Arbeit wurden Bolzen aus CuZn10, CuZn20, CuZn37 und CuZn40Pb2 indirekt stranggepresst, wobei die Parameter Produktgeschwindigkeit v_{Strang} , Bolzeneinsatztemperatur T_{Bolz} und Umformgrad φ variierten. CuZn40Pb2 wurde außerdem direkt stranggepresst. Die Kombination der Parameter ist in Tabelle 5.1 aufgelistet.

Tabelle 5.1: Strangpressversuche mit den dazugehörigen Strangpressparametern

Werkstoff	Verfahren	D_{Matrize} [mm]	$D_{\text{Aufnehmer}}$ [mm]	T_{Bolz} [°C]	v_{Strang} [mm/s]	Um φ
CuZn10	Indirekt	24.6	110	650	500	3
CuZn10	Indirekt	24.6	110	700	500	3
CuZn10	Indirekt	24.6	110	750	500	3
CuZn10	Indirekt	24.6	110	700	400	3
CuZn10	Indirekt	24.6	110	700	300	3
CuZn10	Indirekt	18.6	110	700	700	3.55
CuZn10	Indirekt	15.5	110	700	1000	3.92
CuZn20	Indirekt	24.6	110	650	500	3
CuZn20	Indirekt	24.6	110	700	500	3
CuZn20	Indirekt	24.6	110	750	500	3
CuZn20	Indirekt	24.6	110	700	400	3
CuZn20	Indirekt	24.6	110	700	300	3
CuZn20	Indirekt	18.6	110	700	700	3.55
CuZn20	Indirekt	15.5	110	700	1000	3.92
CuZn37	Indirekt	24.6	110	650	500	3
CuZn37	Indirekt	24.6	110	700	500	3
CuZn37	Indirekt	24.6	110	750	500	3
CuZn37	Indirekt	24.6	110	700	400	3
CuZn37	Indirekt	24.6	110	700	300	3
CuZn37	Indirekt	18.6	110	700	700	3.55
CuZn37	Indirekt	15.5	110	700	1000	3.92
CuZn40Pb2	Indirekt	25.5	110	700	280	2.92
CuZn40Pb2	Indirekt	15	110	700	807	3.98
CuZn40Pb2	Indirekt	25.5	110	700	651	2.92
CuZn40Pb2	Indirekt	35	110	700	148	2.29
CuZn40Pb2	Indirekt	25.5	110	700	130	2.92
CuZn40Pb2	Indirekt	25.5	110	600	280	2.92
CuZn40Pb2	Indirekt	25.5	110	750	280	2.92
CuZn40Pb2	Direkt	25.5	110	750	280	2.92
CuZn40Pb2	Direkt	25.5	110	700	280	2.92
CuZn40Pb2	Direkt	25.5	110	610	280	2.92
CuZn40Pb2	Direkt	25.5	110	610	130	2.92
CuZn40Pb2	Direkt	25.5	110	610	651	2.92

Aus den Strangpressdiagrammen wurde der maximale spezifische Pressdruck p_{max} zu Beginn des Strangpressversuchs, der stationäre spezifische Pressdruck p_{stat} beim Strangpressen und der Umformwiderstand k_w bestimmt.

Die spezifischen Pressdrücke ergeben sich aus der Maximalkraft $F_{\max}$ zu Beginn des Strangpressversuchs und der Kraft F_M im stationären Bereich gemäß

$$p_{\max} = \frac{F_{\max}}{A_0} \quad (5.1)$$

$$\text{und } p_{\text{stat}} = \frac{F_M}{A_0}, \quad (5.2)$$

wobei A_0 die Aufnehmerquerschnittsfläche ist. Der Umformwiderstand ist mit der stationären Matrizenkraft F_M , dem logarithmischen Pressverhältnis V und der Aufnehmerquerschnittsfläche wie folgt verknüpft:

$$k_W = \frac{F_M}{\ln V \cdot A_0}. \quad (5.3)$$

Die Kraftüberhöhung zu Beginn des Strangpressens wurde gemäß Gl. 5.3 ebenfalls auf den Umformgrad und den Aufnehmerdurchmesser bezogen:

$$\Delta k_W = \frac{F_{\max} - F_M}{\ln V \cdot A_0}. \quad (5.4)$$

5.2 Probenentnahme aus den Strangpressprofilen

Die Strangpressprofile wurden in die Bereiche Vorpressabschnitt (VP), Anfang (A), Mitte (M) und Ende (E) unterteilt. Der mit VP gekennzeichnete Abschnitt wird für die Untersuchungen nicht berücksichtigt, da sich in dem Bereich erst die angestrebten Kräfte und Geschwindigkeiten für das Strangpressen einstellen. Die Proben zur mikrostrukturellen sowie Gefügecharakterisierung der Strangpressprofile sowie für Zug- und Druckversuche wurden aus dem Mittelteil des Strangpressprofils entnommen, bei dem stationäre Pressbedingungen vorlagen. Die übrigen Produktabschnitte (Anfang und Ende) stehen für ergänzende Untersuchungen noch zur Verfügung.



Strangaustrittsrichtung →

Bild 5.3: Kennzeichnung der Abschnitte im Strangpressprofil

5.3 Zugversuche

Die mechanischen Kennwerte der Strangpressprofile wurden in Anlehnung an EN 10002-1 bei Raumtemperatur (RT) an einer servo-hydraulischen MTS-Zugprüfmaschine des Typs 810 durchgeführt, die auch für Druck- und Wechsellasten ausgelegt ist. Da glattwandige Proben aus Messing bei den auftretenden Prüflasten im Klemmsitz rutschen, konnten nicht die für diese Maschine üblicherweise vorgesehenen Zylinder-Zugproben verwendet werden. Stattdessen erfolgen die Zugversuche mit Rundzugproben mit Gewindekopf M14x1,5, die parallel zur Strangpressachse entnommen wurden und gemäß DIN 50125 gefertigt waren (Bild 5.4).

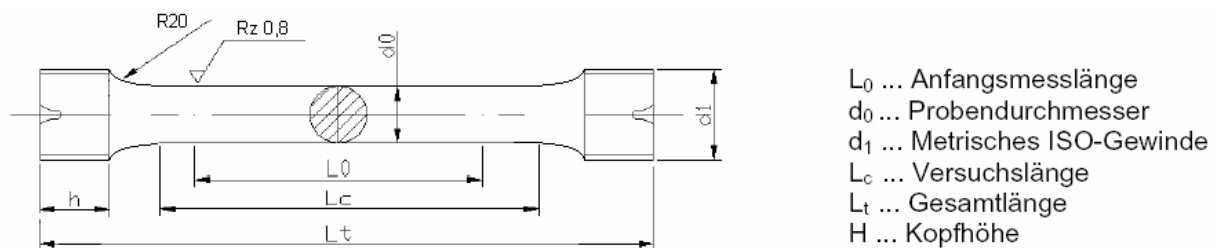


Bild 5.4: Zugproben gemäß DIN 50125

Tabelle 5.2: Abmaße der Zugproben

L_0 [mm]	D_0 [mm]	D_1 [mm]	L_c [mm]	L_t [mm]	H [mm]
40	8	M14x1,5	49	90	10

Die Zugproben wurden mittels eines eigens angefertigten Adapters aus Warmarbeitsstahl in die Zugprüfmaschine eingespannt (Bild 5.5) und mit konstanter Stempelgeschwindigkeit (weggeregelt) verformt. Die Verfahrensgeschwindigkeit der Stempel betrug 0.01 mm, was einer Dehnrage von $2.5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ im aktiven Messbereich der Zugprobe entspricht.

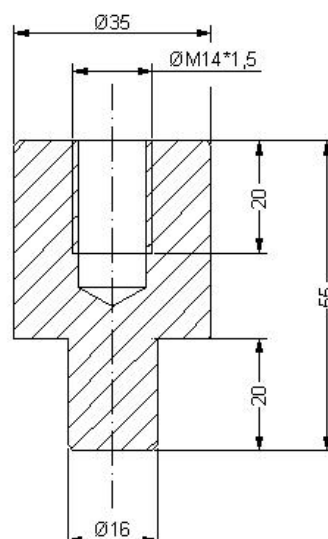


Bild 5.5: Adapter für Zugproben

Anhand der Spannungs-Dehnung-Kurven wurden die 0.2%-Dehngrenze $R_{p0.2}$, die Zugfestigkeit R_m , die Gleichmassdehnung A_{G1} und die Bruchdehnung A_B bestimmt. Aus der 0.2%-Dehngrenze $R_{p0.2}$ sowie der Zugfestigkeit R_m wurde das Streckgrenzenverhältnis berechnet:

$$\text{Streckgrenzenverhältnis} = \frac{R_{p0.2}}{R_m} \cdot 100 \quad (5.5)$$

Die experimentell bestimmten $R_{p0.2}$ -Werten wurden mit $R_{p0.2}$ -Werten verglichen, die rechnerisch aus den Ergebnissen der Gefügecharakterisierung resultierten. Dafür wurden folgende Angaben verwendet:

Fließgrenze im regellosen Kristall:	$\sigma_0=45.11 \text{ MPa}$
Hall-Petch-Parameter für Versetzungsgleiten:	$k_D=31 \text{ MPa}$
Taylor-Faktor für regellose Textur:	$T_{\text{regellos}}=3.06$
Taylor-Faktor für die 111-Textur:	$T_{111}=3.674$
Taylor-Faktor für die 200-Textur:	$T_{200}=2.449$

Bei den zweiphasigen Werkstoffen muss außerdem die 0.2%-Fließgrenze der β -Phase berücksichtigt werden. Sie beträgt: $\sigma_{p0.2,\beta}=320 \text{ MPa}$.

Als erstes wurde die aus der Korngröße ohne Berücksichtigung der Strangpresstextur resultierende Festigkeit $\sigma_{p0.2,HP}$ der α -Phase berechnet. Anhand

der Quotienten $f_{T111} = \frac{T_{111}}{T_{\text{regellos}}}$ und $f_{T200} = \frac{T_{200}}{T_{\text{regellos}}}$ wurden daraus die für die

beiden Hauptkomponenten der Doppelfasertextur vom Strangpressen jeweils resultierenden Extremfälle der Festigkeit abgeleitet. In den Strangpressprofilen sind beide Texturkomponenten vorhanden, wobei deren Beitrag je nach Strangpressparameter variiert. Die Zusammensetzung der Doppelfasertextur der

Strangpressprofile wurde durch den Faktor $f_{p111} = \frac{p(111)}{p(111)+p(200)}$ und

$f_{p200} = \frac{p(200)}{p(111)+p(200)}$ berücksichtigt.

$p(200)$ Texturindex des (200)-Reflexes für $\psi = 0$

$p(111)$ Texturindex des (111)-Reflexes für $\psi = 0$

Daraus resultiert die theoretische Festigkeit der α -Phase gemäß

$$\sigma_{p0.2,\alpha} = \sigma_{p0.2,HP} \cdot (f_{T111} \cdot f_{p111} + f_{T200} \cdot f_{p200}) \quad (5.6)$$

In den zweiphasigen α/β -Messinglegierungen tragen beide Phasen entsprechend der Phasenanteile V_α der α -Phase und V_β der β -Phase in Gew.-% zur Festigkeit bei:

$$\sigma_{p0.2} = V_\alpha \cdot \sigma_{p0.2,\alpha} + V_\beta \cdot \sigma_{p0.2,\beta} \quad (5.7)$$

5.4 Stauchversuche

Für die Druckversuche wurden den Strangpressprofilen in 0° -, 45° - und 90° -Richtung zur Strangpressachse zylinderförmige Proben entnommen, wobei die Höhe $h=20$ mm und der Durchmesser $d=10$ mm betrug. Wenn aufgrund der Geometrie der Strangpressprofile und der Entnahmerichtung der Proben erforderlich, kamen kleinere Proben mit einer Höhe $h=10$ mm und einem Durchmesser $d=8$ mm zum Einsatz.

Die Druckversuche mit quasistatischer Last wurden in Anlehnung an DIN 50106 bei RT an derselben servo-hydraulischen MTS-Zugprüfmaschine des Typs 810 wie die Zugversuche durchgeführt. Mit einem zylindrischen Stempel aus einer warmfesten Nickelbasislegierung wurden die Proben bis zum Erreichen der maximalen Last der Prüfmaschine, die bei 100 kN liegt, gestaucht. Die Verfahrensgeschwindigkeit v der wegeregulierten Druckstempel betrug bei den Druckproben mit einer Höhe $h=20$ mm $v=0.002$ mm/s und bei den Druckproben mit einer Höhe $h=10$ mm $v=0.001$ mm/s, was einer Dehnrates von 10^{-4} s^{-1} entspricht.

Für jede Druckprobe wurde die 0.2 %-Stauchgrenze $\sigma_{d0.2}$ bestimmt. Die gestauchten Proben besitzen eine elliptische Querschnittsfläche mit dem maximalen Durchmesser $d_{\max}$ und dem minimalen Durchmesser $d_{\min}$. d_0 ist der Anfangsdurchmesser der Druckprobe. Damit wurde der r -Wert bestimmt:

$$r = \frac{\rho_{\max}}{\rho_{\min}} = \frac{\ln\left(\frac{d_{\max}}{d_0}\right)}{\ln\left(\frac{d_{\min}}{d_0}\right)} \quad (5.8)$$

Der r -Wert wurde entsprechend der Richtung relativ zur Strangpressachse für die 0° -Probe mit r_{0° , für die 45° -Probe mit r_{45° und für die 90° -Probe mit r_{90° bezeichnet. Diese drei Werte wurden für alle Strangpressprofile ermittelt und daraus die mittlere Anisotropie berechnet:

$$r_m = \frac{r_{0^\circ} + 2 \cdot r_{45^\circ} + r_{90^\circ}}{4} \quad (5.9)$$

5.5 Hochgeschwindigkeitsverformung

Am Prüfsystem Gleeble 3800 der Fa. Gleeble (maximale Stempelgeschwindigkeit gleich 2000 mm/s, Maximallast bei Stauchung gleich 200 kN, maximale Aufheizrate gleich 10000°C/s und maximale Einsatztemperatur gleich 1700°C) wurden wegkontrollierte Druck- und Torsionsversuche mit CuZn37 bei unterschiedlichen Verformungstemperaturen und Verformungsraten durchgeführt.

Die Proben für die Stauchversuche stammen von einem stranggegossenen Bolzen in Stranggussrichtung und einem Vollrundprofil in Strangpressrichtung, das bei 650°C mit einer Produktgeschwindigkeit gleich 500 mm/s und einem Umformgrad gleich 3 indirekt stranggepresst wurde. Dabei handelte es sich um dieselben Zylinder mit 15 mm Länge und 10 mm Durchmesser.

Torsionsversuche wurden nur an Proben nach dem Strangpressen durchgeführt. Dafür mussten eigens für die Gleebleversuche Torsionsproben angefertigt werden, die entsprechend Bild 5.6 eingespannt und mehrachsig verformt wurden.

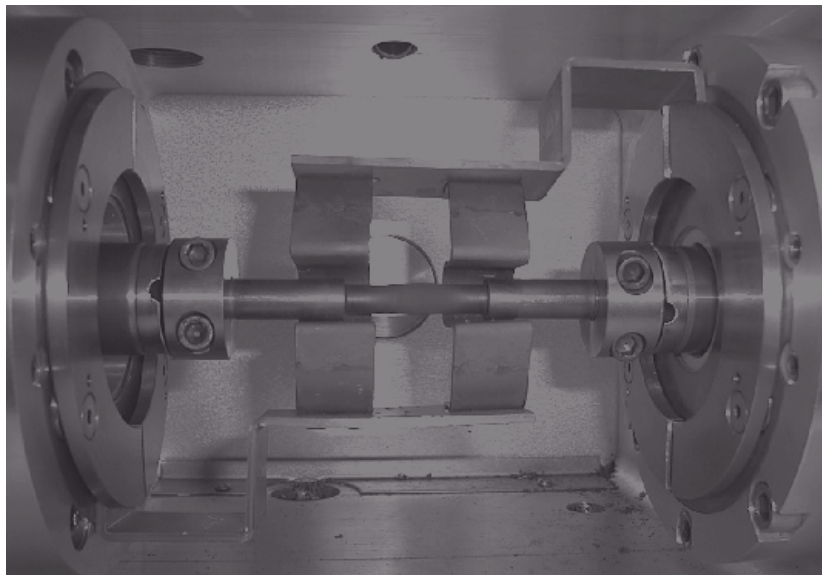


Bild 5.6: Torsionsvorrichtung für die Gleeble 3800

Die Verformungstemperaturen und Verfahrensgeschwindigkeiten der Stauchversuche sind in Tabelle 5.3 aufgeführt. Dabei erfolgte die Aufheizung der Proben auf ihre Solltemperatur konduktiv nach dem Prinzip der Widerstandserwärmung.

Tabelle 5.3: Hochgeschwindigkeits-Druckversuche

Werkstoffzustand	V _{Stempel} [m/s]	Dehnrate [s ⁻¹]	Temperatur [°C]
Stranggegossen	1	66.6	700
Stranggegossen	0.1	6.66	25
Stranggepresst	1	66.6	300
Stranggepresst	0.1	6.66	300
Stranggepresst	1	66.6	25
Stranggepresst	0.1	6.66	25

Tabelle 5.4 zeigt die Parameter der Hochgeschwindigkeits-Torsionsversuche einschließlich der Probenabmessungen, die im Gegensatz zu denen der Druckversuche mit den Versuchsparametern variierten.

Tabelle 5.4: Hochgeschwindigkeits-Torsionsversuche

Proben- durchmesser [mm]	Probenlänge [mm]	Scherdehnrate [rad/s]	Vergleichsdehnrate [rad/s]	Temperatur [°C]
10	8	106	170	300
10	20	10.1	40.4	300
10	20	0.1	0.4	280
8	16	10	40.1	25
8	16	0.1	0.4	25

Im Rahmen der Torsionsversuche wurde das Drehmoment T in Abhängigkeit vom Verdrehwinkel ϕ bestimmt. Um die Daten darzustellen, erfolgte die Umrechnung des Verdrehwinkels in die Scherdehnung γ und des Drehmomentes in die Schubspannung τ :

$$\gamma = \frac{r \cdot \phi}{L} \quad (5.10)$$

$$\text{und } \tau = \frac{2 \cdot T}{\pi \cdot r^3} \quad (5.11)$$

r ist der Radius des aktiven Messbereichs und L die aktive Messlänge der Torsionsprobe. Zur Beschreibung der Abhängigkeit der Fließgrenze von der Verformungsgeschwindigkeit wurde die Gleichung von Cowper und Symonds verwendet:

$$\frac{\sigma_{yd}}{\sigma_y} = 1 + \left(\frac{d\varepsilon}{dt} \right)^{\frac{1}{q}} \quad (5.12)$$

Mit σ_{yd} wird in der Gleichung die Fließgrenze bei dynamischer Belastung mit der Dehnrate $d\varepsilon/dt$ bezeichnet. σ_y ist die Fließgrenze bei quasistatischer Belastung, die

im Rahmen der vorliegenden Untersuchungen bei den Druckversuchen bei Raumtemperatur mit der Fließgrenze bei einer Stauchrate von 0.00025 s^{-1} gleichgesetzt wurde. Für 300°C Prüftemperatur wurde angenommen, dass die Fließgrenze bei 300°C das 0.7fache des Wertes bei RT betrage. D und q sind zwei werkstoffabhängige Parameter, die anhand der experimentellen Daten bestimmt wurden. Dazu erfolgte die Auftragung von $\ln(\sigma_{y_d} / \sigma_y - 1)$ vers. $\ln(d\varepsilon/dt)$ (lineare Form der Gleichung von Cowper und Symonds) und die Bestimmung der Gerade durch die Meßpunkte. Die Steigung dieser Geraden m ist gleich $1/q$, der Achsenabschnitt n entspricht $-1/q \cdot \ln D$.

5.6 Härtemessungen

Mit einem Härteprüfgerät der Firma Struers, Modell Duramin wurden an den Querschliffen der Strangpressprofile über den gesamten Querschnitt mit HV2 die Härteverläufe ermittelt. Die Verläufe beginnen jeweils im Abstand von 1.8 mm vom Probenrand. Der Abstand zwischen zwei Messpunkten beträgt ebenfalls 1.8 mm. Je drei Messpunkte wurden im gleichen Abstand vom Rand gesetzt, aus denen sich dann der Mittelwert und der Fehler für die Probenposition ergab.

5.7 Lichtmikroskopie

Für die Charakterisierung der Strangpressprofile und der Druckproben nach der Kaltstauchung wurden jeweils Längs- und Querschliffe entnommen, nach dem Einbetten mit SiC-Papier bis zu einer Körnung von 2400 geschliffen und anschließend mit Diamantpaste bis $1\text{ }\mu\text{m}$ Körnung poliert. Je nach Anforderung erfolgte noch eine elektrolytische Politur.

Zum Ätzen aller Schliffe der Strangpressprofile sowie der Querschliffe der druckverformten Proben wurde eine Lösung (Methode 1) folgender Zusammensetzung verwendet:

25 ml dest. H_2O ,
25 ml NH_4OH ,
5 ml H_2O_2 (30%ig).

Für die Längsschliffe der druckverformten Proben gelangte die Lösung (Methode 2) folgender Zusammensetzung zur Anwendung:

100 ml $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$,
20 ml HCl ,
5 g FeCl_3 .

Die derart präparierten Schiffe wurden im Lichtmikroskop der Firma Zeiss, Modell Axioskop betrachtet und zwecks Charakterisierung der Korngröße sowie der Kornform der α -Phase mit einer an das Mikroskop angeschlossenen Kamera dokumentiert. Für die Sichtbarmachung der Korngrenzen in der β -Phase wurden unterschiedliche Elektrolyten ausprobiert, die sich jedoch alle als ungeeignet erwiesen.

Die Korngrößenbestimmung erfolgte mit dem Linienschnittverfahren bzw. mit einer vergleichenden halbquantitativen Methode. In Anlehnung an die Korngrößenbestimmung nach ASTM E 112-77 wurden für letzteres Verfahren Linienraster angefertigt, die ein quadratisches Muster ergaben. Die Größe der Raster wurde so abgestuft, dass mit deren Hilfe eine Einteilung der Korngrößen entsprechend der Korngrößenkennzahlen stattfinden konnte. Außerdem wurde an den Längsschliffen der Druckproben die Streckung der Körner bestimmt.

5.8 Electron Backscattered Diffraction (EBSD)

An stranggepressten und an zusätzlich kaltgestauchten Proben vorwiegend aus CuZn37 wurden EBSD-Untersuchungen durchgeführt. Dafür stand an der Zentraleinrichtung Elektronenmikroskopie (Zelmi) der TU Berlin ein Rasterelektronenmikroskop S-2700 von der Firma Hitachi in Verbindung mit einem Nordlyst II-Dtektor zur Verfügung.

Die Auswertung der Kikuchi-Beugungsbilder erfolgte mit der Software Channel 5 von der Firma hkl Technologies. Mit dem Programm wurden Phasengehalte der α -Phase und β -Phase, Polfiguren der β -Phase, Orientierungsverteilungen und Nachbarschaftsbeziehungen zwischen einzelnen Körner ermittelt.

5.9 Transmissionselektronenmikroskopie (TEM)

An Proben, die im Anschluss an das Strangpressen unterschiedlich stark kaltgestaucht wurden, erfolgten TEM-Untersuchungen. Die TEM-Untersuchungen wurden mit einem Philipps CM20 durchgeführt, das am MPIE Düsseldorf zur Verfügung stand. Als Besonderheit befinden sich an dem Gerät eine Kamera zwecks Aufnahme der Kikuchi-Beugungsbilder und eine Software namens Toca, mit der anhand der Auswertung der Kikuchiaufnahmen automatisch die Orientierung des betrachteten Probenbereichs bestimmt werden kann /Zaefferer2000/.

5.10 Röntgenographische Texturanalysen

Mittels Röntgenbeugung wurde die Textur in der α -Phase und der β -Phase nach dem Strangpressen sowie bei ausgewählten Proben nach anschließender Kaltstauchung untersucht. Die Texturanalysen wurden an einem ψ -Diffraktometer mit ortsempfindlichem Detektor unter Verwendung von $\text{CoK}\alpha$ -Strahlung durchgeführt. Zur Strahlbegrenzung wurde ein Rundkollimator (Durchmesser 1,5 mm für die α -Phase, 1 mm für die β -Phase) verwendet. Für die Texturanalysen wurden die folgende Gitterreflexe verwendet:

$\alpha(200)$, $\alpha(220)$ und $\alpha(311)$ für die Textur der α -Phase;
 $\beta(110)$ für die Textur der β -Phase.

Für jeden Reflex wurden mit 5°- bzw. 10°-Schrittweite die Intensitäten unter den Winkeln $\psi = 0^\circ\text{--}75^\circ$ (Winkel zum Normalenvektor der Oberfläche) und $\varphi = 0^\circ\text{--}350^\circ$ (Rotationswinkel um den Normalenvektor der Oberfläche) gemessen. Die Messzeit pro Messpunkt betrug 10 s für die α -Reflexe und 15 s für die β -Reflexe.

Mit Hilfe des Programms „ODF-Analysis“ [Bunge1993/] wurden die Orientierungsverteilungsfunktionen bestimmt und die Polfiguren sowie inverse Polfiguren berechnet. Außerdem wurden sog. φ - Schnitte erstellt. Dazu wurden aus dem Programm Textur-ODF oder von experimentellen Daten die relativen Intensitäten des betreffenden Reflexes für einen konstanten Winkel φ in Abhängigkeit vom Inklinationswinkel ψ dargestellt. Dadurch werden Nebenpole hervorgehoben, die beispielsweise durch Zwillingsbildung oder Scherbänder entstehen können.

5.11 Röntgenographische Phasenanalyse

Für die röntgenographische Phasenanalyse an stranggepressten Proben aus CuZn37 und CuZn40Pb2 wurde ein Ψ -Diffraktometer der Fa. Huber verwendet, das mit einem ortsempfindlichem Detektor (OED) und einer $\text{CoK}\alpha$ -Röntgenröhre ausgestattet ist. Ein Rundkollimator mit 1.5 mm Durchmesser begrenzte den Primärstrahl.

Mit dem OED wurde die einfallende Intensität für ψ gleich 0 im Bereich 2θ von 40° bis 130° mit einer Schrittweite von 0.1° und 20 s Messzeit pro Schritt erfasst. Die Auswertung der Linienprofile erfolgte mit dem Programm Peakfit, das verschiedene Fitfunktionen für das Anpassen experimentell ermittelter Linienprofile zur Verfügung stellt. Für die Phasenanalyse wurden die gemessenen Linienprofile der α - und der β -Phase durch eine Voigt-Funktion beschrieben und die Integralintensität der Beugungsreflexe bestimmt. Unter Berücksichtigung der Texturindizes in der Messrichtung lieferte Gl. 4.3 die Phasenanteile.

5.12 Eigenspannungs- und Linienprofilanalysen mittels monochromatischer Röntgen-Synchrotronstrahlung

Die Eigenspannungsanalysen an stranggepressten sowie im Anschluss an das Strangpressen kaltgestauchten Proben wurden am Hasylab, G3, /Wroblewski1999/ durchgeführt, wo monochromatische Strahlung mit hoher Parallelität zur Verfügung stand. Mit dem 4-Kreis-Diffraktometer kann der Inklinationswinkel ψ zwischen 0° and 90° variiert werden. Ein Monochromator lieferte Strahlung mit einer Wellenlänge entsprechend $\text{CuK}\alpha$ -Strahlung bzw. im Falle von CuZn40Pb2 $\text{CoK}\alpha$ -Strahlung. Mit einem Schlitzkollimator wurde der Primärstrahl auf eine Größe von $2\text{ mm} \times 2\text{ mm}$ begrenzt. Im Sekundärstrahl befand sich ein Soller, der eine Akzeptanz gleich 0.15° lieferte. Mit einem Szintillationszähler wurden die Linienprofile des $\alpha(001)$, $\alpha(011)$ -, $\alpha(111)$ -, $\alpha(222)$ - und $\alpha(113)$ -Reflexes sowie im Falle von CuZn37 und CuZn40Pb2 des $\beta(011)$ - und $\beta(112)$ -Reflexes der verschiedenen Messinglegierungen nach dem Strangpressen und nach anschließender Kaltstauchung in Schritten von $2\theta = 0.006^\circ$ unter verschiedenen Inklinationswinkeln $\psi = 0^\circ - 60^\circ$ (10° Schrittweite) abgetastet. Die Bestimmung der Eigenspannungen erfolgte nach dem $\sin^2\psi$ -Verfahren.

Anhand der Linienprofile für unterschiedliche Inklinationswinkel ψ wurde auch die Linienprofilanalyse mittels des Rietveldverfahrens durchgeführt. Für das Rietveldverfahren stand das Programm Maud /Lutterotti1999/ zur Verfügung, das hkl-abhängige Mikrodehnungen, Domänengrößen, Stapelfehler- und Zwillingswahrscheinlichkeiten lieferte. Im Falle der Strangpressprofile wurden die Ergebnisse für unterschiedliche hkl gemittelt, da sie sich nicht signifikant unterschieden. Für die Richtungsabhängigkeit der Defektgrößen in den kaltgestauchten Proben wurden die Linienprofile unterschiedlicher hkl separat betrachtet.

6 Versuchsergebnisse

6.1 Gefüge der Stranggussbolzen

α - und Near- α -Legierungen

Bild 6.1a und Bild 6.1b zeigen das Stranggussgefüge der Bolzen aus CuZn10 bzw. CuZn37, die zum Strangpressen eingesetzt wurden. Beide Proben zeichnen sich durch ein sehr grobes Korn aus, das eine Größe von bis zu ca. 20 mm besitzt.

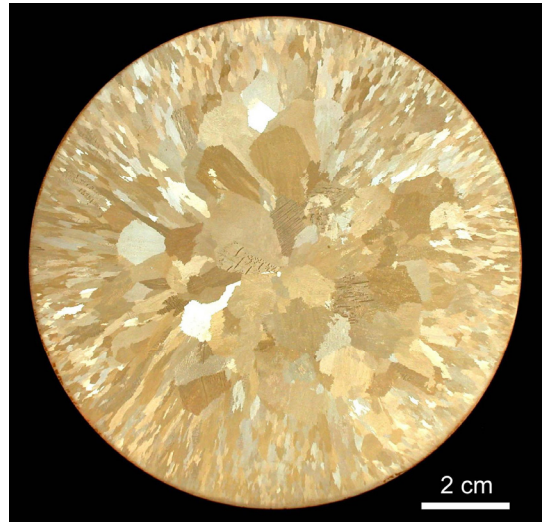
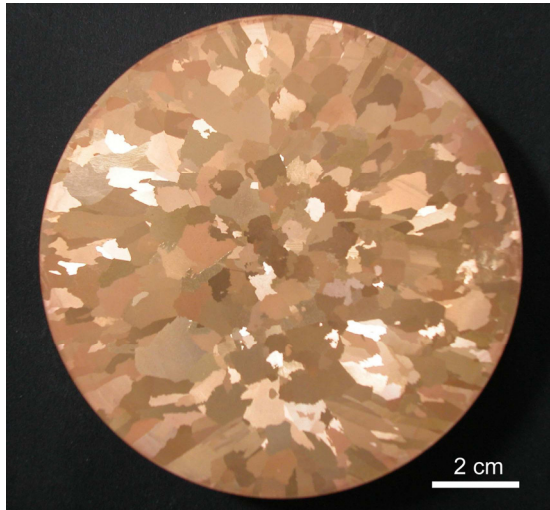


Bild 6.1: Lichtmikroskopische Makroaufnahmen vom Querschliff der Stranggussbolzen, a) CuZn10 und b) CuZn37

Beim stranggegossenen CuZn10 unterscheidet sich die Korngröße am Rand und in der Mitte des Querschliffs nicht wesentlich voneinander. Im Vergleich zur Mitte sind die Körner am Rand stärker gestreckt, wobei die Streckung ca. 2:1 bis 3:1 beträgt. Am Rand des Querschliffs aus stranggegossenem CuZn37 hat sich ein dendritisches Gefüge ausgebildet, das zur Mitte hin in ein globulitisches Gefüge übergeht.

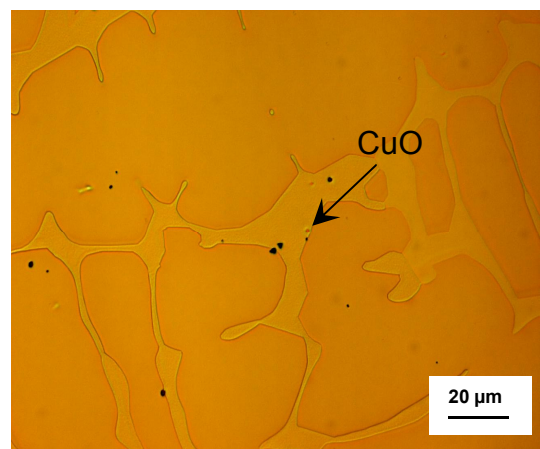
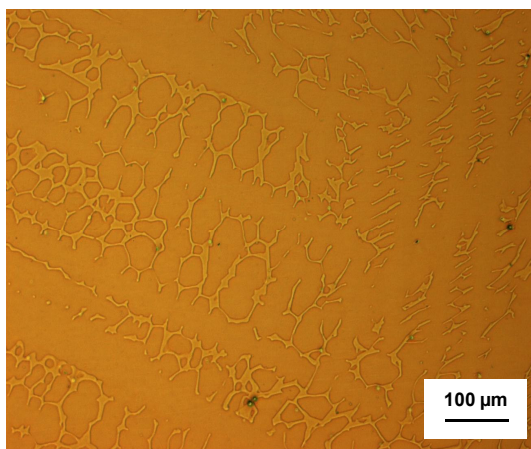


Bild 6.2: Gefüge von CuZn20 nach dem Stranggießen, links: 100-fache Vergrößerung, rechts: 500-fache Vergrößerung

In Bild 6.2 ist das Stranggussgefüge von CuZn20 in zwei verschiedenen Vergrößerungen dargestellt. Das Gefüge besteht aus großen dendritisch gewachsenen Körnern. In der 500-fachen Vergrößerung ist neben den Dendriten noch elementar ausgeschiedenes Kupferoxid, im Gefügebild als kleine rote Punkte sichtbar, zu erkennen. Die schwarzen Punkte im Gefügebild sind Begleitelemente aus der Herstellung der Stranggussbolzen, wobei der Gefügeanteil ca. 0.3 Vol.-% beträgt. Vermutlich handelt es sich dabei um Blei. Sowohl im stranggegossenen CuZn20 als auch CuZn37 treten Makroseigerungen auf, die anhand der unterschiedlichen Färbung der Dendriten sowie des interdendritischen Bereichs zu erkennen sind.

Die Härte der Stranggussbolzen aus CuZn20 beträgt zwischen HV2 gleich 50 MPa und 54 MPa. An CuZn10 und CuZn37 wurden mit dem REM EDX-Analysen durchgeführt, die für CuZn10 einen Cu-Gehalt von 88.8 ± 1.5 Atom-% und für CuZn37 einen Cu-Gehalt von 65.2 ± 1.3 Atom-% ergaben.

α/β -Messing CuZn40Pb2

Gefüge und Mikrostruktur

Die lichtmikroskopischen Abbildungen 6.3 und 6.4 zeigen das Gefüge im Lieferzustand, bestehend aus β -Phase und sekundär ausgeschiedener α -Phase. Neben diesen beiden Phasen liegt das elementar ausgeschiedene Blei, im Gefügebild als schwarze Punkte sichtbar, feinverteilt vor. Das Blei befindet sich bevorzugt an den Korngrenzen.

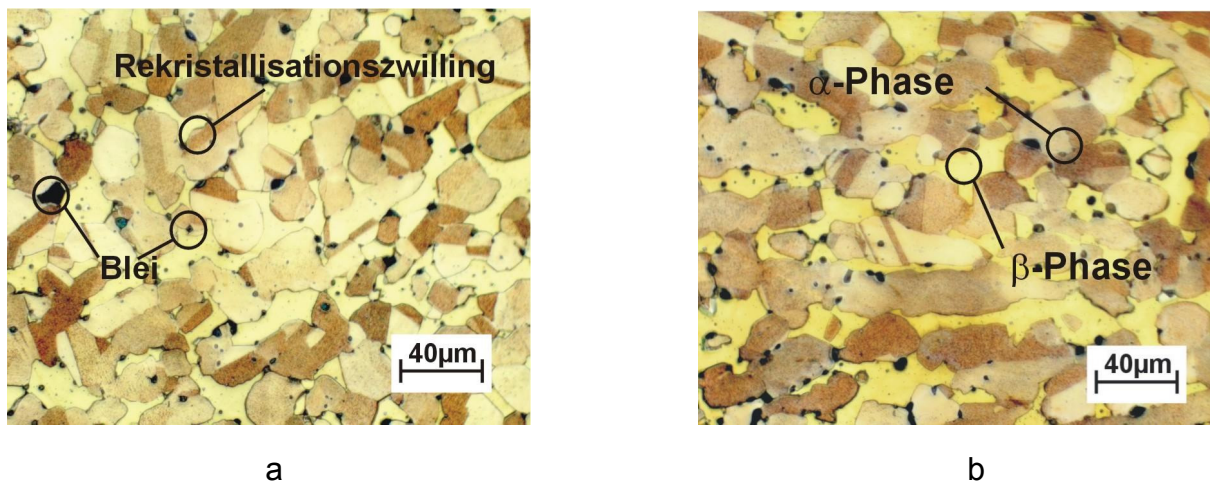
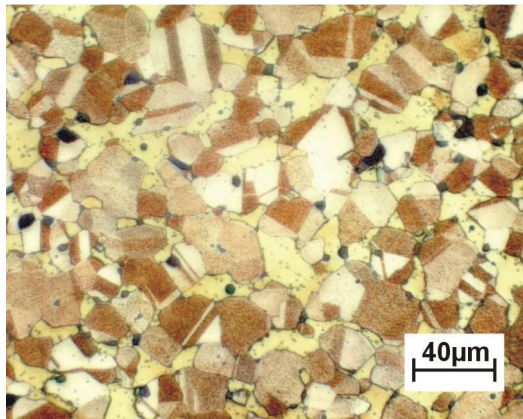
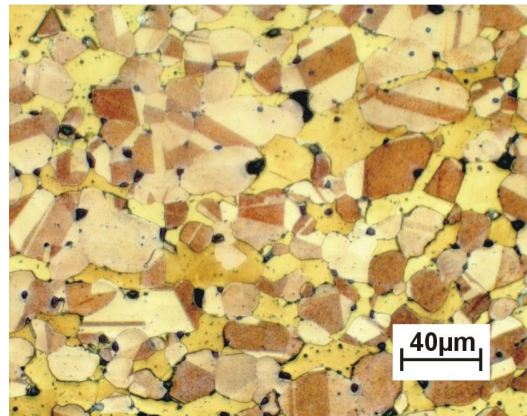


Bild 6.3: Gefüge der Kernzone im Quer- (a) und im Längsschliff (b)



a



b

Bild 6.4: Gefüge der Randzone im Quer- (a) und im Längsschliff (b)

Die α -Phase weist Zwillinge in ihren Körnern auf, die durch die Farbätzung sichtbar werden. In der Randzone liegen sowohl im Längs- als auch im Querschliff mehr Zwillinge als in der Kernzone vor. Die α -Phase besitzt in der Kernzone im Längsschliff eine längliche Kornform. In der Randzone liegt die α -Phase in globulitischer Form vor. Das Gefüge in der Randzone zeichnet sich gegenüber der Kernzone durch eine geringere Größe der Körner der α -Phase aus. Die Größe der Körner der α -Phase beträgt dort im Mittel $25\mu\text{m}$ gegenüber $30\mu\text{m}$ in der Kernzone. Der Anteil der β -Phase unterscheidet sich zwischen Rand- und Kernzone nicht wesentlich, er beträgt zwischen 30 und 35%.

Bild 6.5 ist eine TEM-Aufnahme des Ausgangszustandes im Längsschliff. Es stellt die Randbereiche zweier Körner der α -Phase dar. Eine auf der Korngrenze liegende Ausscheidung wurde beim Tenupolieren herausgelöst, so dass nur noch die Kontur der Ausscheidung auf der Korngrenze sichtbar ist. Der Durchmesser der Ausscheidung beträgt ca. $1\mu\text{m}$. Weiterhin sind einzelne Versetzungssegmente zu erkennen, die an der Korngrenze enden. Im Korn der α -Phase liegt eine länglich geformte Bleiausscheidung vor.

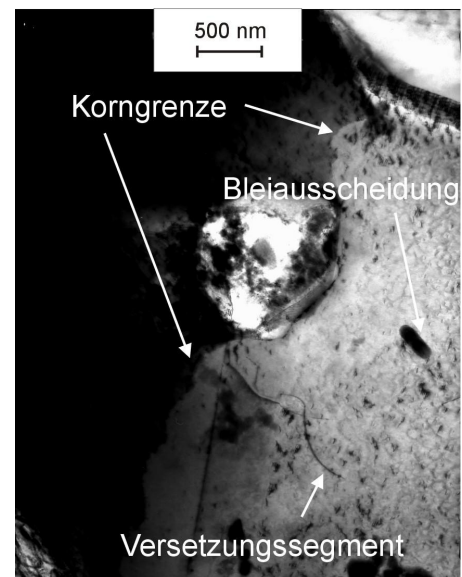


Bild 6.5: TEM-Aufnahme aus der α -Phase, stranggegossen, Hellfeld

Textur

In der α -Phase treten mehrere, relative schwache Texturpole auf. Darunter befindet sich ein $\langle 110 \rangle$ -Texturpol parallel zur Bolzenachse, dessen Stärke 1.6 beträgt.

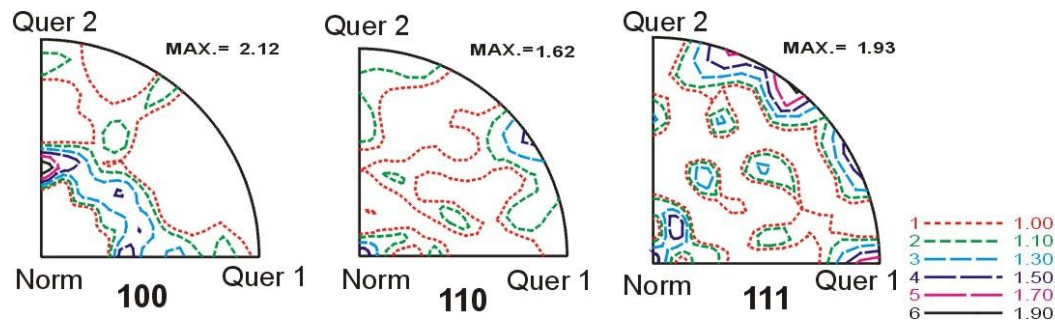


Bild 6.6: Polfiguren der α -Phase (Normalenrichtung in Bolzenlängsrichtung), CuZn40Pb2, stranggegossen

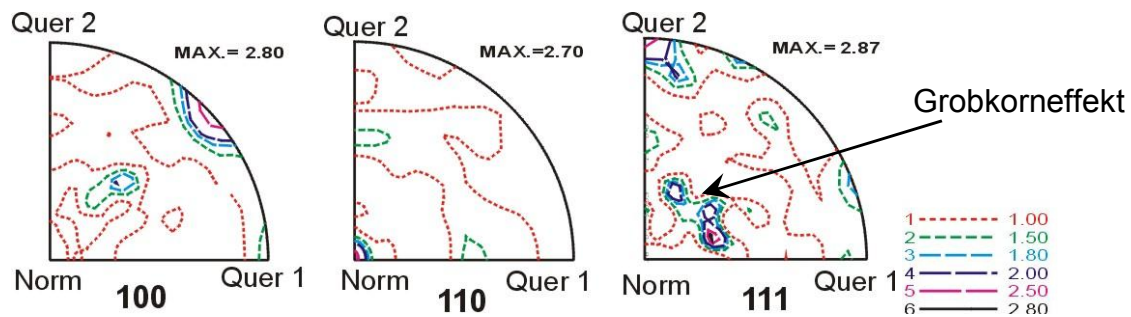


Bild 6.7: Polfiguren der β -Phase im Lieferzustand, CuZn40Pb2, stranggegossen

Die Kristallite der β -Phase weisen tendenziell eine $\langle 100 \rangle$ -Textur quer zur Bolzenrichtung und eine $\langle 110 \rangle$ -Textur in Bolzenrichtung auf, wobei Texturindizes von 2.8 für die $\langle 100 \rangle$ -Textur und von 2.7 für die $\langle 110 \rangle$ -Textur bestimmt wurden.

Überlagert wird die wahre Textur der stranggegossenen Bolzen in den Polfiguren durch den Einfluss des Grobkorns, der sich in zusätzlichen Polen auf der gesamten Lagenkugel äußert.

Mechanische Eigenschaften

Die Härte von CuZn40Pb2 liegt im Kern und im Rand des Bolzens sowohl längs als auch quer zur Bolzenachse bei HV2 = 95 MPa. Im Übergang zum Rand steigt die Härte im Querschliff auf über 100 MPa an. Die mittlere Härte im Längsschliff unterscheidet sich zwischen Rand und Kern nicht wesentlich von der im Querschliff gemessenen Härte. Im Zugversuch wurde an CuZn40Pb2 eine 0.2%-Dehngrenze $R_{p0.2}$ = 160 MPa sowie eine Zugfestigkeit R_m von ca. 375 MPa bestimmt.

6.2 Strangpressen der Messinglegierungen

6.2.1 Strangpressparameter

Indirektes Strangpressen

In Bild 6.8 sind exemplarisch die Strangpresskräfte während des Strangpressens von CuZn10 dargestellt, das bei 700°C Bolzeneinsatztemperatur mit einer Produktgeschwindigkeit von 0.5 m/s sowie einem Umformgrad von 3.0 indirekt stranggepresst wurde. In dem Verlauf tritt ein Kraftmaximum zu Beginn des Strangpressens auf, das im folgenden stets als Kraftüberhöhung bezeichnet wird. Danach sind die Strangpresskräfte nahezu konstant, bis sie gegen Ende des Durchtritts durch die Matrice kontinuierlich ansteigen. Der Bereich konstanter Kraft wird als stationärer Bereich bezeichnet. Die Matrizenkraft beträgt im stationären Bereich der Pressung von CuZn10 5.8 MN.

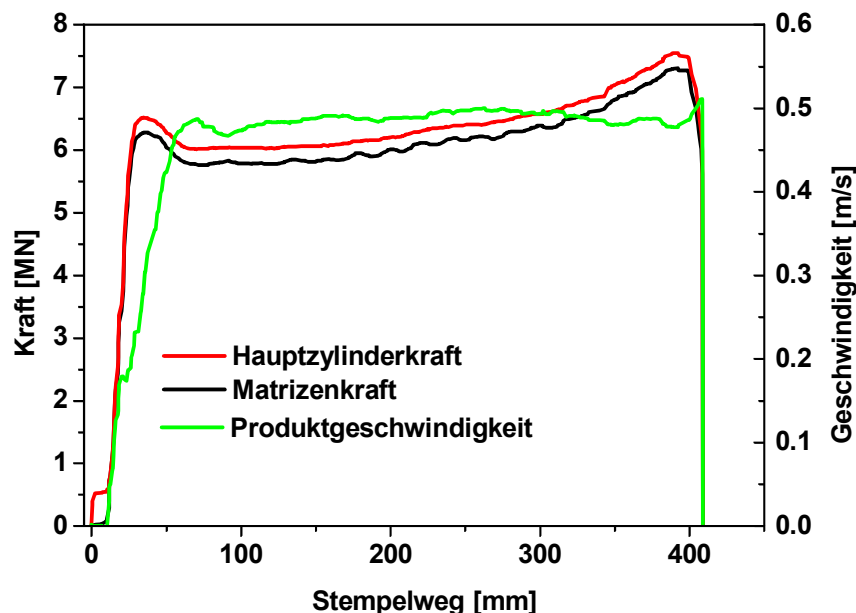


Bild 6.8: Strangpressdiagramm für CuZn10, $T_{\text{Bolz}} = 700^{\circ}\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$, $\varphi = 3.0$, indirekt stranggepresst

Bei CuZn37 folgt im weiteren Verlauf des Strangpressens im Anschluss an die Kraftüberhöhung ein zweites, weniger scharfes lokales Maximum. Bild 6.9 zeigt exemplarisch das Strangpressdiagramm für einen Strang aus CuZn37, der bei 700°C Bolzeneinsatztemperatur mit einer Produktgeschwindigkeit von 0.5 m/s sowie einem Umformgrad von 3.0 indirekt stranggepresst wurde. CuZn37 besitzt einen geringen Anteil an β -Phase und wird deshalb als Near- α -Legierung bezeichnet. Die spezifische Matrizenkraft im stationären Bereich ist mit 3.2 MN beim Strangpressen von CuZn37 wesentlich geringer als beim Strangpressen von CuZn10 und CuZn20.

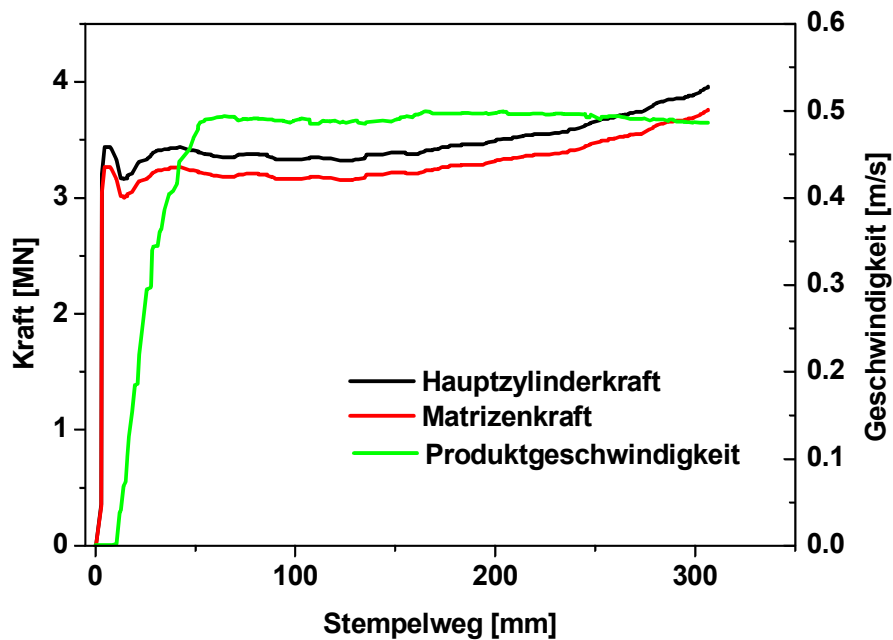


Bild 6.9: Strangpressdiagramm für CuZn37, $T_{\text{Bolz}} = 700^{\circ}\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$, $\rho = 3.0$, indirekt stranggepresst

Signifikante Reibungskräfte zwischen Bolzen und Aufnahme treten beim indirekten Strangpressen der Messinglegierungen nicht auf.

Kraftüberhöhung

Bei den einphasigen Messinglegierungen gibt es zu Beginn des Strangpressvorganges stets eine Kraftüberhöhung. Die Kraftüberhöhung ist je nach Strangpressparametern unterschiedlich stark und liegt über unterschiedlich lange Stempelwege vor. Bild 6.10 zeigt exemplarisch ein Strangpressdiagramm mit einer Kraftüberhöhung, die sich über einen großen Abschnitt des Stempelweges erstreckt.

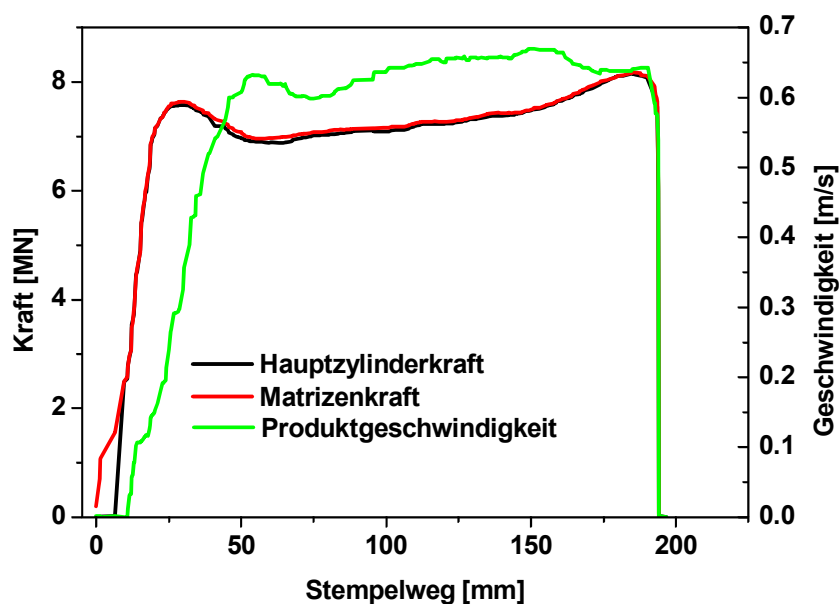


Bild 6.10: CuZn10, $T_{\text{Bolz}} = 700^{\circ}\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.7 \text{ m/s}$, $\varphi = 3.55$

Eine sehr geringe Kraftüberhöhung ist in Bild 6.11 zu erkennen. Der Strang aus CuZn10 wurde bei 700°C Bolzeneinsatztemperatur mit einer Produktgeschwindigkeit von 1 m/s sowie einem Umformgrad von 3.9 hergestellt.

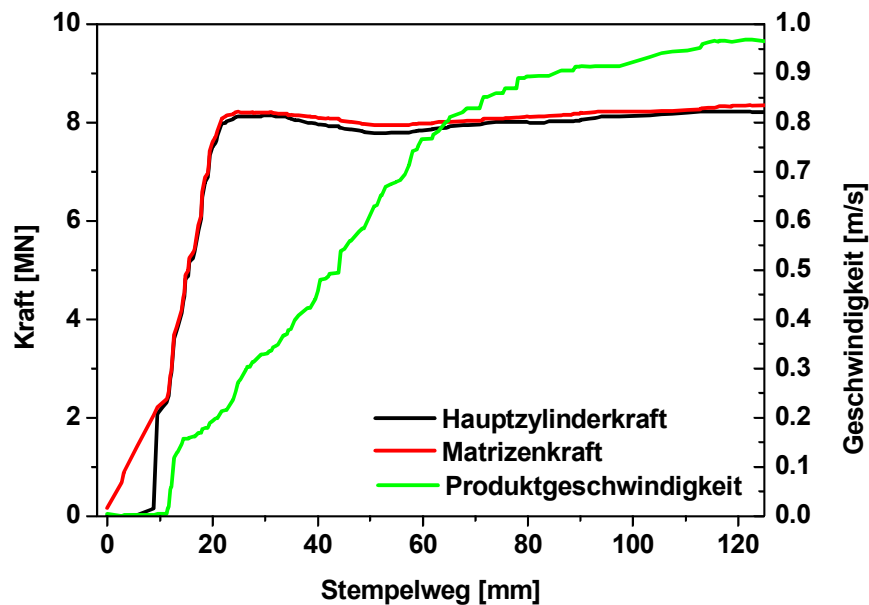


Bild 6.11: CuZn10, $T_{\text{Bolz}} = 700^{\circ}\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 1 \text{ m/s}$, $\varphi = 3.9$

Die Near- α -Legierung CuZn37, die bei 700°C Bolzeneinsatztemperatur mit einer Produktgeschwindigkeit von 0.4 m/s sowie einem Umformgrad von 3 stranggepresst wurde, zeigte keine starke Kraftüberhöhung (Bild 6.12).

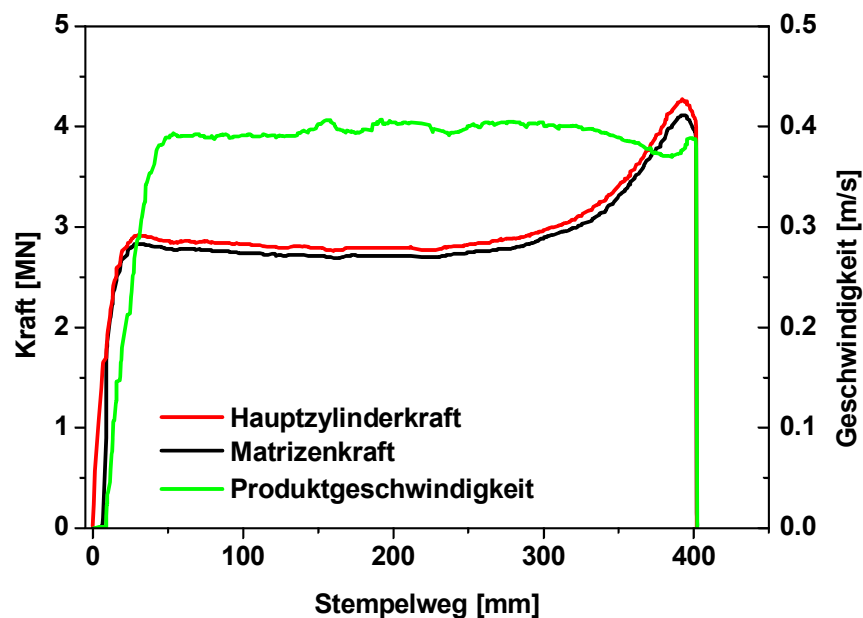


Bild 6.12: CuZn37, $T_{\text{Bolz}} = 700^{\circ}\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.4 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$

Bei den anderen Pressvorgängen von CuZn37 tritt die doppelte Kraftüberhöhung auf, die in Bild 6.8 exemplarisch dargestellt ist.

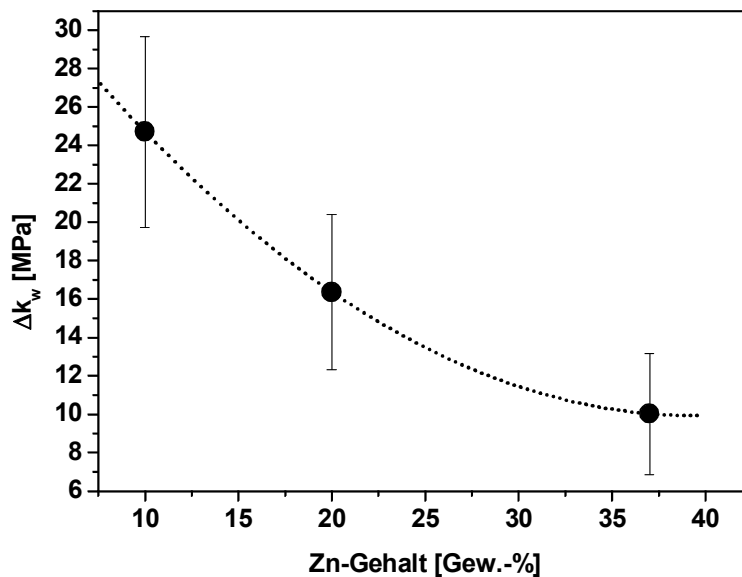


Bild 6.13: Einfluss des Zinkgehaltes von Messing auf die maximale Kraftüberhöhung beim Strangpressen

Die Kraftüberhöhung wurde gemäß Gl. 5.4 auf den Umformgrad bezogen und als relative Kraftüberhöhung Δk_w bezeichnet. Mit zunehmendem Zinkgehalt wird die relative Kraftüberhöhung Δk_w beim Warmstrangpressen kleiner. Der Wert für Δk_w bei CuZn10 beträgt ca. 25 MPa, für CuZn37 ist $\Delta k_w = 10$ MPa. Von CuZn20 zu CuZn37 nimmt die relative Kraftüberhöhung Δk_w weniger stark ab als von CuZn10 zu CuZn20.

Einfluss des Zinkgehaltes auf den spezifischen Pressdruck

Bild 6.14 zeigt die bei den Warmstrangpressversuchen jeweils auftretenden maximalen und minimalen spezifischen Pressdrücke im stationären Bereich des Strangpressens für die unterschiedlichen Legierungen. Durch die beiden Kräfte wird das Intervall begrenzt, in dem im Rahmen der vorliegenden Strangpressparameter für die entsprechende Legierung der spezifische Pressdruck variiert werden kann.

Mit zunehmendem Zinkgehalt der Messinglegierung wird der spezifische Pressdruck p_{stat} im stationären Bereich kleiner. Der kleinste jeweils für die Legierung unter den Versuchsbedingungen erreichte stationäre spezifische Pressdruck beim Strangpressen nimmt mit steigendem Zinkgehalt des Messings kontinuierlich ab, der größte stationäre spezifische Pressdruck beim Strangpressen wird oberhalb von 20 Gew.-% Zink kleiner.

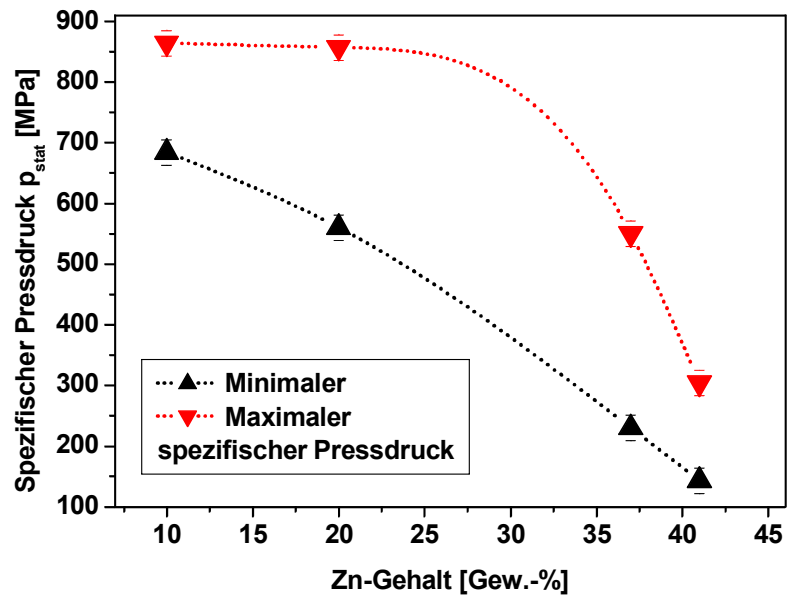


Bild 6.14: Einfluss des Zinkgehaltes von Messing auf den spezifischen Pressdruck

Bei nahezu gleicher Versuchsmatrix (Tabelle 5.1) variieren die spezifischen Pressdrücke p_{stat} für CuZn20 und CuZn37 stärker als für CuZn10 und CuZn40Pb2. So betragen die spezifischen Pressdrücke p_{stat} beim Strangpressen von CuZn10 zwischen ca. 700 MPa und 850 MPa, während beim Strangpressen von CuZn20 spezifische Pressdrücke p_{stat} von ca. 550 MPa bis 850 MPa ermittelt wurden.

Einfluss der Temperatur auf den spezifischen Pressdruck

Für alle untersuchten Messinglegierungen nehmen die spezifischen Pressdrücke beim Strangpressen mit steigender Bolzeneinsatztemperatur ab.

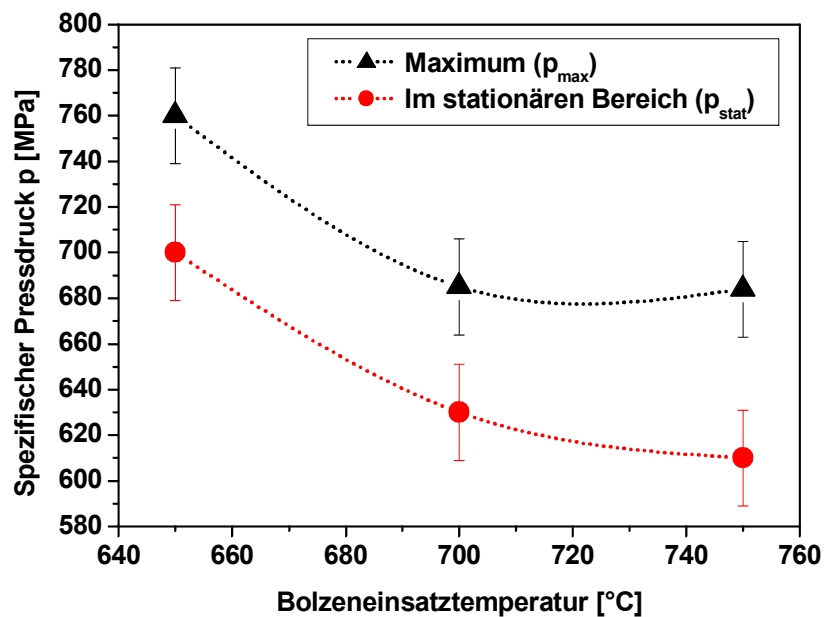


Bild 6.15: Einfluss der Bolzeneinsatztemperatur auf den spezifischen Pressdruck, CuZn10, $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$

In Bild 6.15 ist der Einfluss der Bolzeneinsatztemperatur auf den spezifischen Pressdruck beim Strangpressen von CuZn10 dargestellt. Der Abfall der spezifischen Pressdrücke von 650°C Bolzeneinsatztemperatur zu 700°C Bolzeneinsatztemperatur ist größer als der von 700°C zu 750°C. Die Überhöhung des spezifischen Pressdruckes, d.h. die Differenz zwischen dem maximalen spezifischen Pressdruck zu Beginn des Strangpressprozesses und dem stationären spezifischen Pressdruck, ist bei 750°C geringfügig größer als bei 650°C Bolzeneinsatztemperatur. Bei 650°C Bolzeneinsatztemperatur beträgt die Überhöhung des spezifischen Pressdrucks ca. 60 MPa, bei 750°C ca. 80 MPa.

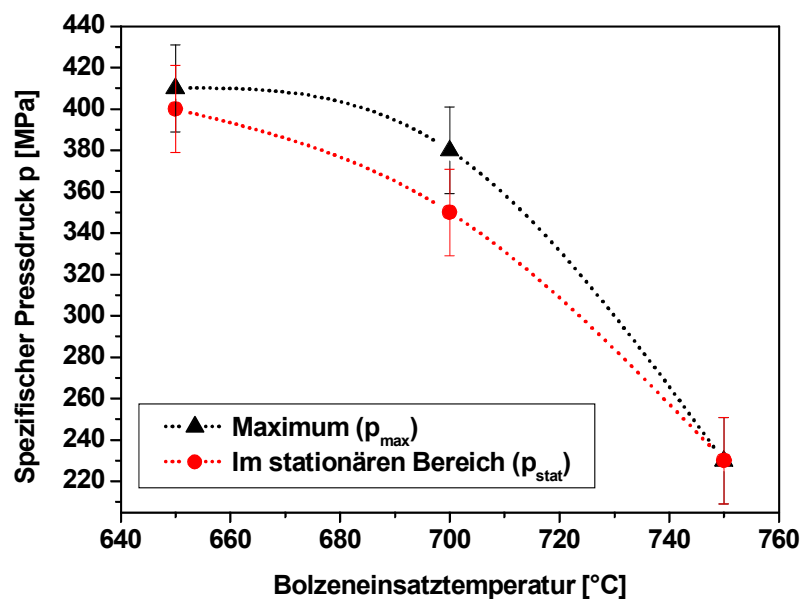


Bild 6.16: Einfluss der Bolzeneinsatztemperatur auf den spezifischen Pressdruck, CuZn37, $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$

Bei CuZn37 sind die spezifischen Pressdrücke (Bild 6.16) bei ansonsten vergleichbaren Strangpressparametern signifikant kleiner als bei CuZn10. Zwischen 650°C und 700°C ist der Unterschied der stationären spezifischen Pressdrücke im Vergleich geringfügig. Der spezifische Pressdruck beträgt $p_{\text{stat}} = 400 \text{ MPa}$ und $p_{\text{stat}} = 350 \text{ MPa}$, das Maximum der Überhöhung $p_{\max} - p_{\text{stat}}$ liegt bei 700°C und ist gleich 30 MPa. Von 700°C nach 750°C Bolzeneinsatztemperatur fällt der stationäre spezifische Pressdruck von ca. 350 MPa auf ca. 230 MPa ab.

Bild 6.17 zeigt den Einfluss der Bolzeneinsatztemperatur auf den spezifischen Pressdruck für CuZn40Pb2.

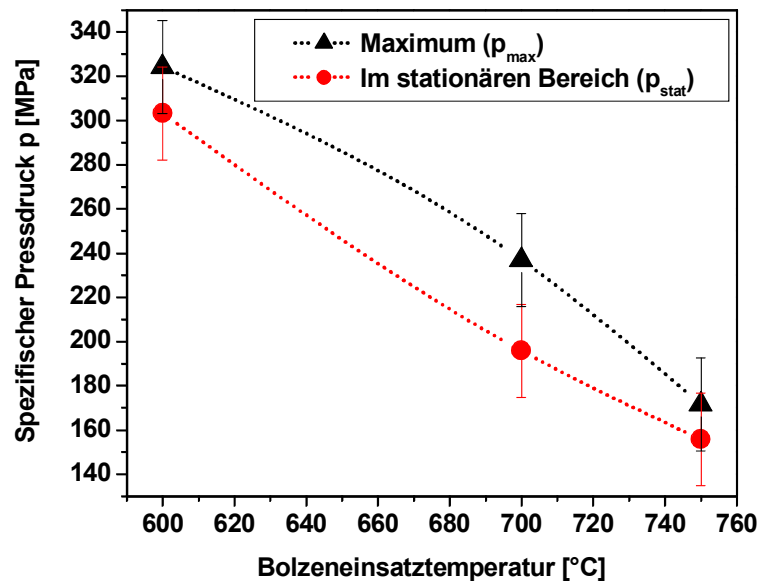


Bild 6.17: Einfluss der Bolzeneinsatztemperatur auf den spezifischen Pressdruck, CuZn40Pb2, $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$, $\varphi = 2.9$

Die spezifischen Pressdrücke nehmen nahezu linear mit steigender Bolzeneinsatztemperatur ab. Bei 700°C Bolzeneinsatztemperatur ist die Differenz zwischen dem maximalen spezifischen Pressdruck zu Beginn des Strangpressprozesses und dem stationären spezifischen Pressdruck maximal. Die Überhöhung beträgt 40 MPa im Vergleich zu 20 MPa bei 600°C und 15 MPa bei 750°C Bolzeneinsatztemperatur.

Einfluss des Umformgrades auf den spezifischen Pressdruck

Mit zunehmendem Umformgrad nimmt der spezifische Pressdruck zu. Bei CuZn10 (Bild 6.18), CuZn20 und CuZn40Pb2 besteht ein linearer Zusammenhang zwischen dem spezifischen Pressdruck und dem Umformgrad.

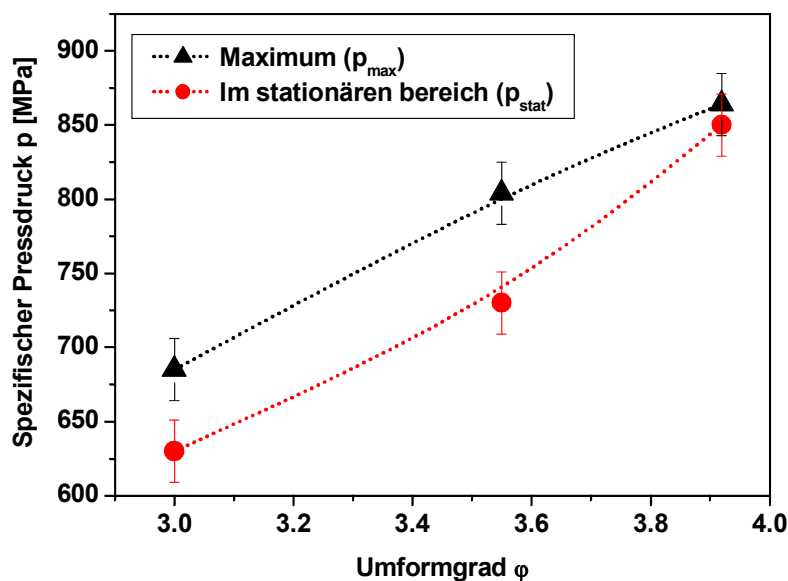


Bild 6.18: Einfluss des Umformgrades auf den spezifischen Pressdruck, CuZn10, $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$, $T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$

Bild 6.19 zeigt den Einfluss des Umformgrades auf den spezifischen Pressdruck beim Strangpressen von CuZn37. Für den Umformgrad $\varphi = 3.0$ und $\varphi = 3.55$ unterscheidet sich der spezifische Pressdruck nicht signifikant. Die Erhöhung des Umformgrades von 3.55 auf 3.9 bewirkt eine signifikante Zunahme des spezifischen Pressdrucks von ca. 370 MPa auf 550 MPa.

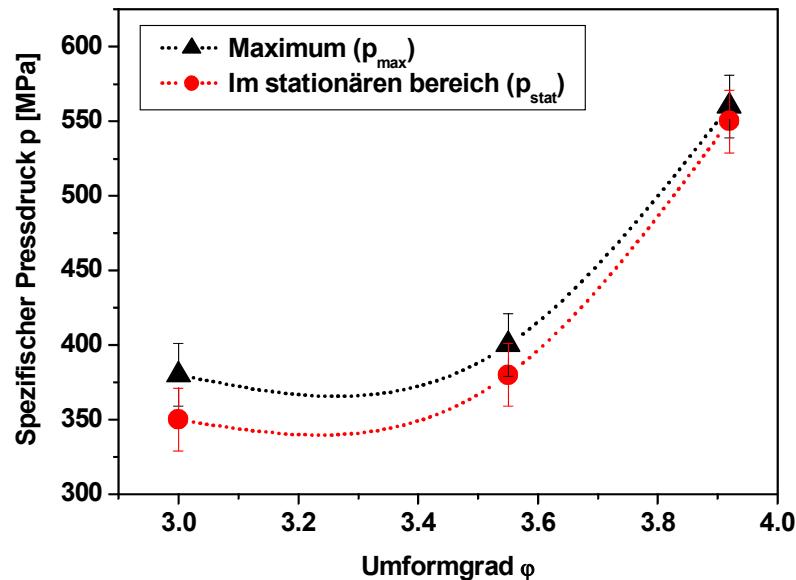


Bild 6.19: Einfluss des Umformgrades auf den spezifischen Pressdruck, CuZn37, $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$, $T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$

Einfluss der Produktgeschwindigkeit auf den Umformwiderstand

Bei CuZn10, CuZn20 und CuZn40Pb2 hat die Produktgeschwindigkeit keinen systematischen Einfluss auf den Umformwiderstand (Gl. 5.3). In Bild 6.20 ist exemplarisch für CuZn10 der Umformwiderstand in Abhängigkeit von der Produktgeschwindigkeit dargestellt, wobei die Bolzeneinsatztemperatur 700°C betrug.

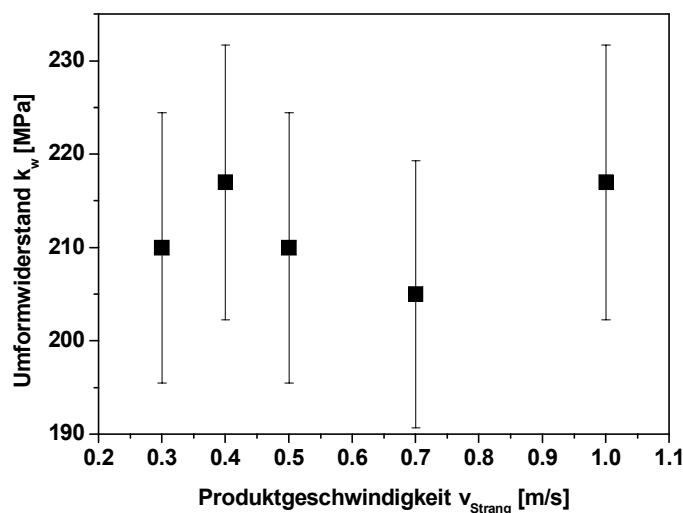


Bild 6.20: Einfluss der Produktgeschwindigkeit auf den Umformwiderstand beim Strangpressen, CuZn10, $T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$

CuZn37 besitzt aufgrund des Übergangs vom α -Phasenraum zum $\alpha+\beta$ -Zweiphasenraum bei Temperaturen von 700°C und höher einen geringeren Umformwiderstand als CuZn10 und CuZn20. Weiterhin zeigt CuZn37 tendenziell eine Zunahme des Umformwiderstandes mit größer werdender Produktgeschwindigkeit und konstanter Bolzeneinsatztemperatur von 700°C (Bild 6.21). 95 MPa beträgt der Umformwiderstand bei einer Produktgeschwindigkeit von 0.4 m/s, ca. 136 MPa bei einer Produktgeschwindigkeit von 1 m/s.

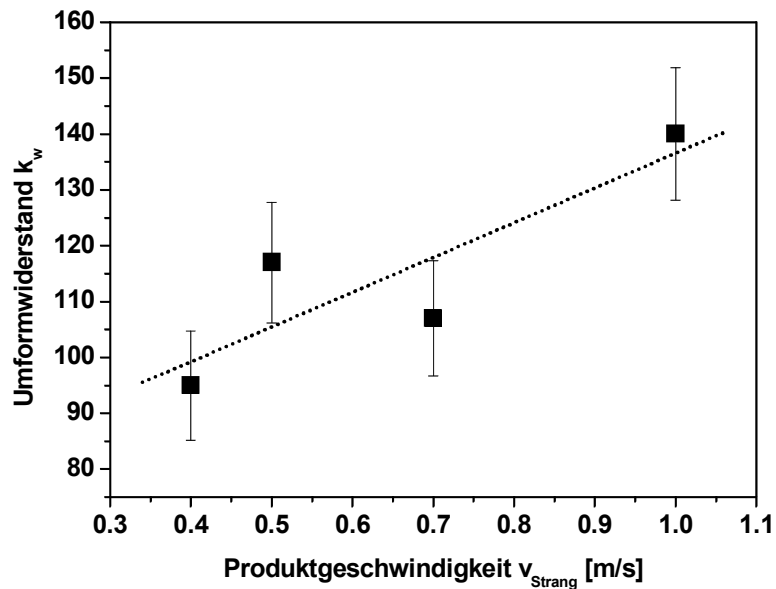


Bild 6.21: Einfluss der Produktgeschwindigkeit auf den Umformwiderstand beim Strangpressen, CuZn37, $T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$

Direktes Strangpressen von CuZn40Pb2

In Bild 6.22 ist exemplarisch die Entwicklung der Kräfte während des direkten Strangpressens von CuZn40Pb2 dargestellt. Die Matrizenkraft erreicht einen stationären Wert, der bei 2 MN liegt, und steigt mit zunehmendem Stempelweg kontinuierlich an, sobald der Stempelweg größer als 60 mm wird. Bei der Reibkraft liegt das Maximum zu Beginn des Strangpressvorganges. Im weiteren Verlauf des Strangpressens nimmt die Reibkraft kontinuierlich ab. Die Summe der beiden Komponenten, im weiteren Text als Gesamtkraft bezeichnet, wird nach einem Maximum zu Beginn des Strangpressvorganges mit zunehmendem Pressweg kontinuierlich kleiner.

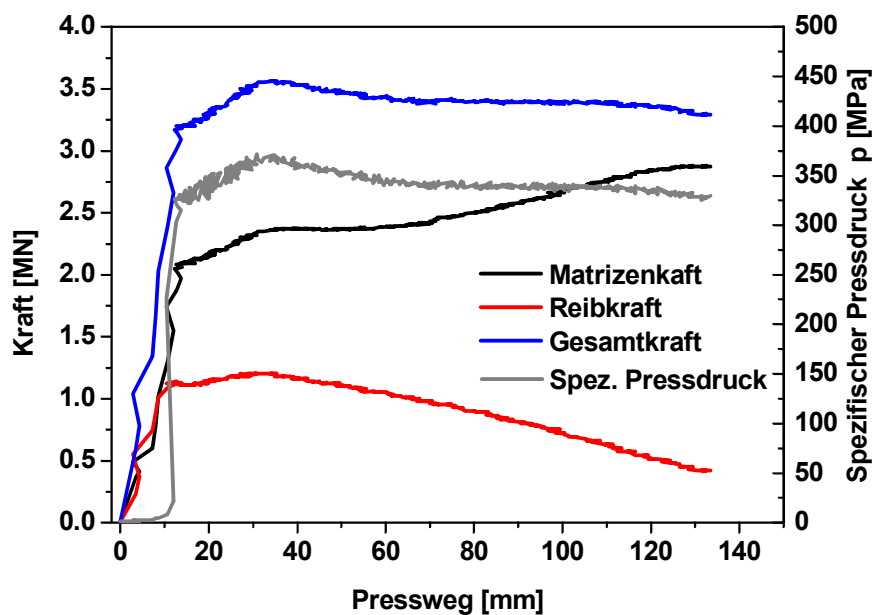


Bild 6.22: Kraft-Weg-Diagramm beim direkten Strangpressen, CuZn40Pb2, $T_{\text{Bolz}} = 610^\circ\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.285 \text{ m/s}$, $\varphi = 2.9$

Mit zunehmender Bolzeneinsatztemperatur wird die Matrizenkraft beim direkten Strangpressen von CuZn40Pb2 kontinuierlich kleiner (Bild 6.23). Bei 610°C Bolzeneinsatztemperatur ist die quasistationäre Matrizenkraft gleich 2.3 MN, bei 750°C Bolzeneinsatztemperatur beträgt die spezifische Matrizenkraft ca. 1.2 MN.

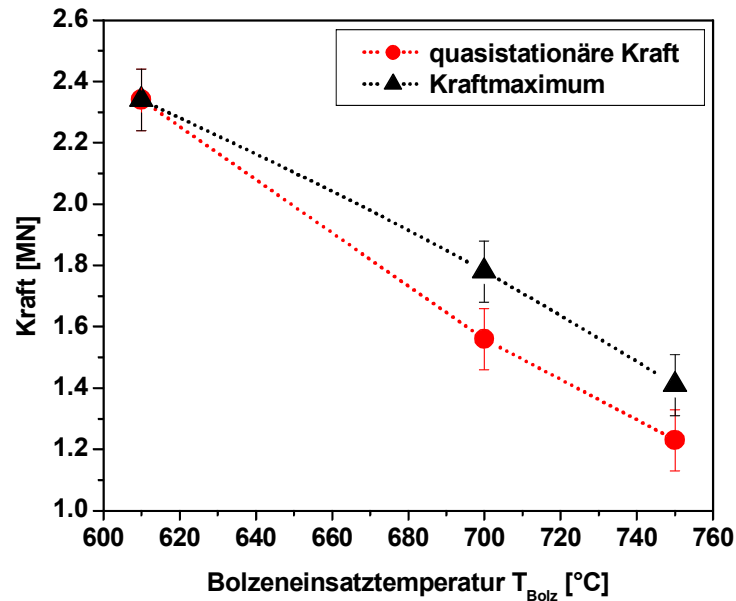


Bild 6.23: Einfluss der Bolzeneinsatztemperatur auf die Matrizenkraft, CuZn40Pb2, $v_{\text{Strang}} = 0.285 \text{ m/s}$, $\varphi = 2.9$

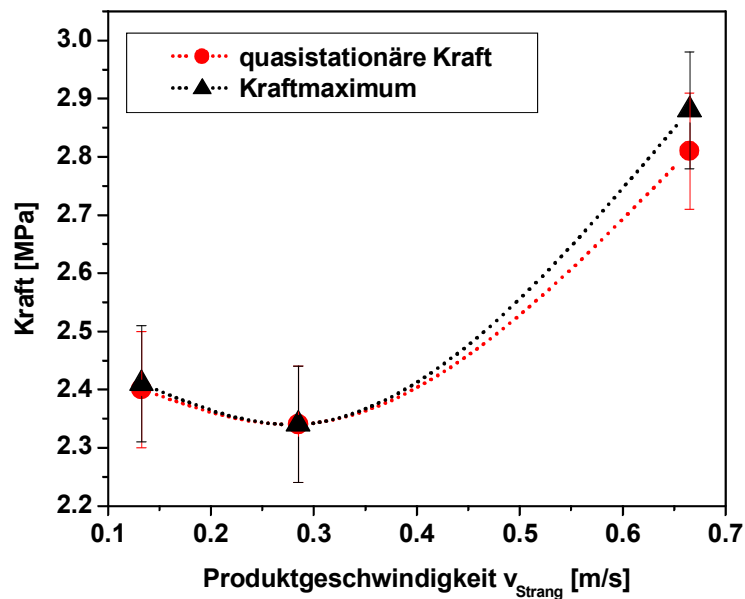


Bild 6.24: Einfluss der Produktgeschwindigkeit auf die Matrizenkraft, CuZn40Pb2, $T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$, $\varphi = 2.9$

Die Zunahme der Produktgeschwindigkeit von 0.285 m/s auf 0.665 m/s ist mit einer Veränderung der quasistationären Matrizenkraft von 2.35 MN auf ca. 2.8 MN verbunden. Die Werte der quasistationären spezifischen Matrizenkraft bei einer Produktgeschwindigkeit von 0.133 m/s und von 0.285 m/s unterscheiden sich nicht signifikant.

In Bild 6.25 und Bild 6.26 ist der Einfluss der Bolzeneinsatztemperatur und der Produktgeschwindigkeit auf die Reibkraft beim direkten Strangpressen der Bolzen aus CuZn40Pb2 dargestellt.

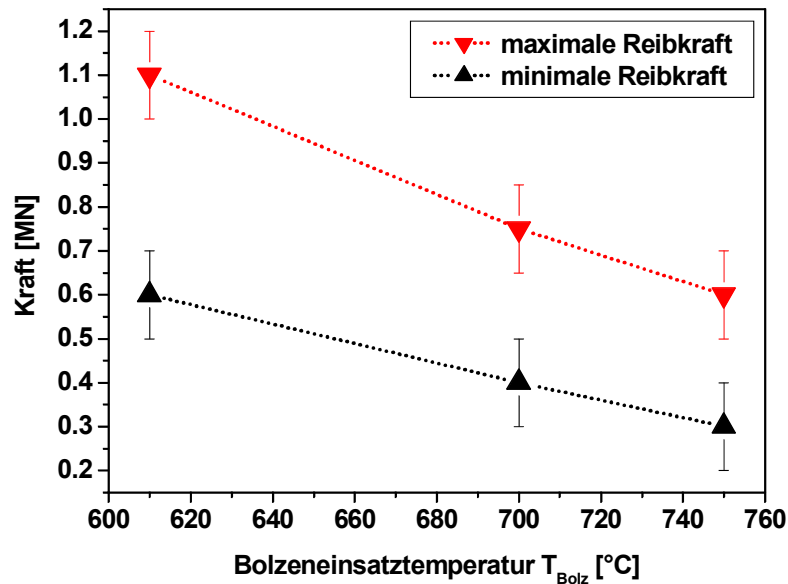


Bild 6.25: Einfluss der Bolzeneinsatztemperatur auf die Reibkraft, CuZn40Pb2, $v_{\text{Strang}} = 0.285 \text{ m/s}$, $\varphi = 2.9$

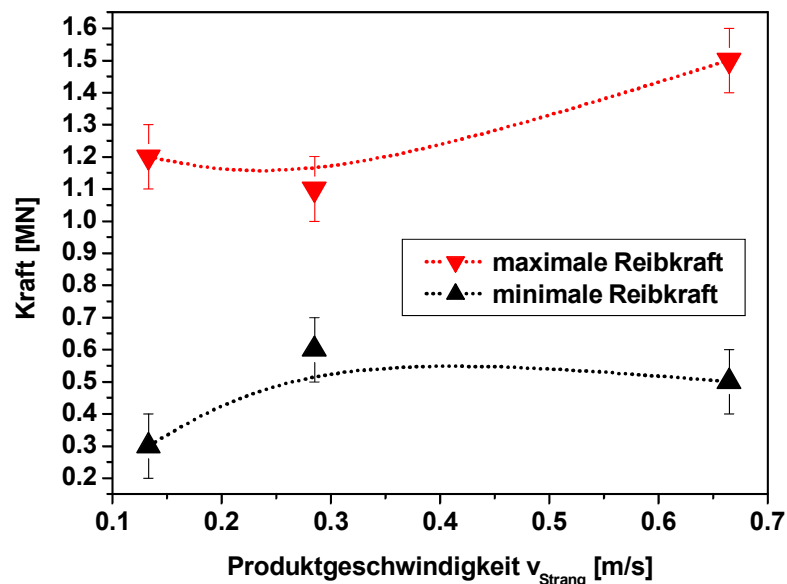


Bild 6.26: Einfluss der Produktgeschwindigkeit auf die Reibkraft, CuZn40Pb2, $T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$, $\varphi = 2.9$

Mit zunehmender Bolzeneinsatztemperatur beim Strangpressen werden die Reibkräfte an dem Aufnehmer kontinuierlich kleiner (Bild 6.25). Bei 610°C Bolzeneinsatztemperatur beträgt die Reibkraft zu Beginn des Strangpressens ca. 1.1 MN, bei 750°C ist die Reibkraft zu Beginn des Strangpressens gleich 0.65 MN. Die Erhöhung der Produktgeschwindigkeit durch eine Vergrößerung der Stempelgeschwindigkeit bewirkt tendenziell eine Zunahme der Reibkräfte beim Strangpressen. Wenn die Produktgeschwindigkeit von 0.285 m/s auf 0.665 m/s gesteigert wird, verändert sich die Reibkraft zu Beginn des Strangpressens von 1.1 MN auf 1.45 MN.

6.2.2 Gefüge und Mikrostruktur der Strangpressprodukte

Mikroskopie und röntgenographische Linienprofilanalysen

Nach dem Strangpressen besitzen die α - und Near- α -Legierungen keine Makroseigerungen. Die Streuung des Cu-Gehalts, der im Rahmen der EDX-Analyse bestimmt wurde, beträgt beim stranggepressten CuZn10 ungefähr 1.0 Atom-% im Vergleich zu 1.5 Atom-% nach dem Stranggießen. Für CuZn37 wurde im Strangguss eine Streuung des Cu-Gehalts von ca. 1.3 Atom-% bestimmt. Nach dem Strangpressen beträgt die Streuung in den mit einem Umformgrad gleich 3.55 bzw. 3.9 stranggepressten Profilen 0.7 bzw. 0.6. Das Gefüge der α -Phase besteht aus Körnern mit geringer Streckung, in denen zahlreiche Glühzwillinge sowie Verformungszwillinge zu erkennen sind. Bild 6.27 zeigt exemplarisch für die α -Legierungen das Gefüge eines Strangpressprofils aus CuZn20 im Längs- und im Querschliff, aufgenommen mit einem Lichtmikroskop im Hellfeld. Im Querschliff sind sog. Verformungsstreifen zu erkennen.

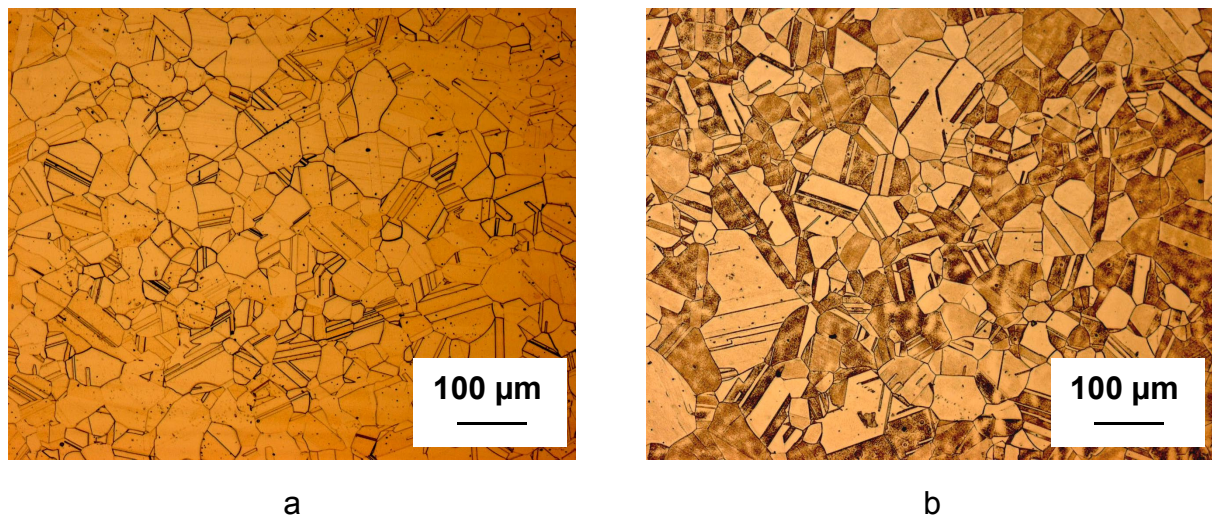
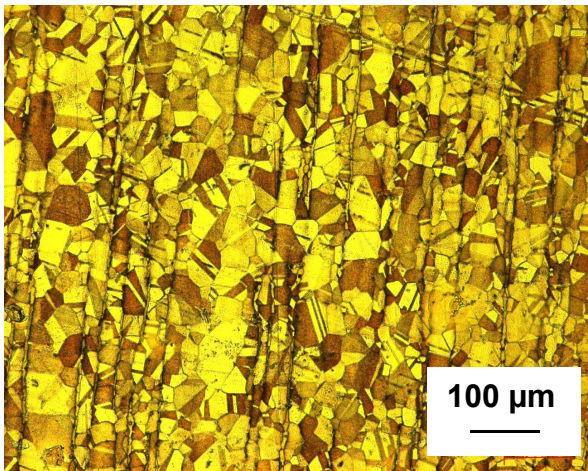
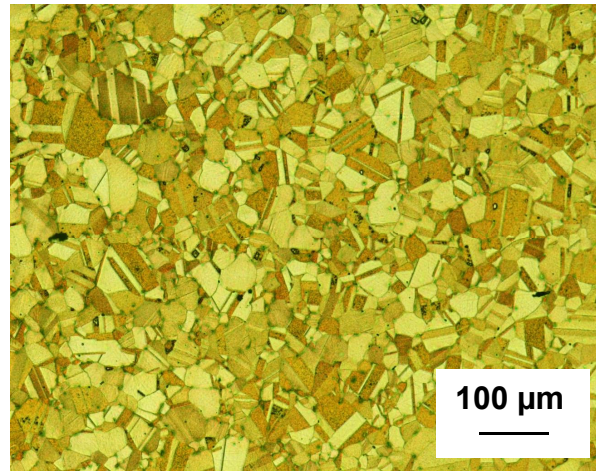


Bild 6.27: lichtmikroskopische Gefügaufnahmen von CuZn20, indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 700^{\circ}\text{C}$, $\varphi = 3$, $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$), a Längsschliff, b Querschliff

CuZn37 enthält einen geringen Anteil der β -Phase (Bild 6.28). Im lichtmikroskopisch abgebildeten Längsschliff ist die β -Phase in Strangpressrichtung streifenförmig angeordnet, wobei sich breite Gefügestreifen aus α -Körnern mit der β -Phase abwechseln. Die Körner der β -Phase wurden nicht angeätzt.



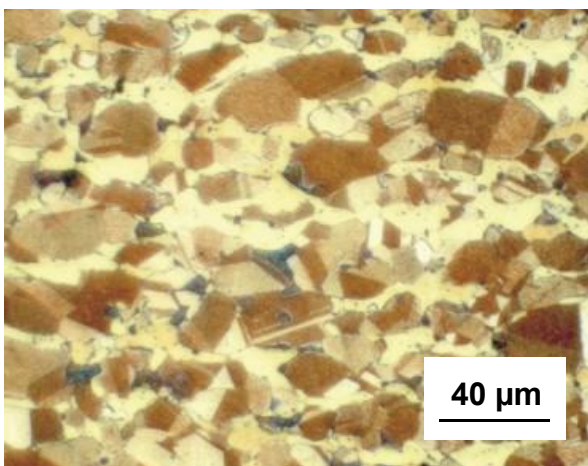
a



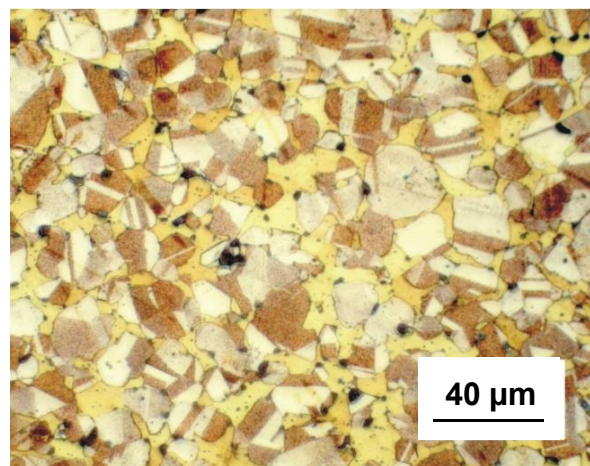
b

Bild 6.28: lichtmikroskopische Gefügeaufnahmen von CuZn37, indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 650^\circ\text{C}$, $\varphi = 3$, $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$), a Längsschliff, b Querschliff

Das lichtmikroskopisch abgebildete Gefüge der Strangpressprofile aus CuZn10, CuZn20 und CuZn37 unterscheidet sich an der Außenseite und im Inneren der Strangpressprofile nicht signifikant.



a



b

Bild 6.29: lichtmikroskopische Gefügeaufnahmen von CuZn40Pb2, indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$, $\varphi = 2.9$, $v_{\text{Strang}} = 0.285 \text{ m/s}$), a Längsschliff, b Querschliff

Die Gefüge der Strangpressprofile aus CuZn40Pb2 zeichnen sich durch eine zeilenförmige Anordnung der α -Phase und der β -Phase im Längsschliff aus (Bild 6.29). Die Körner der β -Phase sind in Strangpressrichtung gestreckt. Die Form der Körner der α -Phase ist, abhängig von den Strangpressparametern, leicht in Strangpressrichtung gestreckt bis globulitisch. Die Körner der α -Phase weisen Zwillinge auf. In der Randzone ist die Zwillingsdichte im allgemeinen größer als im Kern.

Die Bleiausscheidungen liegen hauptsächlich auf den Phasengrenzen zwischen den Körnern der α - und der β -Phase oder auf Korngrenzen, darüber hinaus aber auch

innerhalb der Körner der α - und der β -Phase. Die Größe und die Verteilung der Bleiausscheidungen schwankt zwischen den Strangpressprodukten und innerhalb der Strangquerschnitte.

Bei CuZn40Pb2 treten Gefügeunterschiede zwischen der Außenseite, im folgenden als Rand bezeichnet, und dem Inneren der Strangpressprofile, im weiteren Text Kern genannt, auf. Diese Unterschiede werden im Zusammenhang mit dem Einfluss der Strangpressparameter auf das Gefüge dargestellt.

Phasenanteile bei CuZn37 und CuZn40Pb2

Der mittels Röntgenbeugung ermittelte Anteil der β -Phase am Gefüge von stranggepresstem CuZn37 variiert zwischen ca. 5 Vol.-% und 15 Vol.-%. Zwischen dem Phasenanteil der β -Phase bzw. α -Phase nach dem Strangpressen und der Bolzeneinsatztemperatur beim Strangpressen besteht kein systematischer Zusammenhang (Bild 6.30).

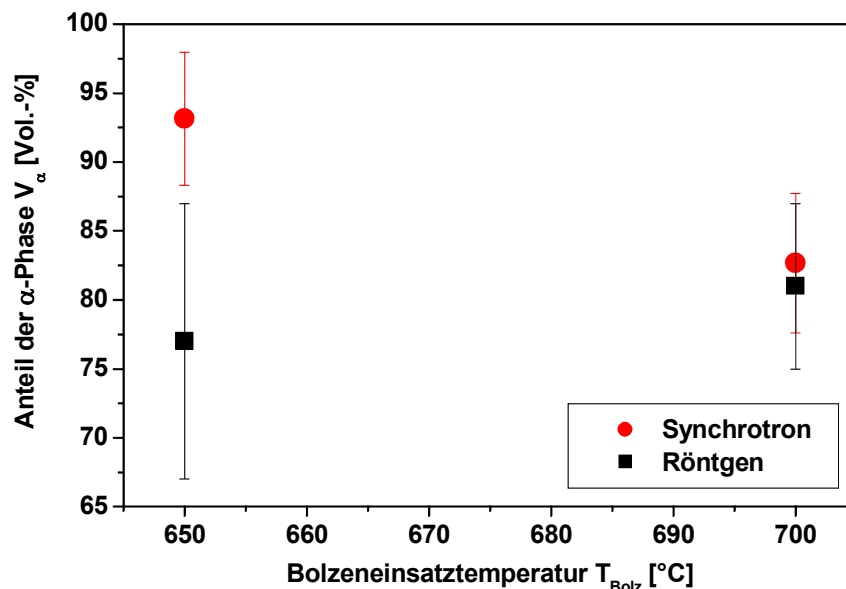


Bild 6.30: Einfluss der Bolzeneinsatztemperatur auf den Anteil der α -Phase von CuZn37, indirekt stranggepresst ($\varphi = 3$, $v_{\text{Strang}} = 0.5$ m/s)

Je größer der Umformwiderstand beim Strangpressen von CuZn37 ist, desto mehr α -Phase liegt in dem Strangpressgefüge vor (Bild 6.31). Bei einem Umformwiderstand von ca. 90 MPa während des Strangpressens besitzt das Strangpressprofil aus CuZn37 in der Mitte des Strangpressprofils ca. 85 Vol.-% α -Phase, bei einem Umformwiderstand von 140 MPa beträgt der Anteil der α -Phase in der Mitte des Strangpressprofils nahezu 100 Vol.-%.

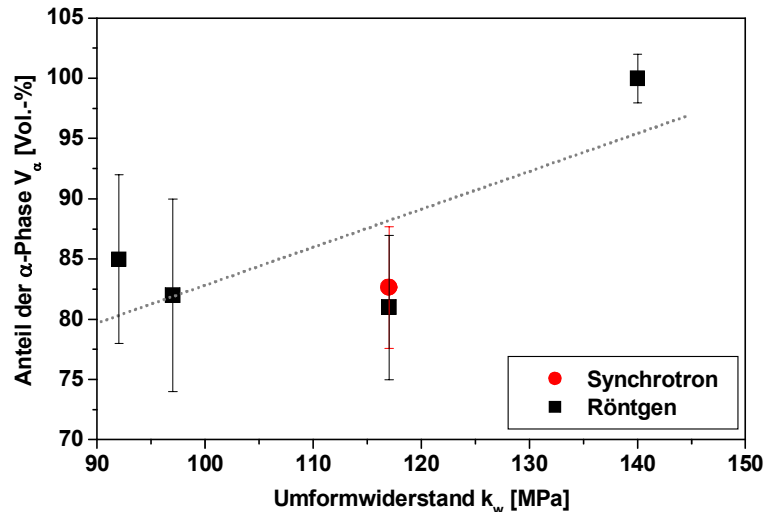


Bild 6.31: Einfluss des Umformwiderstandes auf den Anteil der α -Phase von CuZn37, indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$, $\varphi = 3$, $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$), Röntgenbeugung

Bild 6.32 zeigt den Einfluss der Bolzeneinsatztemperatur auf den β -Phasenanteil von CuZn40Pb2 nach dem indirekten Strangpressen. Am Rand ist der β -Phasenanteil für alle Bolzeneinsatztemperaturen um ca. 10 Vol.-% größer als im Kern. Der β -Phasenanteil in den mit 600°C und mit 700°C Bolzeneinsatztemperatur gepressten Strängen unterscheidet sich nicht signifikant und beträgt im Kern ca. 20 Vol.-%. Für das bei 750°C Bolzeneinsatztemperatur hergestellte Profil ist der β -Phasenanteil im Kern gleich ca. 15 Vol.-% und folglich etwas kleiner als bei 600°C und 700°C Bolzeneinsatztemperatur.

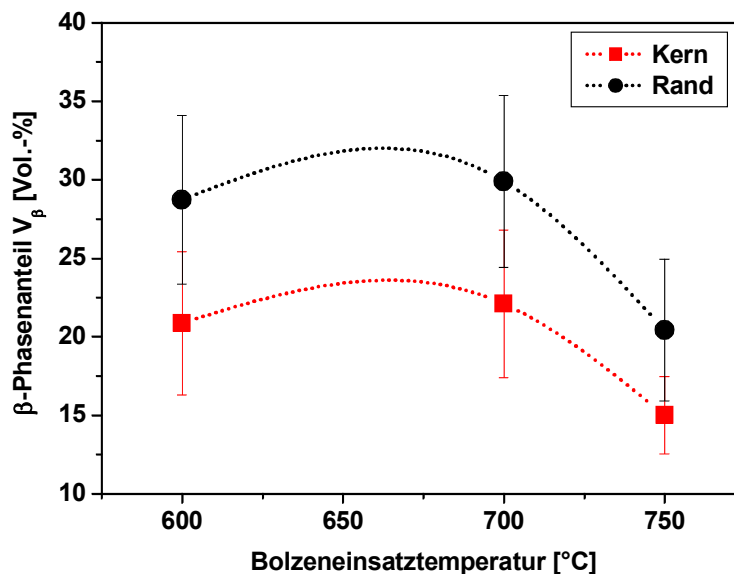


Bild 6.32: Einfluss der Bolzeneinsatztemperatur auf den Anteil der β -Phase von CuZn40Pb2, indirekt stranggepresst ($\varphi = 2.9$, $v_{\text{Strang}} = 0.285 \text{ m/s}$), Röntgenbeugung

Mit zunehmendem Umformgrad beim indirekten Strangpressen nimmt der β -Phasenanteil von CuZn40Pb2 tendenziell zu (Bild 6.33). Im Kern liegt bei einem

Umformgrad von 2.1 ein β -Phasenanteil von 13 Vol.-% vor, bei einem Umformgrad von 2.1 ein β -Phasenanteil von 20 Vol.-%.

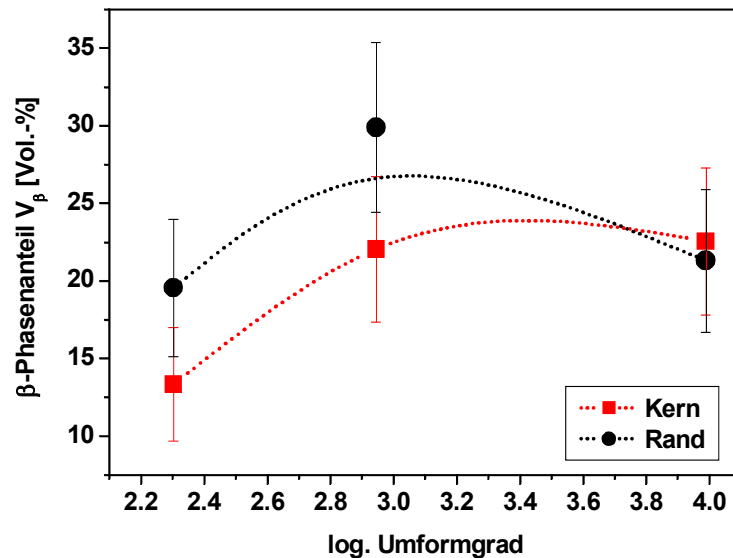


Bild 6.33: Einfluss des Umformgrades auf den Anteil der β -Phase von CuZn40Pb2, indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.285 \text{ m/s}$), Röntgenbeugung

Zwischen der Produktgeschwindigkeit beim indirekten Strangpressen und den Phasenanteilen der α - bzw. β -Phase wurde für CuZn37 und CuZn40Pb2 kein systematischer Zusammenhang gefunden. Dies gilt auch für direkt stranggepresstes CuZn40Pb2.

Einfluss der Strangpressparameter auf die Korngröße

Von CuZn10 zu CuZn20 erhöht sich die mittlere Korngröße der α -Phase, außerdem unterscheidet sich die Korngröße in Abhängigkeit von den Strangpressparametern bei CuZn20 stärker als bei CuZn10 (Bild 6.34). Bei CuZn20 variiert die mittlere Korngröße der α -Phase für die verschiedenen Strangpressprodukte zwischen ca. 45 μm und ca. 84 μm , bei CuZn10 zwischen ca. 25 μm und 38 μm .

Von CuZn20 über CuZn37 nach CuZn40Pb2 nimmt die mittlere Korngröße der α -Phase ab. Für CuZn37 wurde je nach Kombination der Strangpressparameter eine mittlere Korngröße der α -Phase zwischen 25 μm und 33 μm , für CuZn40Pb2 zwischen 9 μm und 23 μm ermittelt. Die Streuung der Korngröße der α -Phase von CuZn37 und CuZn40Pb2 in Abhängigkeit von den Strangpressparametern ist somit im Vergleich zu CuZn20 wesentlich kleiner.

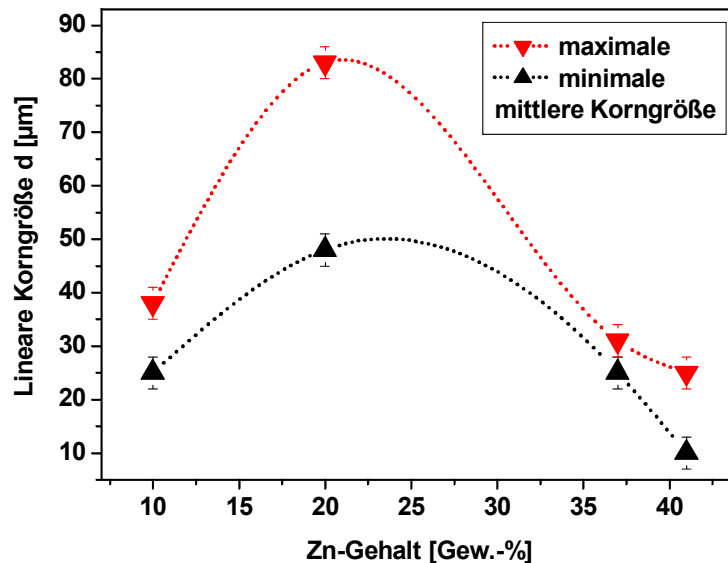


Bild 6.34: Einfluss des Zinkgehalts auf die mittlere Korngröße der α -Phase, indirekt stranggepresst (CuZn10, CuZn20, CuZn37, CuZn40Pb2) und direkt stranggepresst (CuZn40Pb2)

Bei CuZn10, CuZn20 und CuZn40Pb2 nimmt die mittlere Korngröße der α -Phase der Strangpressprodukte mit steigender Bolzeneinsatztemperatur beim Strangpressen linear zu. Für CuZn10 wurde bei 650°C Bolzeneinsatztemperatur eine mittlere Korngröße von 23 μm , bei 700°C Bolzeneinsatztemperatur eine mittlere Korngröße von 30 μm und bei 750°C Bolzeneinsatztemperatur eine mittlere Korngröße von 38 μm bestimmt (Bild 6.35).

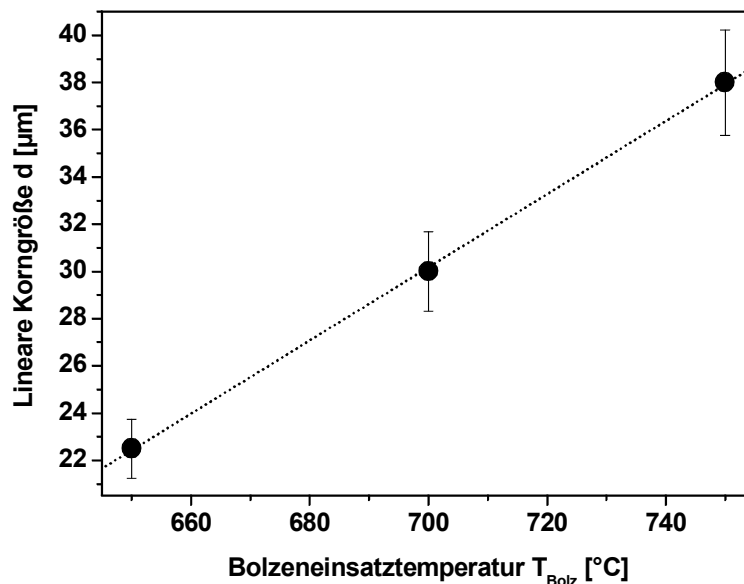


Bild 6.35: Einfluss der Bolzeneinsatztemperatur auf die mittlere Korngröße der α -Phase, CuZn10, indirekt stranggepresst ($v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$)

Die mittlere Korngröße der α -Phase in den Strangpressprodukten aus CuZn20 nimmt von 62 μm bei 650°C Bolzeneinsatztemperatur über 67 μm bei 700°C Bolzeneinsatztemperatur auf 76 μm bei 750°C Bolzeneinsatztemperatur zu, wenn

der Umformgrad konstant bei 3 und die Produktgeschwindigkeit bei 0.5 m/s gehalten werden.

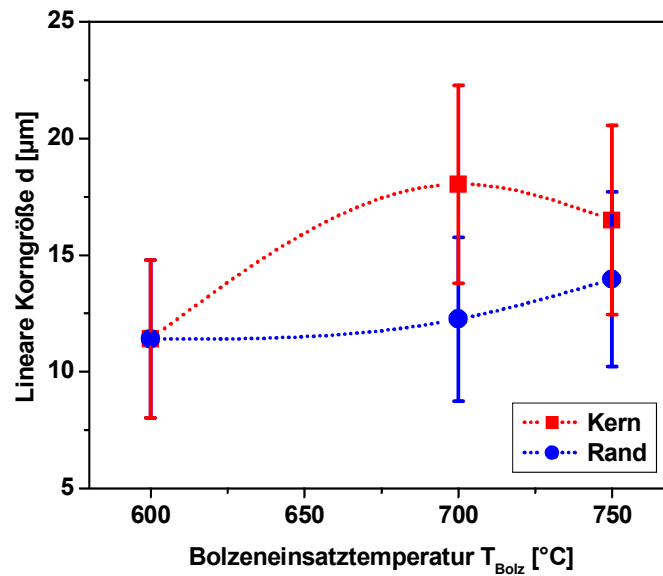


Bild 6.36: Einfluss der Bolzeneinsatztemperatur auf die mittlere Korngröße der α -Phase, CuZn40Pb2, indirekt stranggepresst ($v_{\text{Strang}} = 0.285$ m/s, $\varphi = 2.9$)

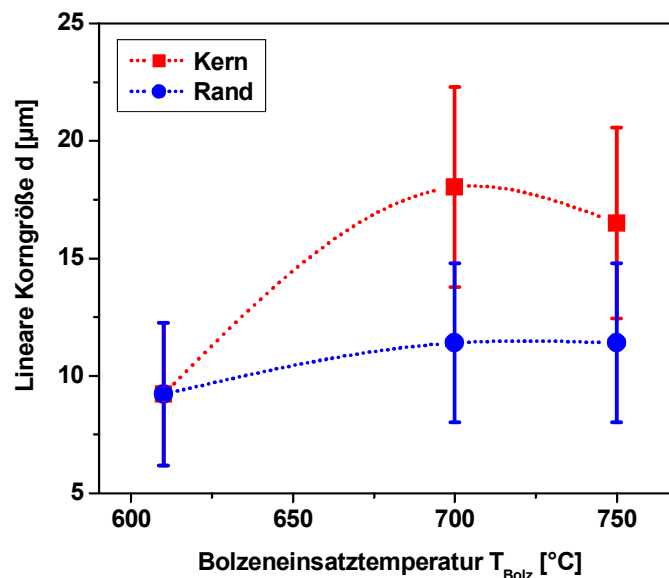


Bild 6.37: Einfluss der Bolzeneinsatztemperatur auf die mittlere Korngröße der α -Phase, CuZn40Pb2, direkt stranggepresst ($v_{\text{Strang}} = 0.285$ m/s, $\varphi = 2.9$)

Für CuZn40Pb2 wurde nach dem indirekten Strangpressen mit einer Bolzeneinsatztemperatur $T_{\text{Bolz}} = 600^\circ\text{C}$ bzw. nach dem direkten Strangpressen mit $T_{\text{Bolz}} = 610^\circ\text{C}$ eine mittlere Korngröße der α -Phase von $d = 12\ \mu\text{m}$ (Bild 6.36) bzw. $d = 9\ \mu\text{m}$ (Bild 6.37) bestimmt. Unterschiedliche Korngrößen der α -Phase im Kern und Rand wurden nicht gefunden.

Die Korngrößen für $T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$ und $T_{\text{Bolz}} = 750^\circ\text{C}$ unterscheiden sich im Rahmen der Streuung innerhalb des Querschnitts der Strangpressprofile nicht wesentlich und

liegen geringfügig über den Korngrößen der α -Phase bei den niedrigeren Bolzeneinsatztemperaturen (Bild 6.36 und Bild 6.37). Tendenziell stellt sich in den bei 700°C und 750°C Bolzeneinsatztemperatur stranggepressten Profile aus CuZn40Pb2 im Kern ein etwas größeres Korn ein als am Rand. So beträgt im Falle der indirekt stranggepressten Profile die mittlere Korngröße bei 700°C Bolzeneinsatztemperatur 18 μm im Kern und ca. 12 μm am Rand sowie bei 750°C Bolzeneinsatztemperatur 17 μm im Kern und 13 μm am Rand.

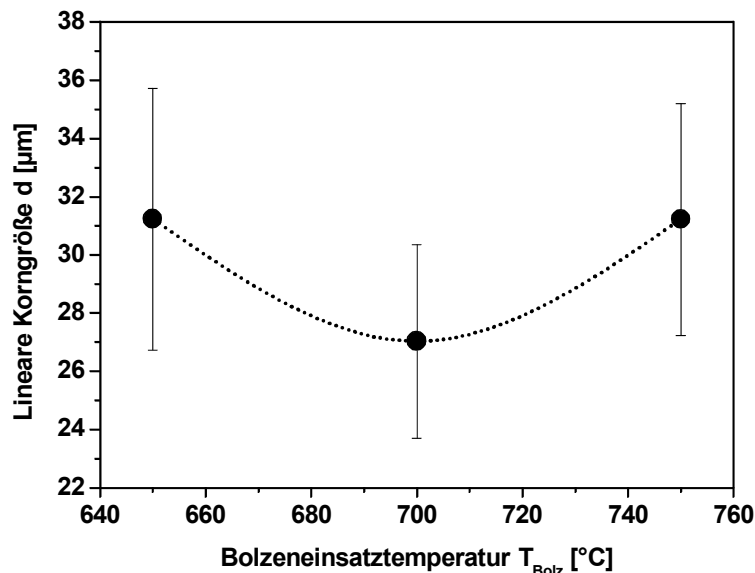


Bild 6.38: Einfluss der Bolzeneinsatztemperatur auf die mittlere Korngröße der α -Phase, CuZn37, indirekt stranggepresst ($v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$)

Im Falle von CuZn37 zeigt der Einfluss der Bolzeneinsatztemperatur auf die Korngröße der α -Phase eine andere Tendenz als bei den zuvor genannten Legierungen. Die mittlere Korngröße der α -Phase nach dem Strangpressen beträgt ca. 31 μm bei 650°C und 750°C Bolzeneinsatztemperatur. Bei der im Rahmen der vorliegenden Untersuchungen mittleren Bolzeneinsatztemperatur, für die 700°C gewählt wurde, ist die mittlere Korngröße der α -Phase gleich 27 μm und somit minimal (Bild 6.38).

Der Einfluss des Umformgrades auf die mittlere Korngröße der α -Phase der Strangpressprodukte ist bei allen im Rahmen der vorliegenden Arbeit untersuchten Messinglegierungen unterschiedlich. Bild 6.39 zeigt den Einfluss des Umformgrades auf die Korngröße der α -Phase der Strangpressprodukte aus CuZn10. Das bei einem Umformgrad von 3 hergestellte Profil besitzt eine mittlere Korngröße von ca. 25 μm , bei einem Umformgrad gleich 3.9 beträgt die mittlere Korngröße ca. 30 μm . Für einen Umformgrad von 3.55 wurde eine mittlere Korngröße von ca. 23 μm bestimmt.

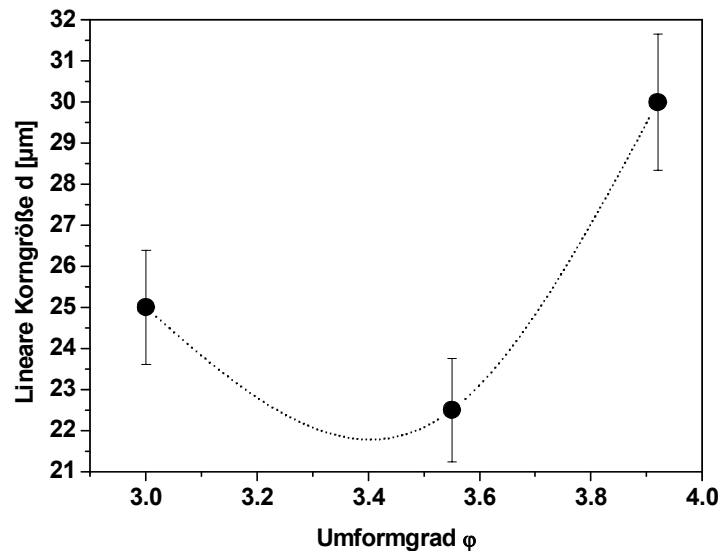


Bild 6.39: Einfluss des Umformgrades auf die mittlere Korngröße der α -Phase, CuZn10, indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$)

Bei CuZn20 ist die mittlere Korngröße bei ansonsten gleichen Prozessparametern wie bei CuZn10 bei einem Umformgrad $\phi = 3.9$ mit $83 \mu\text{m}$ ebenfalls signifikant größer als bei einem Umformgrad $\phi = 3$, für den eine mittlere Korngröße der α -Phase von $48 \mu\text{m}$ bestimmt wurde. Keinen signifikanten Einfluss auf die mittlere Korngröße der α -Phase hat der Umformgrad bei CuZn37.

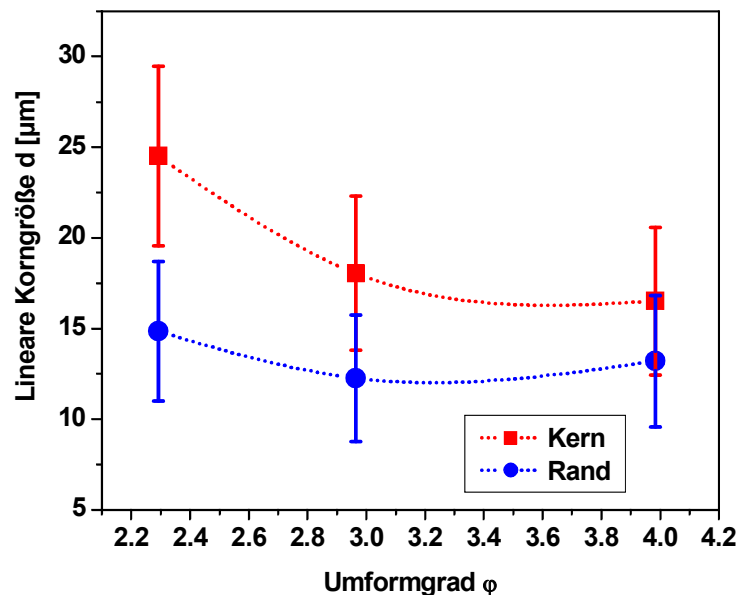


Bild 6.40: Einfluss des Umformgrades auf die mittlere Korngröße der α -Phase, CuZn40Pb2, indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$)

Bei indirekt stranggepresstem CuZn40Pb2 führt die Erhöhung des Umformgrades tendenziell zu einer kleiner werdenden mittleren Korngröße der α -Phase. Im Kern beträgt die mittlere Korngröße der α -Phase bei einem Umformgrad $\phi = 2.1$ ca. $25 \mu\text{m}$, bei $\phi = 3.9$ ca. $17 \mu\text{m}$. Am Rand sind die Körner der α -Phase im Mittel kleiner

als im Kern und der Einfluss des Umformgrades auf die Korngröße der α -Phase nicht signifikant ausgeprägt (Bild 6.40).

Die Produktgeschwindigkeit wirkt sich beim Strangpressen von CuZn10 und CuZn40Pb2 nicht signifikant auf die mittlere Korngröße der α -Phase aus.

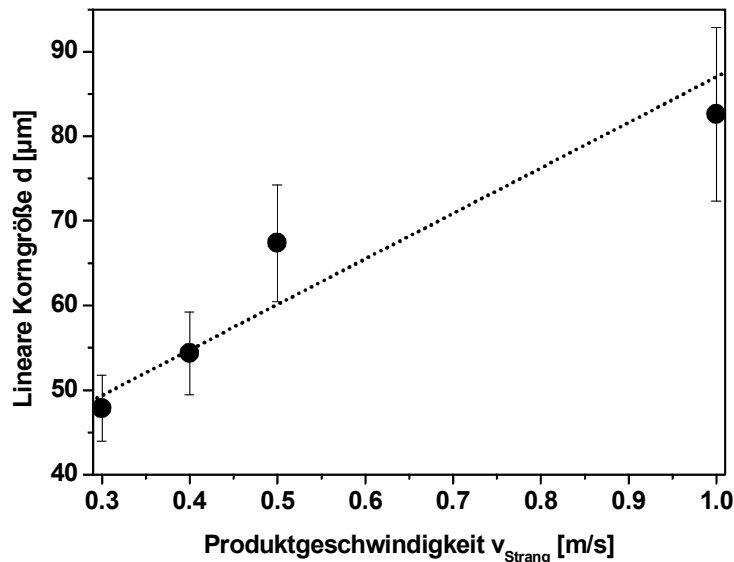


Bild 6.41: Einfluss der Produktgeschwindigkeit auf die mittlere Korngröße der α -Phase, CuZn20, indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$)

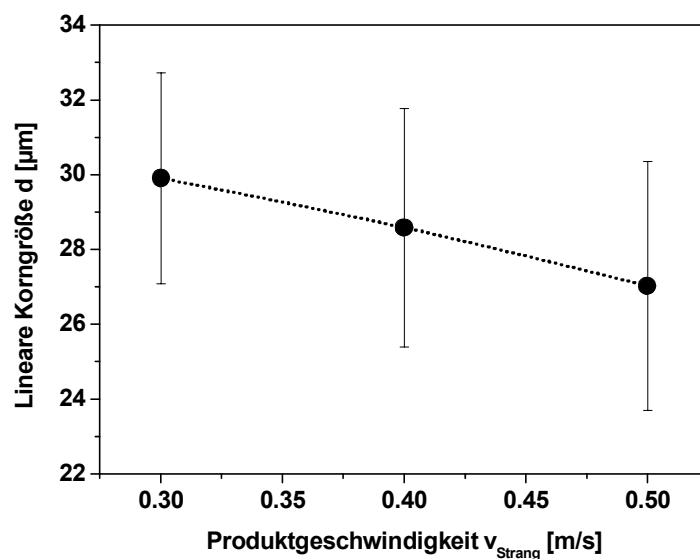


Bild 6.42: Einfluss der Produktgeschwindigkeit auf die mittlere Korngröße der α -Phase, CuZn37, indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$)

Bei CuZn20 geht die Erhöhung der Produktgeschwindigkeit von $v_{\text{Strang}} = 0.3 \text{ m/s}$ auf $v_{\text{Strang}} = 1 \text{ m/s}$ mit einer Zunahme der mittleren Korngröße der α -Phase von $48 \mu\text{m}$ auf $80 \mu\text{m}$ einher (Bild 6.41). Entgegengesetzt zu CuZn20 ist der Einfluss der Produktgeschwindigkeit auf die mittlere Korngröße der α -Phase bei CuZn37 (Bild 6.42). $30 \mu\text{m}$ beträgt die mittlere Korngröße der α -Phase bei $v_{\text{Strang}} = 0.3 \text{ m/s}$ und $27 \mu\text{m}$ bei $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$.

Mikrostruktur der Strangpressprofile

Mit zunehmender Bolzeneinsatztemperatur nimmt bei CuZn10, CuZn20 und CuZn37 die mittels Röntgenreflexlinienprofilanalyse bestimmte Domänengröße der α -Phase zu und die Mikrodehnungen der α -Phase gleichzeitig ab, wobei keine systematischen Unterschiede zwischen einzelnen Reflexen festgestellt werden konnten. Exemplarisch ist der Einfluss der Bolzeneinsatztemperatur auf die Domänengröße und die Mikrodehnungen der α -Phase in Bild 6.43 für CuZn37 gezeigt.

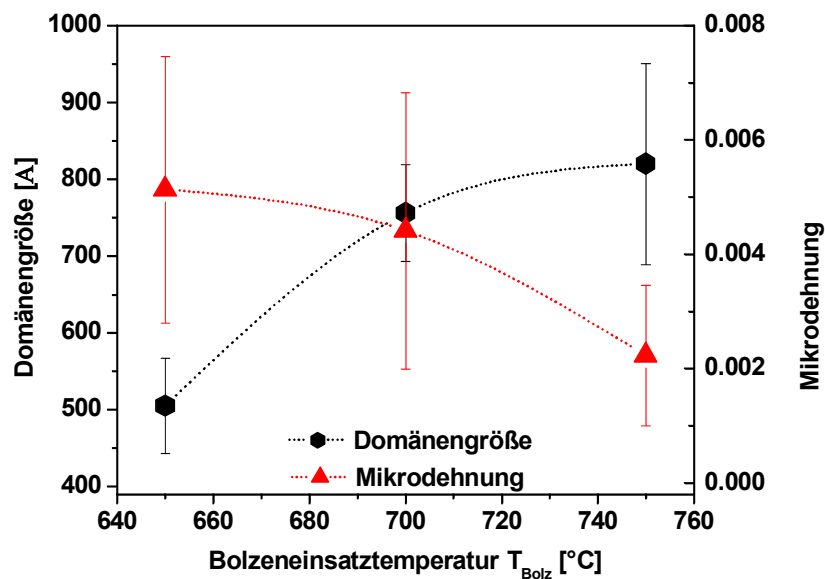


Bild 6.43: Einfluss der Bolzeneinsatztemperatur auf die Domänengröße und die Mikrodehnungen der α -Phase, CuZn37, indirekt stranggepresst ($v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$), Mittelung über verschiedene Reflexe

Die ebenfalls mittels Röntgenreflexlinienprofilanalyse bestimmten Stapelfehler- und Zwillingswahrscheinlichkeiten der α -Phase werden kleiner, wenn die Bolzeneinsatztemperatur erhöht wird (Bild 6.44). Bei der Stapelfehlerwahrscheinlichkeit steht ein Wert von ca. 0.065 bei 650 °C Bolzeneinsatztemperatur beispielsweise einem Wert von 0.003 bei 750 °C Bolzeneinsatztemperatur gegenüber.

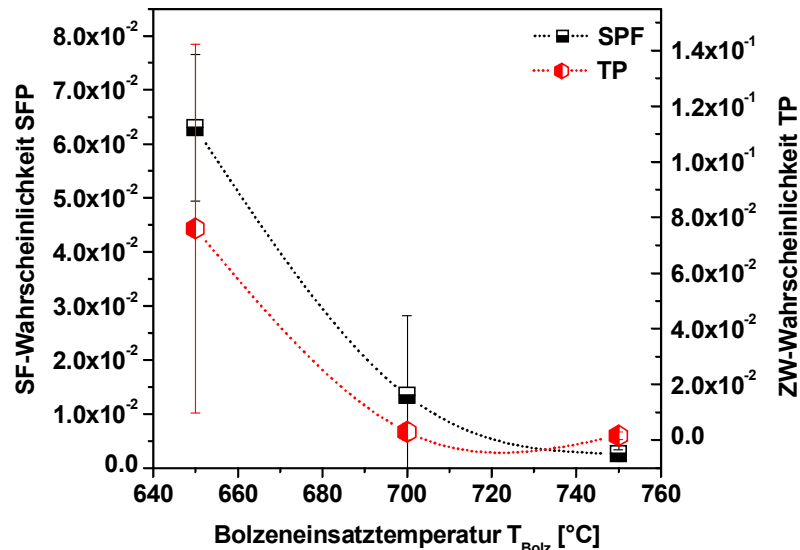


Bild 6.44: Einfluss der Bolzeneinsatztemperatur auf die Stapelfehler- und die Zwillingswahrscheinlichkeit der α -Phase, CuZn37, indirekt stranggepresst ($v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$), Mittelung über verschiedene Reflexe

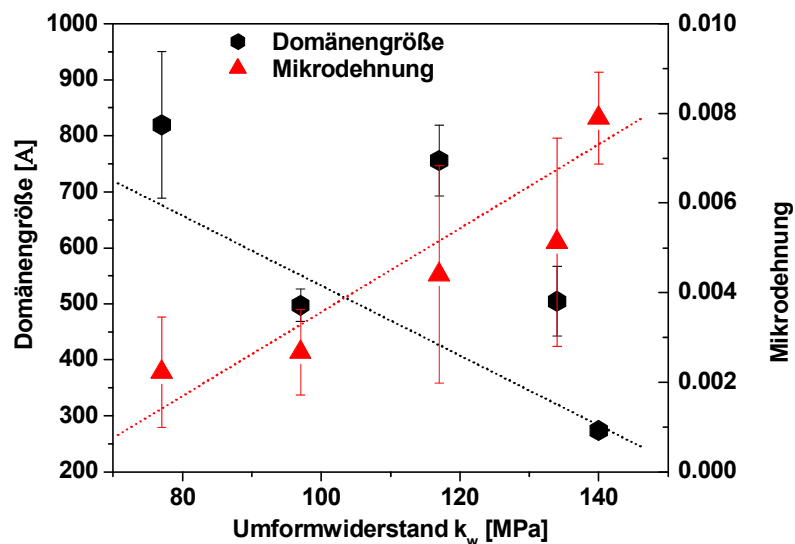


Bild 6.45: Einfluss des Umformwiderstandes auf die Domänengröße und die Mikrodehnungen der α -Phase, CuZn37, indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$), Mittelung über verschiedene Reflexe

Mit zunehmendem Umformwiderstand beim Strangpressen von CuZn37 werden die Mikrodehnungen in der α -Phase der Strangpressprodukte kleiner (Bild 6.45). 0.003 beträgt die Mikrodehnung in der α -Phase bei einem Umformwiderstand von 78 MPa, 0.008 bei einem Umformwiderstand von 140 MPa. Die Domänengröße der α -Phase von CuZn37 wird mit zunehmendem Umformwiderstand tendenziell kleiner.

In der β -Phase von CuZn37 beträgt die Domänengröße ca. 100 Å, wobei im Rahmen der Fehlergenauigkeit der Linienprofilanalyse kein systematischer Unterschied zwischen den bei unterschiedlichen Bolzeneinsatztemperaturen stranggepressten Profilen festgestellt wurde.

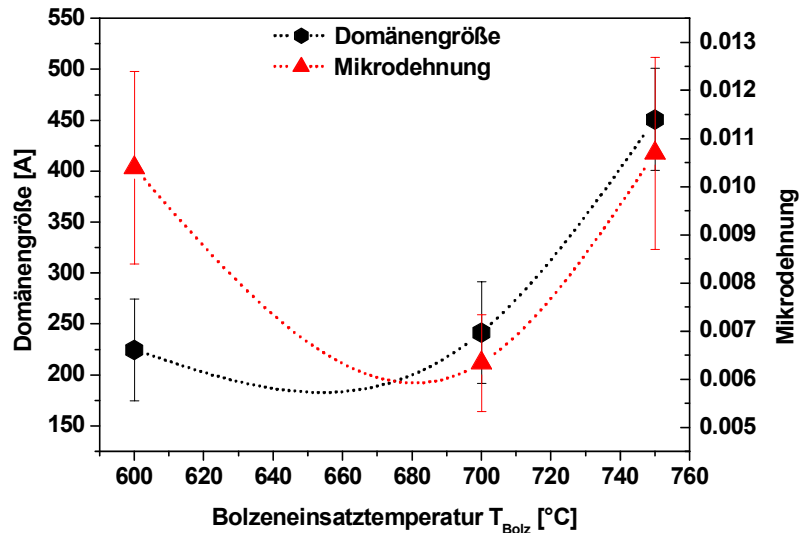


Bild 6.46: Einfluss der Bolzeneinsatztemperatur auf die Domänengröße und die Mikrodehnungen der α -Phase, CuZn42Pb2, indirekt stranggepresst ($v_{\text{Strang}} = 0.285$ m/s, $\varphi = 2.9$), $\alpha 002$ -Reflex

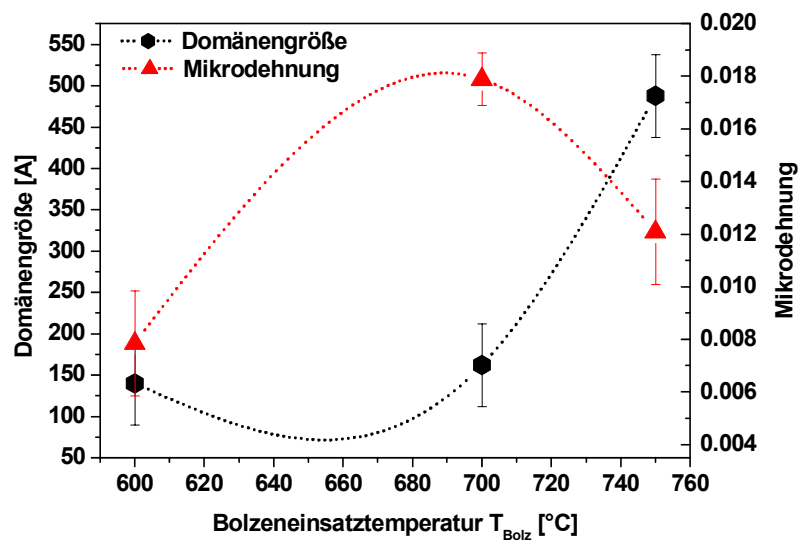


Bild 6.47: Einfluss der Bolzeneinsatztemperatur auf die Domänengröße und die Mikrodehnungen der β -Phase, CuZn42Pb2, direkt stranggepresst ($v_{\text{Strang}} = 0.285$ m/s, $\varphi = 2.9$), $\beta 112$ -Reflex

Beim indirekten Strangpressen von CuZn40Pb2 wird die röntgenographisch ermittelte Domänengröße sowohl der α -Phase als auch der β -Phase mit zunehmender Bolzeneinsatztemperatur tendenziell größer, wobei die Domänengröße in der β -Phase stets kleiner ist als in der α -Phase (Bild 6.46 und Bild 6.47). Bei 600°C Bolzeneinsatztemperatur beträgt die Domänengröße der α -Phase ca. 225 Å und die der β -Phase ca. 140 Å, bei 750°C Bolzeneinsatztemperatur wurde für die α -Phase eine Domänengröße von 450 Å und für die β -Phase eine Domänengröße von nahe 500 Å bestimmt.

Die Mikrodehnungen der α -Phase des indirekt stranggepressten CuZn40Pb2 besitzen bei 700°C ein lokales Minimum (Bild 6.46). In der β -Phase der entsprechenden Strangpressprodukte sind die Mikrodehnungen bei 700°C und 750°C Bolzeneinsatztemperatur deutlich größer als bei 600°C Bolzeneinsatztemperatur (Bild 6.47).

Texturanalysen

Nach dem Strangpressen der verschiedenen Messinglegierungen bildet sich in der α -Phase der Strangpressprodukte eine Doppelfasertextur in Strangpressrichtung aus. Die beiden Texturfasern liegen auf der Symmetralen (001)-(111) nahe der $\langle 100 \rangle$ -Richtung sowie auf der Symmetralen (111)-(01-1) nahe der $\langle 111 \rangle$ -Richtung (Bild 6.48). Die Texturfaser von CuZn10 und CuZn20 auf der Symmetralen (001)-(111) befindet sich in einem "Streugürtel" /Wassermann1962/ zwischen $\langle 511 \rangle$ und $\langle 311 \rangle$, die Texturfaser auf der Symmetralen (111)-(01-1) nahe $\langle 233 \rangle$.

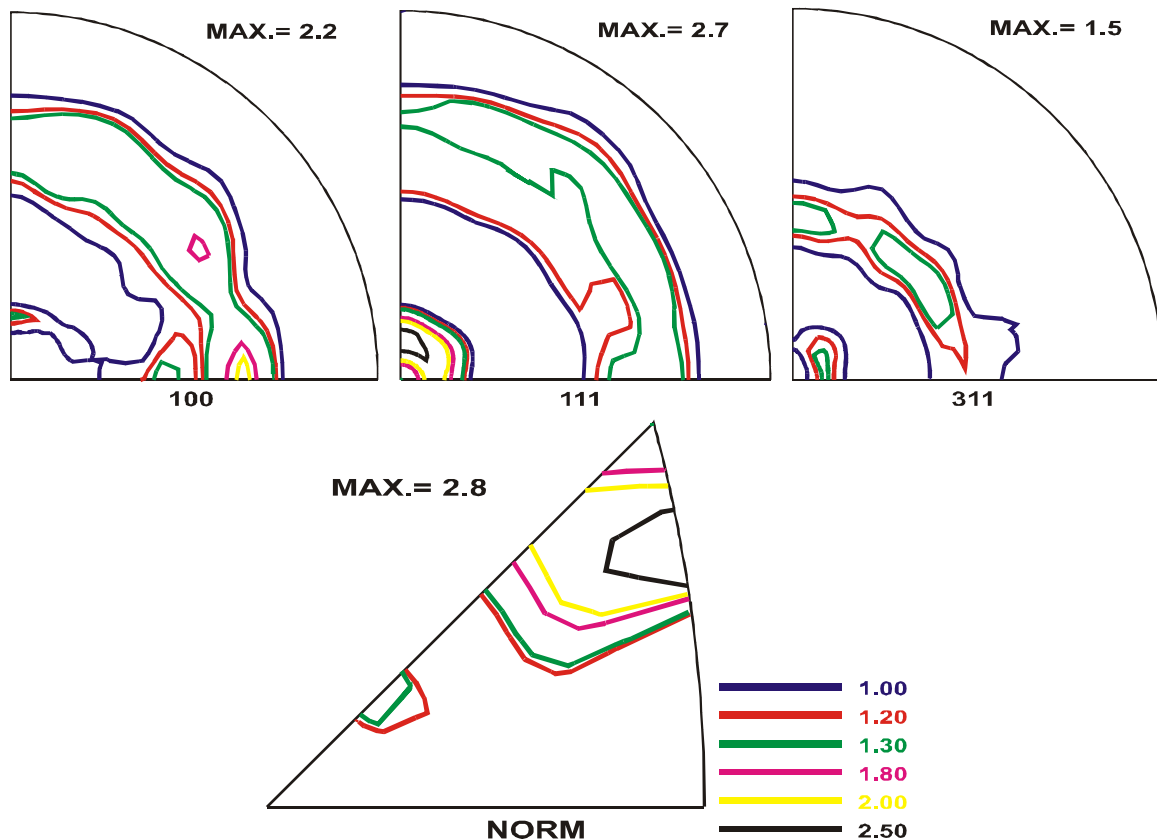


Bild 6.48: Polfiguren der α -Phase von CuZn10, ($\alpha 100$, $\alpha 111$ und $\alpha 311$), inverse Polfigur (Strangpressrichtung), indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 1 \text{ m/s}$, $\varphi = 3.9$)

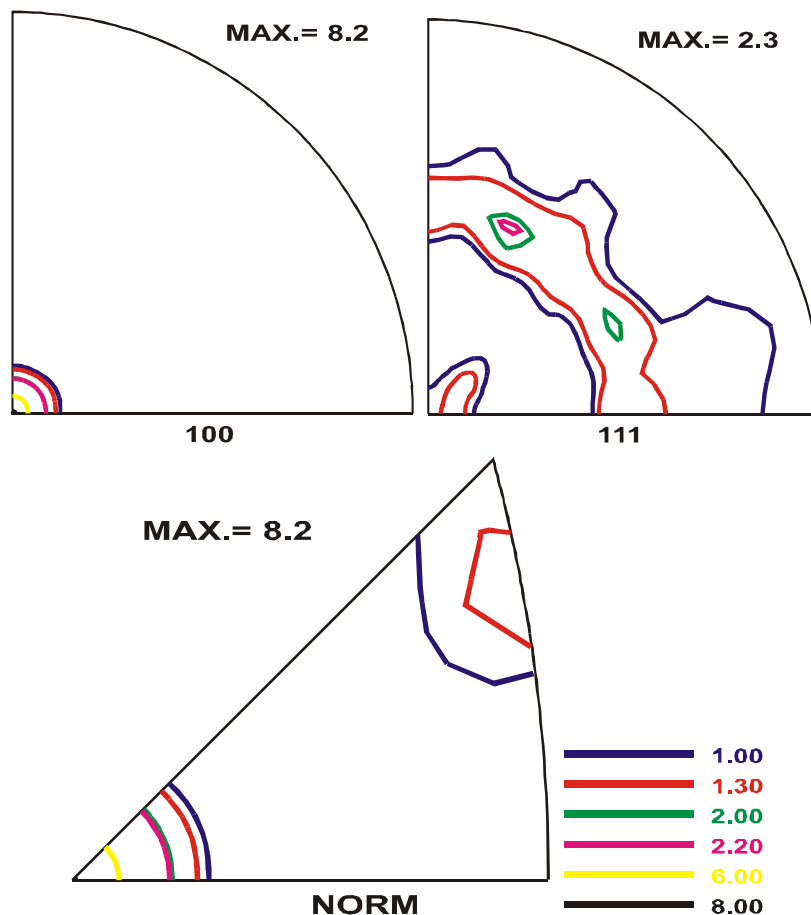


Bild 6.49: Polfiguren der α -Phase von CuZn37, (α 100 und α 111), inverse Polfigur (Strangpressrichtung), indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 750^\circ\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$)

Mit zunehmendem Zinkgehalt der Messinglegierungen wandern die Texturpole der $\langle uvw \rangle \{100\}$ - Texturfaser und der $\langle uvw \rangle \{111\}$ -Texturfaser Richtung $\langle uvw \rangle = \langle 100 \rangle$ bzw. $\langle uvw \rangle = \langle 111 \rangle$, wobei CuZn37 überwiegend eine $\langle 100 \rangle$ - Fasertexturkomponente (Bild 6.49) bzw. eine $\langle 111 \rangle$ -Fasertexturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase besitzt.

In der β -Phase stellt sich durch das Strangpressen eine $\langle 110 \rangle$ -Faser parallel zur Strangpressachse ein.

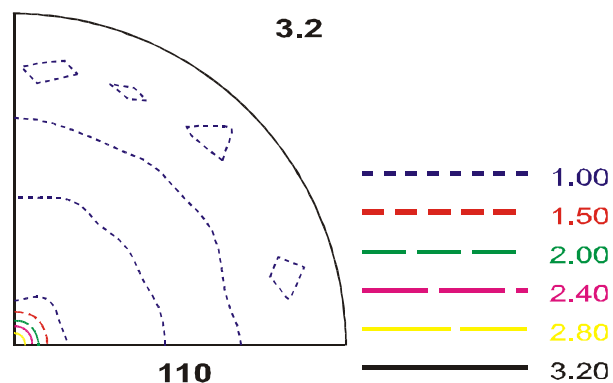


Bild 6.50: Polfigur der β -Phase von CuZn40Pb2, Reflex 110, indirekt stranggepresst, ($T_{\text{Bolz}} = 750^\circ\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.285 \text{ m/s}$, $\varphi = 2.9$)

Je nach Legierung und Strangpressparameter unterscheiden sich die Stärke, die relative Gewichtung der $\langle uvw \rangle \{100\}$ - Texturfaser und der $\langle uvw \rangle \{111\}$ -Texturfaser, die Schärfe der $\langle uvw \rangle \{100\}$ - Texturfaser und der $\langle uvw \rangle \{111\}$ -Texturfaser sowie die Lage der Texturpole.

Einfluss des Zinkgehaltes auf die Textur der Strangpressprodukte

Der Texturindex der $\langle uvw \rangle \{100\}$ - Texturfaser der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen besitzt bei CuZn37 im Vergleich zu CuZn10, CuZn20 und CuZn40Pb2 maximale Werte (Bild 6.51).

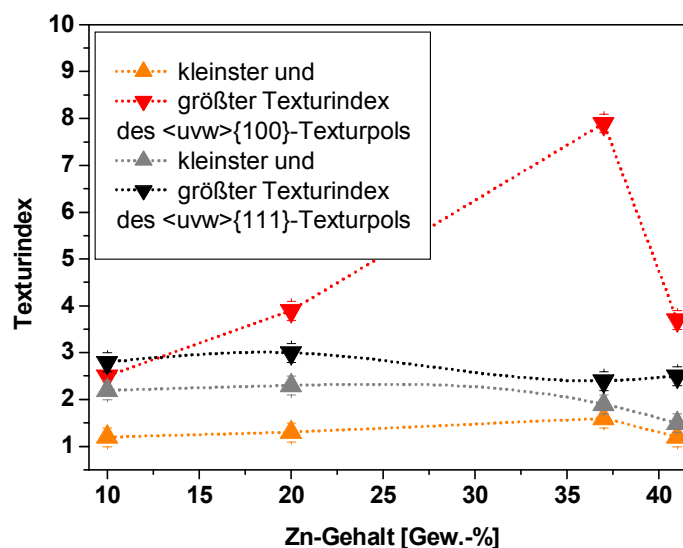


Bild 6.51: Einfluss des Zinkgehaltes der Messinglegierung auf die Stärke der Doppelfasertextur der α -Phase

In der α -Phase von CuZn37, das bei 750°C Bolzeneinsatztemperatur mit einer Produktgeschwindigkeit $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$ und mit einem Umformgrad $\varphi = 3$ stranggepresst wurde, beträgt der Texturindex der $\langle uvw \rangle \{100\}$ - Texturkomponente, in dem Fall einer $\langle 100 \rangle$ -Texturfaser, der Doppelfasertextur vom Strangpressen ca. 8. Der Texturindex der $\langle uvw \rangle \{100\}$ - Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen bei CuZn20 und CuZn40Pb2 beträgt bis zu 4 bzw. bei CuZn10 bis zu 2.5. Auch die Spannweite des Texturindex ist im Rahmen der untersuchten Strangpressparameter bei CuZn37 maximal (Bild 6.51).

Die Texturindizes der $\langle uvw \rangle \{111\}$ - Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen unterscheiden sich in Abhängigkeit vom Zinkgehalt weniger signifikant. Maximale Texturindizes von ca. 3 wurden bestimmt, wobei die maximalen Werte sowie die Spannweite der Texturindizes $\langle uvw \rangle \{111\}$ - Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase bei CuZn10 und CuZn20 geringfügig größer sind als bei CuZn37 und CuZn40Pb2 (Bild 6.51).

Einfluss der Bolzeneinsatztemperatur auf die Textur der Strangpressprodukte

Die Bolzeneinsatztemperatur beeinflusst bei allen untersuchten Legierungen die $\langle uvw \rangle \{100\}$ - Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen wesentlich stärker als die $\langle uvw \rangle \{111\}$ - Texturkomponente. Bei CuZn10 und CuZn20 sind der $\{100\}$ - und der $\{111\}$ - Texturpol der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen bis zu 20° gegenüber der Strangpressachse verkippt, während der $\{311\}$ - Texturpol nahezu parallel zur Strangpressachse ausgerichtet ist. In der α -Phase von CuZn37 und CuZn40Pb2 beträgt der Winkel zwischen dem $\{100\}$ - bzw. dem $\{111\}$ - Texturpol der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen und der Strangpressachse maximal 10° .

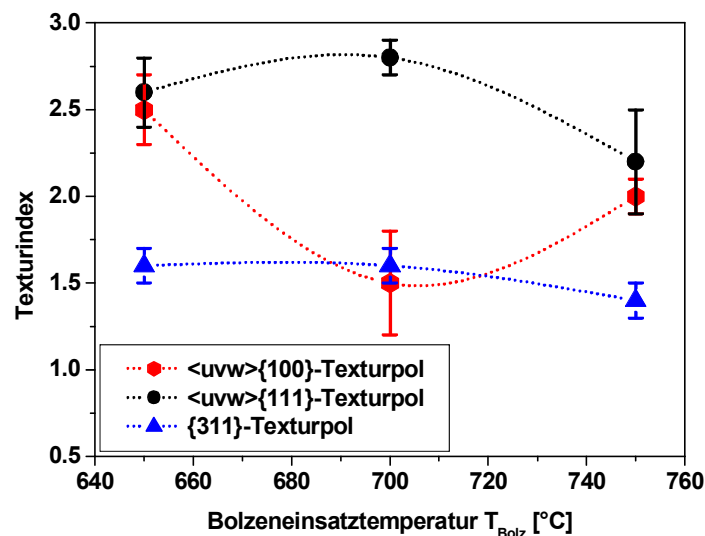


Bild 6.52: CuZn10, Einfluss der Bolzeneinsatztemperatur auf die Textur der α -Phase, Stärke der Texturpole, indirekt stranggepresst ($v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$)

Bei CuZn10 ist die $\langle uvw \rangle \{100\}$ - Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen im Rahmen der Versuchsparemeter bei einer Bolzeneinsatztemperatur $T_{\text{Bolz}} = 650^\circ\text{C}$ maximal und besitzt einen Texturindex gleich 2.5. Der Texturindex der $\langle uvw \rangle \{100\}$ - Texturkomponente bei $T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$ beträgt ca. 1.5 und bei $T_{\text{Bolz}} = 750^\circ\text{C}$ ca. 2.0, wobei sich die Werte unter Berücksichtigung des Fehlers nur geringfügig unterscheiden (Bild 6.52).

Die $\langle uvw \rangle \{111\}$ - Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen und die $\{311\}$ - Textur zeigen in Abhängigkeit von der Bolzeneinsatztemperatur den gleichen Verlauf, wobei die $\{311\}$ - Textur stets schwächer ist als die $\langle uvw \rangle \{111\}$ - Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen. Im Falle von CuZn10 sind die $\langle uvw \rangle \{111\}$ - Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen und die $\{311\}$ - Textur bei einer Bolzeneinsatztemperatur von 750°C schwächer als bei $T_{\text{Bolz}} = 650^\circ\text{C}$ und $T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$.

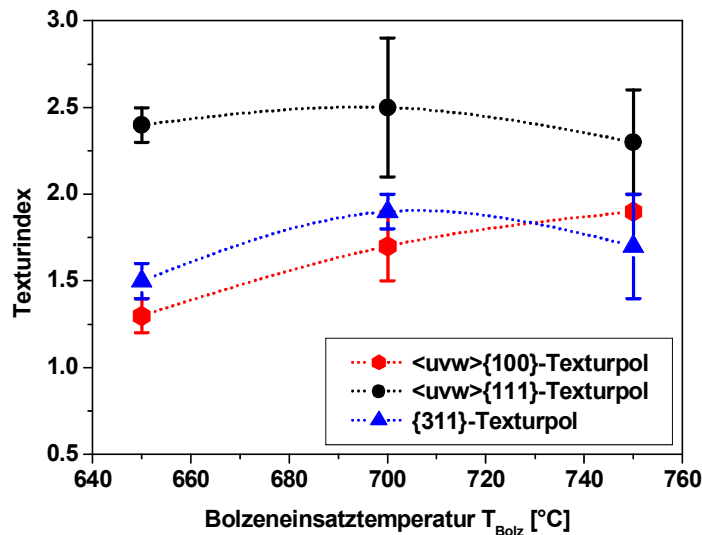


Bild 6.53: CuZn20, Einfluss der Bolzeneinsatztemperatur auf die Textur der α -Phase, Stärke der Texturpole, indirekt stranggepresst ($v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$)

Die Stärke der $\langle uvw \rangle \{100\}$ - Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen von CuZn20 (Bild 6.53) nimmt mit steigender Bolzeneinsatztemperatur kontinuierlich von ca. 1.5 bei $T_{\text{Bolz}} = 650^\circ\text{C}$ auf ca. 1.8 bei $T_{\text{Bolz}} = 750^\circ\text{C}$ zu. Für die $\langle uvw \rangle \{111\}$ - Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen wurden Texturstärken zwischen 2.4 und 2.5 bestimmt, für die $\{311\}$ - Textur liegt der Texturindex zwischen 1.5 und 1.7. Der Texturindex 1.7 stellte sich bei 700°C Bolzeneinsatztemperatur ein.

Bei CuZn37 nimmt die $\langle uvw \rangle \{100\}$ - Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen mit steigender Bolzeneinsatztemperatur wesentlich stärker zu als bei CuZn20. Der Texturindex der $\langle uvw \rangle \{100\}$ - Texturkomponente beträgt 2.2 bei $T_{\text{Bolz}} = 650^\circ\text{C}$, 3.4 bei $T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$ und 7.9 bei $T_{\text{Bolz}} = 750^\circ\text{C}$. Die Zunahme der Stärke der $\langle uvw \rangle \{100\}$ - Texturkomponente durch eine Erhöhung der Bolzeneinsatztemperatur von $T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$ auf $T_{\text{Bolz}} = 750^\circ\text{C}$ ist wesentlich größer als bei der Erhöhung der Bolzeneinsatztemperatur von $T_{\text{Bolz}} = 650^\circ\text{C}$ auf $T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$. Im Rahmen der Fehler steigt der Texturindex der $\langle uvw \rangle \{111\}$ - Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen geringfügig von 2.0 bei $T_{\text{Bolz}} = 650^\circ\text{C}$ auf 2.4 bei $T_{\text{Bolz}} = 750^\circ\text{C}$ an.

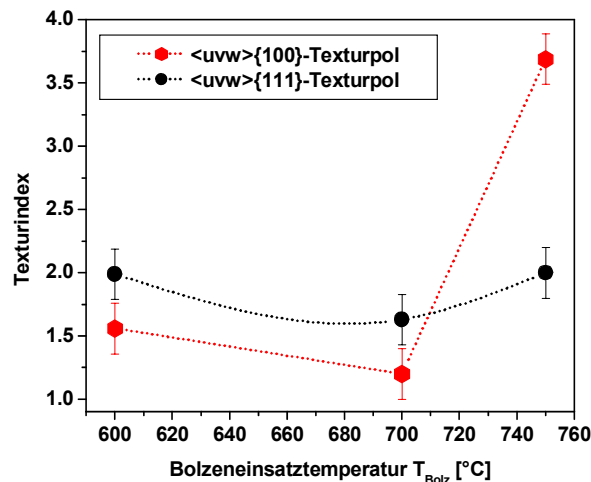


Bild 6.54: CuZn40Pb2, Einfluss der Bolzeneinsatztemperatur auf die Textur der α -Phase, Stärke der Texturpole, indirekt stranggepresst ($v_{\text{Strang}} = 0.285 \text{ m/s}$, $\varphi = 2.9$)

CuZn40Pb2 zeigt bei einer Erhöhung der Bolzeneinsatztemperatur von 700°C auf 750°C sowohl beim indirekten als auch beim direkten Strangpressen einen signifikanten Anstieg der Stärke der $\langle uvw \rangle \{100\}$ -Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen, während sich von 600°C (indirektes Strangpressen) bzw. 610°C (direktes Strangpressen) zu 700°C Bolzeneinsatztemperatur die Stärke der $\langle uvw \rangle \{100\}$ -Texturkomponente nur unwesentlich verändert (Bild 6.54). Die Texturindizes der $\langle uvw \rangle \{100\}$ -Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen sind 1.2 bei $T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$ und 3.7 bei $T_{\text{Bolz}} = 750^\circ\text{C}$ (indirektes Strangpressen) bzw. 1.6 bei $T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$ und 2.8 bei $T_{\text{Bolz}} = 750^\circ\text{C}$ Bolzeneinsatztemperatur (direktes Strangpressen). Beim indirekten Strangpressen hat die Bolzeneinsatztemperatur im Rahmen der Fehler keinen signifikanten Einfluss auf die Stärke der $\langle uvw \rangle \{111\}$ -Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen. Die $\langle uvw \rangle \{111\}$ -Texturkomponente variiert zwischen 1.6 und 2.0. Die Stärke der $\langle uvw \rangle \{111\}$ -Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen beim direkten Strangpressen verringert sich mit zunehmender Bolzeneinsatztemperatur geringfügig von 2.1 auf 1.8.

Für die β -Phase wird mit steigender Bolzeneinsatztemperatur eine kontinuierliche Zunahme der $\langle 110 \rangle$ -Textur verzeichnet, z.B. ist der Texturindex der $\langle 110 \rangle$ -Textur für indirekt stranggepresstes CuZn37 bei $T_{\text{Bolz}} = 650^\circ\text{C}$ gleich 2.3 und bei $T_{\text{Bolz}} = 750^\circ\text{C}$ gleich 4 (Bild 6.55).

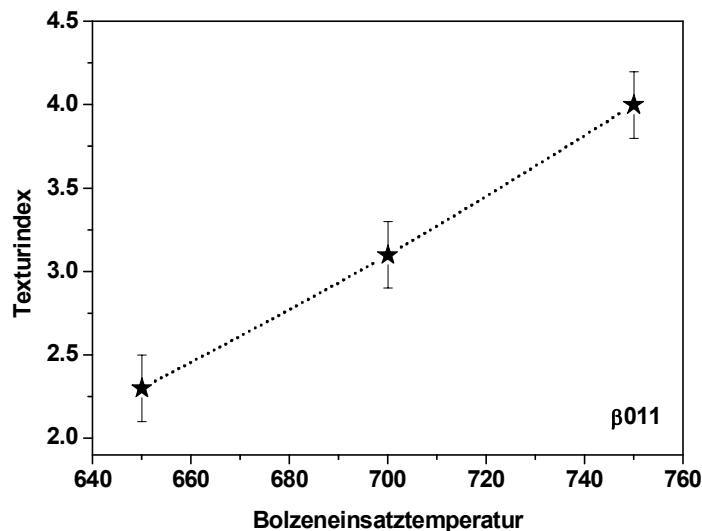


Bild 6.55: CuZn37, Einfluss der Bolzeneinsatztemperatur auf die Stärke der $\langle 110 \rangle$ -Textur der β -Phase, indirekt stranggepresst ($v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$)

Für indirekt stranggepresstes CuZn40Pb2 wurden Texturindizes der $\langle 110 \rangle$ -Textur der β -Phase von 1.7 bei $T_{\text{Bolz}} = 600^\circ\text{C}$ und von 3.5 bei $T_{\text{Bolz}} = 750^\circ\text{C}$ bestimmt. Im Rahmen der Fehler unterscheidet sich die $\langle 110 \rangle$ -Textur der β -Phase im Kern und am Rand nicht.

Einfluss des Umformgrades auf die Textur der Strangpressprodukte

Bei CuZn10 wird die $\langle uvw \rangle \{111\}$ -Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen sowie die $\{311\}$ -Textur mit zunehmendem Umformgrad größer (Bild 6.56). 2.8 beträgt der Texturindex der $\langle uvw \rangle \{111\}$ -Texturkomponente bei einem Umformgrad $\varphi = 3$, 3.3 bei $\varphi = 3.9$. Die Stärke der $\{311\}$ -Textur ist gleich 1.6 bei einem Umformgrad $\varphi = 3$ und 2.2 bei $\varphi = 3.9$.

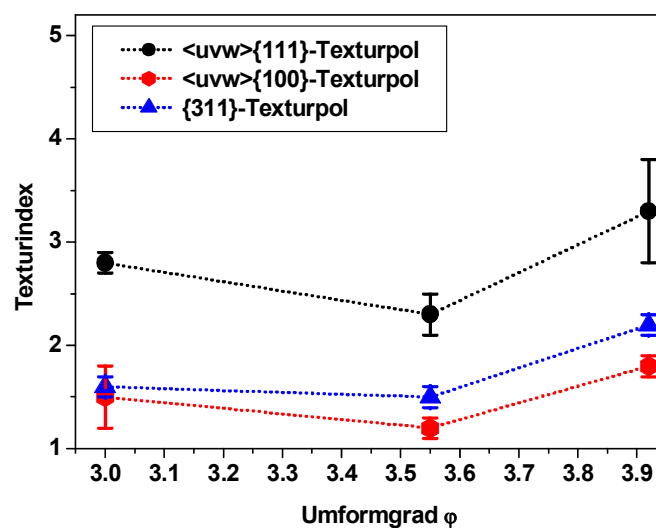


Bild 6.56: CuZn10, Einfluss des Umformgrades auf die Textur der α -Phase, Stärke der Texturpole, indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$)

Für die $\langle uvw \rangle \{100\}$ - Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen wurden Texturindizes zwischen 1.2 und 1.8 ermittelt.

Bei CuZn20 wird die $\langle uvw \rangle \{111\}$ -Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen mit zunehmendem Umformgrad ebenfalls stärker und nimmt von 2.5 bei einem Umformgrad $\varphi = 3$ auf 3.0 bei $\varphi = 3.9$ zu. Die $\langle uvw \rangle \{100\}$ - Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen wird mit steigendem Umformgrad beim Strangpressen ebenfalls stärker. Ein Texturindex der $\langle uvw \rangle \{100\}$ - Texturkomponente von 1.4 wurde für den Umformgrad $\varphi = 3$ ermittelt, ein Texturindex von 3.9 für $\varphi = 3.9$.

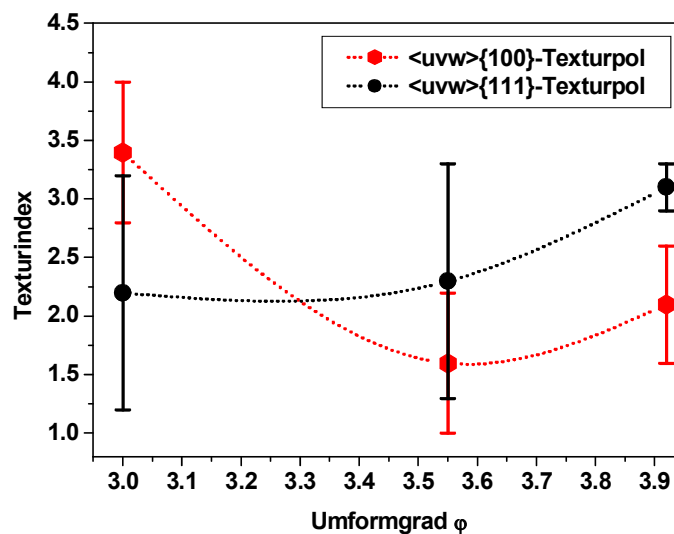


Bild 6.57: CuZn37, Einfluss des Umformgrades auf die Textur der α -Phase, Stärke der Texturpole, indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$)

Die Stärke der $\langle uvw \rangle \{111\}$ -Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen von CuZn37 nimmt ebenfalls mit steigendem Umformgrad von 2.2 bei einem Umformgrad $\varphi = 3$ auf 3.1 bei $\varphi = 3.9$ zu. Mit einem Texturindex von 3.4 ist die $\langle uvw \rangle \{100\}$ - Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen in CuZn37 bei einem Umformgrad $\varphi = 3$ signifikant größer als bei einem Umformgrad gleich $\varphi = 3.55$ bzw. $\varphi = 3.9$. Die Texturindizes für $\varphi = 3.55$ bzw. $\varphi = 3.9$ sind gleich 1.6 bzw. 2.1.

Ebenso ist bei CuZn40Pb2 eine kontinuierliche Zunahme der Stärke der $\langle uvw \rangle \{111\}$ -Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen von ca. 1.5 bei einem Umformgrad $\varphi = 2.3$ auf 2.1 bei $\varphi = 4$ zu verzeichnen (Bild 6.58). Die $\langle uvw \rangle \{100\}$ - Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen besitzt bei $\varphi = 2.9$ ein Minimum. Der zugehörige Texturindex beträgt 1.2. Bei $\varphi = 2.3$ ist der Texturindex der $\langle uvw \rangle \{100\}$ - Texturkomponente gleich 1.5. Der maximale Texturindex in Abhängigkeit vom

Umformgrad wurde im Rahmen der Untersuchungen mit einem Wert gleich 2.0 für den maximalen Umformgrad $\varphi = 3.9$ bestimmt.

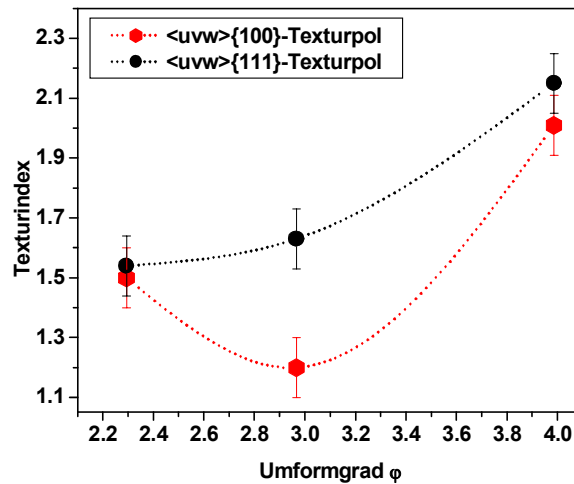


Bild 6.58: CuZn40Pb2, indirekt stranggepresst, Einfluss des Umformgrades auf die Textur der α -Phase, Stärke der Texturpole, indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$)

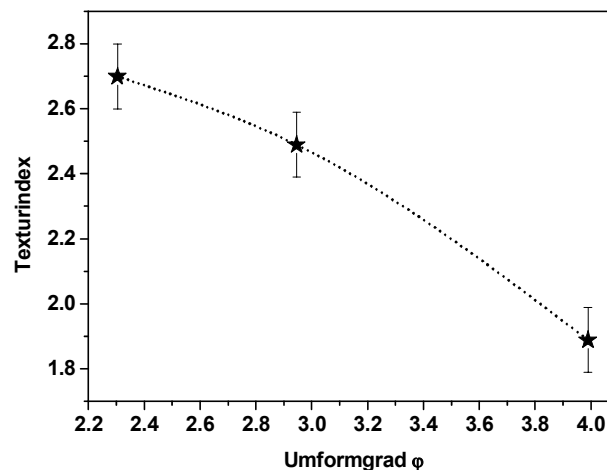


Bild 6.59: CuZn40Pb2, indirekt stranggepresst, Einfluss des Umformgrades auf die Stärke der $\langle 110 \rangle$ -Textur der β -Phase, indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$)

Die Stärke der $\langle 110 \rangle$ -Textur der β -Phase von indirekt stranggepresstem CuZn40Pb2 nimmt mit steigendem Umformgrad kontinuierlich ab (Bild 6.59). Bei einem Umformgrad $\varphi = 2.285$ beträgt der Texturindex der $\langle 110 \rangle$ -Textur 2.7 und 1.9 bei einem Umformgrad $\varphi = 3.9$.

Einfluss der Produktgeschwindigkeit auf die Textur der Strangpressprodukte

Die Variation der Produktgeschwindigkeit bei konstanter Bolzeneinsatztemperatur $T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$ und einem Umformgrad $\varphi = 3$ zeigt im Rahmen der Versuchsparameter für die stranggepressten Legierungen CuZn10, CuZn20 und CuZn37 ein Maximum der $\langle uvw \rangle \{100\}$ -Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen bei einer Produktgeschwindigkeit $v_{\text{Strang}} = 0.4 \text{ m/s}$ (Bild 6.60). Eine geringe, kontinuierliche Zunahme mit steigender Produktgeschwindigkeit tritt bei der

$\langle uvw \rangle \{111\}$ -Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen auf.

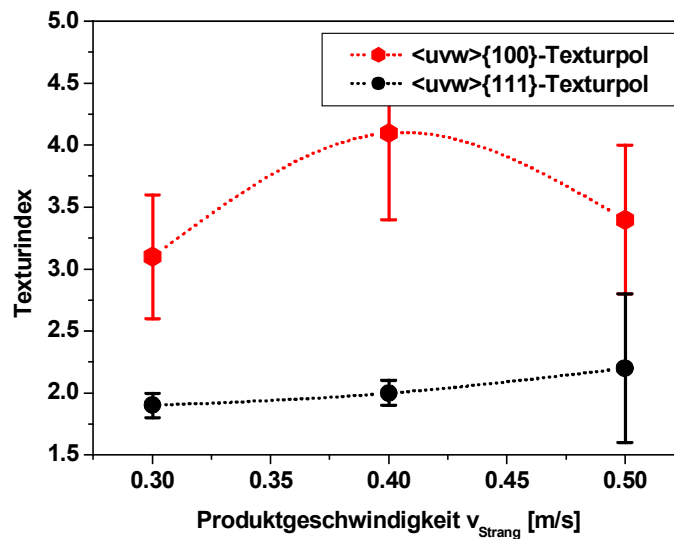


Bild 6.60: CuZn37, Einfluss der Produktgeschwindigkeit auf die Textur der α -Phase, indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$)

Beim indirekt und direkt stranggepressten CuZn40Pb2 nehmen sowohl die $\langle uvw \rangle \{100\}$ - Texturkomponente als auch die $\langle uvw \rangle \{111\}$ -Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen mit größer werdender Produktgeschwindigkeit kontinuierlich zu. Für das indirekte Strangpressen beträgt der Texturindex der $\langle uvw \rangle \{100\}$ - Texturkomponente 1.3 bei einer Produktgeschwindigkeit $v_{\text{Strang}} = 0.13 \text{ m/s}$ und 2.0 bei $v_{\text{Strang}} = 0.67 \text{ m/s}$, der Texturindex der $\langle uvw \rangle \{111\}$ -Texturkomponente 1.5 bei $v_{\text{Strang}} = 0.13 \text{ m/s}$ und 2.0 bei $v_{\text{Strang}} = 0.67 \text{ m/s}$. Die Texturindizes der Doppelfasertextur der α -Phase für die direkt stranggepressten Proben sind in Bild 6.61 dargestellt.

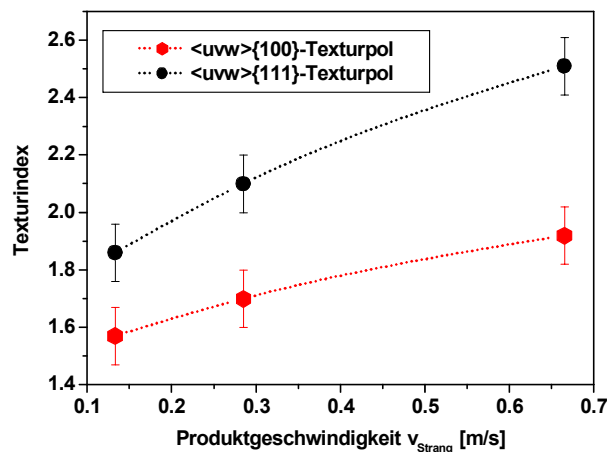


Bild 6.61: CuZn40Pb2, Einfluss der Produktgeschwindigkeit auf die Textur der α -Phase, direkt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$)

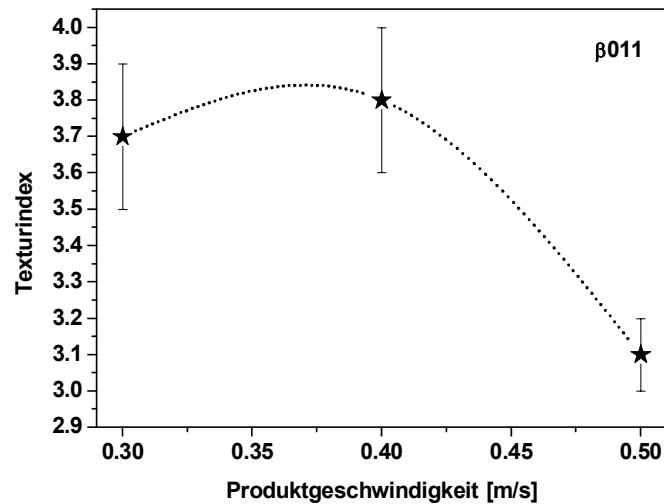


Bild 6.62: CuZn37, Einfluss der Produktgeschwindigkeit auf die Stärke der $\langle 110 \rangle$ -Textur der β -Phase, indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$)

In der β -Phase von CuZn37 wird die $\langle 110 \rangle$ -Textur durch zunehmende Produktgeschwindigkeit geschwächt. Einem Texturindex von 3.7 bei einer $v_{\text{Strang}} = 0.3 \text{ m/s}$ steht ein Texturindex von 3.1 bei $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$ gegenüber.

Charakterisierung der Korngrenzen mittels EBSD

Bild 6.63 zeigt den Ausschnitt einer stranggepressten Probe aus CuZn37, an der mittels EBSD die Korngrenzen innerhalb der α -Phase charakterisiert wurden.

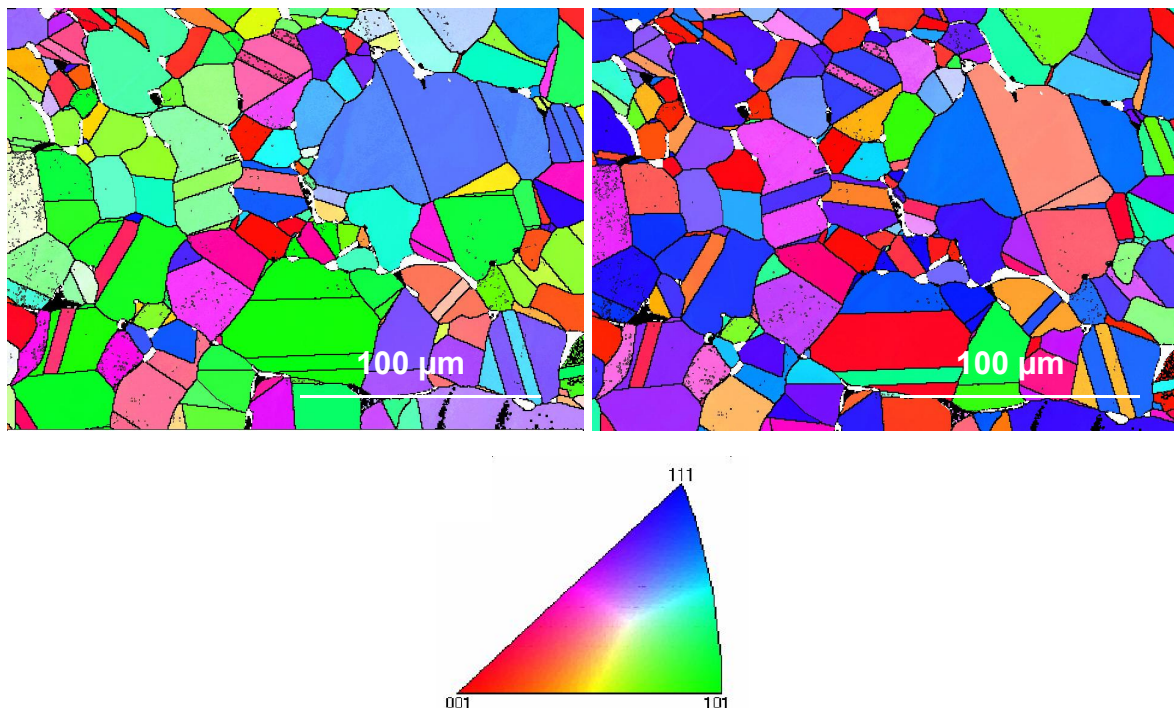


Bild 6.63: Orientierungskarte von CuZn37, indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$), a bezogen auf die Radialrichtung, b bezogen auf die Strangpressachse, c Farbcodierung der Orientierungen im Orientierungsdreieck

In Strangpressrichtung tritt entsprechend der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen häufig eine Orientierung nahe $\langle 100 \rangle$ (rot) oder nahe $\langle 111 \rangle$ (blau) auf (Bild 6.63 b), während quer zur Strangpressachse besonders häufig $\langle 110 \rangle$ -Orientierungen (grün) gefunden wurden (Bild 6.63 a). Außerdem sind bezogen auf die Radialrichtung des Strangpressprofils (Bild 6.63 a) Bänder mit Körnern ähnlicher Orientierung zu erkennen, die nahe $\langle 110 \rangle$, $\langle 111 \rangle$ bzw. $\langle 100 \rangle$ liegt.

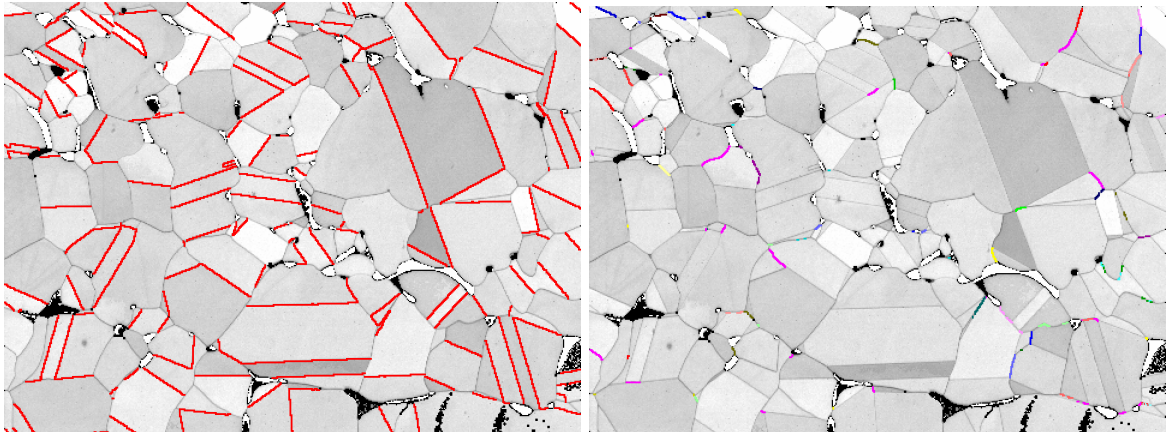


Bild 6.64: Korngrenzen in dem Gefügausschnitt von Bild 6.63, a $\Sigma 3$ (111)-Zwillingskorngrenzen, b alle weiteren CSL-Korngrenzen

Bei nahezu 50% der Korngrenzen handelt es sich um sog. CSL-Korngrenzen, unter denen mit die $\Sigma 3$ (111)-Zwillingskorngrenzen überwiegen (Bild 6.64 a). Neben den $\Sigma 3$ (111)-Zwillingskorngrenzen treten insbesondere $\Sigma 9$ -Korngrenzen auf (Tabelle 6.1).

Tabelle 6.1: Häufigkeit der verschiedenen Korngrenzen

Korngrenze	Häufigkeit [%]
$\Sigma 3$ (111)-Zwillingskorngrenzen	41.5
$\Sigma 9$ - Korngrenzen	1.7
Weitere CSL - Korngrenzen	4.3
Nicht CSL - Korngrenzen	52.5

Die weiteren gefundenen CSL-Korngrenzen besitzen häufig einen Drehwinkel im Bereich von 30° sowie zwischen 40° und 60° (Tabelle 6.2). Drehachse ist bei den $\Sigma 13b$ -Korngrenzen, die unter den restlichen CSL-Korngrenzen (Tabelle 6.2) am häufigsten gefunden wurden, sowie den $\Sigma 7$ -, $\Sigma 19b$ -, $\Sigma 37c$ - und den $\Sigma 21a$ -Korngrenzen die $\langle 111 \rangle$ -Richtung. Kennzeichnend für CSL-Korngrenzen mit einer $\langle 111 \rangle$ -Richtung ist eine große Korngrenzenmobilität.

Tabelle 6.2: Häufigkeit der verschiedenen CSL-Korngrenzen, Summe aller CSL - Korngrenzen $\equiv 100\%$

Sigma-Wert	Drehwinkel [°]	Drehachse <uvw>	Häufigkeit [%]
13b	27.8	111	8.7
17b	61.9	221	6.4
25b	51.7	311	6.3
29b	46.4	221	6.1
47a	37.1	331	5.8
7	38.2	111	5.3
19b	46.8	111	4.9
11	50.5	110	4.8
35b	43.2	331	4.8
15	48.2	210	4.5
37c	50.6	111	4.3
39b	50.1	321	4.1
43c	60.8	332	4.1
27b	35.4	210	4.1
27a	31.6	110	4.0
49b	43.6	511	3.6
33c	59	110	3.3
23	40.5	311	3.1
21a	21.8	111	2.5
19a	26.5	110	2.5
5	36.9	100	1.8
41c	55.9	110	1.5
43b	27.9	210	1.3

Die restlichen 52.5 % der untersuchten Korngrenzen sind Nicht-CSL-Korngrenzen.

Eigenspannungsanalysen an CuZn37 und CuZn40Pb2

In Kern der Strangpressprofile aus CuZn37 und CuZn40Pb2 wurden die Quereigenspannungen bestimmt. In CuZn37 liegen Druckeigenspannungen vor, deren Betrag zwischen 20 MPa und 100 MPa variiert (Bild 6.65).

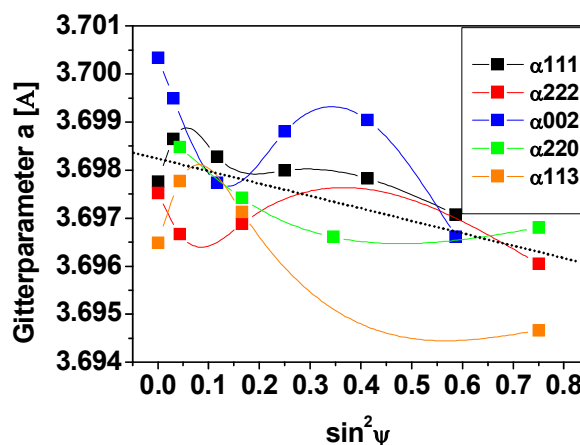


Bild 6.65: $\sin^2\psi$ -Darstellung, CuZn37, indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$)

Darüber hinaus zeigt die Auftragung für den $\alpha 200$ -Reflex der Strangpressprofile besonders ausgeprägte Oszillationen. Mit sinkendem Anteil der β -Phase in den Strangpressprodukten werden die Druckeigenspannungen in der α -Phase kleiner (Bild 6.66).

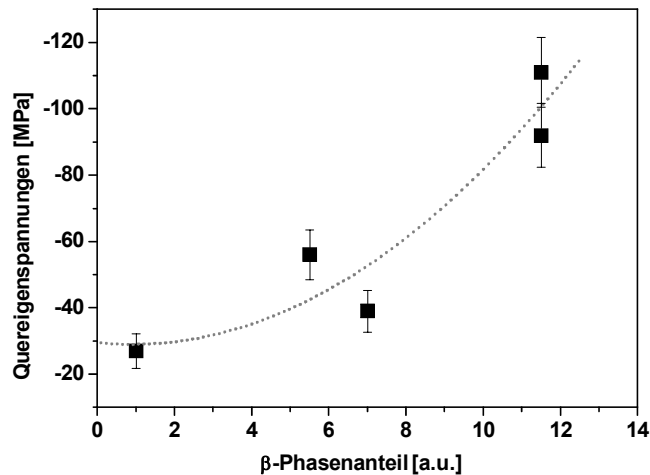


Bild 6.66: CuZn37, stranggepresst, Zusammenhang zwischen den Quereigenspannungen in der α -Phase und dem β -Phasenanteil von CuZn37, indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$)

Auch im Kern der indirekt stranggepressten Profile aus CuZn40Pb2 wurden Druckquereigenspannungen bestimmt, die in der α -Phase und in der β -Phase zwischen nahezu 0 MPa und -100 MPa betragen. Bei 700°C Bolzeneinsatztemperatur sind die Eigenspannungen in der α -Phase minimal und nahezu gleich Null.

6.2.3 Festigkeit und Härte der Strangpressprodukte

Kleinlasthärtemessungen

Bild 6.67 zeigt den im Querschliff an einem Strangpressprofil aus CuZn20 ermittelten Kleinlasthärteverlauf. Das Strangpressprofil wurde bei einer Bolzeneinsatztemperatur $T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$ mit einem Umformgrad $\varphi = 3$ und einer Produktgeschwindigkeit $v_{\text{Strang}} = 0.3 \text{ m/s}$ hergestellt.

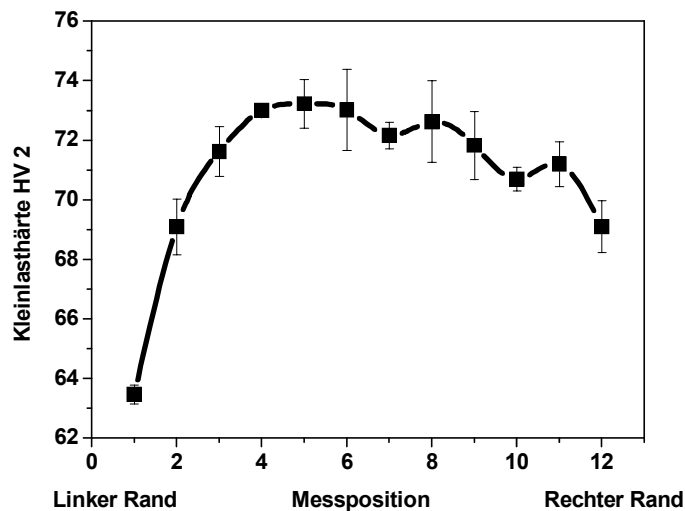


Bild 6.67: Härteverlauf einer stranggepressten Probe aus CuZn20 im Querschliff, indirekt stranggepresst

Das Strangpressprofil besitzt im Querschnitt am Rand eine geringere Härte als in der Mitte der Probe. Während am Rand eine Härte $\text{HV } 2 = 63$ ermittelt wurde, beträgt die Härte im Zentrum der Probe ca. $\text{HV } 2 = 73$.

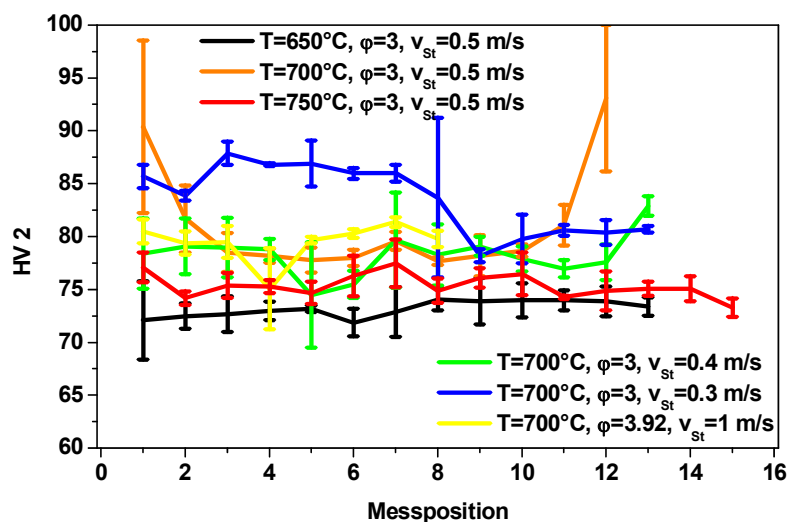


Bild 6.68: Härteverlauf der stranggepressten Proben aus CuZn37, Querschliff

In Bild 6.68 sind die Härteverläufe im Querschliff für die Strangpressprofile aus CuZn37 dargestellt. Beim Strangpressprofil mit $T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$, $\varphi = 3$ und $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$ ist die Härte am Rand größer als in der Mitte des Querschnitts. Einer

Härte HV 2 = 90 am Rand steht eine Härte HV 2 = 78 in der Mitte des Querschnitts gegenüber. Bei den anderen Strangpressprofilen ist ein Härteunterschied zwischen Rand und Zentrum des Querschliffs nur geringfügig ausgeprägt.

Die Kleinlasthärte der indirekt stranggepressten Profile aus CuZn40Pb2 unterscheidet sich im Rahmen der Fehler nicht signifikant in Abhängigkeit von der Position in der Querschnittsfläche.

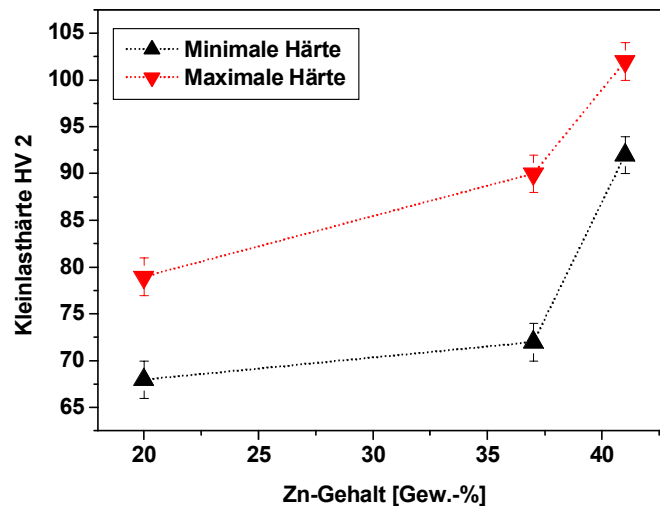


Bild 6.69: Einfluss des Zinkgehaltes auf die Kleinlasthärte der Strangpressprodukte, Zentrum der Querschnittsfläche

Die mittlere Härte, die am Querschliff der Strangpressprofile der jeweiligen Legierung bestimmt wurde, nimmt mit steigendem Zinkgehalt der Legierungen zu (Bild 6.69). Die maximale an den Strangpressprodukten aus CuZn20 bestimmte Härte beträgt HV 2 = 79, bei den Strangpressprodukten aus CuZn37 HV 2 = 90 und bei CuZn40Pb2 HV 2 = 102. Während sich die für CuZn37 und CuZn20 im Querschliff ermittelten Härten im Rahmen der Streuung mit den Strangpressparametern überschneiden, liegen alle an den Strangpressprofilen aus CuZn40Pb2 ermittelten Härtewerte über denen von CuZn37 und CuZn20.

Zugversuche mit quasistatischer Belastung

Exemplarisch sind in Bild 6.70 an Proben aus CuZn10 ermittelte Spannungs-Dehnungs-Kurven dargestellt. Die Zugproben stammen aus einem Strangpressprofil, das bei $T_{\text{Bolz}} = 700^{\circ}\text{C}$ mit einer Produktgeschwindigkeit $v_{\text{Strang}} = 0.4 \text{ m/s}$ und einem Umformgrad $\varphi = 3$ im indirekten Verfahren stranggepresst wurde.

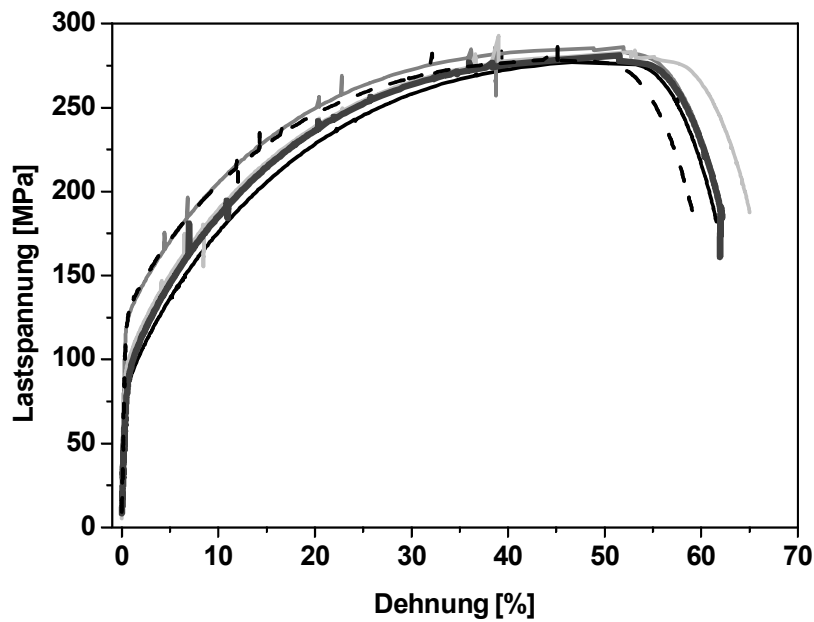


Bild 6.70: Spannungs-Dehnungs-Kurven, CuZn10, indirekt warmstranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 700^{\circ}\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.4 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$)

Mit zunehmendem Zinkgehalt nimmt die mittlere 0.2%-Dehngrenze zu (Bild 6.71). Die maximal für CuZn10 ermittelte 0.2%-Dehngrenze beträgt 90 MPa, für CuZn40Pb2 wurde eine maximale 0.2%-Dehngrenze von 190 MPa bestimmt. Im Rahmen der Streuung in Abhängigkeit von den Strangpressparametern überschneiden sich die 0.2%-Dehngrenzen von CuZn10 und CuZn20. Für CuZn10 beträgt die 0.2%-Dehngrenze der untersuchten Werkstoffe zwischen 80 MPa und 90 MPa, für CuZn20 zwischen 80 MPa und 100 MPa.

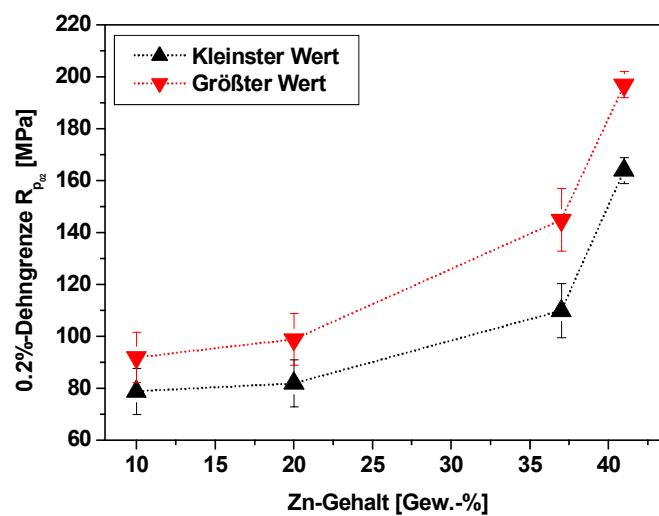


Bild 6.71: Einfluss des Zinkgehaltes auf die 0.2%-Dehngrenze der Strangpressprofile

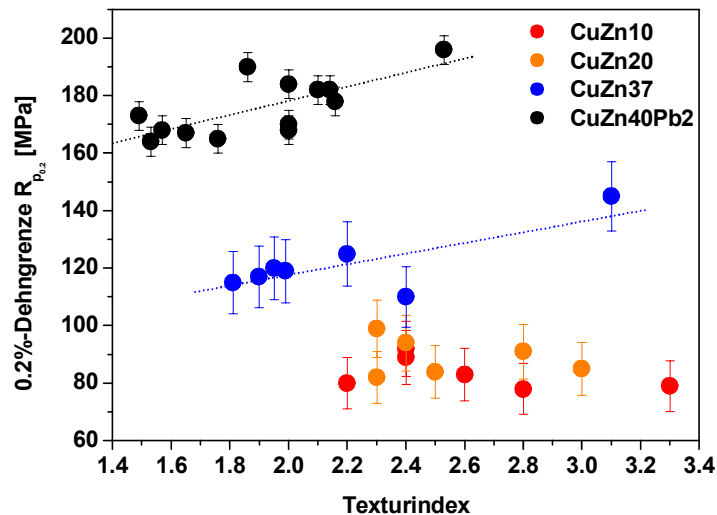


Bild 6.72: Einfluss der $\langle uvw \rangle \{111\}$ -Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen auf die 0.2%-Dehngrenze, verschiedene Legierungen

Bild 6.72 zeigt die in den Zugversuchen an den Strangpressprofilen ermittelten 0.2%-Dehngrenzen in Abhängigkeit von der Stärke der $\langle uvw \rangle \{111\}$ -Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen. Mit zunehmender Stärke der $\langle uvw \rangle \{111\}$ -Texturkomponente steigt die 0.2%-Dehngrenze von CuZn37 und CuZn40Pb2 an, während die 0.2%-Dehngrenze von CuZn10 und CuZn20 keinen eindeutigen Zusammenhang mit der Stärke der $\langle uvw \rangle \{111\}$ -Texturkomponente zeigt.

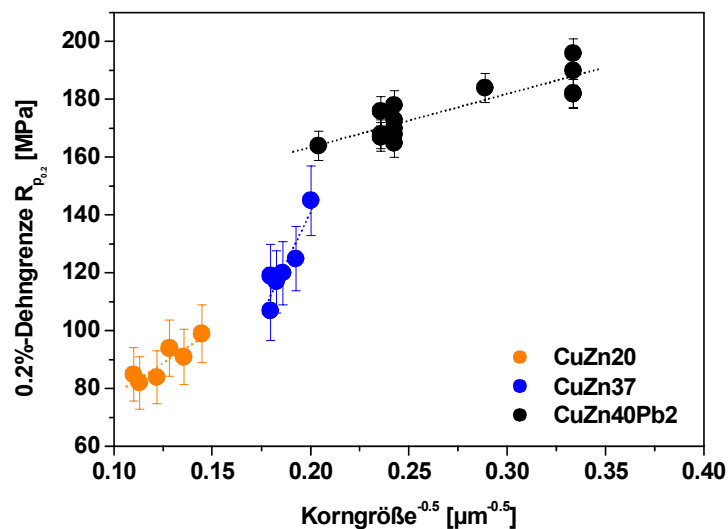


Bild 6.73: Einfluss der Korngröße auf die 0.2%-Dehngrenze der Strangpressprofile, verschiedene Legierungen

Bei CuZn10 und CuZn20 dominiert hingegen der Einfluss der Korngröße auf die 0.2%-Dehngrenze im stranggepressten Zustand. Mit $d^{-0.5}$ nimmt gemäß der Hall-Petch-Beziehung die 0.2%-Dehngrenze linear zu (Bild 6.73).

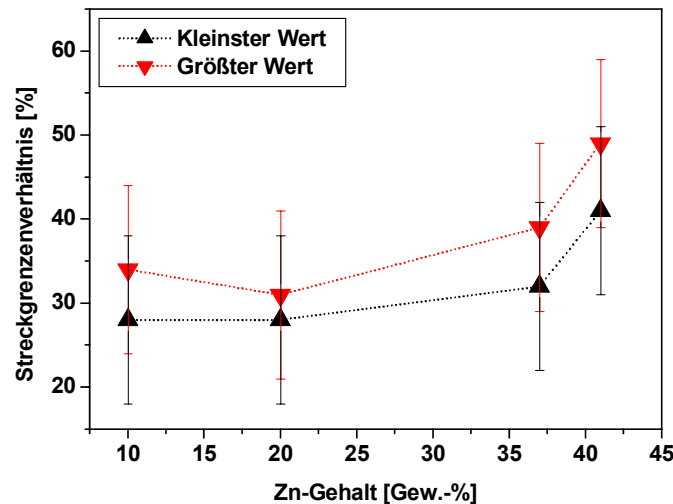


Bild 6.74: Streckgrenzenverhältnis der Strangpressprofile (Gl. 5.5) in Abhängigkeit vom Zinkgehalt der Messinglegierungen

Bild 6.74 zeigt die Streckgrenzenverhältnisse der Legierungen nach dem Strangpressen, die gemäß Gl. 5.5 bestimmt wurden, in Abhängigkeit vom Zinkgehalt der Legierungen. Für CuZn10 im stranggepressten Zustand wurde ein maximales Streckgrenzenverhältnis von ca. 34% bestimmt, für CuZn40Pb2 ein maximales Streckgrenzenverhältnis von ca. 47%. Den geringsten Wert für das maximale Streckgrenzenverhältnis nach dem Strangpressen besitzt im Rahmen der vorliegenden Untersuchungen CuZn20 mit einem Wert von ca. 32%.

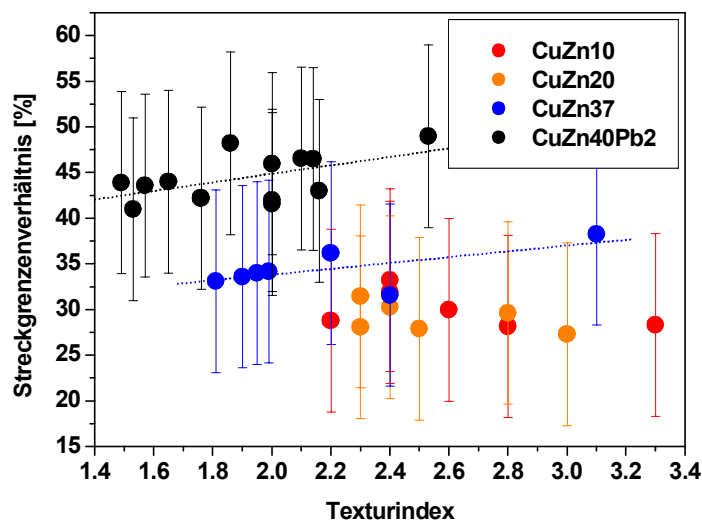


Bild 6.75: Einfluss der $\langle uvw \rangle \{111\}$ -Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen auf das Streckgrenzenverhältnis

Das Streckgrenzenverhältnis der Strangpressprodukte aus CuZn37 und CuZn40Pb2 wird mit zunehmender Stärke der $\langle uvw \rangle \{111\}$ -Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen geringfügig größer. Für CuZn10 und CuZn20 zeigen die Messdaten keinen signifikanten Einfluss der $\langle uvw \rangle \{111\}$ -Texturkomponente auf das Streckgrenzenverhältnis (Bild 6.75).

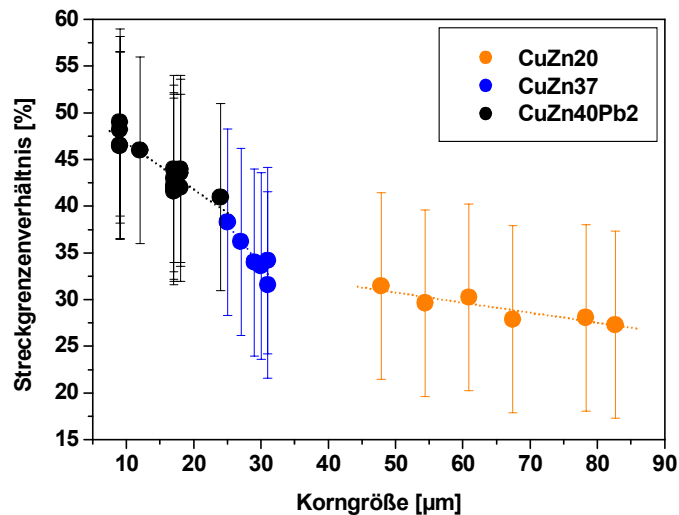


Bild 6.76: Einfluss der Korngröße auf das Streckgrenzenverhältnis der Strangpressprofile

Mit zunehmender Korngröße wird das Streckgrenzenverhältnis der Strangpressprofile aus den verschiedenen Legierungen kleiner (Bild 6.76). Am meisten wird das Streckgrenzenverhältnis bei der stranggepressten Legierung CuZn40Pb2 von der Korngröße beeinflusst, am kleinsten ist der Einfluss der Korngröße auf das Streckgrenzenverhältnis bei CuZn20 im stranggepressten Zustand.

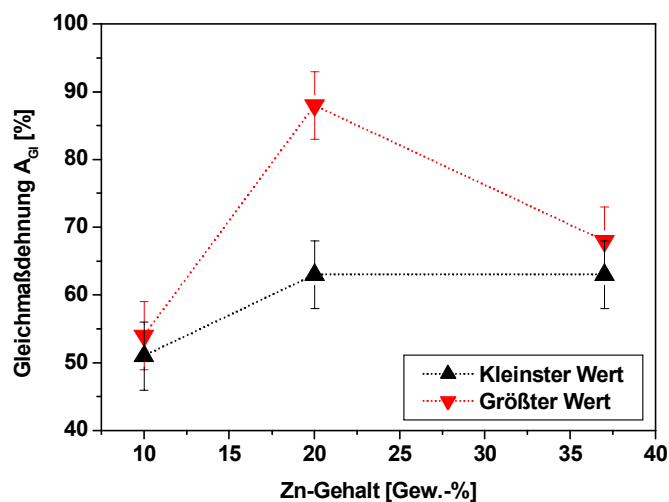


Bild 6.77: Gleichmaßdehnung der Strangpressprofile in Abhängigkeit vom Zinkgehalt der Legierung

In Bild 6.77 ist die mittlere Gleichmaßdehnung der Strangpressprofile in Abhängigkeit vom Zinkgehalt der Legierungen dargestellt. Die größte Gleichmaßdehnung besitzt CuZn20 mit einem maximalen Wert von 88%. Die maximal für CuZn10 bestimmte Gleichmaßdehnung beträgt ca. 55%, für CuZn37 ist die maximal bestimmte Gleichmaßdehnung gleich ca. 68%.

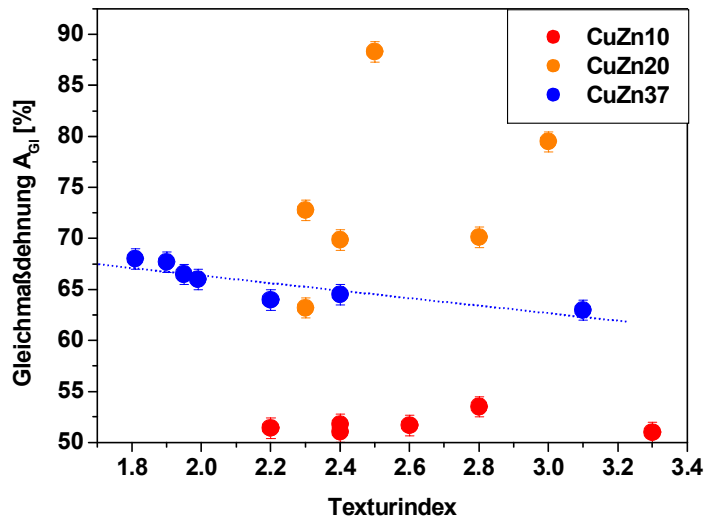


Bild 6.78: Einfluss der $\langle uvw \rangle \{111\}$ -Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen auf die Gleichmaßdehnung

Die Gleichmaßdehnung in Abhängigkeit von der Stärke der $\langle uvw \rangle \{111\}$ -Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen zeigt Bild 6.78. Beim stranggepressten CuZn37 wird die Gleichmaßdehnung mit zunehmender Stärke der $\langle uvw \rangle \{111\}$ -Texturkomponente geringfügig kleiner. Die Gleichmaßdehnung der Strangpressprofile aus CuZn20 streut stark mit der Stärke der $\langle uvw \rangle \{111\}$ -Texturkomponente, ohne einen eindeutigen Trend zu zeigen.

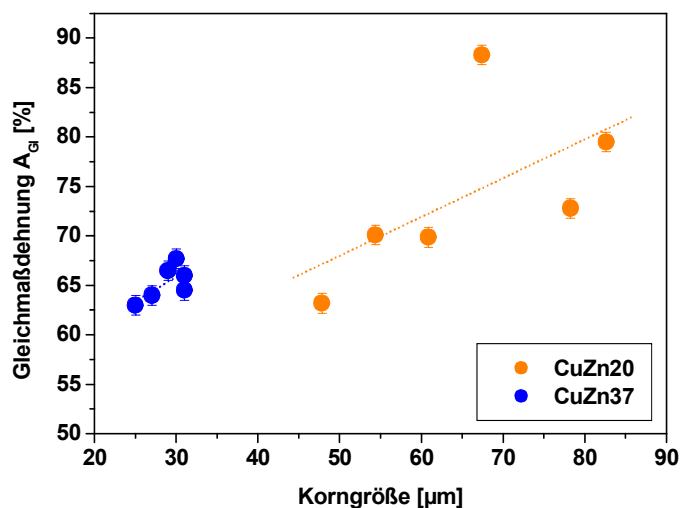


Bild 6.79: Einfluss der Korngröße auf die Gleichmaßdehnung der Strangpressprofile

In Bild 6.79 ist die Gleichmassdehnung in Abhängigkeit von der Korngröße dargestellt. Mit zunehmender Korngröße der α -Phase wird die Gleichmaßdehnung in CuZn20 und CuZn37 größer.

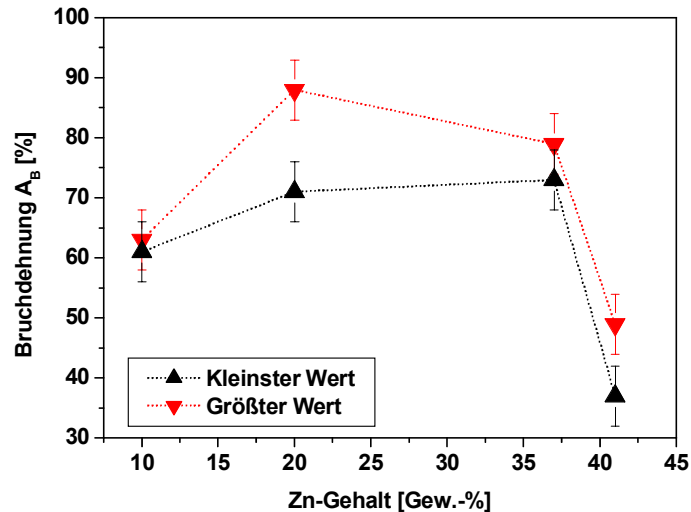


Bild 6.80: Bruchdehnung der Strangpressprofile in Abhängigkeit vom Zinkgehalt der Legierung

Bild 6.80 zeigt die Bruchdehnung in Abhängigkeit vom Zinkgehalt der stranggepressten Messinglegierungen. Die Bruchdehnung beträgt für die Strangpressprofile aus CuZn10 ca. 65% und für die Strangpressprofile aus CuZn40Pb2 maximal 50%. Die maximale Bruchdehnung wird bei den Strangpressprofilen aus CuZn20 erreicht und beträgt 88%.

Die Bruchdehnung der Strangpressprofile aus den verschiedenen Messinglegierungen wird nicht signifikant von der Stärke der $\langle 111 \rangle$ -Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen beeinflusst.

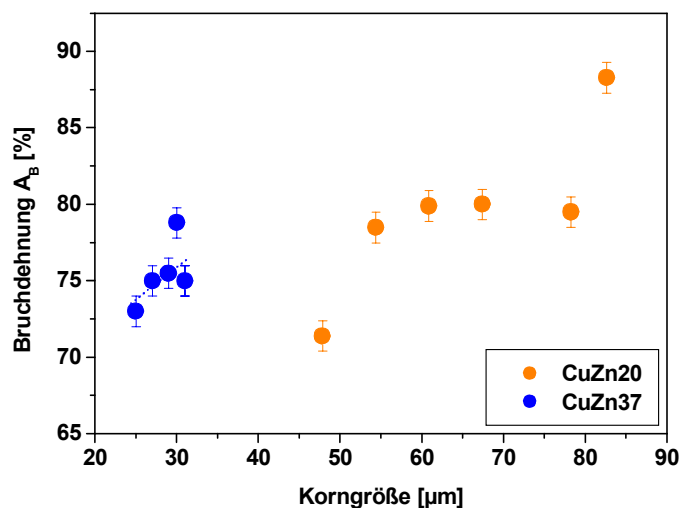


Bild 6.81: Einfluss der Korngröße auf die Bruchdehnung der Strangpressprofile

Mit der Korngröße nimmt hingegen die Bruchdehnung geringfügig zu (Bild 6.81). Die Strangpressprofile aus CuZn20 besitzen eine Bruchdehnung von ca. 75% bei einer mittleren Korngröße von ca. 50 μm und eine Bruchdehnung von 88% bei einer mittleren Korngröße von über 80 μm . Für die Strangpressprofile aus CuZn40Pb2

beträgt die Bruchdehnung bei einer mittleren Korngröße von 25 μm ca. 75% und bei einer mittleren Korngröße von ca. 34 μm ca. 80%.

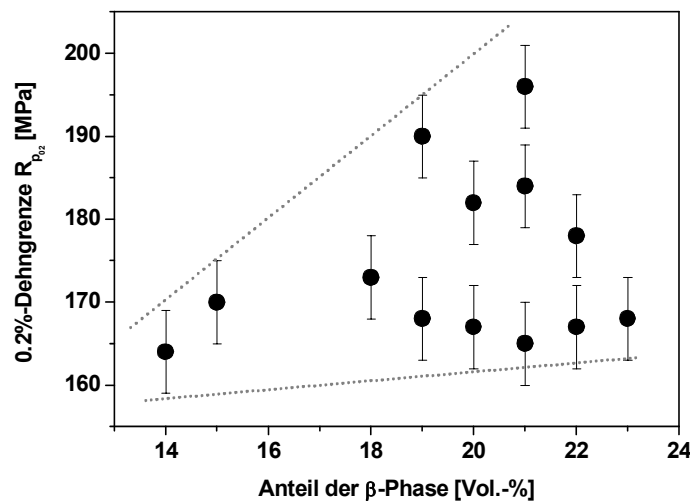


Bild 6.82: Einfluss des Volumenanteils der β -Phase auf die 0.2%-Dehngrenze der Strangpressprofile aus CuZn40Pb2

Bei der zweiphasigen Legierung CuZn40Pb2 kann der Volumenanteil der β -Phase die mechanischen Eigenschaften ebenfalls beeinflussen. Bild 6.82 zeigt die 0.2%-Dehngrenze in Abhängigkeit vom Volumenanteil der β -Phase. Die maximal bestimmten 0.2%-Dehngrenzen nehmen mit steigendem Volumenanteil der β -Phase zu, wobei die Zunahme jedoch in der gleichen Größenordnung liegt wie die Streuung der 0.2%-Dehngrenzen in Folge der Variation der Textur, Korngröße und der übrigen mikrostrukturellen Parametern der Strangpressprofile in Abhängigkeit von den Strangpressparametern resultiert (Bild 6.72 und Bild 6.73).

Druckversuche mit quasistatischer Belastung

Bild 6.83 zeigt exemplarisch die Spannungs-Stauchungs-Kurven der Druckversuche für unterschiedliche Belastungsrichtungen in einem Strang aus CuZn20, der bei $T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$ mit einer Produktgeschwindigkeit $v_{\text{Strang}} = 0.3 \text{ m/s}$ und einem Umformgrad $\varphi = 3$ hergestellt wurde.

Für Stauchungen bis ca. 20% unterscheiden sich die Fließspannungen bei vergleichbarer Stauchung nicht signifikant, während für Stauchungen oberhalb 20% je nach Belastungsrichtung bei gleicher Dehnung unterschiedliche Spannungen vorliegen. Grau markiert sind außerdem vereinzelt auftretende Spannungseinbrüche in den Spannungs-Stauchungs-Kurven, die möglicherweise von der mechanischen Zwillingsbildung während der Verformung herrühren.

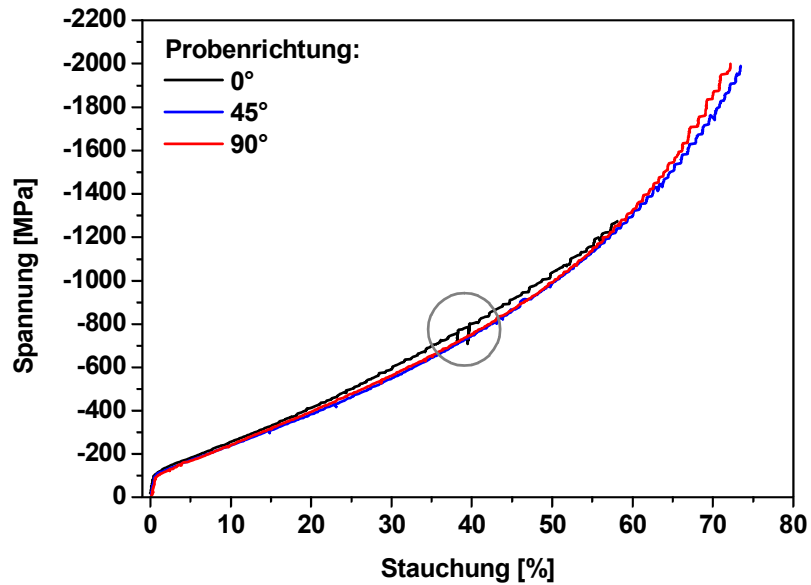


Bild 6.83: Spannungs-Stauchungs-Kurven der Legierung CuZn20, direkt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 700^{\circ}\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.3 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$)

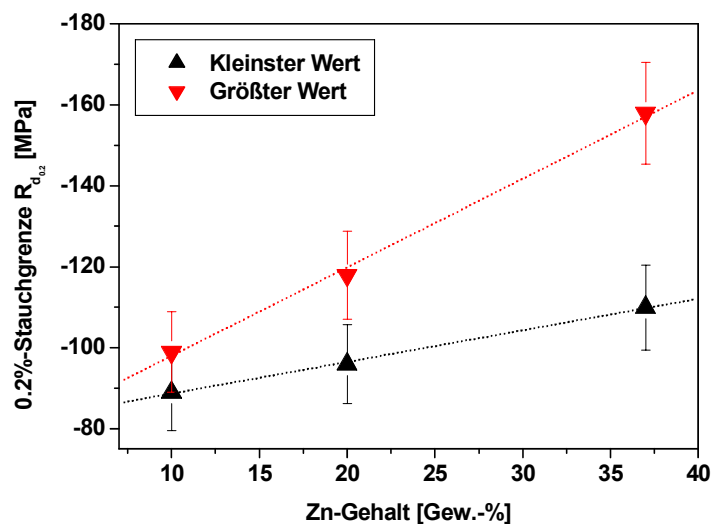


Bild 6.84: Einfluss des Zinkgehaltes auf die 0.2%-Stauchgrenze der Strangpressprodukte, 0° -Richtung der Proben

Bild 6.84 zeigt die 0.2%-Stauchgrenzen in 0° -Richtung in Abhängigkeit vom Zinkgehalt der Messinglegierungen. Die mittlere 0.2%-Stauchgrenze der Strangpressprodukte nimmt mit dem Zinkgehalt der Legierung kontinuierlich zu.

Hochgeschwindigkeitsverformung

Bild 6.85 zeigt die Spannungs-Stauchungs-Kurven der mit verschiedenen Stauchraten bei RT druckverformten Proben aus stranggepressten CuZn37. Die Proben stammen alle aus demselben Strangpressprofil, das bei 650°C Bolzeneinsatztemperatur mit einer Produktgeschwindigkeit von 0.5 m/s und einem Umformgrad gleich 3 hergestellt wurde. Die Richtung der Druckbeanspruchung beträgt 0° zur Strangpressachse.

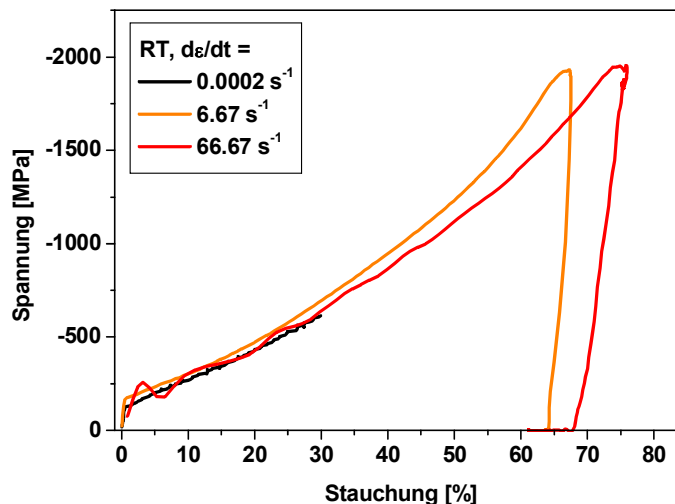


Bild 6.85: Einfluss der Stauchrate auf die Spannungs-Stauchungs-Kurven, RT, CuZn37, indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 650^\circ\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$)

Mit zunehmender Stauchrate wird die 0.2%-Stauchgrenze größer. Bei einer Stauchrate von 0.00025 s^{-1} beträgt die 0.2%-Stauchgrenze $R_{d0.2} = -125 \text{ MPa}$, bei einer Stauchrate von 66.67 s^{-1} ist die $R_{d0.2} = -255 \text{ MPa}$ (Bild 6.86). Bei einer Stauchrate von 66.67 s^{-1} tritt eine obere und eine untere Fließgrenze auf. Außerdem verläuft die Spannungs-Stauchungs-Kurve im Bereich plastischer Verformung wellenförmig. Die Spannungs-Stauchungs-Kurve der mit 0.00025 s^{-1} gestauchten Probe bricht bei geringeren Stauchgraden ab als die anderen Kurven, weil die servohydraulische Zugmaschine an der Stelle des Versuchs angehalten wurde.

Für plastische Verformungen bis 30% Stauchung verlaufen die Spannungs-Stauchungs-Kurven gleich. Für über 30% Stauchung liegt bei gleicher Stauchung bei einer Stauchrate von 6.67 s^{-1} stets eine größere Spannung vor als bei einer Stauchrate von 66.67 s^{-1} , was eine stärkere Entfestigung bei einer Stauchrate von 6.67 s^{-1} im Vergleich zu einer Stauchrate von 66.67 s^{-1} bedeutet.

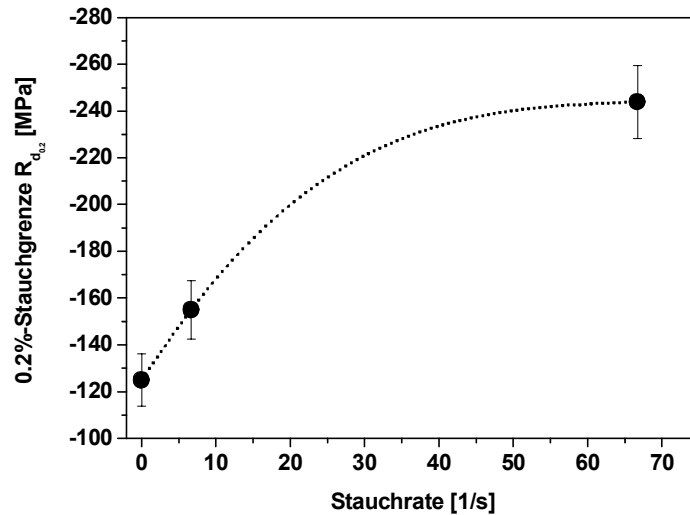


Bild 6.86: Einfluss der Dehnrates auf die 0.2%-Stauchgrenze der Strangpressprofile, CuZn37, Strang1

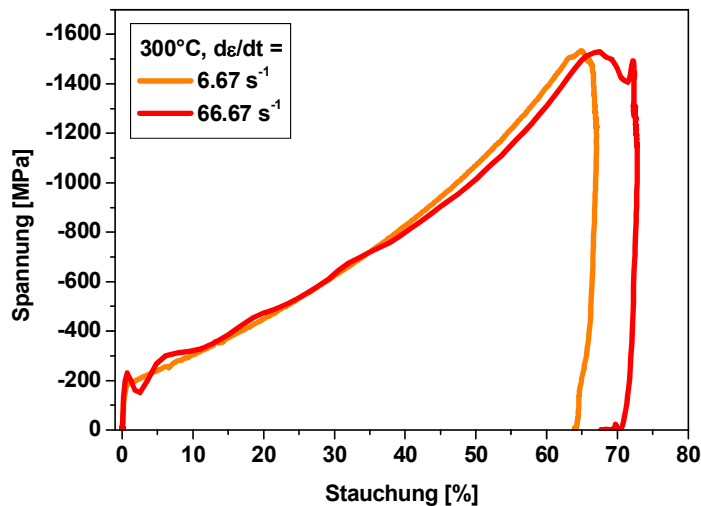


Bild 6.87: Einfluss der Stauchrate auf die Spannungs-Stauchungs-Kurven, 300°C, CuZn37, indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 650^\circ\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$)

In Bild 6.87 ist der Einfluss der Stauchrate auf die Spannungs-Stauchungs-Kurven bei 300°C dargestellt. Bei einer Stauchrate von 6.67 s^{-1} beträgt die $R_{d0.2} = -150 \text{ MPa}$, bei einer Stauchrate von 66.67 s^{-1} ist $R_{d0.2} = -225 \text{ MPa}$. Bei 300°C und einer Stauchrate von 66.67 s^{-1} tritt wie bei RT eine obere und eine untere Fließgrenze auf. Für plastische Verformungen bis 40% Stauchung verlaufen die Spannungs-Stauchungs-Kurven gleich, für über 40% Stauchung zeigen die Spannungs-Stauchungs-Kurven bei einer Stauchrate von 6.67 s^{-1} erneut eine größere Entfestigung als bei 66.67 s^{-1} .

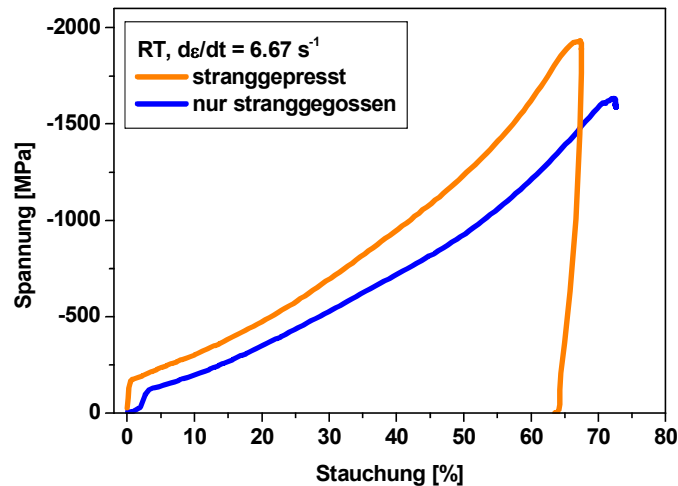


Bild 6.88: Vergleich der Spannungs-Stauchungs-Kurven für CuZn37 stranggegossen und stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 650^\circ\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$), RT

In Bild 6.88 wird die Spannungs-Stauchungs-Kurve des Strangpressprofils mit der des stranggegossenen Anlieferungszustandes verglichen. Die Stauchrate bei den Druckversuchen betrug 6.67 s^{-1} . Die 0.2%-Stauchgrenze des Stranggusses beträgt ca. -120 MPa. Für das Strangpressprofil wurde eine 0.2%-Stauchgrenze von -155 MPa bestimmt.

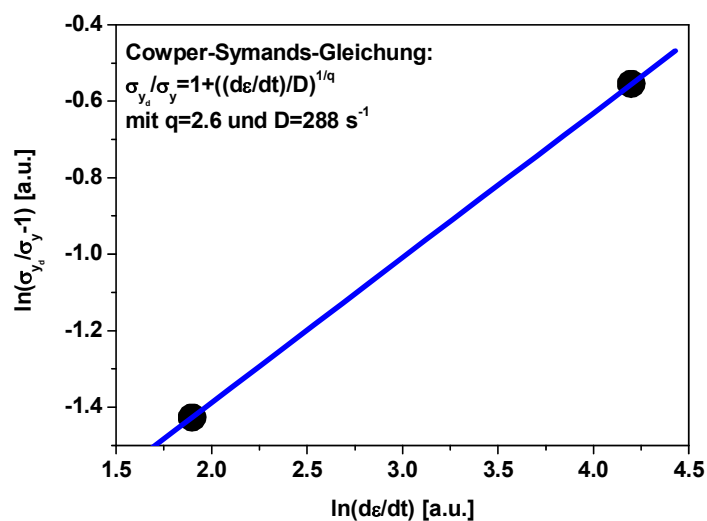


Bild 6.89: Bestimmung der Parameter q und D, CuZn37 stranggepresst (Strang 1), RT

In Bild 6.89 werden exemplarisch für die Druckversuche an dem Strangpressprofil mit unterschiedlichen Stauchraten bei RT die 0.2%-Stauchraten gemäß der linearen Form der Gleichung von Cowper und Symonds dargestellt. Daraus ergeben sich die Parameter $q = 2.6$ und $D = 288 \text{ s}^{-1}$.

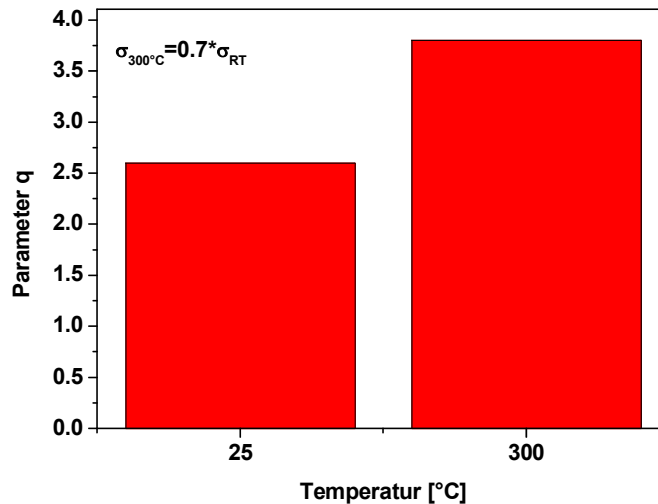


Bild 6.90: Einfluss der Temperatur auf den Parameter q von CuZn37, indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 650^\circ\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$)

Bild 6.90 zeigt den Einfluss der Temperatur auf den Parameter q für CuZn37, stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 650^\circ\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$). Der Parameter q wird mit Steigerung der Verformungstemperatur größer. Dem Wert $q = 2.6$ bei RT steht bei 300°C ein Wert $q = 3.8$ gegenüber.

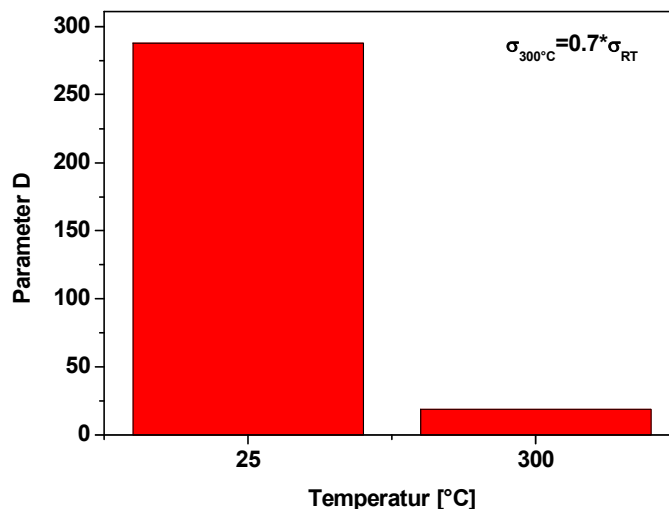


Bild 6.91: Einfluss der Temperatur auf den Parameter D von CuZn37, indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 650^\circ\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$)

Der Parameter D wird mit Zunahme der Verformungstemperatur kleiner (Bild 6.91). Bei Raumtemperatur beträgt $D = 288 \text{ s}^{-1}$, bei 300°C ist $D = 19 \text{ s}^{-1}$.

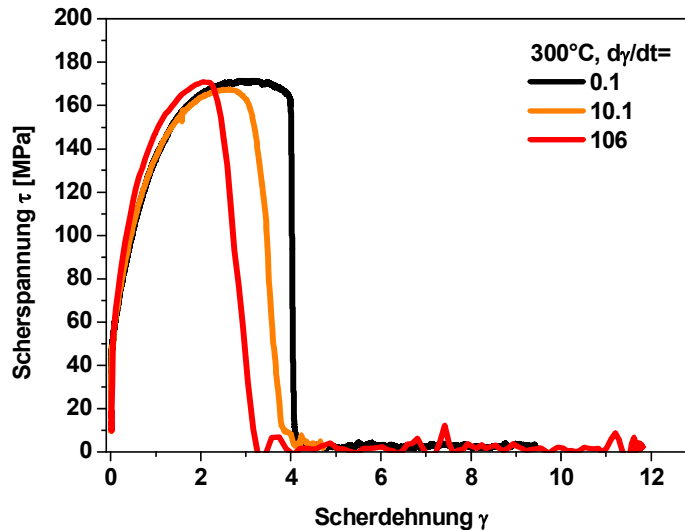


Bild 6.92: Scherspannungs-Scherdehnungs-Kurven, 300°C, CuZn37, indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 650^\circ\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$)

Bild 6.92 zeigt Scherspannungs-Scherdehnungs-Kurven für stranggepresstes CuZn37 ($T_{\text{Bolz}} = 650^\circ\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$) für verschiedene Scherraten. An den Kurven wurde die Fließgrenze bei Torsion bestimmt und für die Verformungsraten von ca. 10 s^{-1} und 66.67 s^{-1} (Druck) bzw. 108 s^{-1} (Torsion) bezogen auf den entsprechenden Wert bei ca. 10 s^{-1} dargestellt (Bild 6.93).

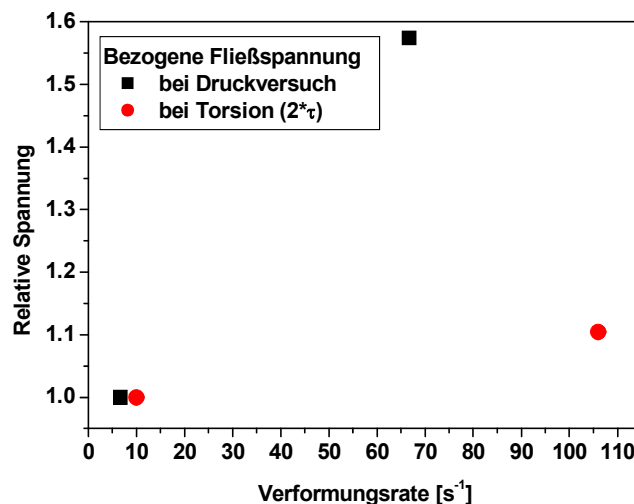


Bild 6.93: Einfluss der Verformungsrate auf die Fließgrenze bei Druck und bei Torsion, 300°C, CuZn37, indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 650^\circ\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$)

Bei Torsion ist die Zunahme der Fließgrenze mit größer werdender Verformungsrate bei 300°C Umformtemperatur kleiner als bei Druckverformung. Das Verhältnis der Fließgrenzen bei Torsion beträgt für die beiden Verformungsraten 10 s^{-1} und 108 s^{-1} ca. 1.1, bei Druckverformung für die Stauchraten 6.67 s^{-1} und 66.67 s^{-1} ca. 1.55.

6.3 Mikrostrukturelle Untersuchungen an kaltgestauchten Proben

6.3.1 Gefügeuntersuchungen

Lichtmikroskopie

In Bild 6.94 und Bild 6.95 ist das Gefüge einer stranggepressten und im Anschluss daran kaltgestauchten Probe aus CuZn20 dargestellt. Nach Druckverformung sind die Körner im Probeninneren quer zur Lastachse gestreckt (Bild 6.94, Mitte). An der Probenunterseite ähnelt das Gefüge dem Strangpressgefüge (Bild 6.94, links), da eine Verformung aufgrund der Reibung von Probe zu Auflagefläche nicht möglich war. Die Randzone im Längsschliff zeigt ebenfalls wie das Probeninnere eine leichte Streckung der Körner quer zur Lastachse (Bild 6.94, rechts).

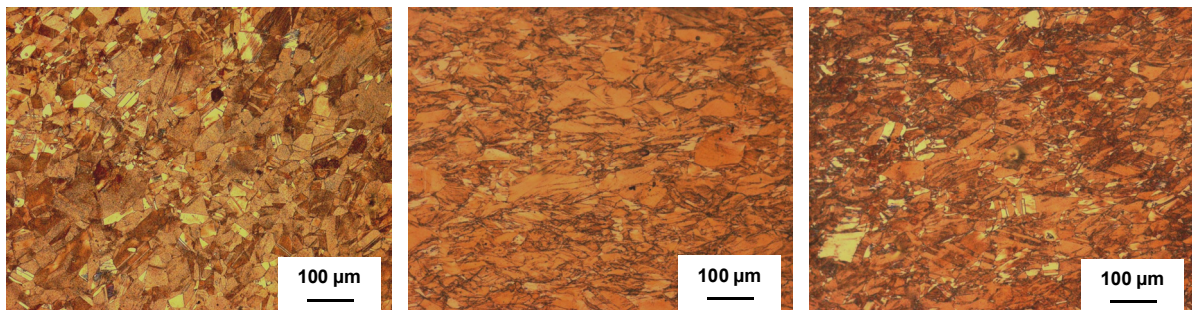


Bild 6.94 a: Exemplarische Gefügaufnahme einer druckverformten Probe, CuZn20, Strang 10 im Längsschliff; links: Probenunterseite, Mitte: Schnittfläche, rechts: Randzone

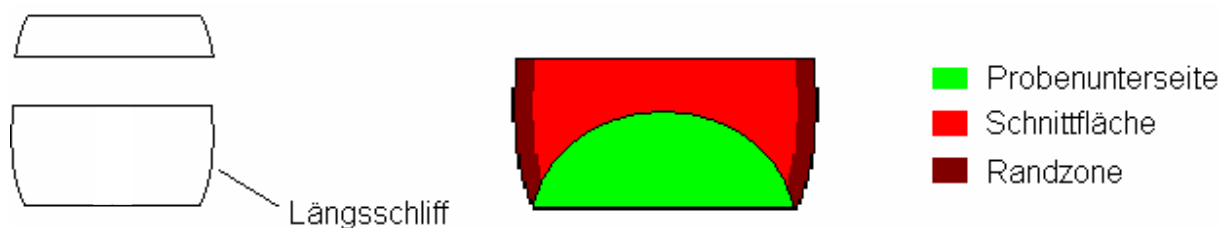


Bild 6.94 b: Schematische Darstellung der einzelnen Zonen im Längsschliff

Im Querschliff hingegen ähneln die Gefüge sowohl der Randzone als auch der Probenmitte dem Strangpressgefüge (Bild 6.95, links und Mitte). Bei der sogenannten Zwischenzone der Querschliffe ist das Gefüge so stark verformt, dass einzelne Körner nicht mehr erkennbar sind und in den Deformationslinien untergehen (Bild 6.95, rechts).

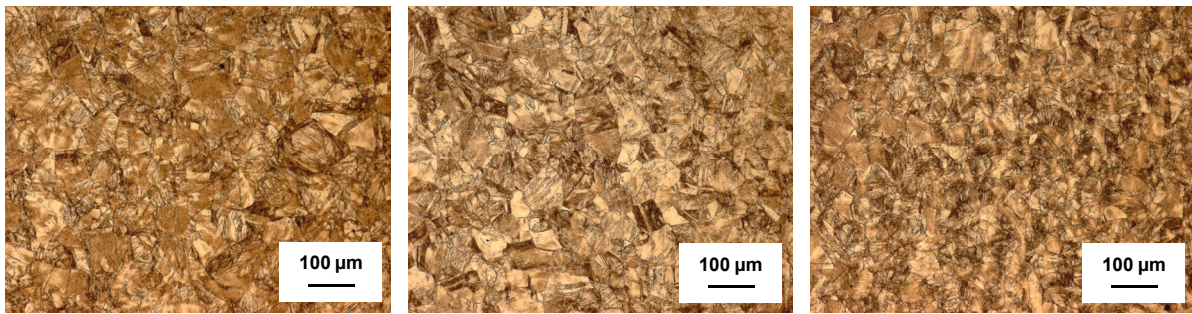


Bild 6.95 a: Exemplarische Gefügeaufnahme einer druckverformten Probe, CuZn20, Strang 10 im Querschliff; links: Zentrum, Mitte: Randzone, rechts: Zwischenzone

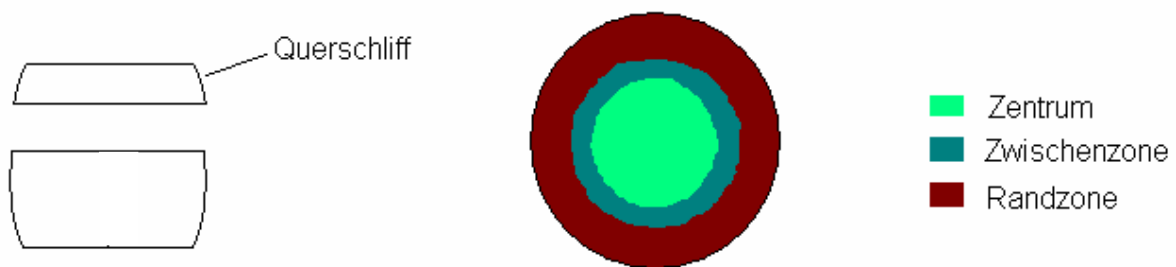


Bild 6.95 b: Schematische Darstellung der einzelnen Zonen im Querschliff

TEM-Untersuchungen

An Proben aus stranggepresstem CuZn37, die anschließend mit 10% bzw. 15% kaltgestaucht wurden, erfolgten TEM-Untersuchungen. In der mit 10% kaltgestauchten Probe wurden zahlreiche $\Sigma 3(111)$ -Zwillingskorngrenzen gefunden, die dem Lochrand der TEM-Probe ein ausgefrantes Erscheinungsbild gaben. Die Auswertung der Kikuchi-Pattern belegt anhand des Verdrehwinkels von 60° um die 111-Achse, dass es sich um $\Sigma 3(111)$ -Zwillingskorngrenzen handelt (Bild 6.96).

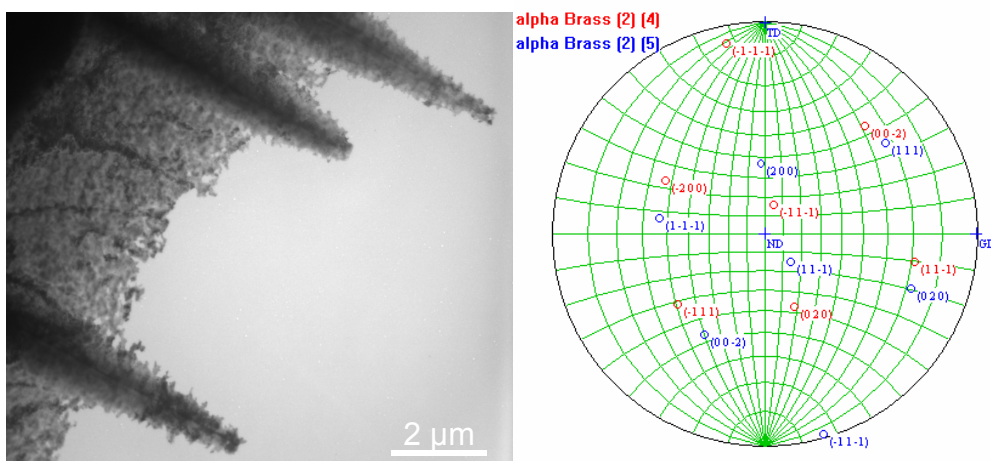


Bild 6.96: CuZn37, stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.3 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$) und 10% gestaucht, a) TEM-Aufnahme, Hellfeld, Übersicht des Lochrandes, b) Lage der gegeneinander verzwilligten Bereiche in der stereographischen Projektion

In Bild 6.97 und Bild 6.98 sind exemplarisch die in der Probe mit 10% Kaltstauchung gefundenen Versetzungsanordnungen abgebildet.

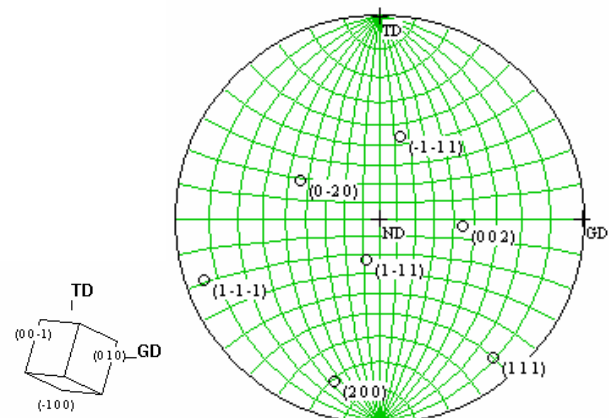
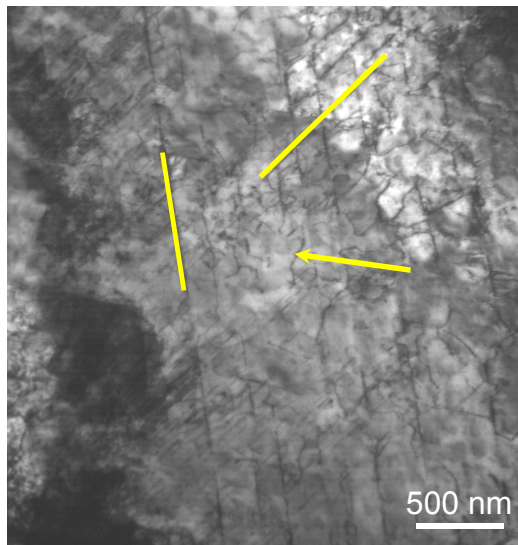


Bild 6.97: CuZn37, stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 700^{\circ}\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.3 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$) und 10% gestaucht, a) TEM-Aufnahme, Hellfeld, gleichmäßig verteilte Versetzungen (gelbe Linie), vereinzelt „unregelmäßige Versetzungen“ (gelb Pfeil), b) Orientierung des Korns (Mitte und rechts)

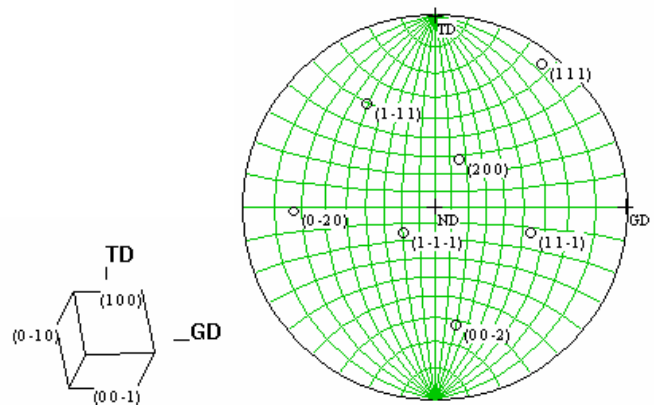
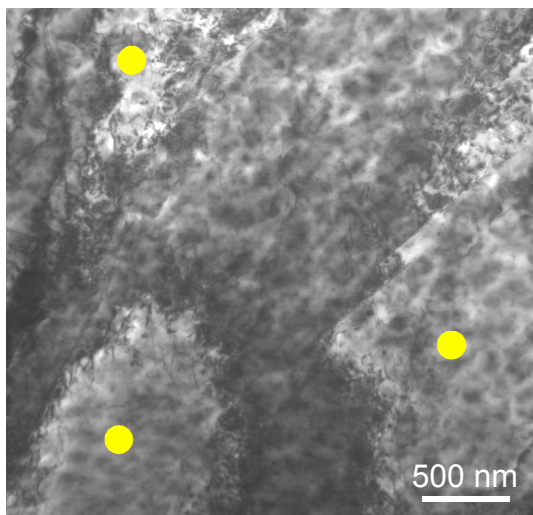


Bild 6.98: CuZn37, stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 700^{\circ}\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.3 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$) und 10% gestaucht, a) TEM-Aufnahme, Hellfeld, Subkornstrukturen (gelbe Markierung), b) Orientierung des Korns (Mitte und rechts)

Bild 6.97 zeigt gleichmäßig über das gesamte Korn verteilte Versetzungen, wobei die Versetzungen im wesentlichen zwei unterschiedlichen Gleitsystemen angehören. Innerhalb des Netzwerkes aus regelmäßig angeordneten Versetzungen im Korninneren befinden sich einzelne „unregelmäßige Versetzungen“ (gelber Pfeil).

An einzelnen Probenstellen deutet sich etwas ähnliches wie Subkornstrukturen an (Bild 6.98). Dabei ist zu berücksichtigen, dass die TEM-Folien durch die starke Verformung der Probenzustände teilweise verbogen sind. Im Falle von Biegelinien begünstigt der Kontrast an der Stelle, wo die Probe „abknickt“, die Abbildungen von Versetzungen.

In der mit 15% kaltgestauchten Probe liegen persistente Gleitbänder vor (Bild 6.99 a). In der Vergrößerung (Bild 6.99 b) sind parallele Wände aus Versetzungen mit kurzen Versetzungssegmenten zu erkennen, zwischen denen in größerem Abstand einzelne längere Versetzungssegmente zu sehen sind.

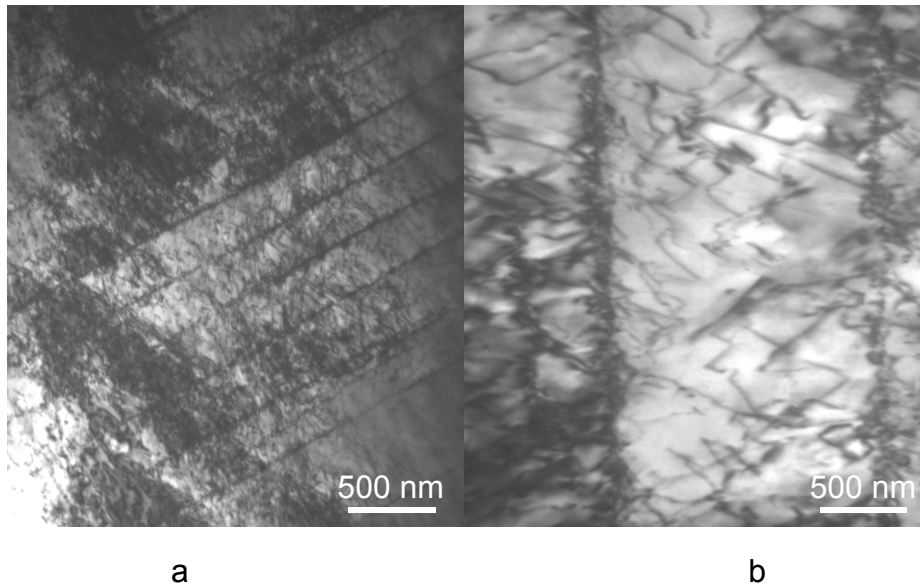


Bild 6.99: CuZn37, stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 700^{\circ}\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.3 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$) und 15% gestaucht, TEM-Aufnahme, Hellfeld, persistente Gleitbänder (PSBs) (links), Vergrößerung (rechts)

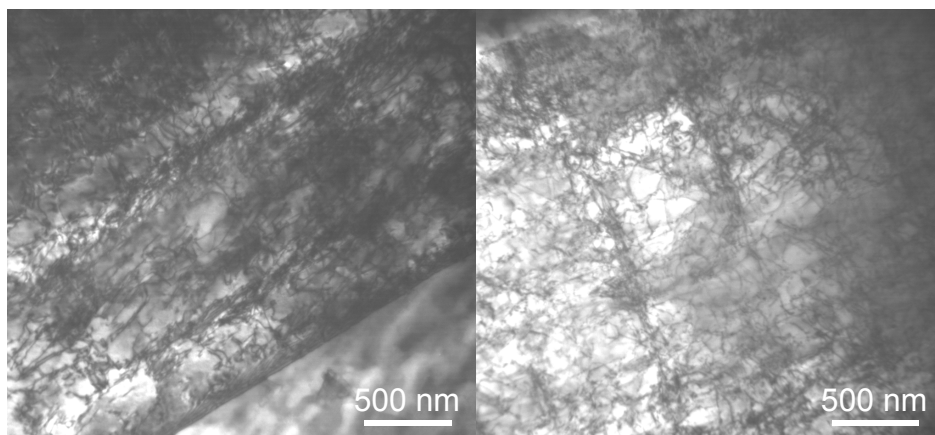


Bild 6.100: CuZn37, stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 700^{\circ}\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.3 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$) und 15% gestaucht, TEM-Aufnahmen, Hellfeld, ungleichmäßige Anordnung von Versetzungen und Bildung von Versetzungswänden

Darüber hinaus bilden sich in der mit 15% kaltgestauchten Probe Muster aus unregelmäßigen Versetzungen, die in Versetzungswänden angehäuft sind (Bild 6.100).

Texturanalysen

Nach der Kaltstauchung besitzen die α -Messinglegierungen eine $\langle 110 \rangle$ -Textur der α -Phase, die je nach Legierung und Strangpressparameter des Strangpressprofils, der die Druckproben entnommen wurden, unterschiedlich stark ist. In Bild 6.101 ist exemplarisch die Polfigur einer kaltgestauchten Probe aus CuZn10 dargestellt.

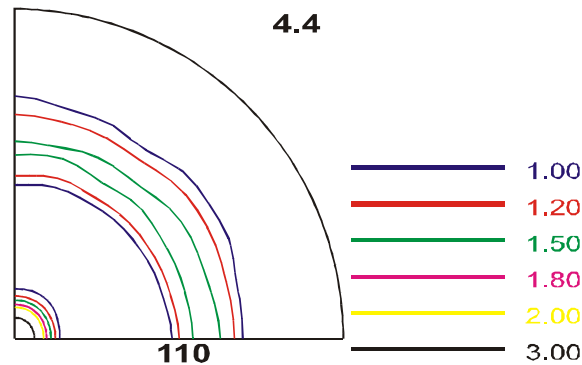


Bild 6.101: CuZn10, α -Phase, 110-Reflex, indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.4 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$) und 50% kaltgestaucht

Bei CuZn10 wird die Stauchtextur mit zunehmendem Umformgrad kontinuierlich größer. Bild 6.102 zeigt exemplarisch die φ -Schnitte (s. Abschnitt 5.10) durch die 110-Polfiguren unterschiedlich stark verformter Druckproben. Das Strangpressprofil, aus dem die Druckproben entnommen wurden, wurde bei einer Bolzeneinsatztemperatur $T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$ mit einer Produktgeschwindigkeit $v_{\text{Strang}} = 0.4 \text{ m/s}$ und einem Umformgrad $\varphi = 3$ hergestellt.

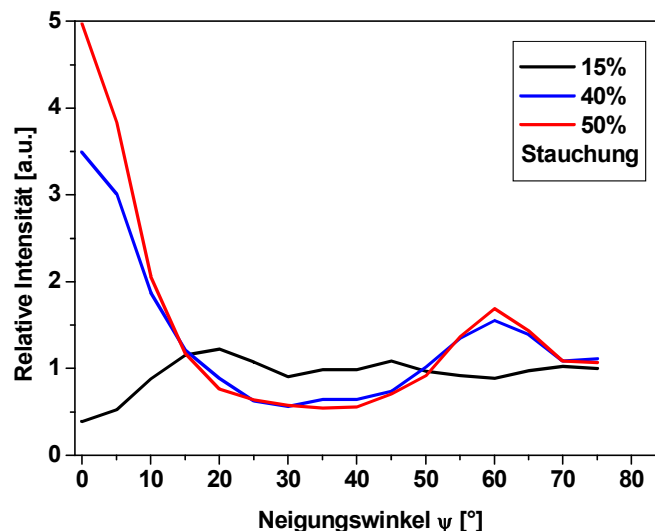


Bild 6.102: CuZn10, α -Phase, Schnitte durch die 110-Polfigur, indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.4 \text{ m/s}$, Umformgrad $\varphi = 3$) und maximal bis zu 50% kaltgestaucht

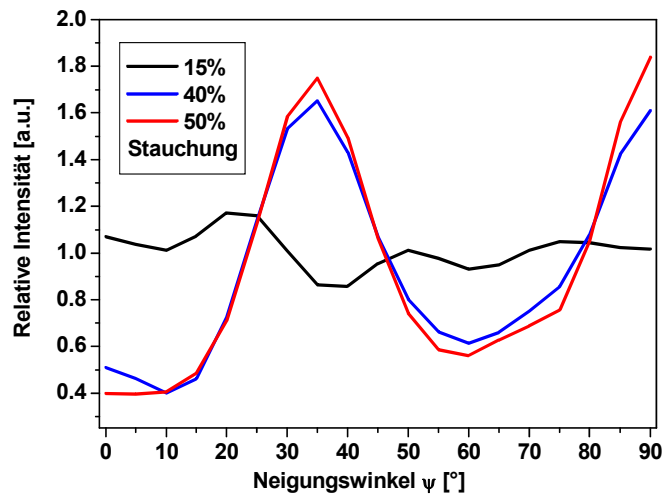


Bild 6.103: CuZn10, α -Phase, 111-Reflex, indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.4 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$) und maximal 50% kaltgestaucht

Der 111-Reflex der α -Phase besitzt unter einem Inklinationswinkel $\psi = 35^\circ$ ein Intensitätsmaximum (Bild 6.103). Bei CuZn20 entwickelt sich nicht in allen druckverformten Proben eine $\langle 110 \rangle$ -Stauchttextur. In Strang 11 beispielsweise beträgt der maximale Texturindex der $\{110\}$ -Netzebenenschar ca. 1.5, wobei der $\{110\}$ -Texturpol ca. 10° zur Strangpressachse geneigt ist (Bild 6.104).

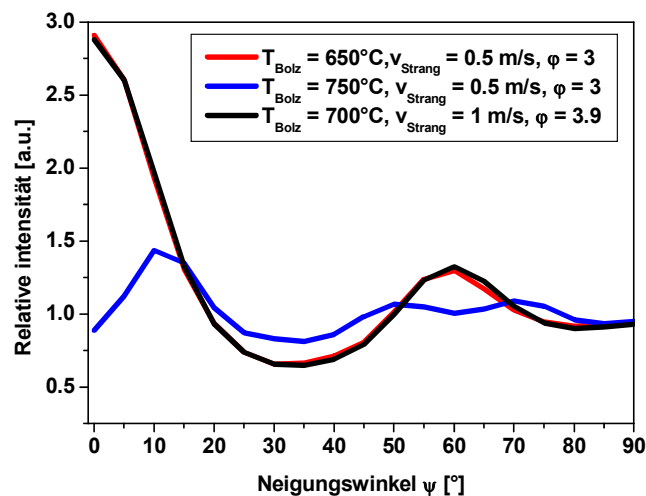


Bild 6.104: CuZn20, α -Phase, 110-Reflex, indirekt stranggepresst und 40% kaltgestaucht

Gleichzeitig zeigt der Intensitätsverlauf der $\{111\}$ -Netzebenenschar in Abhängigkeit vom Inklinationswinkel ein Doppelmaximum bei ψ gleich 25° und 45° . Dieses Doppelmaximum ist bei CuZn37 deutlicher ausgeprägt als bei CuZn20 (Bild 6.105), beispielsweise zeigt CuZn37, das bei einer Bolzeneinsatztemperatur $T_{\text{Bolz}} = 650^\circ\text{C}$ mit $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$ $\varphi = 3$ hergestellt wurde, nach 20% und 25% Kaltstauchung keine ausgeprägte $\langle 110 \rangle$ -Stauchttextur. In den Druckproben hat sich nach 20% Stauchung ein $\{111\}$ -Texturpol unter $\psi = 20^\circ$ sowie unter $\psi = 45^\circ$ ausgebildet. Nach 25% Stauchung liegt ein einzelnes Maximum unter $\psi = 30^\circ$ vor (Bild 6.105).

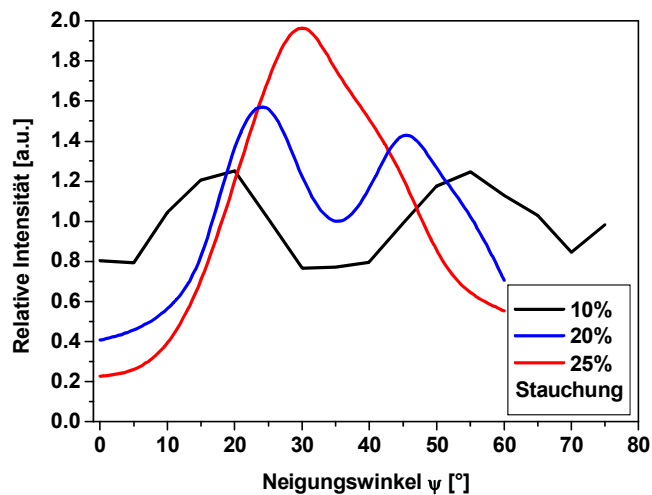


Bild 6.105: CuZn37, α -Phase, 111-Reflex, indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 650^\circ\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$) und maximal 25% kaltgestaucht

Nach ca. 50% Stauchung hat sich sowohl in CuZn10 als auch in CuZn37 eine $\langle 110 \rangle$ -Stauchttextur eingestellt, wobei die $\langle 110 \rangle$ -Stauchttextur in CuZn37 deutlich schwächer als in CuZn10 ist.

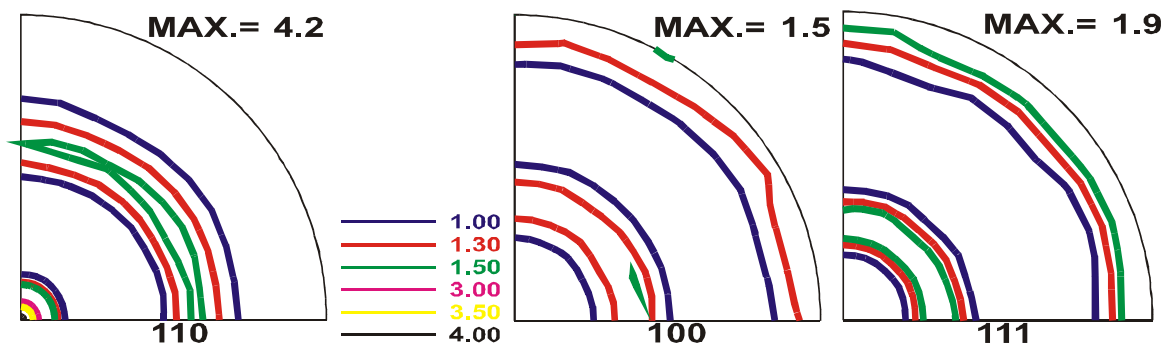


Bild 6.106: Polfiguren, CuZn10, stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 650^\circ\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$) und ca. 50% kaltgestaucht, 90° -Belastungsrichtung

Die röntgenographisch bestimmten Polfiguren der 90° -Probe aus CuZn10 zeigt Bild 6.106. Der Texturindex der $\langle 110 \rangle$ -Stauchttextur beträgt 4.2. Für die $\langle 110 \rangle$ -Stauchttextur von CuZn37 wurde ein Texturindex von 2.5 bestimmt (Bild 6.107).

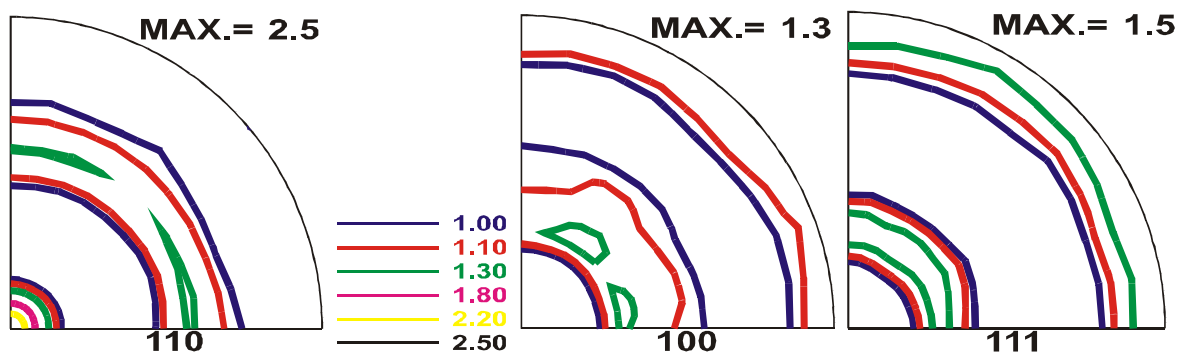


Bild 6.107: Polfiguren, CuZn37, stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 650^\circ\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$) und ca. 50% kaltgestaucht, 0° -Belastungsrichtung

6.3.2 Makro- und Mikroeigenspannungen

Bild 6.108 zeigt exemplarisch die $\sin^2\psi$ -Verläufe für verschiedene Reflexe der α -Phase einer 25% druckverformten Probe, die in 0° -Richtung aus einem Strangpressprofil aus CuZn37 entnommen wurde ($T_{\text{Bolz}} = 650^\circ\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$). Bei $\sin^2\psi = 0$ steht der Beugungsvektor senkrecht auf der Querschnittsfläche der Druckprobe und wird mit zunehmendem Neigungswinkel in die Querschnittsfläche hineingekippt.

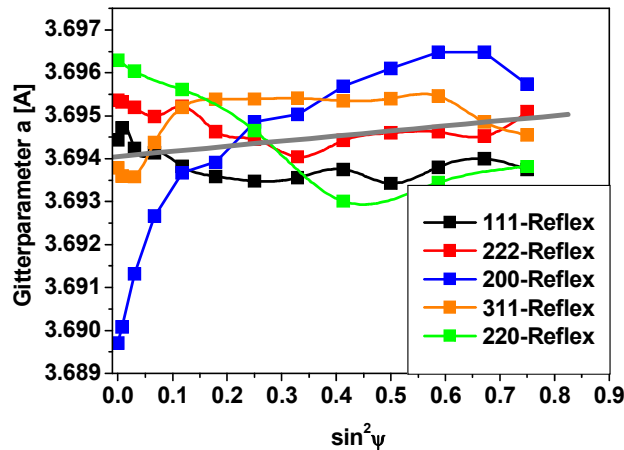


Bild 6.108: $\sin^2\psi$ -Verlauf einer druckverformten Probe aus CuZn37, α -Phase, 0° -Richtung, indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 650^\circ\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$)

Bei den $\sin^2\psi$ -Verläufen der druckverformten Proben aus CuZn37 treten reflexabhängige Steigungen der $\sin^2\psi$ -Verläufe auf, wobei die Auswertung unterschiedlicher Reflexe der α -Phase dem Vorzeichen und dem Betrag nach unterschiedliche Eigenspannungen liefert. Einen positiven Anstieg besitzen die $\sin^2\psi$ -Geraden des 200- und des 311-Reflexes der α -Phase, einen negativen Anstieg die $\sin^2\psi$ -Geraden des 111- und des 220-Reflexes der α -Phase. Die $\sin^2\psi$ -Auswertung der Messungen am 111-Reflex der α -Phase liefert somit stets besonders große positive Radial- und Tangentialeigenspannungen in der Mitte des Strangpressquerschnitts, die $\sin^2\psi$ -Auswertung der Messungen am 220-Reflex α -Phase stets große Druckeigenspannungen in Radial- und Tangentialrichtung. Mittels der $\sin^2\psi$ -Auswertung wurden beispielsweise für die indirekt stranggepresste ($T_{\text{Bolz}} = 650^\circ\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$) und anschließend 25% gestauchte Probe aus CuZn37 in der Querschnittsmitte Radial- bzw. Tangentialeigenspannungen $\sigma_{111} = -20 \text{ MPa}$ für den 111-Reflex und $\sigma_{200} = 100 \text{ MPa}$ für den 200-Reflex der α -Phase bestimmt.

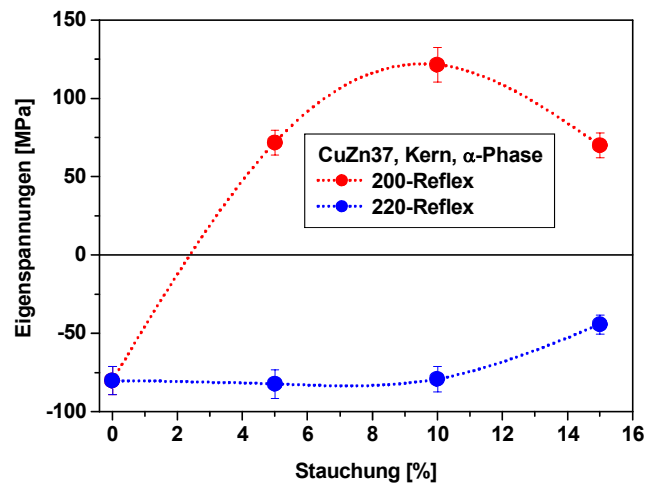


Bild 6.109: Eigenspannungen nach Kaltstauchung, CuZn37, α -Phase, 200- und 220-Reflex ($T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.3 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$)

Bild 6.109 zeigt für CuZn37, das indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.3 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$) und anschließend druckverformt wurde, die Entwicklung der mittels $\sin^2\psi$ -Auswertung des 200- und des 220-Reflexes der α -Phase bestimmten Eigenspannungen mit zunehmender Stauchung. Die anfänglichen Druckspannungen in beiden Kristallitgruppen gehen bei Kaltstauchung für den α 200-Reflex in Zugeigenspannungen über, an dem α 220-Reflex werden durchgängig Druckeigenspannungen bestimmt. Dem Betrag nach sind die Eigenspannungen nach 10% Stauchung am größten und liegen für 15% Stauchung geringfügig unterhalb der bei 10% Stauchung bestimmten Eigenspannungen.

Außerdem treten in den $\sin^2\psi$ -Verläufen der kaltgestauchten Proben Nichtlinearitäten auf, wobei sich die Verläufe je nach Reflex der α -Phase charakteristisch unterscheiden. Die $\sin^2\psi$ -Verläufe des 111- und des 222-Reflexes der α -Phase zeigen beispielsweise regelmäßige Oszillationen um eine gedachte Gerade, die in den „Nulldurchgängen“ geschnitten wird. Diese "Nulldurchgänge" liegen u.a. bei $\sin^2\psi = 0.6$ bzw. $\psi = 50^\circ$.

6.3.3 Röntgenographische Linienprofilanalysen

Nach dem Strangpressen und anschließender Druckverformung bei RT besitzen die Werkstoffe eine kleinere Domänengröße als im stranggepressten Zustand. In dem Strangpressprofil aus CuZn37, das bei einer Bolzeneinsatztemperatur $T_{\text{Bolz}} = 650^\circ\text{C}$ mit $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$ und $\varphi = 3$ hergestellt wurde, beträgt die Domänengröße ca. 500 Angström. Nach anschließender Druckverformung wurde eine Domänengröße von 280 Angström ermittelt. Für indirekt stranggepresstes CuZn20 ($T_{\text{Bolz}} = 650^\circ\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$) ist die Domänengröße nach dem Strangpressen gleich 380 Angström, nach Strangpressen und anschließender Druckverformung gleich 280 Angström.

Die Mikrodehnungen werden mit der Druckverformung größer. In CuZn37 beispielsweise, das bei $T_{\text{Bolz}} = 650^\circ\text{C}$ mit $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$ und $\varphi = 3$ indirekt stranggepresst wurde, liegen Mikrodehnungen von ca. 0.005 vor, nach der Druckverformung des stranggepressten Zustandes sind die Mikrodehnungen gleich 0.007.

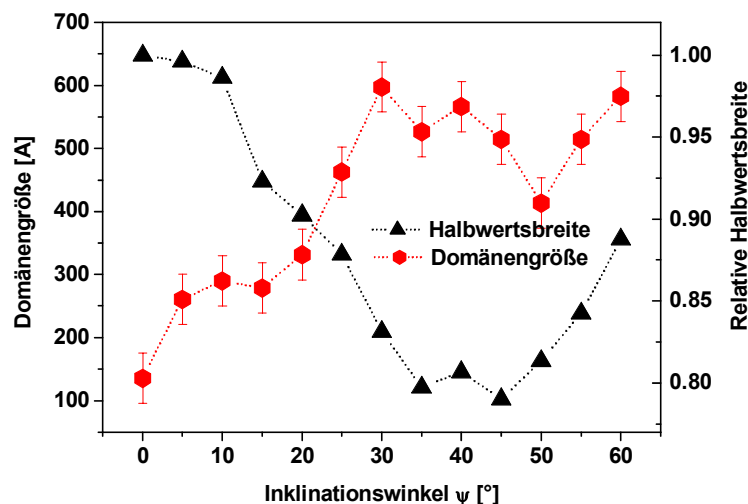


Bild 6.110: Domänengröße in Abhängigkeit vom Neigungswinkel ψ , CuZn37, α -Phase, 222-Reflex, indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 650^\circ\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$) und 25% gestaucht

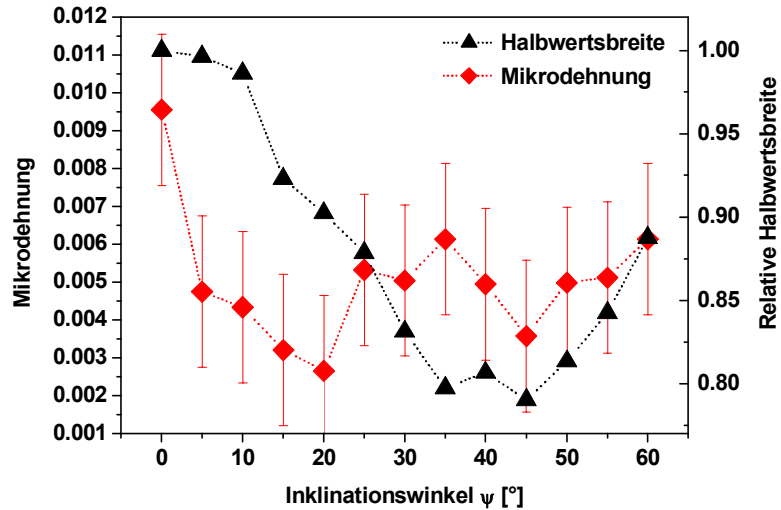


Bild 6.111: Mikrodehnungen in Abhängigkeit vom Neigungswinkel ψ , CuZn37, α -Phase, 222-Reflex, indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 650^\circ\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$) und 25% gestaucht

Aufgrund der Ausrichtung der Subkörner senkrecht zur Stauchachse in den druckverformten Proben nehmen die Domänengrößen mit größer werdendem Inklinationwinkel ψ zu (Bild 6.110). Die Mikrodehnung ist bei $\sin^2\psi$ gleich 0 bzw. ψ gleich 0° größer als in den anderen Probenrichtungen und nimmt mit zunehmendem Inklinationwinkel tendenziell ab (Bild 6.111).

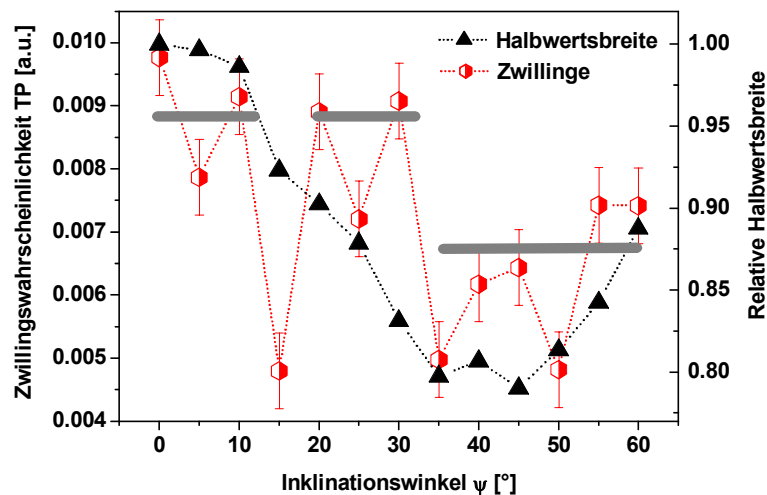


Bild 6.112: Zwillingswahrscheinlichkeit in Abhängigkeit vom Neigungswinkel ψ , CuZn37, α -Phase, 222-Reflex, indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 650^\circ\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$) und 25% gestaucht

Die röntgenographisch ermittelte Zwillingswahrscheinlichkeit ist unter Inklinationswinkeln zwischen $\psi = 0^\circ - 10^\circ$ bzw. $\psi = 20^\circ - 30^\circ$ besonders groß (Bild 6.112).

6.3.4 Plastische Anisotropie - Richtungsabhängigkeit der Fließgrenze und der Verfestigung

Bei sämtlichen Strangpressprodukten unterscheidet sich die 0.2%-Stauchgrenze in den verschiedenen Richtungen im Strangpressprodukt. In Bild 6.113 sind am Beispiel der Strangpressprodukte aus CuZn20 die verschiedenen Richtungsabhängigkeiten dargestellt, die in den Strangpressprodukten auftreten.

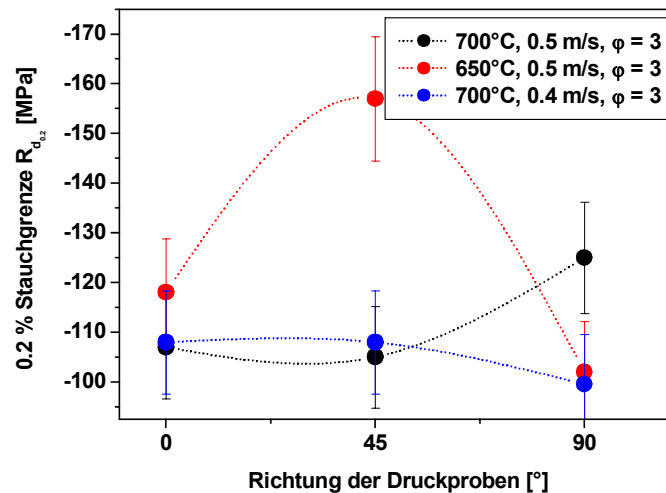


Bild 6.113: Richtungsabhängigkeit der 0.2%-Stauchgrenze der Strangpressprodukte aus CuZn20

Im Fall von CuZn20 mit $T_{\text{Bolz}} = 650^\circ\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$ und $\varphi = 3$ wurde die maximale Stauchgrenze in 45° -Richtung bestimmt. Für CuZn20 mit $T_{\text{Bolz}} = 700$, $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$ und $\varphi = 3$ nimmt die Stauchgrenze von 0° über 45° zu 90° kontinuierlich zu, für CuZn20 mit $T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.4$ und $\varphi = 3$ wird die Stauchgrenze gerade mit zunehmendem Winkel zwischen der Stauchachse und der Strangpressachse kleiner. Die richtungsabhängigen Unterschiede der 0.2%-Stauchgrenze betragen zwischen 10 MPa und 50 MPa.

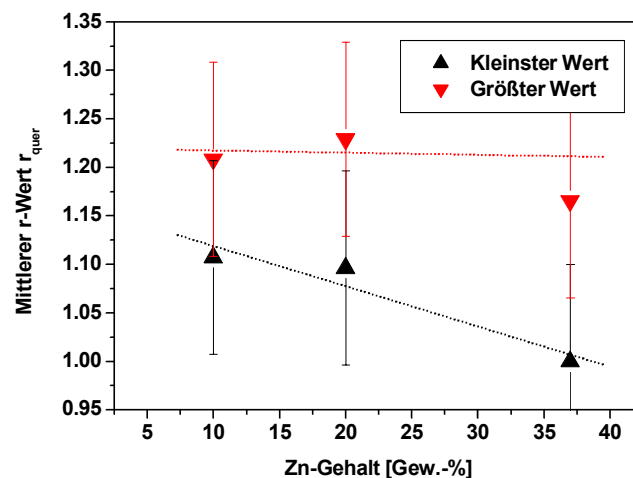


Bild 6.114: Einfluss des Zinkgehaltes auf die mittlere plastische Anisotropie der Strangpressprodukte

Bild 6.114 zeigt den mittleren r -Wert in Abhängigkeit vom Zinkgehalt der Strangpressprodukte. Dargestellt sind jeweils der größte und der kleinste an Proben derselben Legierung mit ungefähr gleichen Stauchgraden bestimmte mittlere r -Wert. Bei den meisten Proben aus CuZn37 beträgt der Stauchgrad um die 30%, die hier betrachteten Proben aus CuZn10 und CuZn20 wurden bis zu ungefähr 60% gestaucht.

Im Rahmen der Fehlergenauigkeit verändert sich der größte an den Proben bestimmte Wert für die mittlere plastische Anisotropie wenig mit dem Zinkgehalt. Bei CuZn37 beträgt der größte Wert der mittleren plastischen Anisotropie ca. 1.17, für CuZn10 und CuZn20 ungefähr 1.22. Tendenziell wird jedoch der mittlere r -Wert mit zunehmendem Zinkgehalt kleiner. Einem Wert von 1 für die kleinste mittlere plastische Anisotropie bei CuZn37 steht ein Wert von ca. 1.12 für die kleinste mittlere plastische Anisotropie bei CuZn10 gegenüber.

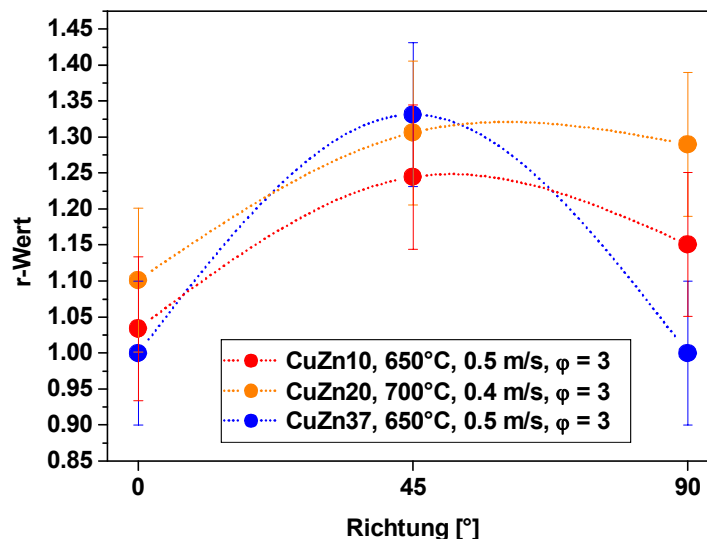


Bild 6.115: Richtungsabhängigkeit des Lankford-Parameters, CuZn10, CuZn20 und CuZn37, indirekt stranggepresst und kaltgestaucht

In Bild 6.115 sind die in den Strangpressprofilen auftretenden Richtungsabhängigkeiten des r -Wertes dargestellt. Unter 45° tritt jeweils ein Maximum auf, während der Lankford-Parameter senkrecht zur Strangpressachse je nach Strang zwischen dem Wert der 0°- und der 45°-Richtung liegt. In Strang 9 beispielsweise unterscheiden sich r_{45° und r_{90° nicht signifikant.

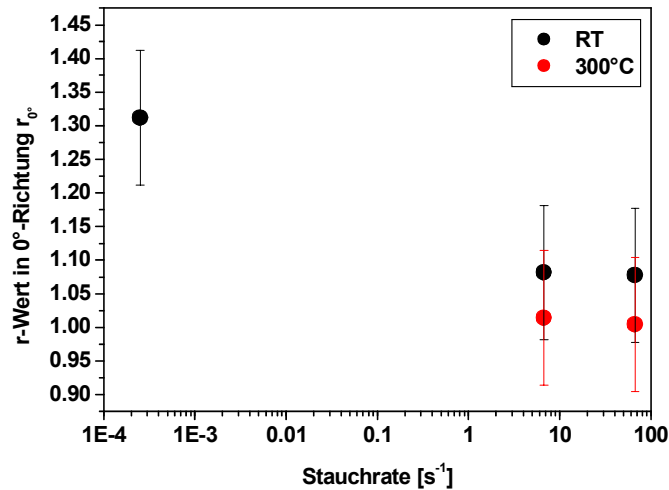


Bild 6.116: Einfluss der Dehnrates und der Temperatur auf die plastische Anisotropie bei Stauchung, CuZn37, indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 700^{\circ}\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$) und druckverformt

In Bild 6.116 ist der Lankford-Parameter $r_{0^{\circ}}$ der Druckproben für RT und 300°C Versuchstemperatur in Abhängigkeit von der Stauchrate dargestellt. Je größer die Stauchrate ist, desto kleiner wird der r-Wert. Bei 0.00025 s^{-1} Dehnrates beträgt für RT $r_{0^{\circ}} = 1.32$ und bei einer Dehnrates von 66.67 s^{-1} ist $r_{0^{\circ}} = 1.07$. Die entsprechenden r-Werte für 300°C Versuchstemperatur sind jeweils kleiner als diejenigen, die bei RT ermittelt wurden.

7 Diskussion der Versuchsergebnisse

7.1 Gefüge der Stranggussbolzen

Entstehung des Stranggussgefüges

Im Vergleich zum Gefüge einer Knetlegierung sind Gussgefüge relativ grobkörnig. Während die Körner im Stranggussgefüge über 20 mm groß sind, stellen sich in den Strangpressprodukten je nach Legierung und Strangpressparametern Korngrößen zwischen 10 µm und 80 µm ein.

Beim Stranggießen von Messinglegierungen bestimmt u.a. der Temperaturverlauf in der Kokille das Gussgefüge. Da der Rand schneller erstarrt als die Gussstrangmitte, ist das Korn in der Mitte tendenziell größer als am Rand des Gussblocks, was sowohl bei CuZn10 als auch bei CuZn37 zutrifft (Bild 6.1).

Darüber hinaus ist der Gussblock aus CuZn10 jedoch im Querschnitt sehr viel homogener als bei CuZn37, das ein ausgeprägtes Blockgefüge mit einem Randbereich, einer Übergangszone und einem Kernbereich besitzt. Ursache dafür ist, dass CuZn37 stärker als CuZn10 zur Seigerung neigt. Die daraus resultierenden Konzentrationsunterschiede zwischen fest und flüssig sowie in der Schmelze beeinflussen die Gefügeausbildung. Am Rand bewirkt die exogene Erstarrung an der Kokillenwand die Bildung von zellförmigen Kristalliten. Diejenigen Kristallite, die aufgrund ihrer Orientierung energetisch begünstigt sind, hemmen das Wachstum der anderen Körner. Infolge der Anreicherung des Zink vor der Erstarrungsfront wird die Schmelze konstitutionell unterkühlt, so dass sich in der Übergangszone Dendriten bilden. Da in der Blockmitte sehr geringe lokale Erstarrungsgeschwindigkeiten vorliegen, sind dort die Körner besonders groß.

Bedeutung der α/β -Phasenumwandlung für das Stranggussgefüge

Die Konzentrationsunterschiede zwischen der Schmelze und dem gerade erst erstarrten Festkörper sind bei CuZn40Pb2 kleiner als bei CuZn10 und CuZn20 und CuZn37 (Bild 2.1). Außerdem besitzt das Zink in der β -Phase einen größeren Diffusionskoeffizienten als in der α -Phase, weil letztere dichter gepackt ist. Aus diesen Gründen neigt CuZn40Pb2 weniger zur Seigerung als die in dieser Arbeit untersuchten α - und Near- α -Legierungen. Der vorangehende Vergleich des Stranggussgefüges von CuZn10 und CuZn37 lässt daher vermuten, dass die geringen Seigerungen zur relativ großen Homogenität des Gussblocks aus CuZn40Pb2 beitragen.

In Metallen wie beispielsweise α/β -Messinglegierungen, die bei der Abkühlung aus der Schmelze eine Mehrfachphasenumwandlung durchlaufen, bewirkt die Multiplizität der Phasenumwandlung, dass sich im Vergleich zu Werkstoffen, bei denen während

der Abkühlung keine fest-fest-Phasenumwandlung stattfindet, i.a. ein homogenes Gefüge mit kleineren Körnern einstellt.

Die β - α -Phasenumwandlung ist als Ursache für ein feineres Korn in CuZn40Pb2 im Vergleich zu den im Rahmen dieser Arbeit untersuchten α - und Near- α -Messinglegierungen unwahrscheinlich, denn bei der α - γ -Phasenumwandlung von Stählen, bei der ebenfalls das krz-Gitter in ein kfz-Gitter umgewandelt wird, konnte bislang keine Kornverfeinerung beobachtet werden. Deshalb ist anzunehmen, dass bereits bei der Erstarrung der Schmelze in der β -Phase durch eine entsprechend große Keimdichte ein feineres Korn entsteht als bei der Erstarrung von CuZn10, CuZn20 und CuZn37. Weiterhin trägt das elementar ausgeschiedene Blei zu einem feineren Korn in CuZn40Pb2 bei, da es auf den Korngrenzen ausgeschieden wurde und deren Wandern während des Kornwachstums behindert.

Textur in den Stranggussblöcken

In der α -Phase der Stranggussbolzen wurde eine {100}-Textur gefunden (Bild 6.6) und in der β -Phase der Stranggussbolzen eine {110}-Textur (Bild 6.7), wobei der {100}-Texturpol der α -Phase zur Bolzenachse geneigt ist. Die Textur der Stranggussblöcke ist typisch für Gussgefüge /Wassermann1962/ und wird dadurch verursacht, dass die Grenzflächenenergie im Kristall anisotrop ist.

Das Gießen ist ein Verfahren nahe dem thermischen Gleichgewicht. Deshalb entstehen bei der Erstarrung bevorzugt Oberflächen niedriger Oberflächenenergie. Diese gerichtete Erstarrung resultiert makroskopisch in einer {100}-Textur in der α -Phase und einer {110}-Textur in der β -Phase, wobei die Texturpole in Erstarrungsrichtung orientiert sind.

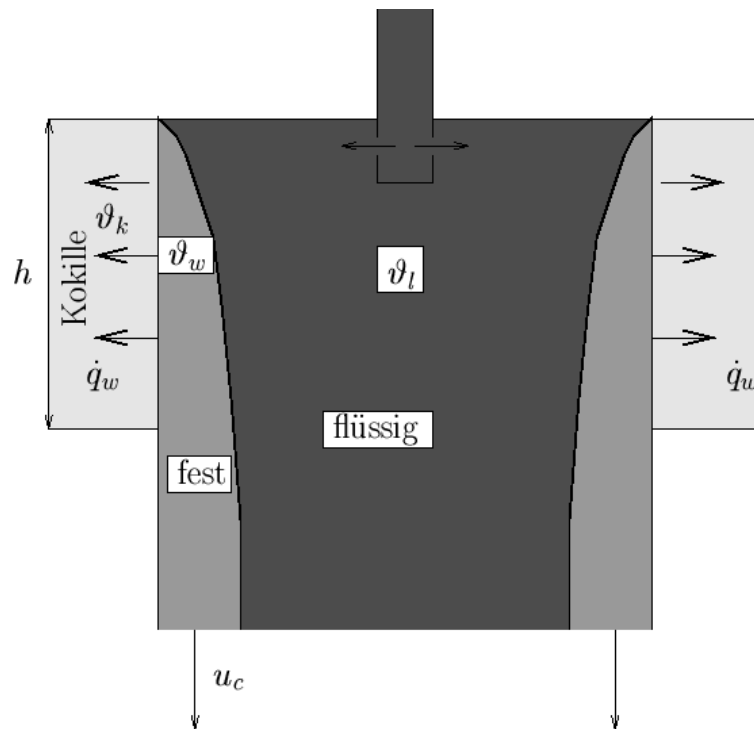


Bild 7.1: Erstarrungsfront beim Stranggießen /Steinrück2005/

Die Temperaturführung beim Stranggießen führt zur Ausbildung einer trichterförmigen Erstarrungsfront in der Kokille (Bild 7.1), weshalb der $\{100\}$ -Pol der α -Phase ca. 45° zur Längsachse des Gussblocks geneigt ist.

In CuZn40Pb2 kann die α/β -Phasenumwandlung während des Abkühlens ebenfalls zur Textur der α -Phase beitragen. Gemäß /Wassermann1962/ ist für die α/β -Phasenumwandlung eine $\{110\}$ -Textur in der α -Phase charakteristisch. Im Rahmen des im Gussgefüge aus dem groben Korn resultierenden Messfehlers gibt es jedoch keinen Hinweis auf eine solche $\{110\}$ -Textur.

7.2 Strangpressen der Messinglegierungen

7.2.1 Strangpressparameter

Bedeutung der Kraftüberhöhung beim Strangpressen

Das Strangpressen der Messinglegierungen ist eine Warmumformung, bei der die Rekristallisationstemperatur der im Rahmen der vorliegenden Arbeit untersuchten Legierungen überschritten wird. Dynamische Rekristallisation in der α -Phase führt zur Ausbildung eines lokalen Maximums in der Kraft-Weg-Kurve, da die Rekristallisation erst nach einer Inkubationszeit einsetzt und daraufhin die notwendigen Umformkräfte abnehmen. Das Kraftmaximum äußert sich beim Warmstrangpressen der Messinglegierungen als Kraftüberhöhung zu Beginn des Strangpressens (Bild 6.8 und Bild 6.9). Man geht davon aus, dass bei auftretender Rekristallisation zu einem beliebigen Zeitpunkt des Umformprozesses verschiedene Gefügeanteile gleichzeitig vorliegen, die sich wesentlich in Anteil, Korngröße und Verfestigungsgrad unterscheiden und dementsprechend auf die Materialeigenschaften auswirken (Bild 7.2). Das gilt prinzipiell sowohl für statische als auch für dynamische Gefügeveränderungen /Bate2003/.

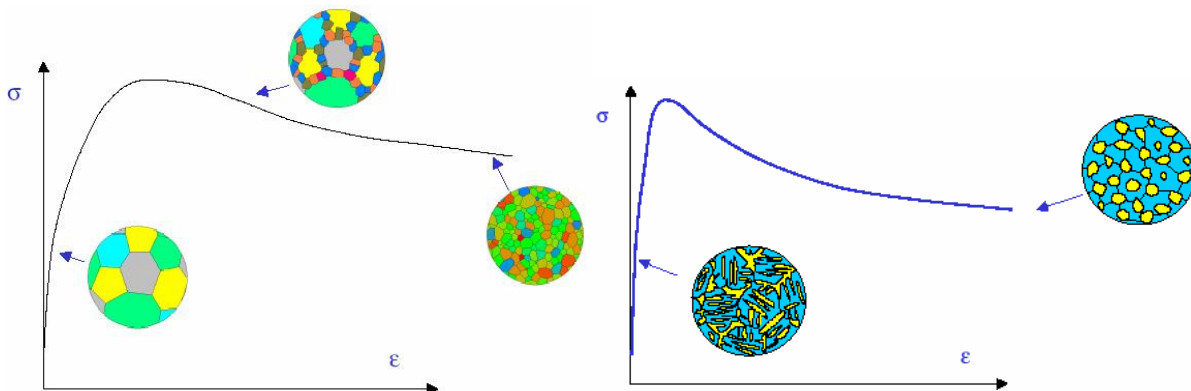


Bild 7.2: Kraftüberhöhung durch a) dynamische Rekristallisation (DRX) und b) Einfeldung des dendritischen Gefüges in rundliche Körner /Bate2003/

Aus der anteilig gewichteten Summe der Fließspannungen aller zu einem Zeitpunkt des Umformprozesses vorliegenden Gefügeanteile berechnet sich die Gesamtfließspannung des Gefügeverbundes zu jedem Zeitpunkt des Strangpressvorganges, woraus die entsprechende Form der Kraftüberhöhung folgt.

Speziell im Falle der ausgeprägten Stranggussgefüge von CuZn10 und CuZn20 findet zu Beginn des Strangpressens die Einfeldung der dendritischen Körner vom Stranggießen in rundliche Körner statt /Bate2003/, die einen geringeren Umformwiderstand besitzen und deshalb ebenfalls zur Entstehung der Kraftüberhöhung beim Strangpressen beitragen. Diese spezielle Form der „Rekristallisation“ wird im weiteren Verlauf des Strangpressens von der zuvor

genannten dynamischen Rekristallisation überlagert, so dass sie sich in einer gemeinsamen Kraftüberhöhung äußern.

Das doppelte Maximum beim Strangpressen von CuZn37 (Bild 6.9) deutet darauf hin, dass auf der Basis zweier unterschiedlicher, zeitlich nachfolgender Prozesse dynamische Rekristallisation initiiert wird. Bei der Legierung liegen die Bolzeneinsatztemperaturen nahe der Trennlinie zwischen dem α -Phasenraum und dem $\alpha+\beta$ -Phasenraum, so dass während des Warmstrangpressens Umwandlungen zwischen den beiden Phasenräumen stattfinden können. Gemäß /Hennaut1984/ kann die Rekristallisation in der α -Phase von α/β -Messung außerdem mit einer Verringerung der β -Phase einhergehen (Bild 7.3).

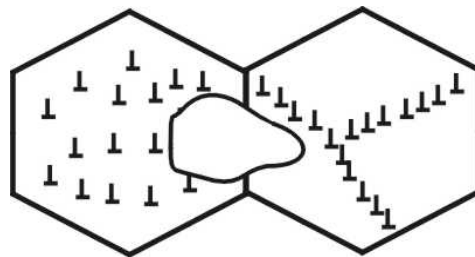


Bild 7.3: Rekristallisation in α/β -Messing durch Hineinwachsen der rekristallisierten α -Phase in die β -Phase /Mäder1981/

Das bedeutet, dass sich das erste Maximum beim Strangpressen von CuZn37 auf eine durch mit der $\beta\rightarrow\alpha$ -Phasenumwandlung einhergehenden Rekristallisation der α -Phase zurückführen lässt. Daran schließt sich aufgrund der dynamischen Rekristallisation innerhalb der vorher gebildeten bzw. bereits vorhandenen α -Phase das zweite Kraftmaximum an. Die spitze Form der ersten Kraftüberhöhung im Vergleich zum zweiten Kraftmaximum kann damit plausibel erklärt werden, dass im Vergleich zum Rekristallisationsintervall der α -Phase das Temperatur- und somit auch das Zeitintervall der mit Rekristallisation einhergehenden α/β -Phasenumwandlung der Near- α -Legierung CuZn37 relativ klein ist.

Einfluss des Zinkgehaltes auf die Strangpresskräfte

Mit zunehmendem Zinkgehalt werden die für das Strangpressen der Messinglegierungen mit vergleichbaren Strangpressparametern erforderlichen spezifischen Pressdrücke kleiner (Bild 6.14). Bei CuZn10 und CuZn20 sind die Unterschiede im Vergleich zu CuZn37 und CuZn40Pb2 gering, wobei sich vor allen Dingen die minimalen auftretenden spezifischen Pressdrücke für die beiden Legierungen unterscheiden. Gleichzeitig nimmt die maximale Stärke der $\langle uvw \rangle \{100\}$ -Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen von CuZn10 über CuZn20 nach CuZn37 kontinuierlich zu (Bild 6.51). Die $\langle uvw \rangle \{100\}$ -Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen entsteht durch eine Kombination von plastischer Verformung und Rekristallisation. Da mit zunehmendem Zinkgehalt die Messinglegierungen einerseits stärker verfestigen

/Dies1967/ und andererseits Erholungsvorgänge benachteiligt werden /Gottstein1998/, ist die Rekristallisation in CuZn20 im Vergleich zu CuZn10 begünstigt und führt zu etwas geringeren spezifischen Presskräften als in CuZn10.

CuZn37 enthält einen geringen Anteil der krz β -Phase, die eine bessere Warmumformbarkeit besitzt als die α -Phase. Ursache dafür ist, dass weniger Verfestigung als in der α -Phase stattfindet. Sobald beim Strangpressen von CuZn37 die Gleichgewichtstemperatur der α/β -Phasenumwandlung erreicht wird, nimmt der ursprüngliche Gehalt der β -Phase in CuZn37 zu. Bei CuZn37 beträgt die Phasenumwandlungstemperatur ca. 700°C. Aufgrund des, wenn auch geringen, Anteils der β -Phase in CuZn37 sind die spezifischen Presskräfte beim Strangpressen von CuZn37 wesentlich geringer als beim Strangpressen von CuZn10 und CuZn20. CuZn40Pb2 enthält wesentlich mehr β -Phase als CuZn37, bis zu 30 Vol.-%, so dass die spezifischen Presskräfte zum Strangpressen der α/β -Legierung signifikant kleiner sind als beim Strangpressen der α - und der Near- α -Legierungen.

Einfluss des Strangpressverfahrens auf die Strangpresskräfte

Am Beispiel von CuZn40Pb2 wurde das indirekte und das direkte Strangpressen verglichen. Während beim indirekten Strangpressen von CuZn40Pb2 maximale spezifische Pressdrücke von 300 MPa aufgetreten sind (Bild 6.14), betrug der spezifische Pressdruck beim direkten Strangpressen von CuZn40Pb2 mit einer Bolzeneinsatztemperatur gleich 610°C zu Beginn des Pressvorganges 350 MPa und erreichte gegen Ende des Strangpressens einen Wert von 325 MPa (Bild 6.22).

Unter sonst gleichen Bedingungen wie Bolzeneinsatztemperatur und Umformgrad erfordert folglich das direkte Strangpressen der Messinglegierung größere Kräfte als das indirekte Strangpressen. Ursache dafür ist, dass beim direkten Strangpressen im Gegensatz zum indirekten Strangpressen infolge der Relativbewegung zwischen dem Bolzen und der Containerwand signifikante Reibkräfte auftreten. Die Größe der Kontaktfläche zwischen dem Bolzen und der Containerwand verringert sich während des Strangpressen jedoch kontinuierlich. Dadurch nehmen die Reibkraft und folglich auch die Gesamtkraft ab. Aus der Überlagerung der Matrizenkraft und der sich kontinuierlich veränderten Reibkraft beim direkten Strangpressen resultiert somit ein Kraftverlauf der Strangpresskraft mit einem lokalen Kraftmaximum zu Beginn des Strangpressens und im Anschluss daran stetig abnehmender Gesamtkraft.

Gegen Ende des Pressvorganges beträgt die spezifische Presskraft ca. 325 MPa, was immer noch über der spezifischen Presskraft beim indirekten Strangpressen mit 600° Bolzeneinsatztemperatur liegt. Der entsprechende Wert der spezifischen Presskraft ist gleich 300 MPa. Die Matrizenkraft ist demzufolge beim direkten Strangpressen größer als beim indirekten Strangpressen. Gleichzeitig unterscheidet sich der Materialfluss beim direkten Strangpressen und beim indirekten Strangpressen aufgrund der unterschiedlichen Reibkräfte, so dass aufgrund eines

inhomogeneren Materialflusses im Vergleich zum indirekten Strangpressen beim direkten Strangpressen größere lokale Fließkräfte auftreten als beim indirekten Strangpressen und die größeren spezifischen Presskräfte bewirken.

Da die Reibkräfte beim direkten Strangpressen sowohl vom Containerdurchmesser als auch von der Bolzenlänge des zu verpressenden Blocks abhängen, sind die Ergebnisse des direkten Strangpressens anders als diejenigen des indirekten Strangpressens nicht auf andere Strangpressanlagen übertragbar. Aus diesem Grund wurden die Strangpresskräfte beim direkten Strangpressen nicht in spezifische Pressdrücke umgerechnet.

Einfluss der Bolzeneinsatztemperatur auf die Strangpresskräfte

Mit zunehmender Bolzeneinsatztemperatur beim Strangpressen werden die erforderlichen spezifischen Pressdrücke kleiner, da bei höheren Temperaturen Erholungsvorgänge begünstigt werden und eine geringere Verfestigung stattfindet.

Während bei CuZn10, CuZn20 sowie CuZn40Pb2 der Zusammenhang zwischen Temperatur und spezifischem Pressdruck nahezu linear ist, bewirkt bei CuZn37 die Zunahme der Bolzeneinsatztemperatur von 700°C auf 750°C eine wesentlich stärkere Reduzierung des spezifischen Pressdrucks als die Veränderung von 650°C auf 700°C (Bild 6.16). Der spezifische Pressdruck sinkt um 120 MPa, wenn die Bolzeneinsatztemperatur von 700°C auf 750°C erhöht wird. Die Erhöhung der Bolzeneinsatztemperatur von 650°C auf 700°C führt lediglich zu einer Verringerung des spezifischen Pressdrucks um 50 MPa. Ursache dafür ist, dass bei Temperaturen ab ca. 700°C die Legierung CuZn37 den α - β -Zweiphasenraum berührt. Während der Umformung bei 750°C Bolzeneinsatztemperatur liegt wesentlich mehr gut warmumformbare β -Phase vor als bei 650°C und 700°C Bolzeneinsatztemperatur, so dass die Umformkräfte signifikant reduziert werden.

Beim direkten Strangpressen trägt außerdem die Verringerung der Reibkraft mit zunehmender Bolzeneinsatztemperatur zur Reduzierung der Presskräfte bei (Bild 6.25). Mit zunehmender Temperatur lassen sich die Mikrokontakte zwischen dem Bolzen und dem Container leichter lösen, was die Verringerung der Reibkraft erklärt.

Einfluss des Umformgrades auf die Strangpresskräfte

Die Erhöhung des Umformgrades beim Strangpressen bewirkt eine Zunahme der spezifischen Presskraft, da im Werkstoff stärkere Verfestigung stattfindet. Alle untersuchten Legierungen bis auf CuZn37 zeigen eine lineare Beziehung zwischen dem logarithmischen Umformgrad und dem spezifischen Pressdruck.

Bei CuZn37 beträgt der spezifische Pressdruck bei einem Umformgrad gleich 3.9 ca. 550 MPa ist damit signifikant größer, als ein linearer Anstieg mit dem Umformgrad erwarten ließe (Bild 6.19). Gleichzeitig ist in derselben Legierung mit dem

Umformgrad gleich 3.9 der Anteil der α -Phase nach dem Strangpressen nahezu gleich 100% und im Vergleich zu den anderen Strangpressprofilen aus CuZn37 maximal (Bild 6.31). Aufgrund des Temperaturprofils während des Strangpressens /Holler2003/ findet die Phasenumwandlung vom α/β -Phasenraum zum α -Phasenraum während des Durchtritts des Werkstoffs durch die Matrize statt und nicht nach dem Pressvorgang während des Abkühlens. Deshalb muss in dem mit einem Umformgrad gleich 3.9 gepressten Bolzen aus CuZn37 bereits während des Strangpressens ein größerer Anteil der α -Phase vorgelegen haben als in den anderen Profilen aus CuZn37. Der große Anteil an der α -Phase ist verantwortlich dafür, dass beim Strangpressen mit $\varphi = 3.9$ im Vergleich zu den anderen Strangpressversuchen mit CuZn37 besonders große spezifische Pressdrücke aufgetreten sind.

Einfluss der Produktgeschwindigkeit auf die Strangpresskräfte

Mit zunehmender Verformungsgeschwindigkeit nimmt die Verfestigung in den metallischen Werkstoffen grundsätzlich zu /Gottstein1998/. Bei allen Legierungen bis auf CuZn37 ist jedoch die Veränderung des Umformwiderstandes beim Strangpressen mit der Produktgeschwindigkeit nur geringfügig, beispielsweise variiert der Umformwiderstand bei CuZn20, das mit einer Bolzeneinsatztemperatur gleich 700°C gepresst wurde, in Abhängigkeit von der Produktgeschwindigkeit um ca. 10 MPa (Bild 6.20). Ursache dafür ist die lediglich geringe Verfestigung des Kupfers und der Messinglegierungen bei plastischer Verformung, die sich unter anderem in sehr dicht beieinander liegenden Spannungs-Stauchungs-Kurven oberhalb der Fließgrenze für 5 Zehnerpotenzen variierende Stauchraten äußert (Bild 6.85).

Der Umformwiderstand beim Strangpressen von CuZn37 zeigt unter gleichen Versuchsbedingungen Unterschiede bis zu 40 MPa. Bei einer Produktgeschwindigkeit gleich 0.4 m/s beträgt der Umformwiderstand ca. 95 MPa und über 140 MPa bei einer Produktgeschwindigkeit gleich 1 m/s (Bild 6.21). Der durch zunehmenden Umformwiderstand (Bild 6.31) erhöhte Anteil der α -Phase während des Strangpressens ist Ursache für den signifikanten Anstieg der spezifischen Presskräfte mit zunehmender Produktgeschwindigkeit.

Beim direkten Strangpressen von CuZn40Pb2 nehmen die Reibkräfte mit der Produktgeschwindigkeit tendenziell ebenfalls zu (Bild 6.26) und verstärken dadurch die Abhängigkeit der Strangpresskräfte von der Produktgeschwindigkeit.

7.2.2 Gefüge und Mikrostruktur der Strangpressprodukte

Veränderungen des Gefüges und der Mikrostruktur durch das Strangpressen

Während des Strangpressenvorganges findet eine vollkommene Gefügeneubildung statt, die auf einem Wechselspiel von plastischer Verformung sowie Erholung und Rekristallisation beruht. Sobald lokal die kritische Formänderung überschritten wird, erfolgt dynamische Rekristallisation. Auf diese Weise durchlaufen die Volumenelemente beim Durchtritt durch die Matrize ggf. mehrfach das Wechselspiel von plastischer Verformung und Rekristallisation. Je kleiner die Körner sind, desto weniger Versetzungen können sie speichern. Entsprechend nimmt die Triebkraft für die Rekristallisation mit jeder vorhergehenden dynamischen Rekristallisation ab. Die plastische Verformung in Verbindung mit dynamischer Rekristallisation führt zur Ausbildung eines im Vergleich zum Gussgefüge feineren Kornes.

CuZn37 und CuZn40Pb2 besitzen in der α -Phase ein kleineres Korn als die beiden α -Messinglegierungen CuZn10 und CuZn20 (Bild 6.34). Wesentliche Ursache dafür ist, dass in den α/β -Messinglegierungen bereits nach dem Stranggießen eine Kornverfeinerung stattgefunden hat, die auf das Gefüge der Strangpressprodukte übertragen wird. Außerdem findet während des Aufheizens zu Beginn des Strangpressvorganges in CuZn37 und CuZn40Pb2 eine α - β -Phasenumwandlung statt, die analog zum Normalglühen der Stähle ebenfalls die Korngröße verringern kann. Das nunmehr verfeinerte Korn bewirkt im Vergleich zum Ausgangszustand ein feineres Korn in der α -Phase, die beim erneuten Abkühlen im Werkzeug bzw. nach dem Strangpressen und der dabei stattfindenden β - α -Phasenumwandlung aus dem Korn der verfeinerten β -Phase entsteht.

Aufgrund der großen Umformgrade und der hohen Temperaturen beim Strangpressen liegen in den Strangpressprodukten Verformungsbänder vor, in denen sich nach dem Strangpressen Körner ähnlicher Orientierung befinden (Bild 6.63 a). Die Verformungsbänder können wegen der einheitlichen Orientierung der Kristallite in den Bändern auch als Orientierungsbänder bezeichnet werden. Der Winkel zwischen den Verformungsbändern beträgt ca. 70° , was nahezu dem Winkel zwischen den in den kfz-Metallen als Gleit- bzw. Scherebenen fungierenden $\{111\}$ -Ebenen entspricht. Somit bildet sich das neu geformte Gefüge während des Strangpressens entlang der Verformungsbänder, die während des Strangpressens auftreten.

In der α -Phase der Strangpressprofile bildet sich eine Doppelfasertextur aus, bestehend aus der $\langle uvw \rangle \{100\}$ -Texturkomponente und der $\langle uvw \rangle \{111\}$ -Texturkomponente. Die $\langle uvw \rangle \{111\}$ -Komponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen ist ausschließlich auf plastische Verformung mittels Versetzungsgleiten zurückzuführen, während die $\langle uvw \rangle \{100\}$ -Texturkomponente von plastischer Verformung in Kombination mit Rekristallisation rührt

/Wassermann1962/. Die dynamische Rekristallisation in der α -Phase zeigt sich nicht nur in der Entstehung der $\langle uvw \rangle \{100\}$ -Texturkomponente der Doppelfasertextur, sondern auch in der Ausbildung einer Kraftüberhöhung zu Beginn des Strangpressens (s. Abschnitt 7.2.1).

Lediglich bei CuZn37 wurde in allen Strangpressprodukten eine $\langle 100 \rangle$ -Fasertextur und häufig eine $\langle 111 \rangle$ -Fasertextur gefunden, während bei CuZn10 stattdessen auch Streugürtel um $\langle 311 \rangle$ -, $\langle 322 \rangle$ - und $\langle 511 \rangle$ -Fasern auftreten (Bild 6.48). Die gleichen Texturen wurden auch in stranggepressten Aluminium ermittelt und auf ein selektives Wachstum bestimmter Körner durch "Drehung" um die $\langle 111 \rangle$ -Richtung zurückgeführt /Wassermann1962/. Legierungselemente bewirken eine Veränderung der Texturen von den Legierungen gegenüber den unlegierten Metallen, wobei im Falle der Messinglegierungen bei Legierungsgehalten von 10 Gew.-% Zink der Übergang zwischen den typischen Texturen des reinen Kupfers und denen der Messinglegierungen stattfindet /Wassermann1962/. Deshalb treten in der α -Phase von CuZn10 die $\langle 311 \rangle$ -, $\langle 322 \rangle$ - und $\langle 511 \rangle$ -Fasern auf. CuZn37 liegt mit 37 Gew.-% Zink jenseits dieses Übergangsbereiches, weshalb lediglich die fürs Strangpressen von kfz-Metallen typische $\langle 100 \rangle$ -Fasertextur und in der Regel $\langle 111 \rangle$ -Fasertextur in der α -Phase gefunden wurden.

Der Winkel zwischen der $\langle uvw \rangle \{111\}$ -Komponente der Doppelfasertextur der α -Phase von CuZn10 und dem $\langle 113 \rangle$ -Texturpol liegt je nach exakter Lage der Texturpole bei ca. 20° und ist folglich nahezu gleich dem Winkel, der von /Paul2003/ für die Winkelbeziehung zwischen dem Muttergefüge und den Verformungsbändern von makroskopischer Scherung (Scherbänder) genannt wird. Letzterer beträgt ca. 25° . Demzufolge ist die Scherbandbildung beim Strangpressen als Ursache für die $\langle 113 \rangle$ -Textur in der α -Phase ebenfalls in Betracht zu ziehen.

Darüber hinaus sind Scherbänder ein wichtiger Keimbildungsort für die Rekristallisation /Sebald2001/. Da durch Scherbandbildung andere Orientierungen bzw. Wachstumsbeziehungen für den Rekristallisationskeim zu erwarten sind als bei inhomogener Versetzungsnukleation, könnte die Ausbildung von Scherbändern Ursache dafür sein, dass anstelle der für stranggepresste kfz Legierungen üblichen $\langle 100 \rangle$ -Fasertextur /Wassermann1962/ eine $\langle uvw \rangle \{100\}$ -Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen vorliegt /Sebald2001/.

Bild 6.64 zeigt, dass die Strangpressprodukte viele, unmittelbar benachbarte $\Sigma 3$ -Zwillingskorngrenzen von Rekristallisationszwillingen besitzen. Außerdem treten häufig $\Sigma 9$ -Korngrenzen von Mehrfachzwillingsbildung auf (Tabelle 6.1). Sie entstehen, wenn verzwilligte Bereiche als Mutterkorn für eine erneute Zwillingsbildung dienen. Auch /Randle2002/ findet nach Kaltverformung und anschließendem Glühen besonders viele $\Sigma 3$ - und $\Sigma 9$ -Korngrenzen von Rekristallisationszwillingen. Die Verkipfung gegenüber dem Mutterkorn in dem

verzwillingten Bereich ist in Verbindung mit der hohen Rekristallisationszwillingsdichte ist eine weitere mögliche Ursache für die schwache $\langle uvw \rangle \{100\}$ -Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen im Gegensatz zur üblichen $\langle 100 \rangle$ -Fasertextur /Bunge1972, Sebald2001/. Damit ließe sich außerdem plausibel erklären, warum kein eindeutiger Zusammenhang zwischen der Anzahl der Zwillinge pro Fläche („Zwillingsdichte“) bzw. der mittels Linienprofilanalyse bestimmten Zwillingswahrscheinlichkeit einerseits und der $\langle 100 \rangle$ -Rekristallisationskomponente der Strangpresstextur der α -Phase andererseits gefunden wurde.

Neben Zwillingskorngrenzen wurden in der α -Phase der Strangpressprodukte noch weitere sog. CSL-Korngrenzen gefunden, die insgesamt nahezu 50% der Korngrenzen im Strangpressprodukt ausmachen (Tabelle 6.1). Auch nach starker plastischer Verformung werden somit in Polykristallen möglichst regelmäßige, symmetrische Korngrenzen gebildet. Darunter befinden sich insbesondere Korngrenzen, die sehr mobil sind und während der Rekristallisation leichter wandern können, z.B. sämtliche Drehkorngrenzen mit einer $\langle 111 \rangle$ -Drehachse wie $\Sigma 13b$, $\Sigma 7$ und $\Sigma 19b$. Sie zehren die weniger beweglichen Korngrenzen während der Gefügebildung auf. Die Korngrenzen stellen den Zusammenhalt zwischen den Körnern der unterschiedlichen Kristallitgruppen bzw. Gefügebestandteilen her. Dementsprechend wurden für speziell orientierte Kristallite bzw. Nachbarschaftsbeziehungen bevorzugte CSL-Korngrenzen gefunden, die eine Minimierung der entsprechenden Korngrenzenenergie ermöglichen. $\Sigma 11$ -korngrenzen wurden beispielsweise häufig zwischen $\langle 111 \rangle$ und $\langle 100 \rangle$ gefunden.

Die $\langle 110 \rangle$ -Textur in der β -Phase wird sowohl durch plastische Verformung als auch durch in Verbindung damit stattfindender Erholung verursacht /Wassermann1962/.

Einfluss des Zinkgehaltes auf das Gefüge und die Mikrostruktur der α -Phase

Mit zunehmenden Zinkgehalt nimmt infolge kleiner werdender Stapelfehlerenergie die Aufspaltung der Versetzungen in Partialversetzungen zu, so dass der Werkstoff stärker verfestigt. Entsprechend wird die dynamische Rekristallisation mit zunehmendem Zinkgehalt der Messinglegierung gegenüber der Erholung begünstigt. Aus diesem Grund wird der Texturindex der $\langle uvw \rangle \{100\}$ -Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen mit steigendem Zinkgehalt der Messinglegierung von CuZn10 über CuZn20 nach CuZn37 kontinuierlich größer (Bild 6.51). Der maximale Texturindex der $\langle uvw \rangle \{100\}$ -Texturkomponente des stranggepressten CuZn10 beträgt ca. 2.5, während für die $\langle uvw \rangle \{100\}$ -Texturkomponente des stranggepressten CuZn37 ein maximaler Wert von ca. 8 bestimmt wurde. Dieser Wert wurde für CuZn37 ermittelt, das bei $T_{\text{Bolz}} = 750^\circ\text{C}$ mit $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$ und $\varphi = 3$ hergestellt wurde. Die Stärke der $\langle uvw \rangle \{100\}$ -

Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen der übrigen Strangpressprodukte aus CuZn37 betrug zwischen 1.3 und 4.0.

Im Vergleich zu CuZn37 besitzt die $\langle uvw \rangle \{100\}$ -Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen von CuZn40Pb2 eine geringere Stärke. Die maximalen und minimalen Texturindizes der Doppelfasertextur der α -Phase von CuZn40Pb2 stimmen mit den Werten des stranggepressten CuZn20 überein. Während der Aufheiz- und Abkühlvorgänge im Zusammenhang mit dem Strangpressvorgang finden α/β -Phasenumwandlungen von α zu β und umgekehrt statt. Folge der Phasenumwandlung von der β -Phase zur α -Phase kann die Ausbildung einer $\langle 110 \rangle$ -Textur sein /Wassermann1962/, mit der die Verringerung der Stärke aller anderen Texturkomponenten in der α -Phase und somit auch die Schwächung der $\langle uvw \rangle \{100\}$ -Texturkomponente einherginge. Die Ausbildung einer $\langle 110 \rangle$ -Textur in der α -Phase wurde weder bei CuZn37 noch bei CuZn40Pb2 festgestellt.

Die relative schwache $\langle uvw \rangle \{100\}$ -Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen in CuZn40Pb2 wird hingegen darauf zurückgeführt, dass bei CuZn40Pb2 bis zu 40 Vol.-% β -Phase vorhanden ist und deshalb ein wesentlicher Anteil der Warmumformung während des Strangpressens von der im Vergleich zur α -Phase besser warmumformbaren β -Phase getragen wird. Dadurch findet in der α -Phase von CuZn40Pb2 im Vergleich zu den α - und Near- α -Messinglegierungen schwächere plastische Verformung statt. Die Neigung zur Rekristallisation verhält sich entsprechend der plastischen Verformung.

Die Korngröße der α -Phase der Strangpressprodukte (Bild 6.34) korreliert nicht unmittelbar mit der Stärke der Komponenten der Doppelfasertextur der α -Phase. Maximale Korngrößen besitzen im Rahmen des variierten Zinkgehalts die Strangpressprodukte aus CuZn20 mit bis zu 80 μm . Für CuZn10 und CuZn37 wurden an den Strangpressprodukten Korngrößen bis zu nahezu 40 μm bestimmt. Die mehrfache Phasenumwandlung in CuZn37 und CuZn40Pb2 während des Aufheizens vor dem Strangpressen im Ofen und des Abkühlens während dem Strangpressen bewirkt, dass die beiden Legierungen im Vergleich zu CuZn10 und CuZn20 ein feineres Korn besitzen (s. Seite 135), für CuZn40Pb2 wurde z.B. eine maximale Korngröße von 30 μm bestimmt.

Einfluss der Bolzeneinsatztemperatur auf das Gefüge und die Mikrostruktur der α -Phase

Bei den Legierungen CuZn20, CuZn37 und CuZn40Pb2 führt die Erhöhung der Bolzeneinsatztemperatur beim Strangpressen zu einer Zunahme der $\langle uvw \rangle \{100\}$ -Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen (Bild 6.53 und Bild 6.54). Die mittlere Korngröße nimmt in den Strangpressprodukten aus

CuZn10, CuZn20 und CuZn40Pb2 mit der Bolzeneinsatztemperatur zu (Bild 6.35 bis Bild 6.37). Somit wird durch die Erhöhung der Bolzeneinsatztemperatur die Rekristallisation begünstigt /Prasad2006/. Gleichzeitig findet stärkeres Wachstum der rekristallisierten Körner statt, so dass die Korngröße in der rekristallisierten α -Phase zunimmt /Gottstein1998/. Aufgrund der Rekristallisation und der damit verbundenen Ausheilung von Defekten wird die Mikrodehnung mit zunehmender Bolzeneinsatztemperatur kleiner, während die Domänengröße abnimmt (Bild 6.43).

Die $\langle uvw \rangle \{111\}$ -Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen wird nicht signifikant von der Bolzeneinsatztemperatur beeinflusst. Einerseits ist mit zunehmender Verformungstemperatur der Anteil der plastischen Verformung größer als bei niedrigeren Temperaturen, andererseits werden die besonders stark plastisch verformten Körner durch Rekristallisation aufgezehrt.

Die Strangpressprodukte aus CuZn10 zeigen im Gegensatz zu den Erzeugnissen der anderen Legierungen keinen linearen Zusammenhang zwischen der Bolzeneinsatztemperatur einerseits sowie der Korngröße bzw. der $\langle uvw \rangle \{100\}$ -Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen andererseits. Bei 700°C Bolzeneinsatztemperatur beträgt die mittlere Korngröße der α -Phase 28 μm (Bild 6.35). Der Texturindex der $\langle uvw \rangle \{100\}$ -Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen ist bei 700°C Bolzeneinsatztemperatur minimal (Bild 6.52). Die Betrachtung nicht nur der mittleren Korngröße, sondern auch der Korngrößenverteilung zeigt, dass in der α -Phase der Strangpressprodukte aus CuZn10 anders als bei den übrigen Legierungen zwei unterschiedliche Korngrößenfraktionen vorhanden sind. Beispielsweise besitzt die eine Fraktion der α -Phase in dem bei 700°C Bolzeneinsatztemperatur mit einem Umformgrad $\varphi = 3$ und einer Produktgeschwindigkeit $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$ stranggepressten Profil eine mittlere Korngröße gleich 30 μm , die Korngröße der anderen Fraktion beträgt ca. 70 μm . Relativ gering sind im Vergleich dazu die Korngrößenunterschiede in der α -Phase beim Profil, das bei $T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$ mit einem Umformgrad $\varphi = 3$ und einer Produktgeschwindigkeit $v_{\text{Strang}} = 0.4 \text{ m/s}$ stranggepresst wurde. Die mittlere Korngröße beider Fraktionen ist gleich 30 μm bzw. 48 μm . Das Strangpressprofil besitzt mit einem Texturindex gleich 1.9 im Vergleich zu den anderen Strangpressprodukten eine relativ starke $\langle uvw \rangle \{100\}$ -Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen.

Ursache für die geringe Stärke der $\langle uvw \rangle \{100\}$ -Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen ist somit die unvollständige Rekristallisation, die zur besonders starken Ausbildung zweier unterschiedlicher Korngrößenfraktionen führt. Die kleineren Körner entstehen durch Rekristallisation und anschließendes Kornwachstum, während die größeren Körner durch überwiegend plastische Verformung während des Strangpressprozesses

gekennzeichnet sind. Dazu trägt bei, dass CuZn10 im Vergleich zu den anderen Legierungen eine größere Neigung zur Erholung besitzt, wodurch die Triebkraft für die Rekristallisation reduziert wird.

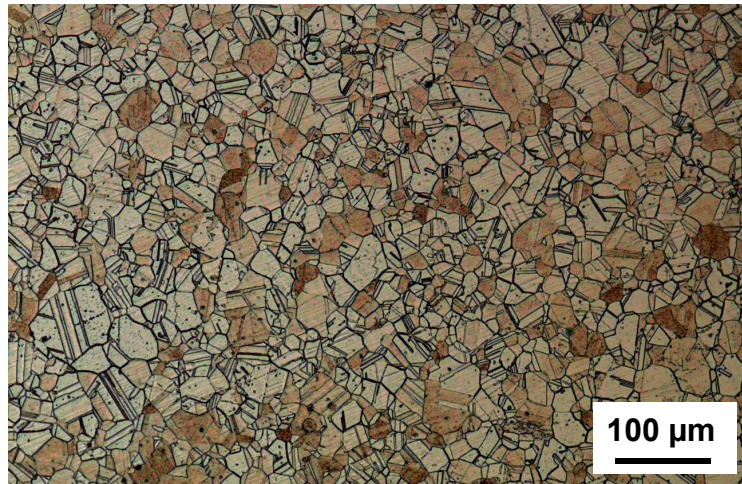


Bild 7.4: Inhomogene Korngrößenverteilung in CuZn10, indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 700^{\circ}\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$)

Wegen der Überlagerung mit dem durch zunehmende Temperatur begünstigten Kornwachstums der rekristallisierten Kristallite wird die $\langle uvw \rangle \{111\}$ -Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen mit einer Steigerung der Bolzeneinsatztemperatur von 700°C auf 750°C größer.

Einfluss des Umformgrades sowie der Produktgeschwindigkeit auf das Gefüge und die Mikrostruktur der α -Phase

Die $\langle uvw \rangle \{111\}$ -Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen nimmt bei allen Messinglegierungen mit zunehmendem Umformgrad zu (Bild 6.56 bis Bild 6.58), da der Werkstoff stärker plastisch verformt wird und wegen der aufgrund der Versuchsdurchführung mit zunehmendem Umformgrad größer werdenden Produktgeschwindigkeit außerdem die Verfestigung zunimmt /Gottstein1998/. Im Vergleich zu anderen Metallen findet in Messinglegierungen eine relativ geringe Verfestigung statt, und die Dehnratenempfindlichkeit der Fließspannung ist relativ gering (s. Abschnitt 7.2.1), so dass die Unterschiede in der Stärke der $\langle uvw \rangle \{111\}$ -Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen unter Berücksichtigung der Fehlergrenzen relativ gering erscheinen. Durch die Vergrößerung der Versetzungsdichte infolge der stärkeren plastischen Verformung nimmt die Mikrodehnung mit zunehmendem Umformgrad bzw. Umformwiderstand zu (Bild 6.45), während die Domänengröße zugleich kleiner wird.

Je größer die Defektdichte ist, desto stärker wird die Triebkraft für Rekristallisation /Gottstein1998/. Deshalb bewirkt bei CuZn10 und CuZn20 die Erhöhung des Umformgrades eine geringfügige Zunahme der $\langle uvw \rangle \{100\}$ -Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen (Bild 6.56). Die Korngröße ist bei

einem Umformgrad $\varphi = 3.9$ signifikant größer als bei einem Umformgrad $\varphi = 3$ (Bild 6.39). Daraus wird geschlossen, dass die zunehmende Rekristallisation bei einer Erhöhung des Umformgrades zu einem stärkeren Kornwachstum führt.

Mit zunehmender Verformungsgeschwindigkeit wird die Verfestigung größer /Gottstein1998/, so dass sich beim Strangpressen von CuZn20 tendenziell ein umso größeres Korn in der α -Phase einstellt, desto größer die Produktgeschwindigkeit ist (Bild 6.41). Die Verfestigung ist jedoch relativ gering, weshalb bei CuZn10 wegen des zusätzlichen Einflusses der Erholung und bei CuZn37 sowie CuZn40Pb2, bei dem außerdem die Phasenumwandlung relevant ist, kein wesentlicher Einfluss der Produktgeschwindigkeit auf die Korngröße der Strangpressprodukte festgestellt wurde. Bei CuZn40Pb2 zeigt sich die Verfestigung in der α -Phase mit zunehmender Produktgeschwindigkeit hingegen in einer Verstärkung der $\langle uvw \rangle \{111\}$ -Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen (Bild 6.61). Der Texturindex beträgt 1.9 bei einer Produktgeschwindigkeit $v_{\text{Strang}} = 0.13$ m/s, über 2.4 bei $v_{\text{Strang}} = 0.68$ m/s. Aufgrund der stärkeren Verfestigung wird auch die Rekristallisation begünstigt, weshalb die Stärke der $\langle uvw \rangle \{100\}$ -Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen ebenfalls kontinuierlich von ca. 1.6 bei $v_{\text{Strang}} = 0.13$ m/s auf 1.8 bei $v_{\text{Strang}} = 0.68$ m/s ansteigt.

Einfluss der Strangpressparameter auf die α/β -Phasenumwandlung in CuZn37 und CuZn40Pb2

Bei CuZn37 wirkt sich die Produktgeschwindigkeit viel stärker auf die Strangpresskräfte und das vom Strangpressen resultierende Gefüge aus als bei den anderen Messinglegierungen. Das zeigt sich unter anderem daran, dass der Umformwiderstand viel stärker mit der Produktgeschwindigkeit variiert als bei den anderen Messinglegierungen (Bild 6.21). Gleichzeitig nimmt mit steigendem Umformwiderstand der Anteil der α -Phase in den Strangpressprodukten aus CuZn37 zu (Bild 6.31), was somit die Ursache für den erhöhten Umformwiderstand ist.

Die Zunahme des α -Phasenanteils ist in Übereinstimmung mit /Mäder1974/, wonach plastische Verformung die $\beta \rightarrow \alpha$ -Phasenumwandlung unterstützen kann. Die fcc α -Phase ist dichter gepackt als die bcc β -Phase, was zur Reduzierung der inneren Energie gemäß des Prinzips des kleinsten Zwanges beiträgt, wenn in dem vorliegenden Belastungssystem beim Strangpressen große Drücke vorherrschen. Die Eigenspannungen der α -Phase in den Strangpressprofilen aus CuZn37 sind um so kleiner, je weniger β -Phase bzw. mehr α -Phase vorhanden ist (Bild 6.64). Somit führt die spannungsinduzierte $\beta \rightarrow \alpha$ -Phasenumwandlung zu einer Spannungsrelaxation in den α/β -Messinglegierungen.

Bei indirekt stranggepresstem CuZn40Pb2 nimmt der Anteil der β -Phase hingegen im Kern mit steigendem Umformgrad zu, während am Rand bei einem Umformgrad

gleich 2.95 der Anteil der β -Phase maximal ist (Bild 6.33). Anders als bei CuZn37 beeinflusst auch die Bolzeneinsatztemperatur den Anteil der β -Phase signifikant. Je größer die Bolzeneinsatztemperatur ist, desto weniger β -Phase enthält das Strangpressprodukt (Bild 6.32). Im Unterschied zu CuZn37 müssen deshalb auch die Temperatureinflüsse diskutiert werden. Auch die Variation des Umformgrades wirkt sich auf die Temperaturverhältnisse im Strang dadurch aus, dass aufgrund der Versuchsführung und der damit einhergehenden Vergrößerung der Produktgeschwindigkeit um so weniger Zeit für die β - α -Phasenumwandlung bleibt, je größer der Umformgrad ist. Damit lässt sich die kontinuierliche Zunahme des Anteils der β -Phase im Kern mit steigendem Umformgrad erklären.

Wie die Bolzeneinsatztemperatur die Phasenumwandlung von β -Messing zu α -Messing insgesamt beeinflusst, lässt sich schwer abschätzen. Einerseits wird die Verweildauer in dem Temperaturintervall, in dem die Phasenumwandlung von β -Messing zu α -Messing erfolgen kann, größer. Dieser Aspekt wurde ursprünglich als Ursache für den Einfluss der Bolzeneinsatztemperatur auf den β -Phasenanteil betrachtet /Holler2003/. Andererseits nimmt die momentane Abkühlgeschwindigkeit sogar zu, weil die Temperaturdifferenz zur Umgebung und damit die Triebkraft für die Abkühlung durch eine Erhöhung der Bolzeneinsatztemperatur vergrößert wird.

Anders als im Kern der Strangpressprofile weist am Rand das Maximum des β -Phasenanteils bei einem Umformgrad gleich 2.95 und die Verringerung des β -Phasenanteils am Rand mit weiter zunehmendem Umformgrad darauf hin, dass auch bei CuZn40Pb2 die spannungsinduzierte β - α -Phasenumwandlung stattfindet. Darüber hinaus zeigen die experimentellen Befunde eine besonders starke Zunahme des Anteils der α -Phase in CuZn40Pb2, wenn die Bolzeneinsatztemperatur von 700°C auf 750°C erhöht wird. Gleichzeitig steigt die Stärke der $\langle uvw \rangle \{100\}$ -Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen signifikant von 1.2 auf 3.7 an, während eine Veränderung der Bolzeneinsatztemperatur von 600°C auf 700°C keinen wesentlichen Einfluss auf die zuvor genannte Texturkomponente hat (Bild 6.54).

Folglich wird die β - α -Phasenumwandlung in CuZn40Pb2 von einer zunehmenden Stärke der $\langle uvw \rangle \{100\}$ -Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen begleitet. Dementsprechend zeigt die Stärke der $\langle uvw \rangle \{100\}$ -Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen für verschiedene Bolzeneinsatztemperaturen einen linearen Zusammenhang mit dem Anteil der α -Phase bzw. der β -Phase im stranggepressten CuZn40Pb2 (Bild 7.5).

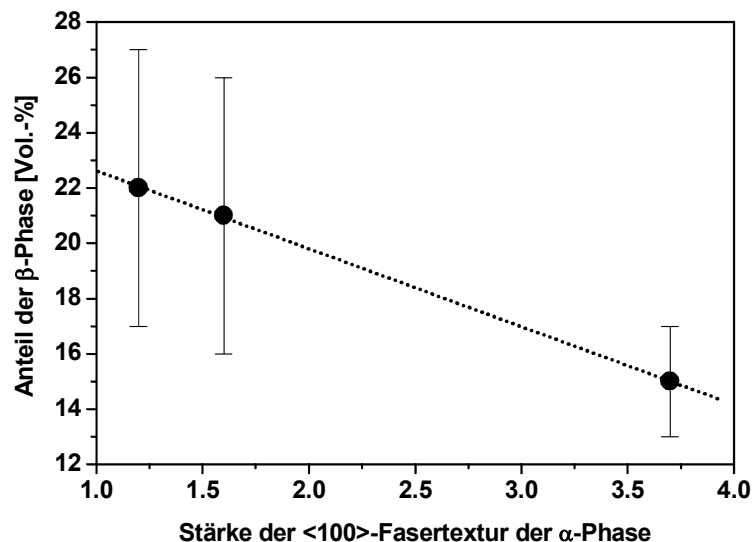


Bild 7.5: Zusammenhang zwischen β -Phasenanteil und Stärke der $\langle 100 \rangle$ -Fasertextur der α -Phase CuZn0Pb2, indirekt stranggepresst ($v_{\text{Strang}} = 0.28 \text{ m/s}$, $\varphi = 2.92$)

Der vorliegende experimentelle Befund stützt die Behauptung von /Hennaut1984/, der als möglichen Rekristallisationsmechanismus in α/β -Messinglegierungen das Aufzehren der stark verformten β -Phase durch die rekristallisierte α -Phase nennt. Weiterhin zeigt sich, dass für diesen Mechanismus relative hohe Temperaturen erforderlich sind, da Kupfer und Messing kleine Diffusionskoeffizienten aufweisen.

Im Falle von CuZn37 sind wesentlich kleinere β -Phasengehalte vorhanden als beim Strangpressen von CuZn40Pb2, das bei 750°C im thermodynamischen Gleichgewicht sogar zu 100% aus β -Messing besteht. Im Vergleich zu CuZn37 ist deshalb viel stark verformte β -Phase vorhanden, die für den zuvor genannten Rekristallisationsmechanismus zur Verfügung steht. Der Zuwachs der $\langle 100 \rangle$ -Fasertextur der α -Phase mit der Erhöhung der Bolzeneinsatztemperatur von 700°C auf 750°C ist jedoch wesentlich größer als der mit den Bolzeneinsatztemperaturen gleich 650°C und 700°C verbundene Unterschied der $\langle 100 \rangle$ -Fasertextur der α -Phase. Nahe 700°C liegt außerdem für CuZn37 die Phasengrenze zwischen dem α -Einphasenraum und dem $\alpha+\beta$ -Zweiphasenraum. Deshalb kann nicht ausgeschlossen werden, dass bei Temperaturen oberhalb 700°C in CuZn37 ebenfalls Rekristallisation der α -Phase durch Aufzehren der stark verformten β -Phase wirksam ist.

Einfluss der Strangpressparameter auf die Mikrodehnungen in stranggepresstem CuZn40Pb2

Die Mikrodehnungen in der α -Phase der indirekt stranggepressten Profilen aus CuZn40Pb2 betragen bei 700°C Bolzeneinsatztemperatur ca. 0.006 und sind damit kleiner als bei 600°C Bolzeneinsatztemperatur (Bild 6.46). Für letztere beträgt der Wert der Mikrodehnungen 0.01. Als Ursache kann die Ausheilung der Gitterdefekte

mit zunehmender Temperatur herangezogen werden. Dementsprechend wird die Domänengröße mit zunehmender Bolzeneinsatztemperatur bis zu 750°C Bolzeneinsatztemperatur kontinuierlich größer (Bild 6.46).

Die Mikrodehnung steigt jedoch bei 750°C im Vergleich zu 700°C Bolzeneinsatztemperatur wiederum an. Wesentlicher Unterschied der Gefüge in den entsprechenden Strangpressprodukten ist, dass bei 750°C Bolzeneinsatztemperatur wesentlich mehr α -Phase vorliegt als bei 700°C Bolzeneinsatztemperatur. Bleibt folglich als einzige weitere Ursache für die Zunahme der Mikrodehnungen die Induzierung von Mikrodehnungen in mehrphasigen Werkstoffen durch Misfitdehnungen an den Grenzflächen. /Klimanek1990/ weist auf diese Ursache von Mikrodehnungen hin und nennt als Beispiel die Spannungsfelder um Ausscheidungen in Aluminiumlegierungen.

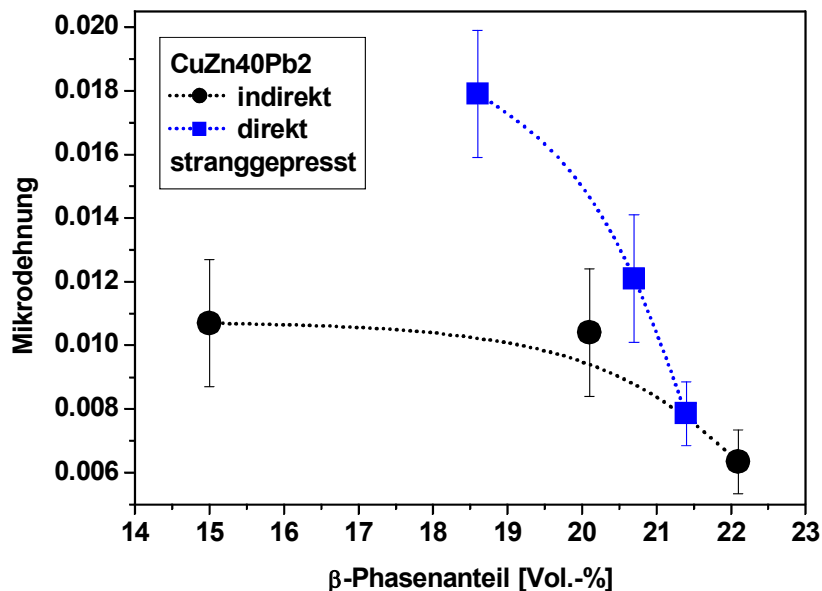


Bild 7.6: Zusammenhang zwischen Mikrodehnung und β -Phasenanteil in stranggepresstem CuZn0Pb2

Wenn die bei der Phasenumwandlung entstehenden Fehlpassungsdehnungen tatsächlich wesentliche Ursache für die Mikrodehnungen in stranggepresstem CuZn40Pb2 sind, müssen sie mit zunehmendem α -Phasenanteil der Strangpressprodukte ansteigen bzw. mit größer werdendem β -Phasenanteil geringer werden. Dieser Zusammenhang trifft ebenfalls auf die vorliegenden Untersuchungen zu (Bild 7.6). Obwohl bei den direkt stranggepressten Profilen aus CuZn40Pb2 der Anteil der β -Phase nur geringfügig variiert, ist dort der Zusammenhang zwischen Mikrodehnung und Phasenanteilen viel eindeutiger als bei den indirekt gepressten Rundprofilen aus CuZn40Pb2. Der besonders signifikante Beitrag der Fehlpassungsdehnungen beim direkten Strangpressen von CuZn40Pb2 wirkt dem Beitrag der Volumenänderung durch Phasenumwandlung zur inneren Energie im Werkstoff entgegen, was als mögliche Ursache in Betracht kommt, weshalb die

mechanisch induzierte Phasenumwandlung beim indirekten Strangpressen im Rahmen der vorliegenden Untersuchungen nicht nachgewiesen werden konnte.

Anders als beim indirekten Strangpressen ist die Verformung aufgrund der Reibung an der Containerwand beim direkten Strangpressen inhomogener, gleichzeitig wirkt die Reibung der Abkühlung an der Containerwand entgegen. Durch die Abkühlungsvorgänge unterscheidet sich die wahre Bolzentemperatur in Abhängigkeit von Ort und Zeitpunkt während des Pressvorganges von der Bolzeneinsatztemperatur, was die Betrachtung der Mikrodehnungen beim direkten Strangpressen beliebig komplex macht.

Einfluss der Strangpressparameter auf das Gefüge und die Mikrostruktur der β -Phase

In der β -Phase von CuZn37 und CuZn40Pb2 findet lediglich plastische Verformung und Erholung statt, da die Stapelfehlerenergie der β -Phase im Vergleich zur α -Phase relativ groß ist [Bauser2001]. Je höher die Bolzeneinsatztemperatur ist, desto umfangreichere plastische Verformung findet statt. Entsprechend nimmt die Stärke der $\langle 110 \rangle$ -Textur vom Strangpressen mit der Bolzeneinsatztemperatur kontinuierlich zu (Bild 6.55). Infolge der gleichzeitig stattfindenden dynamischen Erholung werden die Versetzungen teilweise ausgelöscht oder ordnen sich zumindest um. Deshalb wurde beispielsweise bei CuZn40Pb2 eine Zunahme der Domänengröße in der β -Phase festgestellt (Bild 6.47). Die Domänengröße in der β -Phase beträgt 150 μm bei 600°C Bolzeneinsatztemperatur und 450 μm bei 750°C Bolzeneinsatztemperatur.

Die Mikrodehnungen nehmen jedoch nicht in dem Maß ab, in dem die Domänengröße zunimmt, sondern werden von 600°C Bolzeneinsatztemperatur zu 750°C größer (Bild 6.47). Ursache ist die bereits erläuterte Induzierung von Mikrodehnungen durch die Ausscheidungsmorphologie der α -Phase beim Strangpressen und der daraus resultierenden Fehlpassungsdehnungen.

Mit ansteigender Produktgeschwindigkeit wird die $\langle 110 \rangle$ -Textur in der β -Phase von CuZn37 kleiner (Bild 6.55). Das steht im Einklang damit, dass die besonders stark plastisch verformte β -Phase durch β - α -Phasenumwandlung bzw. bei CuZn40Pb2 Rekristallisation aufgezehrt wird.

Gefügeunterschiede zwischen Rand und Kern beim Strangpressen von CuZn40Pb2

Bei CuZn20 ist die Kleinlasthärte am Rand der Strangpressprodukte kleiner als im Kern (Bild 6.65). Ursache für die Härteunterschiede zwischen Rand und Kern können sowohl Entzinkung als auch unterschiedliche thermomechanische Beanspruchung sowie daraus resultierende Gefüge in den beiden Zonen beim Strangpressen sein. [Holler2003] zeigt für CuZn40Pb2, dass in den ersten 30 μm am Rand des Strangpressprofils Entzinkung stattgefunden hat. Die Zone geringerer Härte bei

CuZn20 liegt hingegen im Bereich von Millimetern. Darüber hinaus müsste der qualitativ gleiche Härteverlauf noch viel ausgeprägter bei CuZn37 auftreten, wenn Entzinkung die wesentliche Ursache wäre, da die Entzinkung mit steigendem Zn-Gehalt zunimmt /Dies1967/.

Bleibt also das Gefüge als wesentliche Ursache für den Härteverlauf. Durch Rekristallisation entsteht ein feineres Korn. Da im Kern stärkere plastische Verformung als am Rand stattfindet, ist dort die Rekristallisation stärker als am Rand. Deshalb ist im Kern tendenziell ein kleineres Korn als am Rand zu erwarten, dessen Festigkeitseinfluss im Vergleich zu der nur gering variierenden Strangpresstextur dominiert.

Bei CuZn37 variiert die Korngröße im Vergleich zu CuZn10 und CuZn20 weniger stark. Da am Rand aufgrund der schnelleren Abkühlung gegenüber dem Kern weniger Rekristallisation zu erwarten ist und deshalb dort die $\langle uvw \rangle \{111\}$ -Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen im Vergleich zur $\langle uvw \rangle \{100\}$ -Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen stärker sein wird, lässt sich damit die am Rand tendenziell größere Härte des stranggepressten CuZn37 (Bild 6.66) erklären.

Die Gefügeunterschiede zwischen Kern und Rand der Strangpressprodukte aus CuZn40Pb2 werden wesentlich durch die größere Abkühlgeschwindigkeit am Rand im Vergleich zum Kern während des Strangpressvorganges verursacht. Da der Rand schneller abkühlt als der Kern, stellt sich am Rand ein kleineres Korn als im Kern ein (Bild 6.36 und Bild 6.37). Der β -Phasenanteil von CuZn40Pb2 ist am Rand geringfügig größer als im Kern (Bild 6.32 und Bild 6.33). Außerdem wurden am Rand mehr Rekristallisationszwillinge der α -Phase gefunden als im Kern. Die Überlagerung der Phasengehalte sowie der Korngröße einerseits und der Rekristallisation andererseits führt dazu, dass die Kleinlasthärte zwischen dem Kern und dem Rand im Rahmen der Streuung nicht signifikant variiert /Holler2003/. Im Falle des direkten Strangpressens trägt auch die Reibung zwischen der Containerwand und der Bolzenoberfläche zu den Gefügeunterschieden zwischen Rand und Kern bei. Auch fürs direkte Strangpressen variiert dabei die Kleinlasthärte entlang des Strangpressproduktquerschnitts nicht signifikant /Holler2003/.

7.2.3 Festigkeit und Umformvermögen der Strangpressprodukte

Einfluss des Gefüges und der Mikrostruktur auf die Fließgrenze der Strangpressprofile

Die Strangpressprofile besitzen im Vergleich zum Strangguss eine größere Festigkeit. Während der Strangguss aus CuZn37 bei einer Stauchrate von 6.67 s^{-1} bei RT eine 0.2%-Stauchgrenze $R_{d0.2} = -120 \text{ MPa}$ besitzt, beträgt die 0.2%-Stauchgrenze des Strangpressprofils aus CuZn37, das bei $T_{\text{Bolz}} = 650^\circ\text{C}$ mit $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$ und $\varphi = 3$ hergestellt wurde, $R_{d0.2} = -155 \text{ MPa}$ (Bild 6.88). Ursache dafür ist, dass sich in den Strangpressprodukten durch eine vollständige Gefügeumbildung eine geringere Korngröße und eine andere Textur als im Strangguss einstellt. Der Strangguss besitzt im wesentlichen eine schwache $\langle 100 \rangle$ - bzw. $\langle 110 \rangle$ -Textur. Die Korngröße der Bolzen liegt bei mehreren Millimetern. Indes besitzen die Strangpressprodukte in der α -Phase eine Doppelfasertextur bestehend aus der $\langle uvw \rangle \{111\}$ -Texturkomponente bzw. $\langle 111 \rangle$ -Texturkomponente sowie der $\langle uvw \rangle \{100\}$ -Texturkomponente bzw. der $\langle 100 \rangle$ -Texturkomponente. Die Korngröße der Strangpressprodukte variiert je nach Strang und Legierung zwischen $8 \text{ }\mu\text{m}$ und $80 \text{ }\mu\text{m}$.

Ungeachtet der Unterschiede bezüglich Textur und Korngröße nimmt die mittlere Festigkeit beim Zug- (Bild 6.71) und beim Druckversuch (Bild 6.84) mit steigendem Zinkgehalt der Messinglegierung zu. Durch die Zugabe von Zink entsteht eine Mischkristallverfestigung, die für die Festigkeitszunahme bei Erhöhung des Zinkgehalts verantwortlich ist. Die für die Strangpressprofile aus CuZn10 ermittelte 0.2%-Dehngrenze beträgt zwischen 80 MPa und 90 MPa , die 0.2%-Dehngrenze der Strangpressprodukte aus CuZn20 zwischen 80 MPa und 100 MPa .

Sehr viel mehr als bei CuZn10 und CuZn20 unterscheiden sich die Festigkeiten von CuZn37 und CuZn40Pb2 und deren Streuung in Abhängigkeit von den Mikrostrukturen im Vergleich zu CuZn10 und CuZn20. An den Strangpressprodukten aus CuZn37 wurde eine maximale 0.2%-Dehngrenze von $R_{p0.2} = 140 \text{ MPa}$ bestimmt, für CuZn40Pb2 beträgt die 0.2%-Dehngrenze maximal $R_{p0.2} = 190 \text{ MPa}$. Im Vergleich zu CuZn20 ist das ein Festigkeitsgewinn von 40% für CuZn37 und von 90% für CuZn40Pb2. Für die signifikant größere Festigkeit von CuZn37 und CuZn40Pb2 gegenüber CuZn10 und CuZn20 ist das Vorhandensein der β -Phase verantwortlich. CuZn40Pb2 besitzt einen größeren Volumenanteil an β -Phase und deshalb auch eine wesentlich größere Festigkeit als CuZn37. Während in CuZn37 maximal 10 Vol.-% β -Phase erreicht werden, besitzen die Strangpressprofile aus CuZn40Pb2 bis zu über Vol.-30% β -Phase. Da in der β -Phase ein krz Gitter vorliegt, ist die Aktivierungsenergie der Gleitsysteme größer als im kfz Gitter und somit die Festigkeit heraufgesetzt.

Die 0.2%-Dehngrenze im Zugversuch zeigt im wesentlichen für alle Legierungen eine Korrelation mit der $\langle uvw \rangle \{111\}$ -Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen sowie entsprechend der Hall-Petch-Beziehung mit der Korngröße. Durch eine Verstärkung der $\langle uvw \rangle \{111\}$ -Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen sowie die Verringerung der Korngröße wird ein Festigkeitsanstieg bewirkt. Unklar ist jedoch an dieser Stelle, welches der beiden Gefügemerkmale den wesentlichen Einfluss ausübt, denn zumindest für CuZn37 und CuZn40Pb2 wirken die Korngröße und die $\langle uvw \rangle \{111\}$ -Texturkomponente gleichsinnig auf die Festigkeit der Strangpressprodukte.

Um die Wechselwirkung der beiden Gefügemerkmale Korngröße und Textur zu klären, wurde mit den lichtmikroskopisch bestimmten Korngrößen und der röntgenographisch ermittelten Strangpresstextur die Festigkeit abgeschätzt und der experimentell im Zugversuch bestimmten 0.2%-Dehngrenze gegenübergestellt (Bild 7.7).

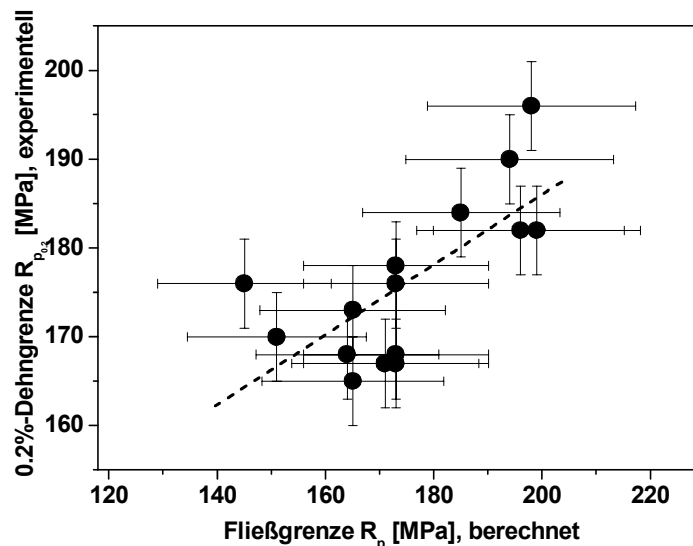


Bild 7.7: Vergleich der experimentell bestimmten und der berechneten Festigkeiten der Strangpressprofile, CuZn40Pb2, Zugversuch, 0°-Richtung

Die berechneten 0.2%-Dehngrenzen und die experimentell ermittelten Werte stimmen gut überein und korrelieren miteinander, wie exemplarisch am Beispiel von CuZn40Pb2 in Bild 7.7 gezeigt wird. Sowohl die Kornverfeinerung durch Rekristallisation als auch die Ausbildung der $\langle 111 \rangle$ -Komponente der $\langle 100 \rangle / \langle 111 \rangle$ -Doppelfasertextur tragen folglich zur Festigkeit der Strangpressprodukte bei.

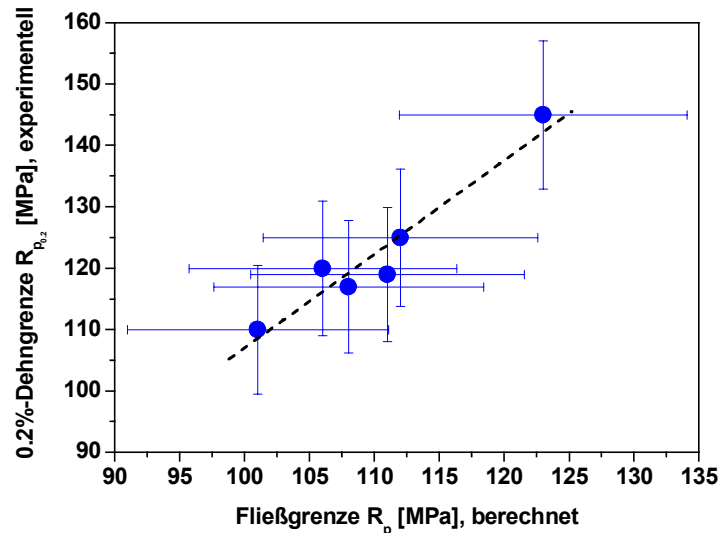


Bild 7.8: Vergleich der experimentell bestimmten und der berechneten Festigkeiten der Strangpressprofile, CuZn37, Zugversuch, 0°-Richtung

Bei den Strangpressprodukten aus CuZn37 weichen die berechneten Festigkeiten stärker von den experimentellen ermittelten 0.2%-Dehngrenzen ab als bei CuZn40Pb2. Die experimentell bestimmten 0.2%-Dehngrenzen sind tendenziell größer als die berechneten Festigkeiten, wobei der Unterschied zwischen den experimentellen und den berechneten Werten innerhalb der Fehlergrenzen liegt (Bild 7.8). Mögliche Ursachen für die Abweichung zwischen den einzelnen experimentellen und berechneten Festigkeiten sind Überlagerung zwischen Last- und den Eigenspannungen, die beim Strangpressen zuvor eingebracht wurden, die zusätzliche festigkeitssteigernde Wirkung von Versetzungswänden und Zwillingen vom Strangpressen sowie die in der Berechnung ebenfalls nicht berücksichtigte Abhängigkeit der Fließspannung von der mechanischen Zwillingsbildung.

In der β -Phase kann die regelmäßige Anordnung der Kupfer- und der Zinkatome, man nennt die Phase dann β' -Ordnungsphase, zu einem Festigkeitsanstieg beitragen. Ursache dafür ist u.a. die Entstehung von Superversetzungen und die Einbringung von Antiphasengrenzen während der Versetzungsbewegung. Untersuchungen mittels Röntgenbeugung und Transmissionselektronenmikroskopie haben keinen Hinweis darauf ergeben, dass in den Strangpressprofilen die β' -Phase auftritt. Damit ist nicht ausgeschlossen, dass die β' -Phase zu einem gewissen Anteil unterhalb der praktischen Nachweisgrenze in den zweiphasigen Strangpressprodukten aus CuZn37 oder CuZn40Pb2 vorliegt.

Die Bleiausscheidungen, die in CuZn40Pb2 vorhanden sind, besitzen einen im Vergleich zu der α - und der β -Phase sehr kleinen Umformwiderstand und tragen deshalb nicht zu einer hohen Festigkeit der Strangpressprodukte bei.

Verfestigung und Umformvermögen der Strangpressprofile

Die Fläche, die von der Spannungs-Dehnungs-Kurve vom Zugversuch eingeschlossen wird, ist ein Maß für die Duktilität des Werkstoffs. Vereinfachend kann die Duktilität des Werkstoffs auch anhand der Gleichmassdehnung bzw. Bruchdehnung im Zugversuch beurteilt werden. Sowohl die Gleichmassdehnung als auch die Bruchdehnung der im Rahmen dieser Arbeit untersuchten stranggepressten Legierungen ist für CuZn20 am größten (Bild 6.77 und Bild 6.80). CuZn20 besitzt folglich von den untersuchten Messinglegierungen die größte Duktilität. Im Bereich bis 28 Gew.-% Zink nimmt gemäß /Dies1967/ die Bruchdehnung mit steigendem Zinkgehalt der Messinglegierung kontinuierlich zu, über 28 Gew.-% Zink wird die Bruchdehnung mit zunehmendem Zinkgehalt hingegen kleiner. Da CuZn20 und CuZn28 im Vergleich zu den anderen Messinglegierungen eine besonders große Duktilität besitzen, eignen sie sich insbesondere fürs Tiefziehen. Bei CuZn37 und CuZn40Pb2 ist die β -Phase Ursache dafür, dass die Bruchdehnung und damit auch die Duktilität kleiner als bei den einphasigen α -Messinglegierungen CuZn10 und CuZn20 ist.

Bei konstantem Zinkgehalt des Strangpressprofils zeigt nur die Legierung CuZn37 einen eindeutigen Zusammenhang der Duktilität mit der $\langle uvw \rangle \{111\}$ -Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen. Die Gleichmassdehnung wird geringfügig kleiner, wenn die Stärke des Texturpols zunimmt (Bild 6.78). Eine große Gleichmass- und Bruchdehnung wird vor allen Dingen durch ein großes Korn begünstigt (Bild 6.79 und Bild 6.81). Ursache dafür ist, dass in kleineren Körnern weniger Versetzungen gespeichert werden können. Für die vorliegende Variation der Korngröße ist der Effekt der Korngröße auf die Bruchdehnung entsprechend gering.

Das Streckgrenzenverhältnis ist bei CuZn20 etwas kleiner als bei CuZn10 (Bild 6.74). Da mit steigendem Zinkgehalt des α -Messings die Versetzungsaufspaltung größer wird, kann der Werkstoff stärker verfestigen und besitzt eine größere Zugfestigkeit im Vergleich zur Fließgrenze. Die β -Phase ist krz und verfestigt deshalb weniger als die α -Phase /Gottstein1998/. Deshalb besitzen die Near- α -Legierung CuZn37 sowie die α/β -Legierung CuZn40Pb2 ein größeres Streckgrenzenverhältnis als die α -Messinglegierungen.

Für CuZn37 und CuZn40Pb2 wurde eine Verringerung des Streckgrenzenverhältnisses mit zunehmender Korngröße beobachtet (Bild 6.76). Einerseits bewirkt die Zunahme der Korngröße, dass weniger Korngrenzen zum Aufstauen der Versetzungen vorhanden sind. In diesem Fall würde das Streckgrenzenverhältnis größer werden, wenn die Korngröße zunimmt. Andererseits können in größerem Korn mehr Versetzungen gespeichert werden, so dass eine stärkere Wechselwirkung zwischen den Versetzungen und entsprechend Verfestigung vorliegt. Abgesehen von

der Korngröße beeinflusst auch die Textur das Streckgrenzenverhältnis. Die Textur variiert bei CuZn37 und CuZn40Pb2 im Vergleich zu CuZn20 stärker als die Korngröße und ist deshalb wesentliche Ursache für die Variation des Streckgrenzenverhältnisses der Strangpressprodukte. Je stärker die $\langle uvw \rangle \{111\}$ -Texturkomponente der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen ist, umso weniger kann der Werkstoff verfestigen. Entsprechend nimmt das Streckgrenzenverhältnis zu (Bild 6.75).

7.2.4 Folgerungen für die Praxis

Für Messinglegierungen unterschiedlichen Zinkgehaltes, der im Bereich der α -Phase (CuZn10 und CuZn20), am Rand des α -Phasengebietes (CuZn37) bzw. im α/β -Zweiphasengebiet (CuZn40Pb2) lag, konnten durch die Variation der Bolzeneinsatztemperatur, des Umformgrades und der Produktgeschwindigkeit unterschiedliche Kombinationen von Phasengehalten, Texturen, Korngrößen und Makro- und Mikroeigenspannungen eingestellt werden. Somit ermöglicht die Variation der Strangpressparameter und damit der Gefüge sowie Mikrostrukturen die gezielte Einstellung der Festigkeit und des Umformvermögens der Strangpressprodukte.

Die Festigkeit der Strangpressprodukte wird wesentlich durch die Textur beeinflusst, wobei eine Zunahme der $\langle uvw \rangle \{111\}$ -Faserkomponente der Strangpresstextur der α -Phase bei gleichzeitig schwacher $\langle uvw \rangle \{100\}$ -Faserkomponente festigkeitssteigernd wirkt. Für eine solche Strangpresstextur sind große Umformgrade (Bild 6.56, Bild 6.57, Bild 6.58) und relativ niedrige Bolzeneinsatztemperaturen (Bild 6.53 und Bild 6.54) erforderlich, damit die Rekristallisation während des Strangpressens bzw. der Abkühlung der Strangpressprodukte und somit die Entstehung der $\langle uvw \rangle \{100\}$ -Faserkomponente α -Phase möglichst unterdrückt wird. Im Falle von CuZn10 führt das Wechselspiel von Erholung und Rekristallisation dazu, dass bei 700°C eine besonders schwache $\langle uvw \rangle \{100\}$ -Faserkomponente α -Phase entsteht.

Mit zunehmender Stärke der $\langle uvw \rangle \{111\}$ -Faserkomponente der Strangpresstextur der α -Phase wird gleichzeitig die Gleichmassdehnung im Zugversuch kleiner (Bild 6.78), d.h. das Kaltumformvermögen der Strangpressprodukte nimmt tendenziell ab. Anders als die Textur wirkt sich ein feinkörniges Gefüge sowohl hinsichtlich Festigkeit als auch hinsichtlich Kaltverformung der Strangpressprodukte vorteilhaft aus, da damit gleichzeitig die Festigkeit der Strangpressprodukte gesteigert und die Oberflächengüte der Strangpressprodukte bei anschließender Kaltverformung, z.B. dem Streckziehen von Rohren oder Drähten, verbessert wird. Im Falle von CuZn10, CuZn20 und CuZn40Pb2 entsteht ein möglichst feinkörniges Gefüge bei relativ niedrigen Bolzeneinsatztemperaturen (Bild 6.35, Bild 6.36 und Bild 6.37), für CuZn37 wurde aufgrund der mechanisch induzierten

Phasenumwandlung bei einer Bolzeneinsatztemperatur $T_{\text{Bolz}} = 700^{\circ}\text{C}$ ein relativ feines Korn ermittelt. Der Zusammenhang zwischen dem Umformgrad und der Korngröße der Strangpressprodukte ist je nach Zinkgehalt der Messinglegierungen sehr unterschiedlich. Bei den α -Messinglegierungen CuZn10 (Bild 6.39) und CuZn20 wird bei geringen Umformgraden ein besonders kleines Korn erzielt, bei CuZn40Pb2 (Bild 6.40) verhält sich der Zusammenhang zwischen Umformgrad und Korngröße gerade umgekehrt zu den α -Messinglegierungen CuZn10 und CuZn20. Keinen signifikanten Einfluss des Umformgrades auf die Korngröße der α -Phase zeigt CuZn37.

Im Falle der Messinglegierungen CuZn37 und CuZn40Pb2 können Festigkeit sowie das Umformvermögen bei Kalt- und Warmumformung weiterhin durch die Einstellung der Phasengehalte gesteuert werden. Geringe β -Phasengehalte verbessern das Kaltumformvermögen, während hohe β -Phasengehalte die Festigkeit sowie das Warmumformvermögen steigern. Für CuZn37 wurden bei Bolzeneinsatztemperaturen $T_{\text{Bolz}} = 700^{\circ}\text{C}$ und relativ niedrigen Umformgraden und damit aufgrund der Versuchsführung auch niedrigen Produktgeschwindigkeiten bis zu 15% β -Phase ermittelt, die sich als Saum entlang der zeilenförmig angeordneten α -Phase verteilen. Bei einem Umformgrad $\varphi = 3.92$ bzw. einer Produktgeschwindigkeit $v_{\text{Strang}} = 1 \text{ m/s}$ wurde röntgenographisch nur die α -Phase gefunden (Bild 6.31). Große Umformgrade und hohe Bolzeneinsatztemperaturen führen bei CuZn40Pb2 zu relativ niedrigen β -Phasengehalten.

Mit der Zunahme der α -Phase von CuZn37 geht gleichzeitig eine Relaxation der Eigenspannungen in der α -Phase einher, weil die α -Phase die dichter gepackte Kristallstruktur darstellt. Da CuZn37 und weiterhin auch CuZn40Pb2 anfällig für interkristalline Spannungsrisskorrosion sind, wird deren Korrosionsbeständigkeit generell durch die Vermeidung von Phasengrenzen sowie die Relaxation von Eigenspannungen gesteigert.

7.3 Mikrostrukturelle Aspekte der Kaltverformung

7.3.1 Gefüge und Mikrostruktur

Mikrostrukturelle Vorgänge während der Kaltverformung

Makroskopisch führt die plastische Verformung beim einachsigen Kaltstauchen zu einer Streckung der Körner quer zur Stauchachse, was besonders deutlich in den Längsschliffen zu erkennen ist (Bild 6.94).

Die Kaltverformung der stranggepressten Messinglegierungen basiert im wesentlichen auf Versetzungsgleiten. Messing zeichnet sich in diesem Zusammenhang dadurch aus, dass ausgeprägtes Gleitverhalten nach Sachs stattfindet /Carstensen1998/, d.h. dass bei plastischer Verformung nur in einem geringen Anteil der Körner 5 unabhängige Gleitsysteme aktiv, während in den meisten Körnern bis zu 3 unabhängige Gleitsysteme aktiviert werden. Bild 6.97 zeigt ein solches Korn in einer 10% kaltgestauchten Probe aus CuZn37, Strang 5, in dem zwei unabhängige Gleitsysteme vorhanden sind. Die Kristallite mit derartigen Versetzungsanordnungen sind nahezu mit der $[110]$ -Richtung parallel zur Stauchachse orientiert.

Darüber hinaus existieren in der Probe Kristallite mit einer zellartigen Anordnung der Versetzungen und verschiedenen Subkornbereichen (Bild 6.98). Nach 15% Kaltstauchung dominieren anstelle der gleichmäßig verteilten Stufenversetzungen sog. persistente Gleitbänder (Bild 6.99). Außerdem sind bereits in einigen Kristalliten Versetzungswände zu erkennen (Bild 6.100).

Je geringer die Stapelfehlerenergie der Messinglegierungen ist, desto größer ist die Zwillingswahrscheinlichkeit. Bei relativ tiefen Temperaturen beginnend und bis zur Raumtemperatur reichend findet deshalb insbesondere in CuZn37 mechanische Zwillingsbildung statt.

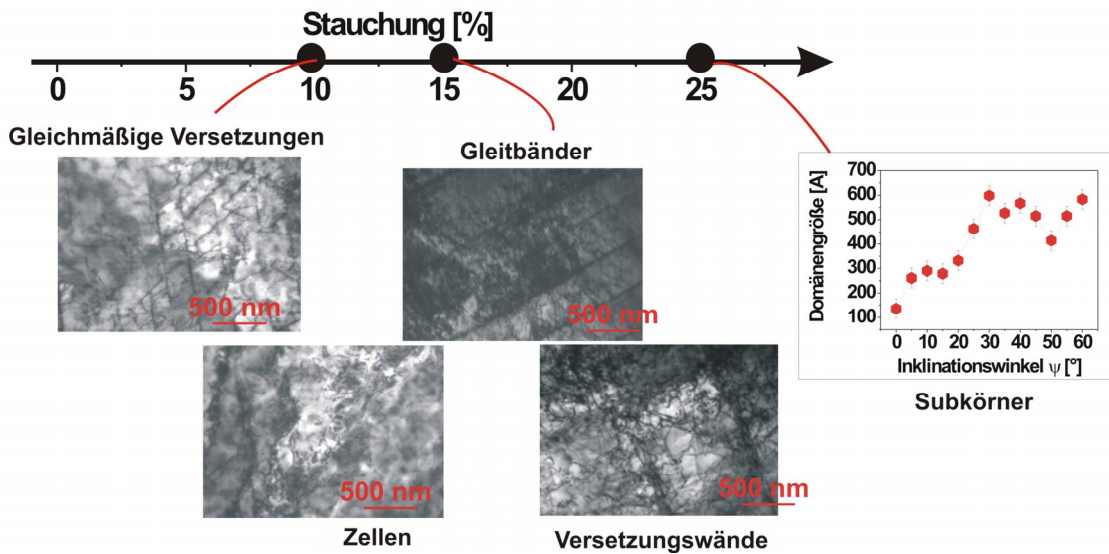


Bild 7.9: Entwicklung der Versetzungsanordnung mit zunehmender Stauchung von stranggepresstem CuZn37

Anhand der TEM-Untersuchungen, der Texturanalysen und der röntgenographischen Linienprofilanalysen an kaltgestauchten Proben aus CuZn37 ist eine bestimmte Abfolge der Verformungsmechanismen zu erkennen (Bild 7.9). Bei relativ geringen Umformgraden (bis zu 10% Stauchung) findet zunächst quasieinkristallines Versetzungsgleiten nach Sachs statt, das sich bei den TEM-Untersuchungen anhand gleichmäßig verteilter Stufenversetzungen in wenigen Versetzungssystemen äußert. Im Vergleich zu starker plastischer Verformung ist die mittlere Versetzungsdichte relativ klein.

Zwischen 10% und 15% Stauchung setzt in CuZn37, das bei $T_{\text{Bolz}} = 700^{\circ}\text{C}$ mit $v_{\text{Strang}} = 0.3 \text{ m/s}$ und $\varphi = 3$ indirekt stranggepresst wurde, die Bildung von Versetzungswänden ein. Die Versetzungen sind in persistenten Gleitbänder angeordnet (Bild 6.99), deren Entstehung auf einer inhomogenen Spannungsverteilung in den Kristalliten und überwiegend ebenem Versetzungsgleiten beruht [Carstensen1998]. Mögliche Ursache ist die in verschiedenen Richtungen unterschiedliche Kristallit-Kristallit-Wechselwirkung, wobei die Aktivierung der Versetzungsbewegung an den Korngrenzen einsetzte. Für diesen Umstand spricht, dass sich die persistenten Gleitbänder jeweils über das gesamte Korn erstrecken und nicht von einem Zentrum innerhalb des Korns ausgehen. Der Übergang von regellos angeordneten Versetzungen in wenigen Gleitsystemen zu Gleitbändern wurde auch in der Kobalt-Superlegierung Ultimet beobachtet, die im Bereich oberhalb der Streckgrenze mit Dehnungsamplituden von ca. 2.5% (LCF-Mode) auf Ermüdung beansprucht wurde [Jiang2001]. Ebenso wie CuZn37 besitzt die Co-Superlegierung Ultimet eine relativ geringe Stapelfehlerenergie.

In der Probe mit 10% Stauchung sind außerdem erste Zellstrukturen zu erkennen (Bild 6.100), die bei noch größeren Stauchungen in Subkörner überführt werden. Die Subkornbildung bei plastischer Verformung führt zu einer starken Richtungsabhängigkeit der Domänengröße, wobei die Domänengröße quer zur Vorzugsrichtung der gestreckten Subkörner am kleinsten ist und mit zunehmender Kippung der Messrichtung zur Längsachse der Subkörner hin größer wird (Bild 6.110).

Zwischen 20% und 25% Stauchung zeigt sich die mechanische Zwillingsbildung in der Textur von CuZn37. Zwillingsbildung begünstigt die Entstehung einer relativ regellosen Textur /Sebald2001/. Sie äußert sich jedoch auch in charakteristischen $\{111\}$ -Texturpolen, die durch die Verdrehung der Zwillinge gegenüber den nicht verzwillingten $\{111\}$ -Netzebenen entstehen, wenn letztere eine Verformungstextur vorweisen. Der durch die Zwillingsbildung verursachte Texturpol liegt bei $\psi = 20^\circ$ (Bild 6.105).

Typisch für starke plastische Verformung bei großen Umformgraden ist die Bildung sog. Scherbänder. Die Verformungsstreifen im Gefüge der druckverformten Proben (Bild 6.94) sind ein Indiz für die Bildung von Scherbändern.

Texturentwicklung während der Kaltverformung

Beim einachsigen Stauchen regeln sich die Burgersvektoren im allgemeinen senkrecht zur Stauchachse ein, so dass in der Regel kfz Metalle wie das α -Messing nach dem Kaltstauchen eine $\langle 110 \rangle$ -Stauchtextur besitzen /Wassermann1962/. Die $\langle 110 \rangle$ -Stauchtextur wurde auch im Rahmen der vorliegenden Untersuchungen gefunden, wobei die $\langle 110 \rangle$ -Stauchtextur in CuZn10 mit zunehmender Stauchung kontinuierlich stärker wird (Bild 6.102) und im Vergleich zu CuZn20 (Bild 6.104) und CuZn37 größere Texturindizes besitzt.

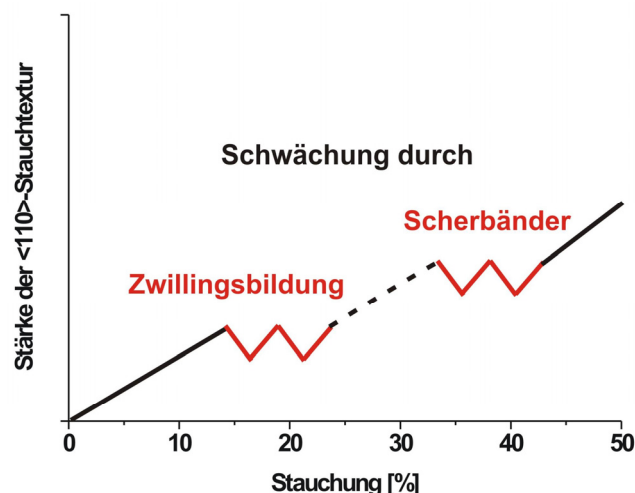


Bild 7.10: Entwicklung der $\langle 110 \rangle$ -Stauchtextur mit zunehmender Stauchung von stranggepresstem CuZn37

Im Vergleich zu CuZn10 ist die $\langle 110 \rangle$ -Stauchtextur in CuZn37 nach 20% Stauchung schwach ausgeprägt bzw. gar nicht vorhanden. Unter $\psi = 20^\circ$ und $\psi = 40^\circ$ entstehen zwei 111-Texturpole (Bild 6.105). Bei 25% Stauchung ist nur noch ein 111-Pol unter $\psi = 25^\circ$ vorhanden (Bild 6.105). Ursache für die Verringerung der klassischen $\langle 110 \rangle$ -Stauchtextur und die Entwicklung der 111-Texturpole beim Kaltstauchen von CuZn37 ist die mechanische Zwillingsbildung, die bei Messinglegierungen bei RT stattfindet und nach einer gewissen Anfangsverformung einsetzt /Meyers2001/. Die Zwillingsbildung bewirkt durch die Verkipfung des Zwillings relativ zum Mutterkorn die Schwächung der $\langle 110 \rangle$ -Stauchtextur /Sebald2001/ bzw. die Ausbildung der 111-Texturpole unter Neigungswinkeln zur Belastungsachse.

Nach ca. 50% Stauchung wurde sowohl in CuZn10 als auch in CuZn37 eine $\langle 110 \rangle$ -Stauchtextur bestimmt, wobei die Textur in CuZn37 mit einem Texturindex von 2.5 (Bild 6.107) deutlich schwächer ist als in CuZn10, für das ein Texturindex der $\langle 110 \rangle$ -Stauchtextur von 4.2 bestimmt wurde (Bild 6.106). Die geringe Stärke der $\langle 110 \rangle$ -Textur nach Kaltstauchung von CuZn37 im Vergleich zu CuZn10 ist darauf zurückzuführen, dass sich die Kristallite aufgrund der mechanischen Zwillingsbildung nicht kontinuierlich in $\langle 110 \rangle$ -Richtung eindrehen konnten.

Bei Stauchungen von über 30% ist weiterhin nicht auszuschließen, dass die $\langle 110 \rangle$ -Stauchtextur durch die bei starker plastischer Verformung stattfindende Scherbandbildung geschwächt wird (Bild 7.10). Die Schwächung der $\langle 110 \rangle$ -Stauchtextur beruht darauf, dass das Innere der Scherbänder gegenüber dem Gitter außerhalb des Bandes verdreht ist.

Gemäß dem Sachs-Modell, dessen Eignung für die Modellierung der Texturen in Kupfer bzw. Messing gezeigt wurde /Pedersen1987, Leffers1987/, ist die Kopplung der Kristallite relativ gering. Gleichzeitig besitzen Kupfer und die Messinglegierungen eine relativ große elastische Anisotropie, die mit steigendem Zinkgehalt zunimmt. Die elastische Anisotropie beeinträchtigt die Entwicklung der $\langle 110 \rangle$ -Stauchtextur jedoch nicht, da die mit dem Versetzungsgleiten einhergehende Texturentwicklung der Messinglegierungen dem Sachs-Modell folgt. Demnach gehen die Kristallite unterschiedlicher Anfangsorientierung nach ausreichender großen Stauchungen stets in eine stabile $\langle 110 \rangle$ -Endlage über. Die geringe Kristallit-Kristallit-Wechselwirkung bei der Texturentwicklung während plastischer Verformung des Kupfers und der Messinglegierungen kann darauf zurückgeführt werden, dass sich durch starke Lokalisierung der plastischen Verformung z.B. in Gleitbändern das Korninnere unabhängig von der Korngrenze verformt.

Dehnrateneinfluss der Fließgrenze

Die 0.2%-Stauchgrenze ebenso wie die Fließgrenze beim Torsionsversuch nehmen sowohl bei RT als auch bei 300°C Verformungstemperatur kontinuierlich mit der

Dehnrates beim Stauchversuch bzw. Scherversuch zu. Der Zusammenhang zwischen Dehnrates und Versetzungsdichte ist /Orowan1940, Taylor1934/:

$$\dot{\varepsilon} = \rho_m \cdot b \cdot v_0 \cdot \exp\left\{-\frac{-\Delta F - V \cdot \tau^*}{kT}\right\} \quad (7.1)$$

Darin bedeuten b der Burgersvektor und ρ_m die mittlere Versetzungsdichte im Werkstoff. Diese Gleichung beschreibt die thermische Überwindung einer Barriere der Freien Energie F mit Hilfe einer am Ort der Versetzung wirkenden effektiven Schubspannung τ^* bei einer endlichen Temperatur T . Der Vorfaktor v_0 ist die Versetzungsgeschwindigkeit ohne Berücksichtigung des Temperatureinfluss. Er ergibt sich aus dem Produkt der Anlauffrequenz der Versetzung gegen das Hindernis v_D mit der Sprungdistanz d . Die Sprungdistanz ist die freie Weglänge zwischen zwei durch thermische Aktivierung zu überwindenden Hindernissen. V ist das sogenannte Aktivierungsvolumen und k die Boltzmannkonstante.

Die auf Zunahme der Versetzungsdichte basierende Spannung ist:

$$\tau \approx \sqrt{\dot{\varepsilon}} \quad (7.2)$$

Demnach müsste die 0.2%-Stauchgrenze um einen Faktor größer 500 ansteigen, wenn die Zunahme der Stauchrate von 0.00025 s^{-1} auf 66.67 s^{-1} durch eine größere Versetzungsdichte ermöglicht würde.

Nicht durch den Anstieg der Versetzungsdichte, sondern durch größere Versetzungsgeschwindigkeiten v werden die größeren Verformungsgeschwindigkeit getragen. Dabei gilt:

$$\tau \approx \sqrt[n]{\dot{\varepsilon}} \quad (7.3)$$

Nimmt man beispielsweise einen Wert n gleich 25 an, der für LiF angegeben wird, so führt die Erhöhung der Stauchrate von 0.00025 s^{-1} nach 66.67 s^{-1} zu einer Zunahme der Fließspannung um den Faktor 1.65. Der Faktor 1.65 liegt im Gegensatz zu dem Faktor 500 in der gleichen Größenordnung wie der experimentell bestimmte Wert von ca. 2 für CuZn37.

Weiterhin beeinflusst die Verformungstemperatur im Druckversuch signifikant die Dehnratesempfindlichkeit. Der Parameter D aus der Cowper-Symonds-Gleichung ist für das hochgeschwindigkeitsverformte Messing bei $T=300^\circ\text{C}$ im Vergleich zu RT signifikant kleiner (Bild 6.91). In Bild 7.11 ist die Festigkeit bei unterschiedlichen D -Werten für ein konstantes q und eine relative Festigkeit von 1 bei quasistatischer Verformung mit einer Verformungsrate von 10^{-4} dargestellt. Demnach bedeutet der kleinere D -Wert bei 300°C , dass die Dehnratesempfindlichkeit bei 300°C größer ist als bei RT. Bei 300°C findet im Gegensatz zur Verformung bei RT keine

Zwillingsbildung, sondern lediglich Versetzungsgleiten statt /Meyers2001/, das für die größere Dehnratenabhängigkeit im Vergleich zu RT verantwortlich ist.

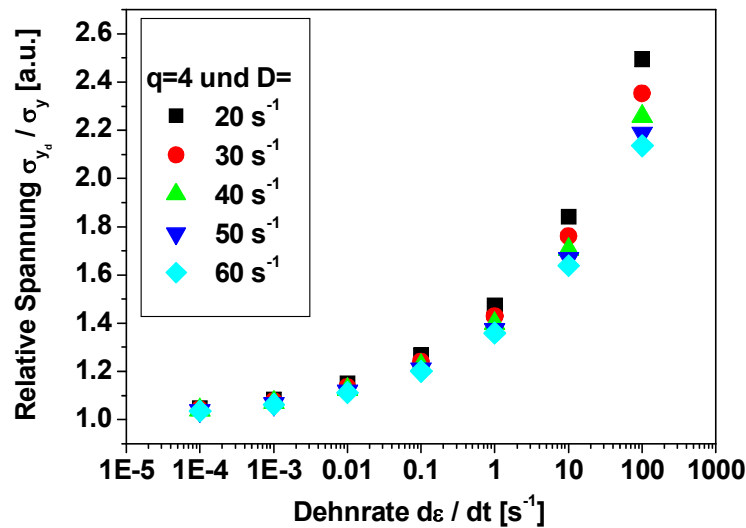


Bild 7.11: Einfluss des Parameters D auf die Dehnratenempfindlichkeit

Der Parameter q der Cowper-Symonds-Gleichung, der ebenfalls für das hochgeschwindigkeitsverformte Messing bestimmt wurde (Bild 6.90), ist bei $T=300^\circ\text{C}$ größer als bei RT. Ein größerer Wert für q bedeutet gemäß Bild 7.12, dass sich eine Veränderung der Verformungsgeschwindigkeit vor allen Dingen bei niedrigerer Verformungsgeschwindigkeit deutlich auf die Fließgrenze auswirkt.

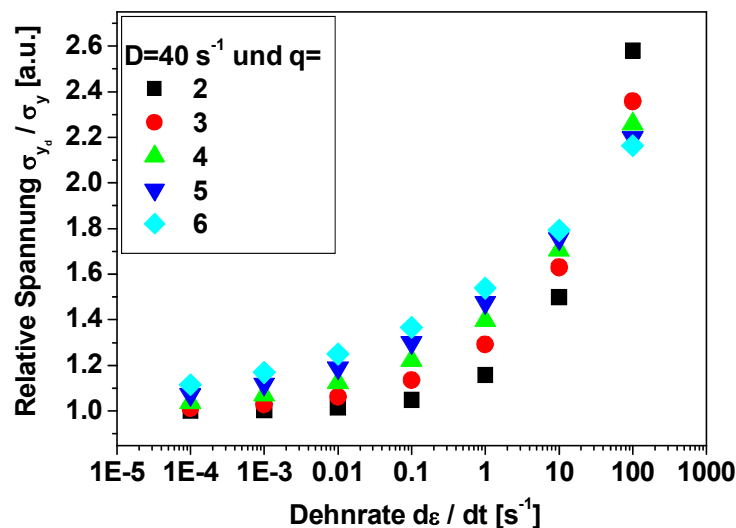


Bild 7.12: Einfluss des Parameters q auf die Dehnratenempfindlichkeit

Bei 300°C sind im Gegensatz zur Verformung bei RT Klettern und Erholung wirksam, die somit die Dehnratenempfindlichkeit bestimmen und folglich für die Zunahme des q -Wertes der Cowper-Symonds-Gleichung relevant sind.

Bei Torsion ist die Dehnratenempfindlichkeit der Fließgrenze kleiner als bei einachsiger Druckverformung. Der mehrachsige Spannungszustand bei Torsion

bewirkt, dass mehr Gleitsysteme günstig zu den Lastspannungen liegen und dadurch mehr Gleitsysteme gleichzeitig betätigt werden können.

Verfestigung und Entfestigung während plastischer Verformung

Bei RT zeigt CuZn37 während plastischer Verformung bis zu ca. 30% Stauchung keine signifikante Abhängigkeit der Fließspannung von der Dehnrage. Da mit zunehmender plastischer Verformung auch die Anzahl der Versetzungen steigt, sollte die Fließspannung, wenn im gesamten Polykristall plastische Verformung eingesetzt hat, noch deutlicher von der Verformungsgeschwindigkeit abhängen, als dies am Übergang von elastischer zu plastischer Verformung beobachtet wird.

Mit zunehmender Versetzungsdichte verfestigen metallische Werkstoffe im allgemeinen stärker. Verfestigung bedeutet eine Verringerung der Anzahl der mobilen Versetzungen und eine Zunahme der zur Überwindung der Hindernisse erforderlichen effektiven Schubspannung. Die mobilen Versetzungen werden zwar teilweise in die Hindernisse eingebaut, aber gleichzeitig beschränkt sich die Versetzungsbewegung auf kleinere hindernisärmere Bereiche. Im Rahmen der vorliegenden Untersuchungen wurde festgestellt, dass die Versetzungsbewegung sehr inhomogen ist, was sich auf ebenes Versetzungsgleiten in persistenten Gleitbändern zurückführen lässt. Folglich ist die Versetzungs-Versetzungs-Wechselwirkung und die daraus resultierende Verfestigung relativ gering, weshalb schließlich makroskopisch keine Dehnratenempfindlichkeit festgestellt werden konnte.

Im Bereich der Entfestigung ist beim Druckversuch bei RT die Änderung der Fließspannung mit der Stauchung bei einer Stauchrate von 6.67 s^{-1} größer als bei einer Stauchrate von 66.67 s^{-1} . Mit zunehmender Entfestigung wird die Ausbauchung der Druckproben und somit der effektive Querschnitt größer, so dass die scheinbare Spannung zunimmt. Die Stauchung, oberhalb derer sich die Fließspannung unterscheidet, ist genauso so groß wie die als Mindestdehnung für die Bildung von Scherbändern in Messing genannte Dehnung /Batra2005/. Scherbandbildung ist eine lokalisierte plastische Verformung, die sowohl die Textur durch die damit einhergehende Gitterdrehung als auch die Versetzungsstrukturen beeinflusst. Ausgelöst wird die Scherbandbildung u.a. durch lokale Erwärmung im Gefüge, wobei von adiabatischen Scherbändern gesprochen wird. Da mit einer Zunahme der Verformungsgeschwindigkeit mehr adiabatische Wärme entsteht, wird dadurch die Entstehung adiabatischer Scherbänder begünstigt. Demzufolge führt die Entstehung der Scherbänder zu einer geringeren Entfestigung bei einer Stauchrate von 66.67 s^{-1} im Vergleich zur Stauchrate von 6.67 s^{-1} . Erklärt werden kann die geringere Entfestigung bei Scherbandbildung damit, dass dadurch ebene Versetzungsanordnungen in zellartige Versetzungsnetzwerke überführt werden, wodurch die Festigkeit ansteigt.

Oszillationen der Spannungs-Stauchungs-Kurven

Bei den Druckversuchen an den Strangpressprofilen aus CuZn37, mit der größten verwendeten Stauchrate gleich 66.67 s^{-1} und einer Verformungstemperatur von RT (Bild 6.85) und 300°C (Bild 6.87) besitzt die Spannungs-Stauchungs-Kurve einen ausgeprägten wellenförmigen Verlauf, der im folgenden mit dem Begriff Oszillationen gekennzeichnet wird. Wenn die Versuchstemperatur auf 700°C erhöht wird, treten diese Oszillationen nicht mehr auf.

/Beiss1977/ weist auf die adiabatische Erwärmung während der Hochgeschwindigkeitsverformung als Ursache für die Oszillationen der Spannungs-Dehnungs-Kurven hin. Da die Umformwärme nicht sofort abgeführt wird, kommt es während der Verformung zu einem regelmäßigen Wechsel von Erwärmung und Wärmeabfuhr, womit auch die Fließspannung oszilliert.

Umordnungsvorgänge während plastischer Verformung, die ebenfalls zu oszillierenden Spannungs-Stauchungs-Kurven führen könnten, sind im Cu-Zn-Mischkristall ebenfalls bekannt. Aufgrund des relativ geringen Diffusionskoeffizienten des Zinks im Messing wird eine solche Ursache jedoch ausgeschlossen.

RT liegt weit unterhalb der Rekristallisationstemperatur von Messing, so dass in diesem Falle dynamische Rekristallisation als Ursache der Oszillationen ausgeschlossen wird. Bei 300°C hingegen wird das Rekristallisationsintervall der Messinglegierungen erreicht, so dass auch dynamische Rekristallisation eine mögliche Ursache der Oszillationen bei dieser Temperatur ist.

7.3.2 Entwicklung der Mikroeigenspannungen während der Kaltverformung und plastische Anisotropie

Übersicht

Die $\sin^2\psi$ -Verläufe sowohl der stranggepressten als auch der nach dem Strangpressen zusätzlich kaltgestauchten Messinglegierungen zeigen Hinweise auf Mikroeigenspannungen, die auf eine inhomogene Verformung während des Strangpressens zurückgeführt werden können. Bei den Strangpressprofilen liefert die Auswertung der $\sin^2\psi$ -Verläufe nach dem $\sin^2\psi$ -Verfahren für unterschiedliche Reflexe hkl in Querrichtung Druckeigenspannungen, die sich im Rahmen der Fehlergrenzen nicht signifikant unterscheiden, aber weiterhin zeigen die $\sin^2\psi$ -Verläufe Oszillationen mit sog. "Nulldurchgängen" und "Maxima" (Bild 6.65). Nach Kaltstauchung zeigen die $\sin^2\psi$ -Verläufe nicht nur Oszillationen, sondern die Auswertung verschiedener Reflexe hkl liefert außerdem dem Vorzeichen und dem Betrag nach sehr unterschiedliche Eigenspannungen (Bild 6.108). Die $\sin^2\psi$ -Auswertung der Messungen am 111-Reflex der α -Phase liefert somit stets besonders große positive Radial- und Tangentialeigenspannungen in der Mitte des Strangpressquerschnitts, die $\sin^2\psi$ -Auswertung der Messungen am 220-Reflex α -Phase stets große Druckeigenspannungen in Radial- und Tangentialrichtung.

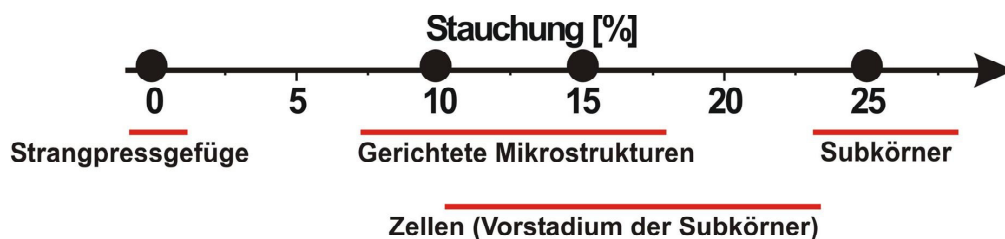


Bild 7.13: Entwicklung der Mikroeigenspannungen mit zunehmender Kaltstauchung

Somit können folgende Stadien unterschieden werden (Bild 7.13):

- Strangpressprodukte: hkl-unabhängige Radialeigenspannungen aus der $\sin^2\psi$ -Auswertung, Oszillationen in den $\sin^2\psi$ -Verläufen, erholtes und rekristallisiertes Gefüge;
- Strangpressen und Kaltstauchung mit bis zu 10% Stauchung: hkl-abhängige Radialeigenspannungen aus der $\sin^2\psi$ -Auswertung und Oszillationen in den $\sin^2\psi$ -Verläufen, richtungsabhängige Mikrostrukturen, jedoch keine Subkörner;
- Strangpressen und Kaltstauchung mit über 15% Stauchung: hkl-abhängige Radialeigenspannungen aus der $\sin^2\psi$ -Auswertung und Oszillationen in den $\sin^2\psi$ -Verläufen, richtungsabhängige Mikrostrukturen, Zellen bzw. Subkörner.

Im folgenden wird der Zusammenhang zwischen den Gefügen und Mikrostrukturen in den unterschiedlichen Stadien einerseits sowie den Nichtlinearitäten und hkl-Abhängigkeiten der $\sin^2\psi$ -Verläufe andererseits diskutiert.

CuZn37 nach dem Strangpressen, 0% Stauchung

Nach dem Strangpressen liegen in der α -Phase der Strangpressprofile aus CuZn37 in radialer Richtung im Kern Druckeigenspannungen vor (Bild 6.64), die ca. -20 MPa betragen. Die Radialeigenspannungen entstehen dadurch, dass der Bolzen während des Strangpressens in axialer Richtung vom Stempel und quer zur Strangpressachse durch die Matrizenwand durch Druck belastet wird /Osaka1971/. Da Kupferwerkstoffe bei den hohen Temperaturen während des Strangpressens eine relativ niedrige Fließgrenze besitzen, werden die Eigenspannungen während des Abkühlens nahezu abgebaut. Sie liegen deutlich unterhalb der Fließgrenze, die bei allen Strangpressprofilen aus CuZn37 mindestens 100 MPa beträgt (Bild 6.82), und dem Betrag nach auch wesentlich unterhalb der Mindestspannungen für Spannungsrisskorrosion in Messing. Für letztere wird in /Dies1967/ ein Wert um die 100 MPa aufgeführt.

Experimentelle Beobachtungen

- **hkl-unabhängige Vorzeichen und Beträge der Eigenspannungen aus der $\sin^2\psi$ -Auswertung**
- **Oszillationen in den $\sin^2\psi$ -Oszillationen**

Modellierung

- **Schwache Verformung**
- **Keine Subkörner**
- **<100>||<111>-Doppelfasertextur**
- **Reuss-Modell**

Bild 7.14: Auswirkungen der Mikroeigenspannungen auf die $\sin^2\psi$ -Verläufe der Strangpressprodukte und Annahmen für die Modellierung der $\sin^2\psi$ -Verläufe

Für die Modellierung der nichtlinearen $\sin^2\psi$ -Verläufe der Strangpressprodukte wurde entsprechend den experimentellen Beobachtungen ein schwach verformtes Gefüge angenommen, in dem keine Subkörner vorhanden sind. Folgende Orientierungen der α -Phase treten aufgrund der Strangpresstextur in CuZn37, bestehend aus der <100>-Texturkomponente und der <111>-Texturkomponente, längs bzw. quer zur Strangpressachse häufig auf und wurden entsprechend für die Modellierung der $\sin^2\psi$ -Verläufe verwendet: <100>, <111>, <110> und <311>. Außerdem wurden die bei CuZn10 gefundenen Orientierungen <511> und <233> berücksichtigt.

Gemäß

$$\varepsilon_{\chi, \text{hkl}} = \varepsilon_0 \cdot \cos^2 \chi_{\text{hkl}} \quad (7.4)$$

erfolgte die Berechnung der aus $\varepsilon_0 = 0.001$ resultierenden Dehnungen $\varepsilon_{\chi_{hkl}}$ in den Richtungen χ_{hkl} relativ zur Radialrichtung des Strangpressproduktes, unter denen für den Reflex hkl aufgrund der Strangpresstextur sowie der kristallographischen Winkelbeziehungen zwischen den verschiedenen Netzebenenscharen im kfz-Gitter ein Texturpol der entsprechenden Netzebenenschar liegt. Experimentelle Untersuchungen zeigen, dass sich Kupferwerkstoffe und Messinglegierungen bei plastischer Verformung gemäß dem Reuss-Modell verhalten /Pedersen1987, Leffers1987/, d.h., es liegt ein homogener Spannungszustand vor. Dementsprechend wurde die experimentell gefundene mittlere Dehnung von $\varepsilon_0 = 0.001$ in Radialrichtung der hier untersuchten Strangpressprodukte aus CuZn37 sowie die Dehnungen $\varepsilon_{\chi_{hkl}}$ mit dem Faktor $\frac{1}{E_{hkl}}$ gewichtet.

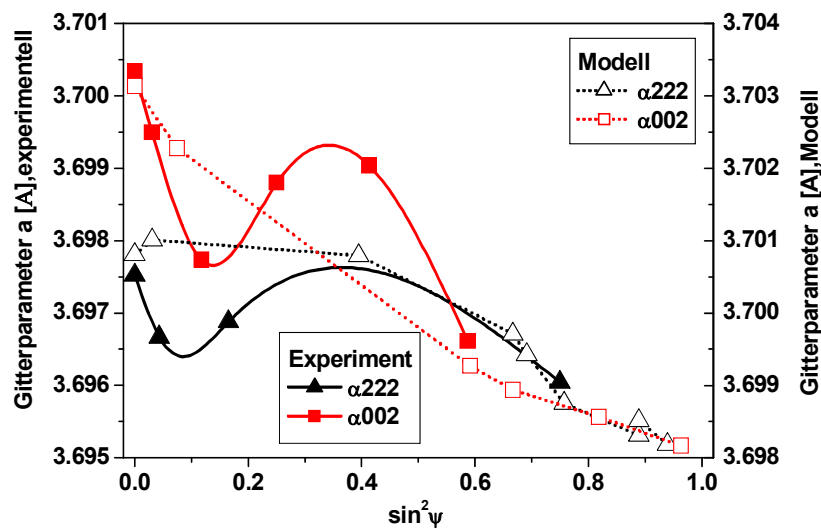


Bild 7.15: Experimentelle und modellierte $\sin^2\psi$ -Verläufe der Strangpressprodukte, CuZn37 ($T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.3 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$), α -Phase, 222- und 002-Reflex

Der sich daraus ergebende Gitterparameter a in Abhängigkeit von $\sin^2\psi$ ist in Bild 7.15 für den 222- und den 002-Reflex der α -Phase von CuZn37, stranggepresst bei $T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$ mit $v_{\text{Strang}} = 0.3 \text{ m/s}$ und $\varphi = 3$, den experimentellen Verläufen gegenübergestellt. Der Kippwinkel ψ ist mit χ_{hkl} entsprechend

$$\psi = 90^\circ - \chi_{hkl} \quad (7.5)$$

verknüpft. Die modellierten Wertepaare a vers. $\sin^2\psi$ stimmen vergleichsweise gut mit dem Verlauf der experimentellen d - $\sin^2\psi$ -Kurven überein.

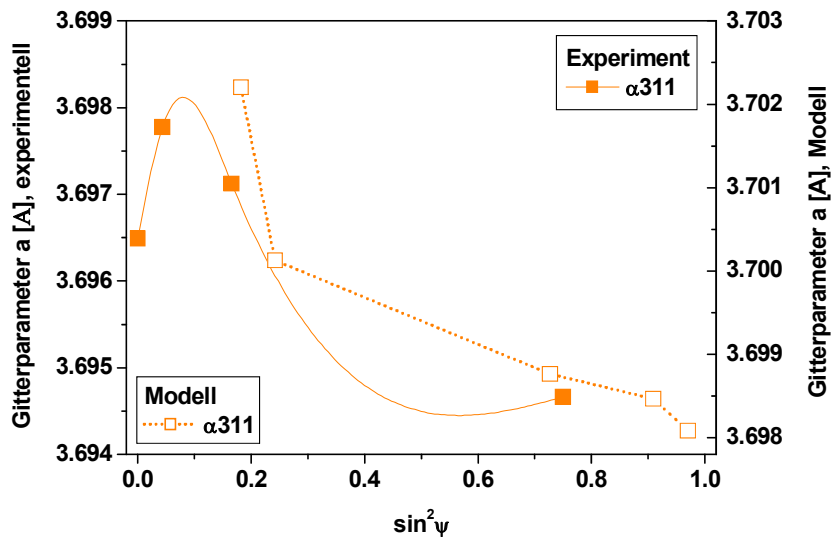


Bild 7.16: Experimenteller und modellierter $\sin^2\psi$ -Verlauf der Strangpressprodukte, CuZn37 ($T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.3 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$), α -Phase, 311-Reflex

Eine vergleichsweise gute Übereinstimmung zwischen den modellierten Wertepaaren dem Verlauf der experimentellen $d\text{-}\sin^2\psi$ -Kurven wurde auch für den 311-Reflex der α -Phase gefunden (Bild 7.16). Die Oszillationen in den $\sin^2\psi$ -Verläufen der Strangpressprodukte resultieren somit aus der Strangpresstextur und dem Reuss-Verhalten der Eigenspannungen. Für eine detaillierte Beschreibung der experimentellen $\sin^2\psi$ -Verläufe ist eine Verfeinerung des Modells notwendig, die von einer weniger starken und scharfen Strangpresstextur der α -Phase ausgeht.

$\sin^2\psi$ -Verläufe von CuZn37 nach Kaltstauchung

Durch Kaltstauchung von CuZn37 werden die Eigenspannungen in der α -Phase dem Betrag nach verstärkt, bis die Stauchung einen bestimmten Grenzwert erreicht. Im Falle von CuZn37, das bei $T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$ mit $v_{\text{Strang}} = 0.3 \text{ m/s}$ und $\varphi = 3$ hergestellt wurde, liegt dieser Stauchgrad bei 10% (Bild 6.124). Die 15% gestauchte Probe besitzt dem Betrag nach bereits geringfügig kleinere Eigenspannungen als die 10% gestauchte Probe.

Während im stranggepressten Zustand die Auswertung aller Beugungsreflexe nach dem $\sin^2\psi$ -Verfahren gleiche Eigenspannungen liefert, führt die Kaltstauchung von CuZn37 im Anschluss an das Strangpressen zu einer ausgeprägten hkl-Abhängigkeit der Eigenspannungen bezüglich des Vorzeichens und des Betrages der Eigenspannungen. Mit Hilfe des $\alpha 200$ -Reflexes werden Zugeigenspannungen ermittelt, während der $\alpha 220$ -Reflex Druckeigenspannungen liefert (Bild 6.124).

Ursache der Eigenspannungen sind sowohl eine makroskopisch lokal unterschiedliche Formänderung als auch die unterschiedlich starke plastische Verformung von Kristalliten unterschiedlicher Orientierung. Die aus der Steigung der

$\sin^2\psi$ -Verläufe ermittelten Eigenspannungen sind folglich keine Makroeigenspannungen, sondern Eigenspannungen II.Art.

Bedingt durch die Reibkraft zwischen dem Druckstempel sowie der Kontaktfläche der Probe entsteht in der Umgebung des Stempels eine Zone geringer Verformung, die mit zunehmender Stauchung immer weiter Richtung Probenzentrum wächst, bis sie sich schließlich über die gesamte Probenlänge erstreckt. Dadurch entsteht zwischen dem Kern und dem Rand der Druckprobe eine Zwischenzone besonders starker Verformung, die auf den Kern drückt und dadurch Druckeigenspannungen erzeugt. Die unterschiedliche Verformung von Rand und Kern sowie daraus resultierende Eigenspannungen werden auch beim einachsigen Zugversuch beobachtet /Dölle1976/. Sie sind beim Stauchversuch aufgrund der zusätzlichen Reibkräfte zwischen Stempel und Stirnfläche der Proben stärker ausgeprägt als beim Zugversuch. Darüber hinaus werden die Kristallite je nach Ausgangsorientierung unterschiedlich stark plastisch verformt, wobei auch bei gleichem Umformgrad verschiedene Versetzungsstrukturen auftreten. Nach 10% Stauchung von CuZn37 wurden beispielsweise sowohl gleichmäßig verteilte Versetzungen (Bild 6.97) als auch Zellen gefunden (Bild 6.98). Die Körner der $\langle 110 \rangle$ -Kristallitgruppe wurden besonders stark druckverformt und besitzen deshalb eine Orientierung entsprechend der für kfz Metalle üblichen Stauchtextur. Die Druckeigenspannungen der $\langle 110 \rangle$ -Kristallitgruppe werden durch Zugeigenspannungen in der $\langle 100 \rangle$ -Kristallitgruppe im Gleichgewicht gehalten.

CuZn37, 10% Stauchung

Oszillationen und hkl-Abhängigkeiten der $\sin^2\psi$ -Verläufe

Bei den kaltgestauchten Proben waren weitere Annahmen notwendig, um die experimentellen $\sin^2\psi$ -Verläufe zu modellieren. Aufgrund der Ausbildung von unterschiedlichen Kristallitgruppen tritt an die Stelle des vom Reflex hkl unabhängigen ε_0 für jeden Reflex unterschiedliches $\varepsilon_{0,hkl}$, das den experimentellen $\sin^2\psi$ -Verläufen für die Reflexe 001, 011 und 111 der α -Phase in radialer Richtung, d.h. unter ψ gleich 90° , entnommen wurde: $\varepsilon_{0,110} = -0.001$, $\varepsilon_{0,111} = -0.0001$ und $\varepsilon_{0,100} = 0.001$. Weiterhin wurde das anisotrope Hookesche Gesetz anstelle des isotropen Hookeschen Gesetzes für die Gewichtung der Dehnungen verwendet. Nach 10% Stauchung wurden zwar im Gegensatz zu 25% Stauchung von CuZn37 keine Hinweise auf Subkörner gefunden, aber auch bei relativ niedrigen Stauchgraden von ca. 10% liegen bereits richtungsabhängige Mikrostrukturen vor.

Experimentelle Beobachtungen

- hkl-abhängige Vorzeichen und Beträge der Eigenspannungen aus der $\sin^2\psi$ -Auswertung
- Oszillationen in den $\sin^2\psi$ -Verläufen

Modellierung

- Kristallitgruppen (Sachs-Modell)
- Elastische Anisotropie
- Richtungsabhängige Mikrostrukturen

Bild 7.17: Auswirkungen der Mikroeigenspannungen auf die $\sin^2\psi$ -Verläufe der kaltgestauchten Proben aus CuZn37 und Annahmen für die Modellierung der $\sin^2\psi$ -Verläufe der kaltgestauchten Proben

Die Resultate der richtungsabhängigen röntgenographischen Linienprofilanalyse wurden bei der Modellierung der experimentellen $\sin^2\psi$ -Auswertung berücksichtigt. Dazu erfolgte die Multiplikation der modellierten Gitterparameter mit den relativen Mikrodehnungen in der jeweiligen Probenrichtung, weil die Versetzungen zu einer Verstärkung der Gitterverspannung führen, bzw. die Division der modellierten Gitterparameter durch die relative Zwillingswahrscheinlichkeit, weil die Zwillingsbildung zu einer Relaxation des Netzebenenabstandes führt. Die Versetzungsdichte fand beim 011-Reflex Berücksichtigung, der sich in der Linienprofilanalyse aufgrund des Burgersvektors $1/2a[110]$ in den kfz-Metallen besonders sensitiv für die Versetzungsdichte zeigt, die Zwillingswahrscheinlichkeit beim 001-Reflex, der eine besonders deutliche Asymmetrie des Röntgenreflexlinienprofils zeigte, und außerdem noch die Stapelfehlerwahrscheinlichkeit der 111-Netzebenen beim 111- bzw. 222-Reflex.

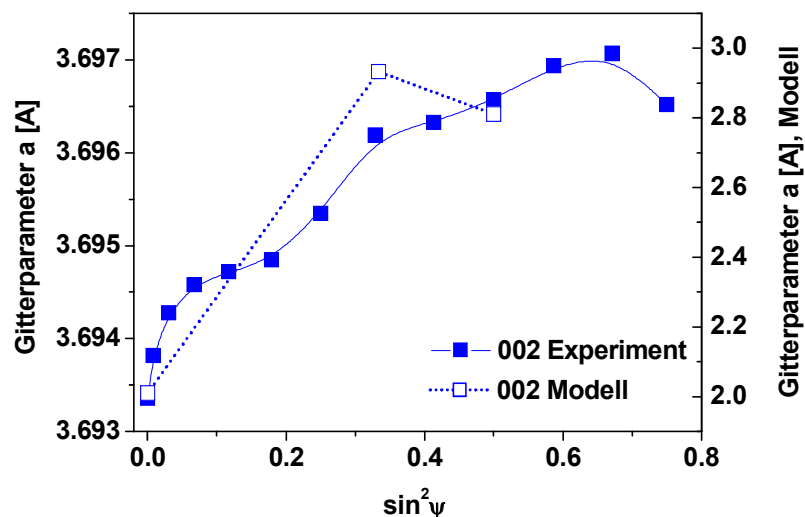


Bild 7.18: Experimenteller und modellierter $\sin^2\psi$ -Verlauf, CuZn37, α -Phase, indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.3 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$) und 10% gestauch, 002-Reflex

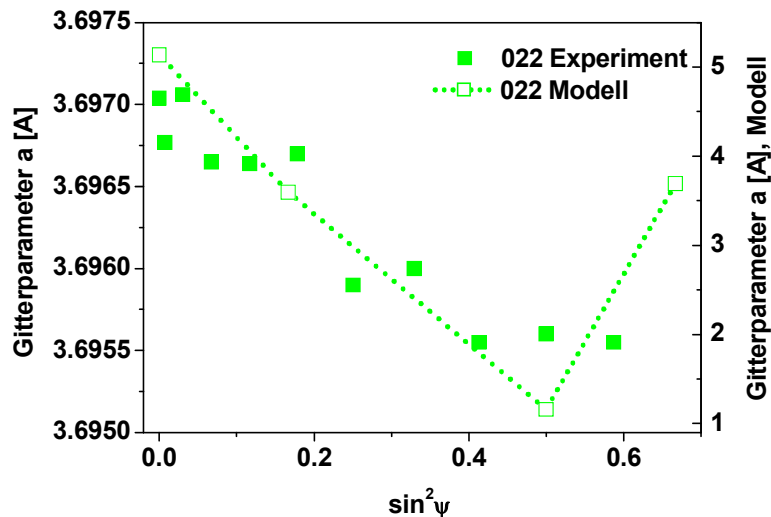


Bild 7.19: Experimenteller und modellierter $\sin^2\psi$ -Verlauf, CuZn37, α -Phase, indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.3 \text{ m/s}$, $\phi = 3$) und 10% gestaucht, 022-Reflex

Im Fall der mit 10% kaltgestauchten Probe schmiegen sich die modellierten Wertepaare a vers. $\sin^2\psi$ qualitativ gut an den Verlauf der experimentellen d - $\sin^2\psi$ -Kurven an. Ohne Berücksichtigung der richtungsabhängigen Mikrostrukturen hingegen war die Modellierung der qualitativen $\sin^2\psi$ -Verläufe der verschiedenen Reflexe hkl nicht zufriedenstellend, wobei der generelle Verlauf der Wertepaare a vers. $\sin^2\psi$ deutlich von den experimentellen Verläufen abwich. Quantitativ überstreichen die modellierten d - $\sin^2\psi$ -Kurven gegenüber den experimentellen d - $\sin^2\psi$ -Verläufen einen deutlich größeren Wertebereich, was durch die Einführung eines konstanten Faktors für die rel. Mikrodehnungen, Zwillings- bzw. Stapelfehlerwahrscheinlichkeiten berücksichtigt werden kann.

Richtungsabhängigkeit der Mikrodehnungen aus der Linienprofilanalyse

Der Vergleich zwischen den im TEM beobachteten Versetzungsanordnungen, den richtungsabhängigen Mikrodehnungen und den Oszillationen der $\sin^2\psi$ -Verläufe bei 10% Stauchung von CuZn37 zeigt, dass sich die Richtungsabhängigkeit der im vorliegenden Fall Versetzungsanordnungen sowohl in den Oszillationen als auch in den richtungsabhängigen Mikrodehnungen (Bild 7.20) äußert.

Entsprechend Bild 6.97 zeichnen sich die in der Stauchachse nahezu auf $\langle 110 \rangle$ eingedrehten Körner der α -Phase bei 10% Stauchung durch Doppelgleiten in zwei Gleitsystemen mit Stufenversetzungen aus. Diese Versetzungsanordnung wird im folgenden durch zwei unendlich angeordnete Halbebenen beschrieben, deren Burgersvektoren $0.5a \langle 110 \rangle$ und $0.5a \langle 011 \rangle$ sind und denen unterschiedliche Gleitebenen zugeordnet sind. Die Halbebenen wurden als unendlich ausgedehnt betrachtet, so dass die Dehnungen in der Halbebene gleich null sind. Senkrecht zu der Halbebene treten hingegen durch die Verspannung Mikrodehnungen auf, die

gleich 1 gesetzt werden. Bezogen auf ein kartesisches Koordinatensystem, dessen x-Achse parallel zum kristallographischen $\langle 110 \rangle$ -Vektor liegt, resultiert für das Korn mit den beiden Stufenversetzungen aus Bild 6.79 folgender Dehnungstensor bei $\psi = 0$ und $\varphi = 0$:

$$\varepsilon_D = \begin{pmatrix} 0.0824 & 0.1377 & -0.2381 \\ 0.1377 & 0.2298 & -0.3976 \\ -0.2381 & -0.3976 & 1.6877 \end{pmatrix}. \quad (7.6)$$

Die Mikrodehnungen in der 10% gestauchten Probe wurde experimentell bei konstantem Drehwinkel φ für unterschiedliche Kippwinkel ψ bestimmt (Bild 7.16). In Übereinstimmung mit den gleichmäßig über das gesamte Korn verteilten Versetzungen (Bild 6.97) und das Fehlen von Subkörnern kann keine kontinuierliche Zunahme oder Verringerung der Mikrodehnungen mit dem Winkel ψ festgestellt werden. Darüber hinaus sind die Mikrodehnungen bei $\psi = 10^\circ$ und $\psi = 25^\circ$ maximal.

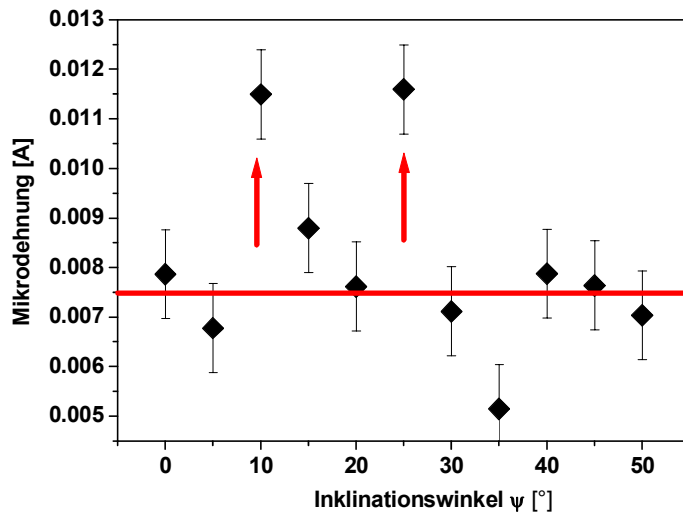


Bild 7.20: Mikrodehnungen in Abhängigkeit vom Inklinationswinkel ψ , CuZn37, α -Phase, indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.3 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$), und 10% gestaucht

Gleichzeitig wurde der Einfluss der Kippung um ψ bzw. Drehung um φ auf die Komponente ε_{zz} des Mikrodehnungstensors aus Gl. 7.6 berechnet und in Bild 7.17 dargestellt. Bei einer Drehung um den Winkel φ innerhalb der Probenoberfläche verändert sich die Orientierung der Versetzungen relativ zur Oberflächennormalen nicht. Aus Bild 7.21 geht hervor, dass bei einer Drehung um φ die Lage des Mikrodehnungsmaximums in ψ proportional zu der Drehung verschoben wird. Wird der Kristallit hingegen nur relativ zur Oberflächennormalen um den Winkel ψ gekippt und damit die Anordnung der Versetzungen relativ zum Beugungsvektor geändert, dann verändert sich der Betrag der Mikrodehnung ε_{zz} .

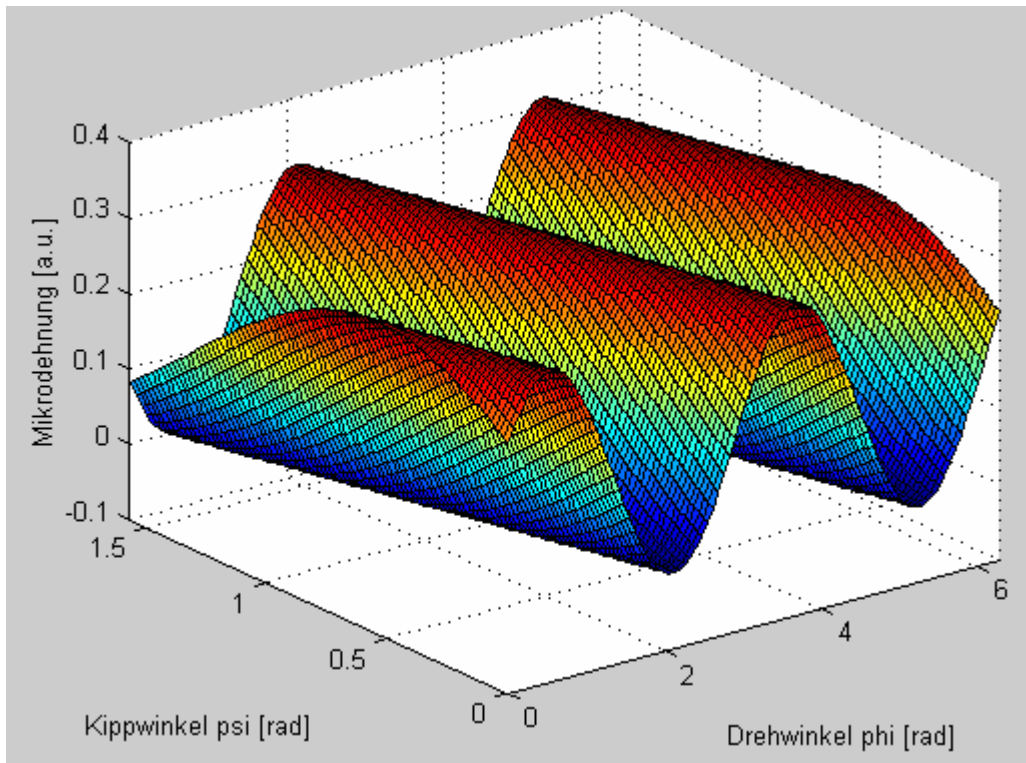


Bild 7.21: Abhängigkeit der Mikrodehnung von der Kornorientierung relativ zur Probenoberflächennormalen, Drehwinkel φ liegt in der Probenoberfläche, Kippwinkel ψ senkrecht zur Probenoberfläche

Gemäß der Rechnung beeinflusst bei einer Kippung der Halbebene gegenüber der Probennormalen sowohl die Drehung des Korns um ψ als auch um φ den Verlauf der Mikrodehnungen in Abhängigkeit vom Kippwinkel ψ . Weiterhin stammen die beiden Maxima, die ungefähr gleich groß sind, demzufolge sehr wahrscheinlich von Kristalliten, deren Versetzungen bezüglich der Oberflächennormalen gleich angeordnet sind, die aber gegeneinander um die Oberflächennormale gedreht sind. Die beiden Maxima in Bild 7.20 sind um ψ gleich 10° bzw. 0.2 rad verschoben, was gemäß Bild 7.21 durch eine Drehung um ca. den gleichen Winkel in φ verursacht wird. Der Winkel liegt in der gleichen Größenordnung wie der Winkel zwischen den beiden Texturpolen durch Versetzungsgleiten einerseits und mechanische Zwillingsbildung andererseits (Bild 6.105). Eine naheliegende Erklärung ist deshalb, dass die beiden Maxima durch das Nebeneinander von verzwilligten und unverzwilligten Gefügebereichen mit gleicher Versetzungsanordnung verursacht werden.

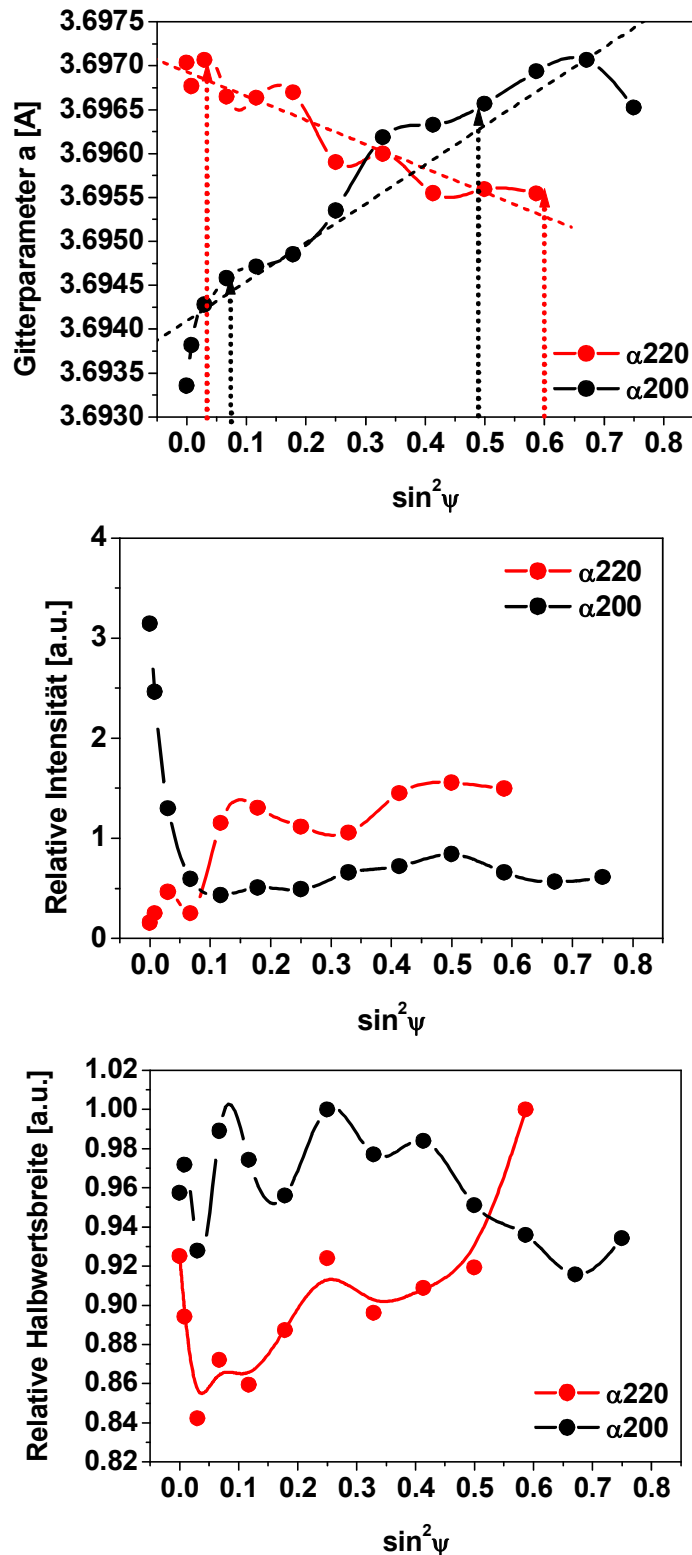


Bild 7.22 a - c: Verläufe der Gitterparameter, der rel. Intensität und der rel. Halbwertsbreite, CuZn37, α -Phase, indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 700^\circ\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.3 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$) und 10% gestaucht

In den $\sin^2 \psi$ -Verläufen des 002-Reflexes und des 022-Reflexes der α -Phase der mit 10% kaltgestauchten Probe aus CuZn37 (Bild 7.22) sind die Punkte mit Pfeilen markiert, in denen sich gemäß der kristallographischen Winkelbeziehungen zwischen den unterschiedlichen Netzebenenscharen hkl des kfz-Gitters das in Bild 6.97

dargestellte Korn auswirkt. Die entsprechenden d-Werte liegen nahe einem „Maximum“. Das entspricht der Beobachtung mittels TEM, dass diese Kristallite im Vergleich zu den anderen Kristalliten besonders viele Versetzungen enthalten (Bild 6.37). In Übereinstimmung damit befindet sich die Orientierung des hinsichtlich der Versetzungen untersuchten Korns in der Nähe des $\langle 110 \rangle$ -Pols, der sich bei Kaltstauchung von fcc Metallen einstellt.

CuZn37, 25% Stauchung

Für 25% Stauchung von CuZn37 wurden die $\sin^2\psi$ -Verläufe unter den gleichen Annahmen modelliert wie für 10% Stauchung. In beiden Fällen liegen gerichtete Mikrostrukturen vor, wobei jedoch nach 25% Verformung die Mikrostrukturen stärker gerichtet sind als nach 10% Verformung. Anders als nach 10% Stauchung weist die Richtungsabhängigkeit der Domänengröße nach 25% Stauchung (Bild 6.110) z.B. auf Subkörner hin.

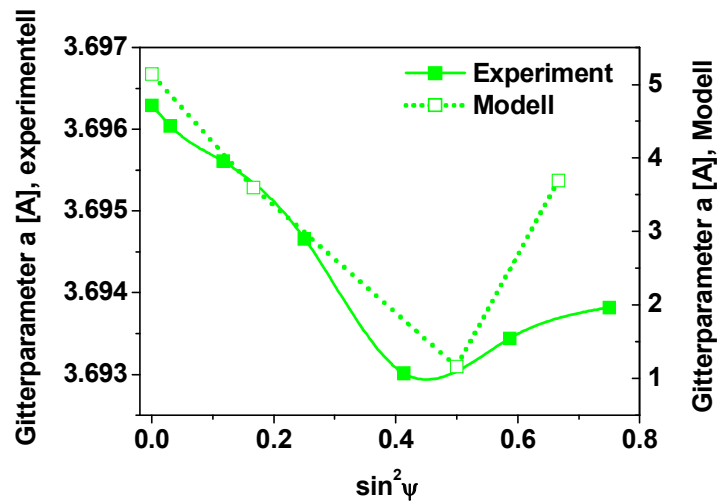


Bild 7.23: Experimenteller und modellierter $\sin^2\psi$ -Verlauf, CuZn37, α -Phase, indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 600^\circ\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$) und 25% gestaucht, 022-Reflex

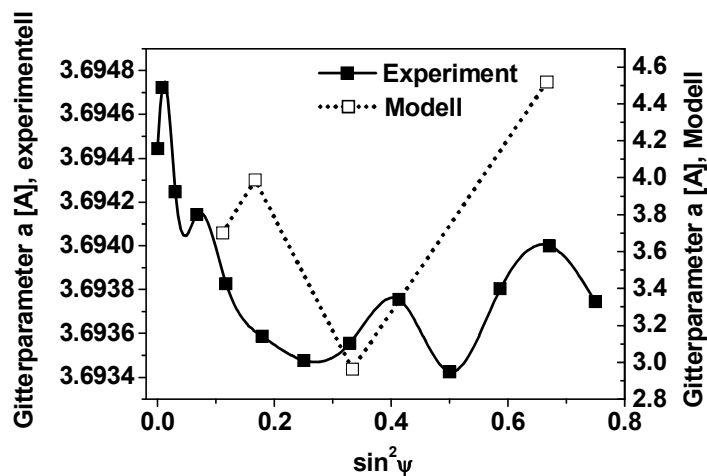


Bild 7.24: Experimenteller und modellierter $\sin^2\psi$ -Verlauf, CuZn37, α -Phase, indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 600^\circ\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$) und 25% gestaucht, 111-Reflex

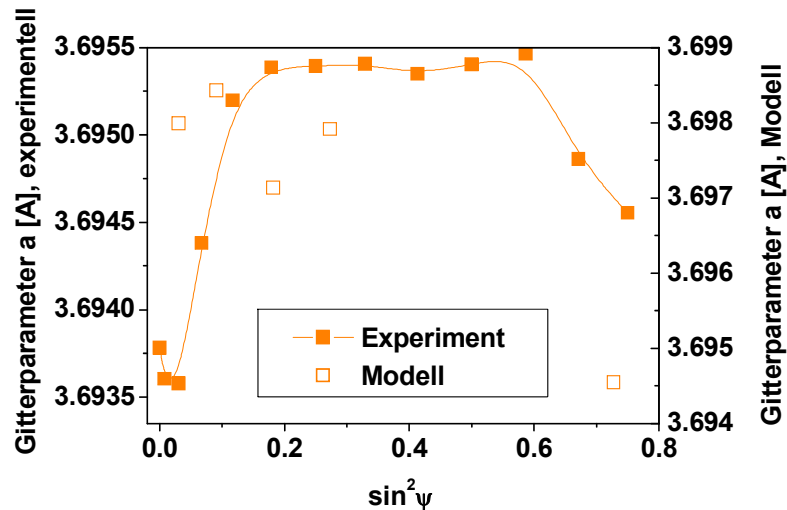


Bild 7.25: Experimenteller und modellierter $\sin^2\psi$ -Verlauf, CuZn37, α -Phase, indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 600^\circ\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$) und 25% gestaucht, 311-Reflex

Die experimentellen und die modellierten $\sin^2\psi$ -Verläufe der 25% kaltgestauchten Proben zeigen eine gute qualitative Übereinstimmung (Bild 7.23 bis Bild 7.25). Beispielsweise zeigt das Modell ebenso wie der experimentelle $\sin^2\psi$ -Verlauf des 022-Reflexes der α -Phase von CuZn37 nach 25% Stauchung eine Verringerung der d-Werte von $\sin^2\psi = 0$ zu $\sin^2\psi = 0.4$. Wenn $\sin^2\psi = 0.4$ überschritten wird, nimmt der d-Wert wieder zu. Quantitativ variieren die absoluten d-Werte der modellierten $\sin^2\psi$ -Verläufe im Falle des 022- und des 111-Reflexes über einen im Vergleich zu den experimentellen Werten deutlich größeren Wertebereich.

Zusammenfassung

Die zuvor beschriebenen Modelle zur Beschreibung $\sin^2\psi$ -Verläufe zeigen eine grundsätzliche qualitative Übereinstimmung mit den experimentellen Ergebnissen. Gleiche Reflexe zeigen nach gleich großem Stauchgrad für verschiedene Ausgangszustände, die sich hinsichtlich der Textur oder Korngröße unterscheiden, qualitativ ähnliche $\sin^2\psi$ -Verläufe. So wurde insbesondere im $\sin^2\psi$ -Verlauf für den 110-Reflex der α -Phase von CuZn37 nach 20% bis 30% Stauchung ein lokales Minimum bei $\sin^2\psi = 0.4$ gefunden (Bild 7.23).

Für die Modellierung reichte nicht nur die Annahme des Reuss- bzw. Sachs-Verhaltens in Verbindung mit der Textur aus, im Falle der kaltverformten Proben mussten auch die richtungsabhängigen Mikrostrukturen berücksichtigt werden. Mit Hilfe der Berücksichtigung der richtungsabhängigen Mikrodehnungen, Zwillinge und Stapelfehler in den kaltgestauchten Proben konnten hingegen die unregelmäßigen Oszillationen der experimentellen $\sin^2\psi$ -Verläufe weitgehend reproduziert werden. So zeigt beispielsweise die Modellierung das lokale Minimum des $\sin^2\psi$ -Verlaufs für den 110-Reflex der α -Phase von CuZn37 bei $\sin^2\psi = 0.4$ nach Stauchung.

7.3.3 Einfluss der Mikrostruktur auf die makroskopische plastische Anisotropie

Richtungsabhängigkeit der Fließgrenze

Die 0.2%-Stauchgrenze in 0°-Richtung korreliert stark mit der 0.2%-Dehngrenze des Zugversuchs in 0°-Richtung und ist dem Betrag nach nur geringfügig größer als die Fließgrenze im Zugversuch.

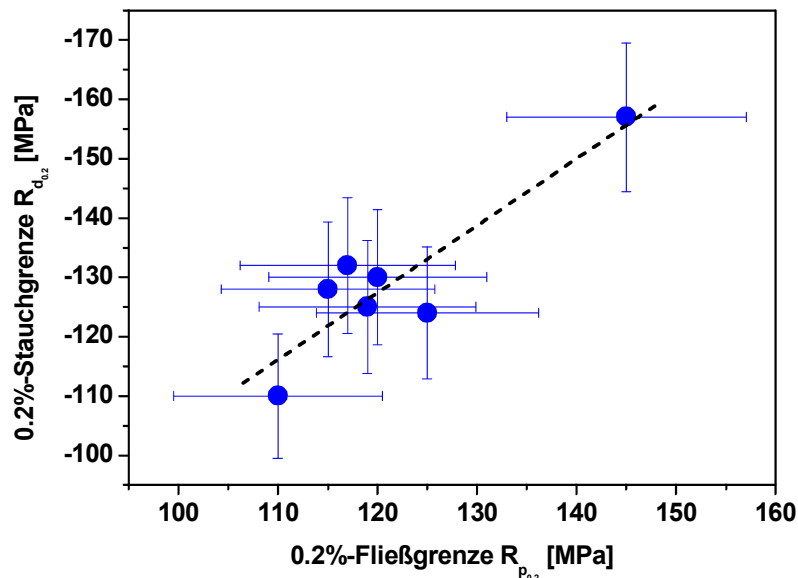


Bild 7.26: Korrelation zwischen 0.2%-Stauchgrenze und 0.2%-Dehngrenze der Strangpressprodukte am Beispiel von CuZn37

Dem Betrag nach unterscheiden sich die im Zugversuch und im Druckversuch bestimmten Fließgrenzen um maximal 10 MPa (Bild 7.26), was im Rahmen der Fehlergrenzen ein sehr geringer Unterschied ist. Die Radial- und Tangentialeigenspannungen in den Strangpressprofilen betragen ca. -20 MPa und liegen somit in der Größenordnung, um die sich die 0.2%-Stauchgrenze und die 0.2%-Dehngrenze im Zugversuch dem Betrag nach voneinander unterscheiden.

Neben den Eigenspannungen ist auch der Bauschingereffekt eine mögliche Ursache der dem Betrag nach unterschiedlichen 0.2%-Stauchgrenze und 0.2%-Dehngrenze. Da es sich beim Strangpressen um ein Druckumformverfahren handelt, müsste also im Fall, dass der Bauschingereffekt auftritt, die 0.2%-Stauchgrenze dem Betrage nach systematisch größer sein als die 0.2%-Dehngrenze. Das ist in Übereinstimmung mit den experimentellen Befunden.

Eine signifikante Variation der Festigkeit wurde hingegen im Stauchversuch mit der Belastungsrichtung relativ zur Strangpressachse gefunden, wobei unterschiedliche Verläufe der 0.2%-Stauchgrenze vers. Belastungsrichtung auftreten (Bild 6.113). Mit Hilfe des Programms Textur-ODF /Bunge1993/, lässt sich die aus der Textur

resultierende Richtungsabhängigkeit der Fließgrenze berechnen. Bild 7.27 zeigt z.B. den Taylor-Faktor, der proportional der Fließgrenze ist, für indirekt stranggepresstes CuZn20 mit $T_{\text{Bolz}} = 650^\circ\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$ und $\varphi = 3$. Das Gleitsystem mit dem Burgersvektor $1/2a\langle 110 \rangle$ ist aktiv, wenn die Stufenversetzungen nicht wesentlich aufspalten. Wenn die Stufenversetzungen in Partialversetzungen aufspalten, ist der Burgersvektor gleich $1/6a\langle 112 \rangle$.

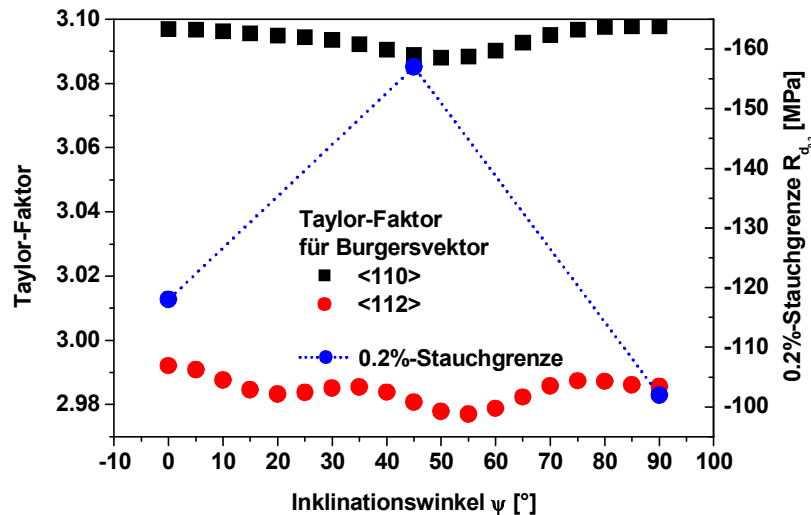


Bild 7.27: Richtungsabhängigkeit des Taylor-Faktors nach dem Strangpressen und der experimentellen 0.2%-Stauchgrenze, CuZn20, indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 650^\circ\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$ und $\varphi = 3$)

In beiden Fällen variiert der Taylorfaktor nur geringfügig mit dem Inklinationswinkel ψ , wobei unter $\psi = 50^\circ$ ein minimaler Taylorfaktor auftritt. Experimentell wurde eine maximale 0.2%-Stauchgrenze unter $\psi = 45^\circ$ bestimmt. Dieser Befund trifft auf die meisten im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Strangpressprodukte zu.

Ursache für die unterschiedliche Richtungsabhängigkeit des berechneten Taylor-Faktors einerseits und der experimentellen 0.2%-Stauchgrenze andererseits sind die Eigenspannungen in dem Strangpressprodukt. Durch das Strangpressen werden in axialer Richtung (ψ gleich 0°) und in radialer Richtung (ψ gleich 90°) Druckeigenspannungen erzeugt, die sich mit den Lastspannungen beim Stauchversuch überlagern und dadurch die makroskopische Fließgrenze reduzieren /Hauk1997/. Die Fließgrenzen im Stauchversuch unterscheiden sich in Abhängigkeit von der Probenrichtung um maximal 20 MPa, was in der Größenordnung der zu erwartenden Eigenspannungen in stranggepresstem Messing liegt.

Weiterhin können Versetzungswände die Richtungsabhängigkeit der Festigkeit in Halbzeugen und Bauteilen signifikant beeinflussen. Da die Strangpressprodukte aus Messing im Warmumformverfahren hergestellt wurden, bei dem Rekristallisation und Erholung stattgefunden haben, ist der Beitrag der Versetzungen zur Richtungsabhängigkeit der Festigkeit im Vergleich zum Eigenspannungszustand jedoch vernachlässigbar.

Einfluss des Zinkgehaltes auf den r-Wert

Der mittlere r-Wert nimmt mit steigendem Zinkgehalt der Messinglegierung tendenziell ab (Bild 6.114). Durch die Zugabe von Zink wird die Stapelfehlerenergie verringert (Bild 2.9), so dass die vollständigen Versetzungen zunehmend in Partialversetzungen mit $1/6a\langle 112 \rangle$ -Burgersvektoren aufspalten. Mittels Textur-ODF /Bunge1993/ wurden die aus der Strangpresstextur resultierenden r-Werte für CuZn37 berechnet (Bild 7.28).

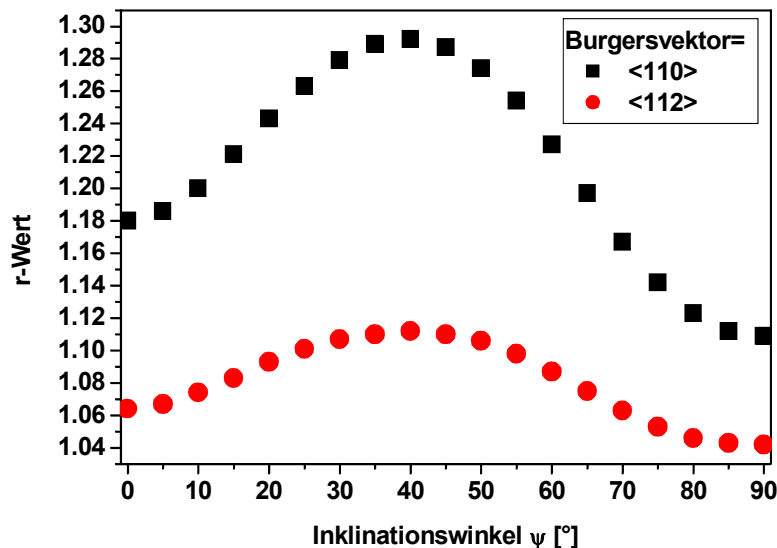


Bild 7.28: Richtungsabhängigkeit des r-Wertes, berechnet mit Textur-ODF, CuZn37, indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 650^\circ\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$)

Die Rechnung zeigt, dass die Aufspaltung in Partialversetzungen Ursache für die geringere Schärfe und Stärke der aus der Verformung resultierenden Textur ist und damit zu einer Verringerung des r-Wertes führt. Die Untersuchungen von Barrett und Levenson /Barrett1940/ an Aluminium zeigen z.B. Orientierungsunterschiede von einigen Grad innerhalb einzelner Körner, in denen unterschiedliche Gleitsysteme aktiviert wurden.

Wenn die elastischen Wechselwirkungen beispielsweise durch einen großen E-Modul oder ein kleines Korn verstärkt werden, nimmt der r-Wert ebenfalls ab /Dimeg2005, Jitsukawa2003/. Verstärkend auf die elastischen Wechselwirkungen zwischen den Körnern wirkt bei steigendem Zinkgehalt der Messinglegierungen die Zunahme der elastischen Anisotropie (Bild 2.6). Da Kupfer und Messinglegierungen, wie bereits in Abschnitt 7.3.2 diskutiert, dem Sachs-Modell folgen, sind die elastischen Korn-Korn-Wechselwirkungen für die Texturentwicklung im Vergleich zu anderen Metallen von untergeordneter Bedeutung. Dementsprechend gering ist der Einfluss der elastischen Anisotropie auf den r-Wert.

Weiterhin begünstigt die mit steigendem Zinkgehalt der Messinglegierungen abfallende Stapelfehlerenergie die mechanische Zwillingsbildung, mit der bedingt

durch die Gitterrotation der Zwillinge eine Schwächung der sich bei ausschließlich Versetzungsgleiten entwickelnden Umformtextur einhergeht. Die daraus resultierende nahezu regellose Textur führt dann zu r-Werten, die sich dem isotropen Fall $r=1$ annähern.

Einfluss der Textur auf den r-Wert

Mit zunehmender Stärke der $\langle 111 \rangle$ -Komponente der $\langle 100 \rangle / \langle 111 \rangle$ -Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen nimmt bei CuZn37 der r-Wert tendenziell zu (Bild 7.29). Der experimentelle Befund ist in Übereinstimmung mit [MPIE2001], wonach verformungsbedingte Fasertexturen die axiale Anisotropie verstärken.

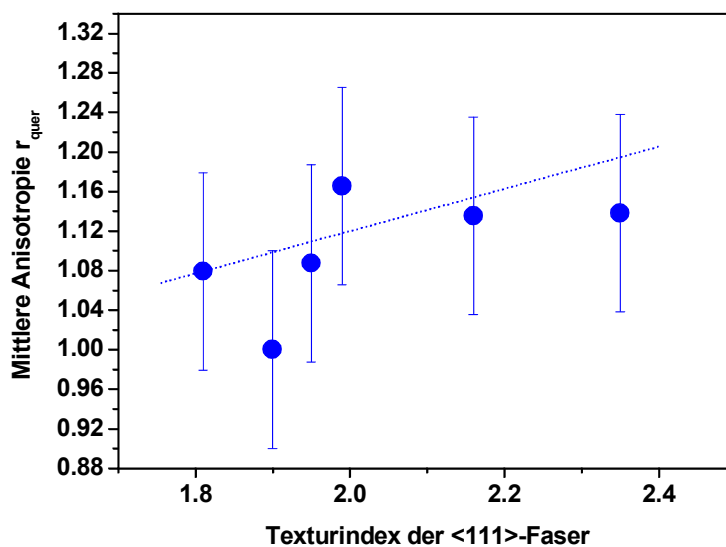


Bild 7.29: Einfluss der $\langle 111 \rangle$ -Komponente der $\langle 100 \rangle / \langle 111 \rangle$ -Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen auf den r-Wert, CuZn37, indirekt stranggepresst und gestaucht

Die Ausbildung der Fasertextur führt dazu, dass die Proben in Richtung der Texturfaser ein geringeres Dehnungsvermögen besitzen als in der Querrichtung. In Bild 7.30 sind die mit Textur-ODF berechneten und die experimentellen r-Werte für unterschiedliche Richtungen ψ ein Strangpressprofil aus CuZn10, das eine relativ starke $\langle uvw \rangle \{111\}$ -Texturkomponente und gleichzeitig eine schwache $\langle uvw \rangle \{100\}$ -Texturkomponente besitzt, gegenübergestellt.

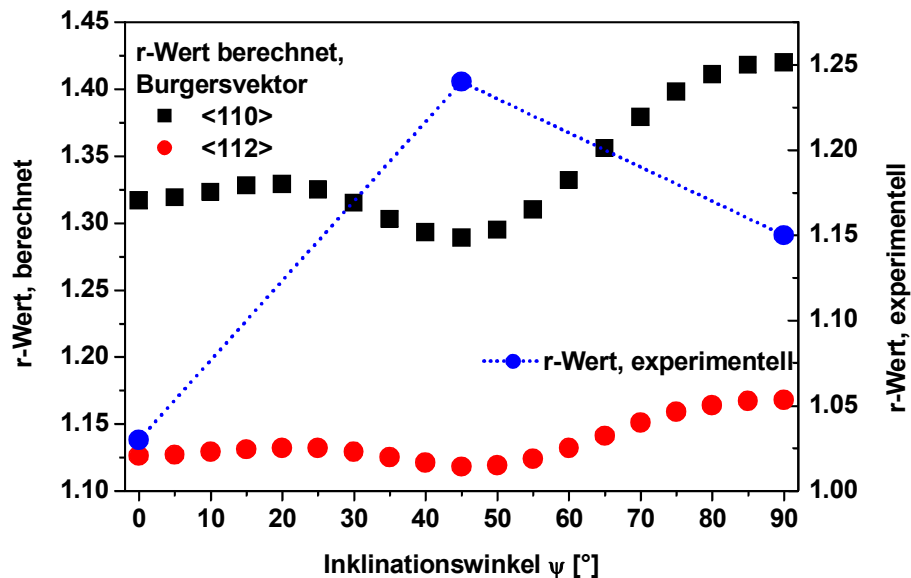


Bild 7.30: Richtungsabhängigkeit des r-Wertes, CuZn10, indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 650^\circ\text{C}$, $v_{\text{Strang}} = 0.5 \text{ m/s}$, $\varphi = 3$)

Sowohl die Berechnung auf der Basis der Textur in dem Strangpressprodukt als auch das Experiment zeigen, dass der r-Wert für die Belastung in 0° -Richtung wesentlich kleiner ist als in 90° -Richtung. Weiterhin unterscheiden sich die Ergebnisse für die 45° - und 90° -Richtung. Während die Berechnung für 45° einen kleineren r-Wert als für 90° liefert, ist der experimentelle Befund gerade umgekehrt. Die Abweichung zwischen Berechnung und experimentellen Werten sowie die nur schwache Abhängigkeit des r-Wertes von der Stärke der $\langle 111 \rangle$ -Komponente der $\langle 100 \rangle / \langle 111 \rangle$ -Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen sind ein Hinweis darauf, dass weitere Gefüge- und mikrostrukturelle Einflüsse mit der Textur überlagert sind.

Einfluss der Zwillingsbildung auf den r-Wert

Mit zunehmender Dehnrage wird der Lankford-Parameter kleiner. Einem Wert von r_0 gleich 1.32 bei 0.00025 s^{-1} steht ein r_0 gleich 1.07 bei einer Stauchrate gleich 66.67 s^{-1} gegenüber (Bild 6.116). Ursache ist die mechanische Zwillingsbildung, die durch eine Zunahme der Verformungsgeschwindigkeit begünstigt wird.

Nicht nur bei Zunahme der Verformungsgeschwindigkeit, sondern auch bei Erhöhung des Zinkgehaltes nimmt die mechanische Zwillingsbildung zu. Entsprechend wird der r-Wert tendenziell kleiner (6.114).

Einfluss der Versetzungswände auf den r-Wert

Gemäß /Winther2004/ verstärken Versetzungsnetzwerke (Bild 7.31) wesentlich die plastische Anisotropie, weil die mobilen Versetzungen dadurch in bestimmten Richtungen zusätzliche Hindernisse überwinden müssen. Auch nach dem Strangpressen liegen in den Kristalliten der Messinglegierungen Versetzungsanordnungen vor, die von den mobilen Versetzungen bei Kaltstauchung überwunden werden müssen.

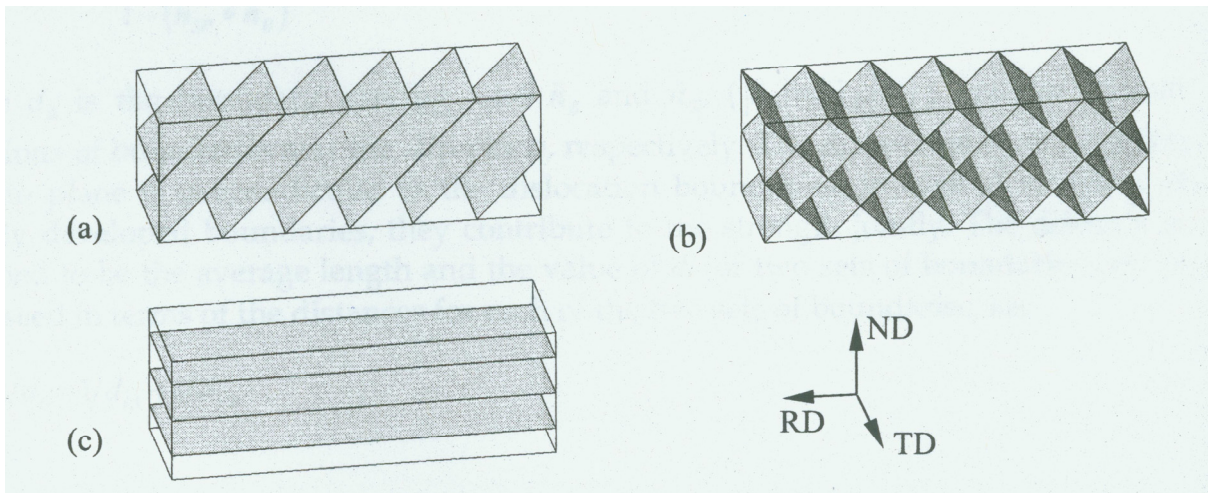


Bild 7.31: Regelmäßige Versetzungsanordnungen in gewalzten Proben /Li2004/

Die Mikrodehnungen durch die Versetzungen verursachten Mikrodehnungen der Strangpressprodukte aus CuZn37 variieren um das bis zu 4fache (Bild 6.45). Somit liegen in den Strangpressprodukten unterschiedlich starke Versetzungsnetzichten vor, die entsprechend der Versetzungsdichte und der Anordnung in Netzwerken die makroskopische plastische Anisotropie und damit den r-Wert verstärken können.

Einfluss der Verformungstemperatur auf den r-Wert

Mit steigender Versuchstemperatur nimmt die plastische Anisotropie des r-Wertes ab. Gleichzeitig wird die Stapelfehlerenergie mit zunehmender Temperatur kleiner /Shetty1981/. Für Kupfer wird von /Shetty1981/ folgender Zusammenhang zwischen der Stapelfehlerenergie γ_T bei einer beliebigen Temperatur T und der Stapelfehlerenergie γ_{300} bei 300 K angegeben:

$$\frac{\gamma_T}{\gamma_{300}} = 1.2377 - 0.0008277 \cdot T \quad (7.7)$$

Somit ändert sich auch durch die Zunahme der Verformungstemperatur das Gleitverhalten, und die plastische Anisotropie wird infolge der größeren Aufspaltungsbreite zwischen den Partialversetzungen kleiner.

Einfluss des Umformgrades auf den r-Wert

Für CuZn10 wurde der r-Wert in 0°-Richtung bei unterschiedlichen Stauchgraden bestimmt. Der r-Wert variiert mit dem Grad der Verformung, wobei eine Zunahme bis zu einem Maximum beobachtet wird. Für Stauchgrade oberhalb des Maximums wird der r-Wert kleiner, bleibt jedoch oberhalb des Wertes der Stauchung von 10% (Bild 7.32).

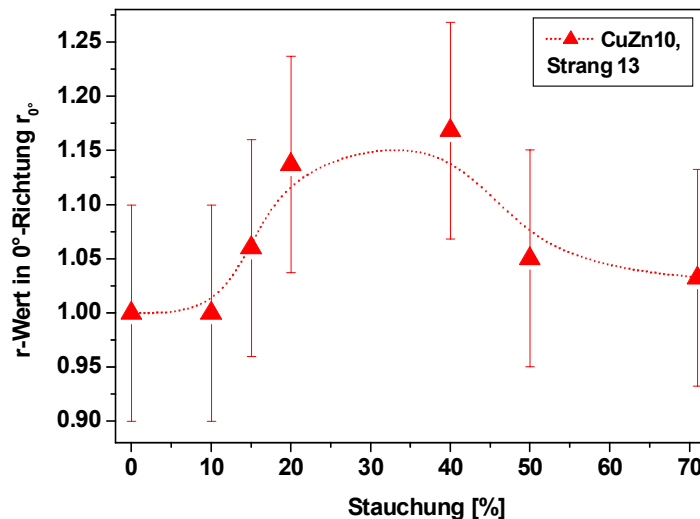


Bild 7.32: r-Wert in 0°-Richtung in Abhängigkeit von der Stauchung, CuZn10, indirekt stranggepresst ($T_{\text{Bolz}} = 700$, $v_{\text{Strang}} = 0.4$ m/s, $\varphi = 3$)

Wenn bei der plastischen Verformung ein bestimmter Verformungsgrad überschritten wird, bilden sich Scherbänder aus. Durch die Bildung der Scherbänder werden die planaren Versetzungsstrukturen zerstört und gehen in zellförmige Versetzungsstrukturen über [Carstensen1998, Seefeldt2001]. Im Vergleich zu dem Gefüge mit planaren Versetzungsstrukturen besitzt das Gefüge mit den zellförmigen Versetzungsstrukturen eine kleinere plastische Anisotropie. Die kritische Verformung beträgt für CuZn10 zwischen 30% und 40%. Dementsprechend besitzt der Lankford-Parameter r_0 für CuZn10 mit $T_{\text{Bolz}} = 700$, $v_{\text{Strang}} = 0.4$ m/s und $\varphi = 3$ zwischen 20% und 40% Stauchung ein Maximum.

7.3.4 Folgerungen für die Kaltverformung der Strangpressprodukte

Das Kaltumformvermögen sowie die sich dabei einstellende Formänderung, insbesondere die plastische Anisotropie werden sowohl durch die Ver- und Entfestigungsvorgänge während der plastischen Verformung als auch durch die Wirksamkeit der verschiedenen Verformungsmechanismen der plastischen Verformung beeinflusst.

Bei der Kaltverformung von Messinglegierungen findet Versetzungsgleiten, Zwillingsbildung und Scherbandbildung statt, wobei die plastische Verformung überwiegend lokalisiert ist: bei relativ geringen Verformungen in Gleitbändern, bei mittleren Verformungen in Zwillingen und bei größeren Verformungen in Scherbändern.

Relativ große mittlere Korngrößen der Strangpressprodukte sowie große Umformgeschwindigkeiten begünstigen die Zwillingsbildung bei der Kaltumformung. Durch die Zwillingsbildung werden große Dehnungsänderungen bei geringer Verfestigung, eine Schwächung der für das Versetzungsgleiten zu erwartenden Verformungstextur sowie eine geringere plastische Anisotropie im Vergleich zum

Versetzungsgleiten erzielt. Daraus resultieren als Vorteile fürs Kaltumformvermögen der Strangpressprodukte größere erreichbare Umformgrade sowie im Falle des Streckziehens von Rohren geringe Wanddickenänderungen beim Streckziehen.

Weiterhin resultiert die plastische Anisotropie in charakteristischen $\sin^2\psi$ -Verläufen nach Kaltstauchung. Die $\sin^2\psi$ -Verläufe zeigen unmittelbar, welche hkl Zugspannungen besitzen. Außerdem liegen in der Richtung ψ , in der die $\sin^2\psi$ -Verläufe große "Amplituden" vorweisen, relativ große Mikroeigenstressungen im Inneren der zu dem Beugungsreflex beitragenden Kristallite vor. Die unter Zugspannung stehenden Kristallite oder Kristallite, in denen aufgrund von Defekten wie Versetzungen und Stapelfehlern große Mikroeigenstressungen vorliegen, sind im Vergleich zum restlichen Gefüge besonders anfällig für Spannungsrisskorrosion und andere Formen der lokalisierten Korrosion.

8 Zusammenfassung

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurden einphasige α - und zweiphasige α/β -Messinglegierungen untersucht, bei denen der Zinkgehalt zwischen 10 Gew.-% (CuZn10) und 40 Gew.-% (CuZn40Pb2) variierte und damit auch unterschiedliche β -Phasengehalt eingestellt wurden. Zwei Ziele standen dabei im Vordergrund:

1. die Optimierung des Strangpressens hinsichtlich der gewünschten Eigenschaften der Halbzeuge mittels Einstellung des Gefüges sowie der Mikrostruktur in den Strangpressprodukten sowie
2. die Vertiefung sowohl der Kenntnis der Ursachen als auch der Auswirkungen der plastischen Anisotropie auf den verschiedenen Längenskalen des Werkstoffs, beginnend bei der Mikrostruktur mit den einzelnen Defekten und bis zu der makroskopischen Textur im Bauteil reichend.

Bolzen der Messinglegierungen CuZn10, CuZn20, CuZn37 und CuZn40Pb2 wurden bei unterschiedlichen Bolzeneinsatztemperaturen, Umformgraden und Produktgeschwindigkeiten indirekt bzw. im Falle von CuZn40Pb2 auch direkt stranggepresst. Mittels Licht- und Elektronenmikroskopie, Röntgenbeugung und Verwendung monochromatischer Synchrotronstrahlung erfolgte die Charakterisierung der mikrostrukturellen und Gefügeentwicklung durch das Strangpressen.

Im Falle der einphasigen α -Messinglegierungen konnten die Strangpresskräfte sowie das Gefüge, die Mikrostruktur und die Eigenschaften der Strangpressprodukte mit dem Einfluss der Stapelfehlerenergie sowie der Strangpressparameter auf die plastische Verformung und Rekristallisation bzw. Erholung erklärt werden. Bei CuZn10 konkurriert aufgrund der relativ großen Stapelfehlerenergie der α -Phase beim Strangpressen Erholung mit der Rekristallisation, während bei CuZn20, CuZn37 und bei CuZn40Pb2 mit geringeren Stapelfehlerenergien der α -Phase die Rekristallisation dominiert und zu stärkeren $\langle uvw \rangle \{100\}$ -Komponenten bzw. $\langle 100 \rangle$ -Komponenten der Doppelfasertextur der α -Phase vom Strangpressen führt. Die experimentellen Befunde zu CuZn37 und CuZn40Pb2 zeigen, dass in den α/β -Messinglegierungen beim Strangpressen eine durch die Druckspannungen induzierte $\beta \rightarrow \alpha$ -Phasenumwandlung stattfindet, mit der bei ausreichend hohen Bolzeneinsatztemperaturen bzw. Zinkgehalten der α/β -Messinglegierungen das Aufzehren der stark verformten β -Phase durch die rekristallisierende α -Phase einhergeht.

Die Festigkeit der Strangpressprodukte wird durch die Einstellung einer starken $\langle uvw \rangle \{111\}$ -Texturkomponente bei gleichzeitig schwacher $\langle uvw \rangle \{100\}$ -

Texturkomponente der Strangpresstextur der α -Phase gesteigert, was durch große Umformgrade bei niedrigen Bolzeneinsatztemperaturen erreicht wird. Ein feinkörniges Gefüge steigert gleichzeitig die Festigkeit der Strangpressprodukte und verbessert die Oberflächengüte der Strangpressprodukte bei anschließender Kaltverformung, z.B. dem Streckziehen von Rohren oder Drähten. Bei den α -Messinglegierungen CuZn10 (Bild 6.39) und CuZn20 wird bei geringen Umformgraden ein besonders kleines Korn erzielt, bei CuZn40Pb2 (Bild 6.40) hingegen bei großen Umformgraden. Im Falle der Messinglegierungen CuZn37 und CuZn40Pb2 können Festigkeit sowie das Umformvermögen bei Kalt- und Warmumformung weiterhin durch die Einstellung der Phasengehalte gesteuert werden. Geringe β -Phasengehalte, die bei CuZn37 durch große Umformgrade und bei CuZn40Pb2 durch große Umformgrade sowie hohe Bolzeneinsatztemperaturen erzielt werden, verbessern das Kaltumformvermögen, während hohe β -Phasengehalte die Festigkeit sowie das Warmumformvermögen steigern.

Kaltstauchversuche an zylindrischen Proben, die den Strangpressprofilen parallel, diagonal und senkrecht zur Strangpressachse entnommen wurden, dienten der Untersuchung der mikrostrukturellen und Gefügeentwicklung bei Kaltverformung sowie der mikroskopischen und makroskopischen plastischen Anisotropie andererseits. Hierbei wurde schwerpunktmäßig CuZn37 betrachtet. Durch Verknüpfung der beiden zuvor genannten Aspekte wurden die Ursachen sowie Auswirkungen der plastischen Anisotropie auf den unterschiedlichen Werkstofflängen identifiziert.

1. Die Versetzungsentwicklung in CuZn37 bei Kaltstauchung mit kontinuierlich zunehmender Fließspannung bzw. Stauchung ist durch den Übergang von regelmäßigen Versetzungen bei 10% Stauchung über inhomogene ebene Versetzungsstrukturen aus persistenten Gleitbändern und Zellen bei 15% zu Subkörnern bei 25% Stauchung gekennzeichnet. Zwischen 10% und 20% Kaltstauchung setzt mechanische Zwillingsbildung ein, die zu einer zunächst relativ regellosen Textur führt. Bei größeren Umformgraden entsteht eine $\langle 110 \rangle$ -Textur, die im Vergleich zu kaltgestauchtem CuZn10 schwächer ist.
2. Die inhomogenen Verformung in CuZn37 führt dazu, dass sich der Werkstoff bei Kaltverformung nahezu quasi-einkristallin verhält und deshalb im verformten Zustand sehr gut durch das Sachsmodell beschrieben werden kann.
3. Die plastische Anisotropie führt in Messing zum Auftreten unterschiedlicher Kristallitgruppen, die in nichtlinearen $\sin^2\psi$ -Verläufen resultieren. Für relativ gering verformte Gefüge, wie sie nach dem Strangpressen von Messing vorhanden sind, eignet sich das Reuss-Modell zur Beschreibung der nichtlinearen $\sin^2\psi$ -Verläufe, deren Auswertung hkl-unabhängige

Eigenspannungen liefert. Die hkl-Abhängigkeiten und Oszillationen der $\sin^2\psi$ -Verläufe kaltgestauchter Proben konnten zufriedenstellend durch Verwendung des Sachs-Modells unter Berücksichtigung je nach Reflex unterschiedlicher richtungsabhängiger Defekte beschrieben werden. Bei regelmäßigen Oszillationen lassen sich die „Maxima“ Kristalliten besonders starker Verformung und damit auch den für das entsprechende Verformungsstadium vorliegenden Versetzungsanordnungen zuordnen.

4. Die makroskopische plastische Anisotropie wurde mit Hilfe des r-Wertes quantifiziert. Unabhängig davon, ob sich die r-Werte für unterschiedliche Belastungsrichtungen im Strangpressprofil unterscheiden, verlaufen die entsprechenden Spannungs-Stauchungs-Kurven deutlich oberhalb der Fließgrenze nahezu gleich.
5. Mit zunehmendem Zinkgehalt der α -Phase wird die makroskopische plastische Anisotropie infolge der Begünstigung mechanischer Zwillingsbildung, der Versetzungsaufspaltung und zunehmender elastischer Anisotropie kleiner.
6. Verstärkend auf die plastische Anisotropie wirken eine starke $\langle 111 \rangle$ -Komponente der $\langle 100 \rangle / \langle 111 \rangle$ -Doppelfasertextur der α -Phase sowie regelmäßige Versetzungsanordnungen, die bewirken, dass die mobilen Versetzungen bevorzugt in versetzungsärmeren Kanälen zwischen den Versetzungswänden gleiten.
7. Die sich in den $\sin^2\psi$ -Verläufen äußernde und die makroskopische plastische Anisotropie sind darüber hinaus von der Fließspannung bzw. dem Umformgrad der Verformung abhängig. Durch Einsetzen der mechanischen Zwillingsbildung bei mittleren oder der Scherbandbildung bei großen Umformgraden wird die plastische Anisotropie reduziert.

Literaturverzeichnis

- /Agnew2003/ Agnew, S.R.; Tomé, C.N.; Brown, D.W.; Holden, T.M.; Vogel, S.C.: *Study of Slip Mechanisms in a Magnesium Alloy by Neutron Diffraction and Modelling*, Scripta Materialia 48 (2003), 1003 – 1008
- /Albert2001/ Albert, K.: *Implementation eines bilinearen Materialgesetzes mit kinematischer Verfestigung in das Programm Siang*, Bauhaus-Universität Weimar, Diplomarbeit, 2001
- /Alexander1997/ Alexander, H.: *Physikalische Grundlagen der Elektronenmikroskopie*. Teubner-Verlag Stuttgart 1997
- /Aris et al. 2000/ Aris, S., Martins ; R.V. ; Wegener, J. ; Honkimäki, V. ; Pyzalla, A.: *Texture and Crystallite Microstrain Development during Tensile Deformation of Copper - Simulation and Comparison to Experimental Results*, Journal de Physique IV, Vol. 11, Pr. 4-61 – Pr. 4-68 (2000)
- /Aris2000/ Aris, S. : *Simulation von Textur und texturbedingten Kristallitmikrodehnungen kubischer Werkstoffe und Vergleich mit experimentellen Daten*, TU Berlin, Dissertation, 2000
- /Balke2002/ Balke, P.: *Dynamics of Microstructures in Metal Sheets: An Orientation Imaging Study*, Groningen, Dissertation, 2002
- /Banabic2000/ Banabic, D. et al.: *Formability of Metallic Materials*, Springer-Verlag Berlin, 2000.
- /Bate1992/ Bate, P.S.: *Plastic Anisotropy in a Superplastic AlLiMgCu-Alloy*, Metallurgical Transactions 23A (1992), 1467 – 1478
- /Bate2003/ Bate, P.: *Mechanics of Deformation Processing*, University of Manchester (UMIST), Vorlesungsskript, 2003, http://www2.umist.ac.uk/material/teaching/msc/LO7/bate/L07_titanium_psb_jan2003.pdf, 01.05.2006
- /Batra2005/ Batra, R.C.; Lear, M.H.: *Adiabatic Shear Banding in Plane Strain Tensile Deformations of 11 Thermoelastoviscoplastic Materials with Finite Thermal Wave Speed*, International Journal of Plasticity 21(2005), 1521 – 1545
- /Bauser2001/ Bauser, M.: *Metallkundliche Grundlagen*. In Strangpressen, Aluminium-Verlag Düsseldorf, 2001
- /Beiss1977/ Beiss, P.; Broichhausen, J.: *Formänderungsfestigkeit von Kupfer und Kupferlegierungen beim Strangpressen*, Metall 31 (1977) 11, 1206 – 1214
- /Bernstein2004/ Bernstein, N.; Tadmor, E.B.: *Tight-Binding Calculations of Stacking Energies and Twinnability in fcc Metals*, Physical Review B (2004)
- /Blaß2003/ Blaß, T.: *Blechumformung*, Praktikumsskript Uni Bayreuth, Okt. 2003, [http://www.uni-bayreuth.de/departments/metalle/Lehre/H0%20\(5\)%20Blechumformung%20-%2031.10.05.doc](http://www.uni-bayreuth.de/departments/metalle/Lehre/H0%20(5)%20Blechumformung%20-%2031.10.05.doc), 01.05.2006
- /Blumenauer1994/ Blumenauer, H.: *Werkstoffprüfung*, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig 1994
- /Boyer2003/ Boyer, R.: *Shear-Induced Homogeneous Deformation Twinning in FCC Aluminum and Copper via Atomistic Simulation*, Massachusetts Institute of Technology, Master Thesis, 2003

- /Bruhns1996/ Bruhns, T.; Schießle, P.: *A continuum Model of Elastic-Plastic Materials with Anisotropic Damage by Oriented Microvoids*, European Journal of Mechanics – A/Solids 15 (1996), 367 – 396
- /Brusch1997/ Brusch, G.; Reimers, W.: *Evaluation of Residual Stresses in the Surface Region and in the Bulk of Materials by High Energy X-Ray Diffraction* in: Proc. ICRS 5, T. Ericsson, M. Odén, A. Andersson (ed.), 16 – 18.06.1997, Linköping, Schweden (1997), 557 – 562
- /Budiansky1962/ Budiansky, B.; Wu, T.T.: *Theoretical Prediction of Plastic Strains of Polycrystals*, In: Proc. 4-th US Nat. Congr. Appl. Mech. 2 (1962), 1175 – 1185
- /Bunge1969/ Bunge, H.J.: *Mathematische Methoden der Texturanalyse*, Akademie-Verlag Berlin, 1969
- /Bunge1972/ Bunge, H.J.; Tobisch, J.: *The Texture Transition in α -Brasses Determined by Neutron Diffraction*, Journal of Applied Crystallography 5 (1972), 27 – 40
- /Bunge1981/ Bunge, H.-J.; Grzesik, D.; Ahrndt, G.; Schulze, M.: *The Relation between preferred Orientation and the Lankford Parameter r of plastic Anisotropy*, Archiv für das Eisenhüttenwesen 52 (1981) 10, 407 – 411
- /Bunge1993/ Bunge, H.J.: *Program System ODF-Analysis*, Cuvillier Verlag Göttingen 1993
- /Camus2003/ Camus, P.: *A Comparison of Phase Identification Techniques Using Electron Backscattered Diffraction and X-ray Diffraction*, Application Note 3016, Thermo Electron Corporation, Waltham, 2003
- /Carstensen1998/ Carstensen, J.V.: *Structural Evolution and Mechanisms of Fatigue in Polycrystalline Brass*, Risø National Laboratory, Roskilde, 1998
- /Castaing2004/ Castaing, J.; He, A.; Lagerlöf, K.P.D.; Heuer, A.H.: *Deformation of Sapphire (α -Al₂O₃) by Basal Slip and Basal Twinning below 700°C*, Philosophical Magazine 84 (2004) 11, 1113 – 1125
- /Cho2002/ Cho, J.-H.: *Recrystallisation and Grain Growth of Gold Bonding Wire*, Metallurgical and Materials Transactions 34A (2002) 5, 1113 – 1125
- /Christoffersen1997/ Christoffersen, H.; Leffers, T.: *Microstructure and Composite Deformation Pattern for Rolled Brass*, Scripta Materialia 37 (1997) 9, 1429 – 1434
- /Delhez1982/ Delhez, R.; de Keijser, T.H.; Mittemeijer, E.J.: *Determination of Crystallite Size and Lattice Distortions through X-Ray Diffraction Line Profile Analysis*, Fresenius Zeitschrift für Analytische Chemie 312 (1982), 1 – 16
- /Dies1967/ Dies, K.: *Kupfer und Kupferlegierungen in der Technik*. Springer-Verlag Berlin/Heidelberg/NewYork, 1967
- /Dimeg2005/ Università' degli Studi di Padova, Department of Innovation in Mechanics and Management, Vorlesungsskript, <http://www.dimeg.unipd.it/didattica/tecme2/IntegrazioniLamiera2005.pdf?PHPSESSID0b80dec31b17abd3ad2e59ae038993118> , 01.05.2006

- /Dölle1976/ Dölle, H.; Hauk, V.; Meuers, P.; Sesemann, H.: *Eigenspannungen nach einachsiger Zugverformung kubisch-flächenzentrierter Metalle untersucht an Kupfer unterschiedlicher Vorverformung und an der Nickel-Kupfer-Legierung NiCu30Fe*, Zeitschrift für Metallkunde 67 (1976) 1, 30 – 35
- /Dutruge1997/ Dutruge, G; Burg, J.-P.: *Strain localisation in an orthogneiss laccolith (the Pinet Massif, Aveyron, southern France)*, Tectonophysics, 280 (1997), 47 – 60
- /Enzo1988/ Enzo, S.; Fagherazzi, G.; Benedetti, A; Polizzi, S.: *A Profile-Fitting Procedure for Analysis of Broadened X-ray Diffraction Peaks. I. Methodology*, Journal of Applied Crystallography 21 (1988), 536
- /Fratzl1999/ Fratzl, P.: *Biologische Materialien-dem Bauplan natürlicher Hochleistungswerkstoffe auf der Spur*, Physik in unserer Zeit 30 (1999) 5, 196 – 200
- /Gardiner2004/ Gardiner, B; Tordesillas, A.: *Micromechanics of Shear Bands*, International Journal of Solids and Structures, 41 (2004), 5885 – 5901
- /Göttler1973/ Göttler, E.: *Versetzungsstruktur und Verfestigung von [100] – Kupfereinkristallen*, Philosophical Magazine 28 (1973), 1057 – 1076
- /Gottstein1998/ Gottstein, G.: *Physikalische Grundlagen der Materialkunde*, Springer-Verlag Berlin, 1998
- /Harder1997/ Harder, J.: *Simulation lokaler Fließvorgänge in Polykristallen*, TU Braunschweig, Dissertation, 1997
- /Hartig1992/ Hartig, Ch.; Fang, X.F.; Mecking, H.; Dahms, M.: *Textures and Plastic Anisotropy in γ -TiAl*, Acta Metallurgica et Materialia 40 (1992) 8, 1883-1894
- /Hatherly1986/ Hatherly, M.; Malin, A.; Carmichael, C.; Humphreys, F., Hirsch, J.: *Deformation Process in Hot Worked Copper and Brass*, Acta Metallurgica 34 (1986) 11, 2247 – 2257
- /Hauk1997/ Hauk, V.: *Structural and Residual Stress Analysis by Nondestructive Methods*, Elsevier-Verlag Amsterdam 1997
- /Häusler1999/ Häusler, O.: *Anisotropes plastisches Fließen bei großen Deformationen*, Universität Karlsruhe, Dissertation, 1999
- /Hellwege1982/ Hellwege, K.-H. (Hrsg.): *Landolt-Börnstein. Zahlenwerte und Funktionen aus Naturwissenschaft und Technik*, Springer-Verlag Berlin 1982
- /Hennaut1984/ Hennaut, J.; Othmezzouri, J.; Charlier, J.: *Evolution of the Structure of a 60/40 Biphased Brass during High Temperature Tensile Tests*, Zeitschrift für Metallkunde 75 (1984) 9, 667 – 672
- /Hill1948/ Hill, R.: *A Theory of the Yielding and Plastic Flow of Anisotropic Metals*, Proceedings of the Royal Society A 193 (1948), 281 – 297
- /Hill1965/ Hill, R.: *Continuum Micro-Mechanics of Elastoplastic Polycrystals*, Journal of the Mechanics and Physics of Solids 13 (1965), 89 – 101
- /HKL2001/ HKL Technology: *Contrasting Grain Types in a Ceramic thick Film*, Hobro, Danbury, 2001
- /Holler2003/ Holler, K.: *Abhängigkeit der Mikrostruktur und der Eigenschaften der zweiphasigen Kupfer-Zink-Legierung CuZn40Pb2 vom Strangpressprozess*, TU Berlin, Diplomarbeit, 2003

- /Honeycombe1975/ Honeycombe, R.W.K.: *The Plastic Deformation of Metals*, Edward Arnold, London, 1975
- /Humphreys2001/ Humphreys, F.J.: *Review Grain and Subgrain Characterisation by Electron Backscatter Diffraction*, Journal of Materials Science 36 (2001), 3833 – 3854
- /Jiang1998/ Jiang, B.; Qi, X.; Yang, S.; Zhou, W.; Hsu, T.Y.: *Effect of Stacking Fault Probability on γ - ϵ Martensite Transformation and Shape Memory Effect in Fe-Mn-Si Based Alloys*, Acta Materialia 46 (1998) 2, 501 – 510
- /Jiang2001/ Jiang, L.; Wang, H.; Liaw, P.K.; Brooks, C.R.; Klarstrom D.L.: *Characterization of the Temperature Evolution during High-Cycle Fatigue of the ULTIMET Superalloy: Experiment and Theoretical Modelling*, Metallurgical and Materials Transactions A 32 (2001), 2279 – 2296
- /Jitsukawa2003/ Jitsukawa, M; Hosoya, Y: *NKK's State-of-the-art Flat-rolled Products Developed in the Last Decade*, NKK Technical Review 88 (2003), Mars (Pennsylvania, USA), 46 – 57
- /Johnson1983/ Johnson, G.R.; Cook, W.H.: *A Constitutive Model and Data for Metals Subjected to Large Strain, High Strain Rates and High Temperatures*, Proc. of the 7th International Symposium of Ballistics, The Hague, Niederlande, 541 – 547
- /Kindervater2000/ Kindervater: *Basics of Composite Structural Mechanics*, Uni Stuttgart, Vorlesungsskript, http://www.ifb.uni-stuttgart.de/studenten/vorlesungsunterlagen/kindervater/09-clt_2000.pdf, 01.05.2006
- /Klimanek1990/ Klimanek, P.: *Röntgendiffraktometrische Subgefügeanalyse an realen Vielkristallen*, Universität Freiberg, Habilitation, 1990
- /Klug1974/ Klug, H.P.; Alexander, L.E.: *X-Ray Diffraction Procedures for polychrystalline and amorphous Materials*, Wiley Verlag, New York 1974
- /Koning2003/ De Koning, M.; Cai, W.; Bulatov, V.: *Anomalous Dislocation Multiplication in FCC Metals*, Physical Review Letters 91 (2003) 2
- /Kröner1958/ Kröner, E.: *Berechnung der elastischen Konstanten des Vielkristalls aus den Konstanten des Einkristalls*, Zeitschrift für Physik 151 (1958), 504 – 518
- /Kröner1961/ Kröner, E.: *Zur plastischen Verformung des Vielkristalls*, Acta Metallurgica 9 (1961), 155 – 161
- /Lake1988/ Lake, J.S.H.; Willis, D.J.; Fleming, H.G.: *The Variation of Plastic Anisotropy during Straining*, Metallurgical Transactions 19A (1988), 2805 – 2817
- /Lange2002/ Lange, K.: *Umformtechnik*, Springer Verlag Berlin. 2002
- /LeBail2000/ Le Bail, A.: *New Developments in Microstructure Analysis via Rietveld Refinements*, Advances in X-ray Analysis 42 (2000), 191 – 2003
- /Leffers1987/ Leffers, T.; Pedersen, O.B.: *Polycrystal Calculations with a 'Universal' Elastic-Plastic Model*, in: Andersen, S.I. et al.: *Constitutive Relations and their Physical Basics*, Proceedings of the 8th Risø International Symposium on Metallurgy and Materials Science, 7-11 Sept. 1987
- /Legarth2004/ Legarth, B.N.: *A Study of Particle Debonding with Anisotropy*, Proceedings of the XXI. ICTAM, Warschau, 2004

- /Li2004/ Li, Z.J., Winther, G.; Hansen, N.: *Mechanical Effects of 3D Morphology of Planar Dislocation Boundaries*, in: Proceedings of the 25th Risø International Symposium on Materials Science, 2004, 411 – 416
- /Lichtenberger1999/ Lichtenberger, H.C.: *Struktur biologischer Materialien*, Universität Wien, Dissertation, 1999
- /Liu1995/ Liu, Q.; Hansen, N.: *Deformation Microstructure and Orientation of F.C.C. Crystals*, Physical Status Solidi A 149 (1995), 187 – 199
- /Luo1996/ Luo, S.: *Entwicklung eines anisotropen plastischen Materialgesetzes für die Blechumformung*, Universität Darmstadt, Dissertation, 1996
- /Lutterotti1990/ Lutterotti, L.; Scardi, P.; Maistrelli, P.: *Simultaneous Structure and Size-Strain Refinement by the Rietveld Method*, Journal of Applied Crystallography, 23 (1990), 246 – 252
- /Lutterotti1999/ Lutterotti, L.; Matthies, S.; Wenk, H.-R.: *MAUD (Material Analysis Using Diffraction): a user friendly Java program for Rietveld Texture Analysis and more*, Proceeding of the Twelfth International Conference on Textures of Materials (ICOTOM-12), (1999), Vol. 1, 1599
- /Macherauch1961/ Macherauch, E.; Müller, P.: *Das $\sin^2\psi$ -Verfahren der röntgenographischen Spannungsmessung*, Zeitschrift für angewandte Physik 13 (1961), 305 – 312
- /Macherauch1973/ Macherauch, E.; Wohlfahrt, H.; Wolfstieg, U.: *Zur zweckmäßigen Definition von Eigenspannungen*, Härtereitechnische Mitteilungen 28 (1973), 201 – 211
- /Mäder1974/ Mäder, K.; Hornbogen, E.: *Systematics of Recrystallisation Micromechanisms in α/β Brass*, Scripta Metallurgica 8 (1974), 979 – 984
- /Malin1981/ Malin, A.; Huber, J.; Hatherly, M.: *The Microstructure of Rolled Copper Single Crystals*, Zeitschrift Metallkunde 72 (1981) 5, 310 – 317
- /Marion1975/ Marion, R.H.; Cohen, J.B.: *On the Method of Obtaining the Residual Stress, Stacking Fault Probability and other Parameters from Analysis of Peak Shifts of several Bragg Peaks*, J. Appl. Cryst. 8 (1975), 430 – 435
- /Martins2002/ Martins, R.V.: *Experimental Investigation of Plastically Deformed Al-Alloy Samples Using High Energy Synchrotron Radiation*, TU Berlin, Dissertation, 2002
- /Masing1925/ Masing, G.: *Eigenspannungen in kaltgereckten Metallen*, Z. techn. Phys. 6 (1925), 569 – 573
- /Mattheck1997/ Mattheck, C.: *Design in der Natur-Der Baum als Lehrmeister*, Freiburg 1997
- /Meyers2001/ Meyers, M.A. et al.: *The Onset of Twinning in Metals: A constitutive Description*, Acta Materialia 49 (2001), 4025 – 4039
- /Millesi1998/ Millesi, H.; Eberhardsteiner, J.: *Mechanische Anisotropie menschlicher Haut in Abhängigkeit von der Körperregion*, Report for FWF-Projekt P10418 und BMWF GZ49.947/2-Pr/4/95, 1998

- /Mizera1996/ Mizera, J.; Driver, J.H.; Jezierska, E.; Kurzydowski, K.J.: *Studies of the Relationship between the Microstructure and Anisotropy of the Plastic Properties of Industrial Aluminium-Lithium Alloys*, Material Science and Engineering A212 (1996), 94 – 101
- /Most2000/ Most, T.: *Viskoplastizität für isotropes Material und finite Deformationen zur Simulation von schnell ablaufenden Umformvorgängen*, Bauhaus-Universität Weimar, Diplomarbeit, 2000
- /MPIE2001/ Frommeyer, G.: Department of Materials Technology, 17 – 26, in: MPI für Eisenforschung: Annual Report 2001, Düsseldorf, 2001, http://www.mpie.de/fileadmin/annual_reports/Annual_Report_2001.pdf, 16.03.2006
- /MPIE2006/ MPI für Eisenforschung: Mikrotextur und Mikrostrukturmechanik, http://www2.mpie-duesseldorf.mpg.de/msu-web/msuweb_neu/deutsch/themenkatalog/mikrotextur.html, 18.01.2006.
- /Müller1995/ Müller, K.: *Grundlagen des Strangpressens*, expert verlag, Renningen-Malmsheim 1995
- /Müllner1996/ Müllner, P.; Ferreira, P.J.: *On the Energy of terminated Stacking Faults*, Philosophical Magazine Letters 73 (1996) 6, 289 – 297
- /Orowan1940/ Orowan, E.: *Problems of Plastic Gliding*, Proceedings of the Physical Society 52 (1940), 8 – 22
- /Osaka1971/ Osaka, K.; Shiraishi, N.; Oyane, M.: *Residual Stresses in Hydrostatically Extruded Copper Rod*; Journal of the Institute of Metals 99 (1971), 341 – 344
- /Otte1967/ Otte, H., Journal of Applied Physics 38 (1967), 217
- /Paul2002/ Paul, H.; Driver, J.H.: *Crystallographic Aspects of the early stages of Recrystallisation in Brass-Type Shear Bands*, Acta Materialia 50 (2002), 4339 – 4355
- /Paul2003/ Paul, H.; Driver, J.H.: *Shear Band Microtexture Formation in Twinned Face Centered Cubic Single Crystals*, Materials Science and Engineering 359 A (2003), 178 – 191
- /Paul2004/ Paul, H. et al.: *Brass-Type Shear Bands and their Influence on Texture Formation*, Metallurgical and Materials Transactions 35 A (2004)
- /Pedersen1987/ Pedersen, O.B.; Leffers, T.: *Modelling of Plastic Heterogeneity in Deformation of Single-Phase Materials*, in: Andersen, S.I. et al.: Constitutive Relations and their Physical Basics, Proceedings of the 8th Risø International Symposium on Metallurgy and Materials Science, 7-11 Sept. 1987, 147 – 161
- /Pintschovius1982/ Pintschovius, L.; Jung, V.; Macherauch, E.; Schäfer, R.: Vöhringer, O.: Determination Residual Stress Distributions in the Interior of Technical Parts by Means of Neutron Diffraction. In: Residual Stress and Stress Relaxation, eds.: Kula, E.; Weiss, V.; Plenum Press, New York, London, 1982, 467 – 482
- /Poulsen1997/ Poulsen, H.F. et al.: *Applications of High-Energy Synchrotron Radiation for Structural Studies of Polycrystalline Materials*, Journal of Synchrotron Radiation (1997) 4, 147 – 154

- /Prasad2006/ Prasad, Y.R.V.K., Rao, K.P.: *Effect of the Oxygen Content on the Processing Maps for Hot Deformation of OFHC Copper*, Journal of Engineering and Technology 128 (2006), 158 – 162
- /Priester2004/ Priester, L. et al.: *Interactions between Dislocations and Grain Boundaries Studied by TEM Investigations*, in: Proceedings of the 25th Risø International Symposium on Materials Science, 2004, 79 – 96
- /Pyzalla2002/ Pyzalla, A.; Reetz, B.; Wegener, J.; Jaques, A.; Ferry, O.; Feiereisen, J.-P.; Buslaps, T.: *In-Situ Analysis of Microstress and Texture Development during Tensile Deformation of MMCs at Room Temperature and at Elevated Temperatures Using Synchrotron Radiation*, Materials Science Forum 404-407 (2002), 535 – 540
- /Pyzalla2002a/ Pyzalla, A.; Lima, E.; Wild, E.; Dieter, S.; Stock, C.; Reetz, B.; Reimers, W.: *Analyse von Spannungsfeldern in Bauteilen mit Neutronen und Synchrotronstrahlung*, PSI-Proceedings 02-03, November 2002, ISSN 1019-6447 (2002) 26 – 34
- /Pyzalla2002b/ Pyzalla, A.; Reetz, B.; Jaques, A.; Feiereisen, J.-P.; Ferry, O.; Buslaps, T.: *Synchrotron Radiation In-Situ Analysis of AA 6061+Al₂O₃ During Tensile Deformation at Ambient and Elevated Temperature*, in Recent Advances in Experimental Mechanics-In Honor of Isaac M. Daniel, E.E. Gdoutos (ed.), Kluwer Academic Publishers, Dordrecht, Netherlands (2002) ISBN: 1-4020-0683-7, 527 – 534
- /Randle2002/ Randle, V.; Davies, H.: *Evolution of Microstructure and Properties in Alpha-Brass after Iterative Processing*, Metallurgical and Materials Transactions 33A (2002), 1853 – 1857
- /Reimers1999/ Reimers, W.; Pyzalla, A.; Broda, M.; Brusch, G.; Dantz, D.; Liss, K.-D.; Schmackers, T.; Tschentscher, T.: *The Use of High Energy Synchrotron Diffraction (HESD) for Residual Stress Analysis*, Journal of Material Science Letters 19 (1999), 581 – 583
- /Reuss1929/ Reuss, A.: *Berechnung der Fließgrenze von Mischkristallen auf Grund der Plastizitätsbedingungen für Einkristalle*, Zeitschrift für angewandte Mathematik und Mechanik 9 (1929), 49 – 58
- /Ripplinger2003/ Ripplinger, W. et al.: *Modelling of Plastic Anisotropy and Plastic Volume Change*, Technische Mechanik 23 (2003) 1, 70 – 80
- /Sachs1928/ Sachs, G.: *Zur Ableitung einer Fließbedingung*, Zeitschrift des VDI 72 (1928), 734 – 736
- /Schick2004/ Schick, D.: *Anisotropic Plasticity and Viscoplasticity*, Universität Darmstadt, Dissertation, 2004
- /Schmidt1994/ Schmidt, P.F.: *Praxis der Rasterelektronenmikroskopie und der Mikrobereichsanalyse*, Expert-Verlag Renningen-Malmsheim 1994
- /Schouwenaars1994/ Schouwenaars: *Prediction of Plastic Anisotropy of Low Carbon Steel Sheet by Means of Taylor-Modelling*, ISIJ International 34 (1994) 4, 366 – 372
- /Schweitzer2001/ Schweitzer, M.: *Prozessspezifische Merkmale des Rotations-schneidens*, TU München, Dissertation, 2001

- /Schwink1967/ Schwink, C.; Vorbrugg, W.: *Experimentelle und theoretische Untersuchungen zum plastischen Verhalten kubisch-flächenzentrierter Vielkristalle*, Zeitschrift für Naturforschung 22a (1967), 626 – 641
- /Sebald2001/ Sebald, R.: *Modellierung der Rekristallisationstextur: Wechselwirkung zwischen Keimbildung und Keimwachstum*, TH Aachen, Dissertation, 2001
- /Seefeldt2001/ Seefeldt, M.: *Disclinations in Large-Strain Plastic Deformation and Work-Hardening*, Review of Advanced Materials Science 2 (2001), 44 – 79
- /Siegert2001/ Siegert, K.; Bauser, M.; Sauer, G.: *Strangpressen*. Aluminium-Verlag, Düsseldorf 2001
- /Siethoff1993/ Siethoff, H.: Physical Status Solidi (a) 138 (1993), 591
- /Song1997/ Song, J.L.; Bate, P.S.: *Plastic Anisotropy in a Superplastic Duplex Stainless Steel*, Acta Materialia 45 (1997) 7, 2747 – 2757
- /Speck2001/ Speck, T.; Spatz, H.-Ch.: *Transkription oder Translation: Pflanzen als Ideengeber für neue Materialien und technische Leichtbaustrukturen*, in: V. Gleich, A: BIONIK-Ökologische Technik nach dem Vorbild der Natur?, B.G. Teubner Verlag, Stuttgart 2001
- /Steeb1985/ Steeb, S.: *Röntgen- und Elektronenbeugung*, Kontakt zum Studium 144, Expert Verlag Sindelfingen, 1985, 65 - 85
- /Steinhaus2001/ Steinhaus, T.: *Validierung des nichtlinearen Verformungsverhaltens von großen Einkristall- Gasturbinenschaufeln aus CMSX-4*, Universität Aachen, Dissertation, 2001
- /Steinrück2005/ Seinrück, H.: Rechenübung Wärmeübertragung, <http://cdlab2.fluid.tuwien.ac.at/LEHRE/319010/node48.html>, 07.05.2006
- /Stempniewicz2003/ Stempniewicz, M.; Weiss, S.; Günther, A.; Pyzalla, A.: *Textures in Dinosaur Bones*, in preparation
- /Szpunar1990/ Szpunar, J.A.; Hinz, D.C.: *Correlating Texture and Plastic Anisotropy in Rolled Brass*, Journal of Metals 1990, 40 – 43
- /Tadmor2004/ Tadmor, E.B.; Bernstein, N.: *A First-Principles Measure for the Twinnability of FCC-Metals*, Journal of the Mechanics and Physics of Solids 52 (2004), 2507 – 2519
- /Tadmor2004a/ Tadmor, E.B.; Bernstein, N.: *The Twinnability of FCC Metals: A detailed Analysis*, Technical Report ETR-2004-03, Israel Institute of Technologym, Haifa, 2004
- /Takata2004/ Takata, N.; Higashi, J.; Ikeda, K.; Yoshida, F.; Nakashima, H.: *Correlation between Deformation Microstructure and Evolution of Cube Texture in Heavily Rolled Copper*, in: Proceedings of the 25th Risø International Symposium on Materials Science, 2004, 539 – 544
- /Taylor1934/ Taylor, G.I.: *The Mechanism of Plastic Deformation of Crystals, Part I*, Theoretical Proceedings of the Royal Society 145 A (1934)
- /Taylor1938/ Taylor, G.I.: *Analysis of Plastic Strain in a Cubic Crystal*, In: Stephen Timoshenko 60-th Anniv. Vol., Lessels, J.M., (Ed.), Moskau, 1938, 218 – 224

- /Thomas2001/ Thomas, S.: *Konstitutive Gleichungen und numerische Verfahren zur Beschreibung von Verformung und Schädigung*, TU Darmstadt, Dissertation, 2001
- /Trauthahn1995/ Trauthahn, H.: *Ergebnisse von Untersuchungen zur radialen Anisotropie und Textur in gezogenen Messingrohren*, Materialwissenschaft und Werkstofftechnik 26 (1995), 594 – 597
- /Tsuji2004/ Tsuji, N. et al.: *Microstructure of Metals and Alloys Deformed to Ultrahigh Strains*, in: Proceedings of the 25th Risø International Symposium on Materials Science, 2004, 147 – 170
- /Ullemeyer2000/ Ullemeyer, K.; Braun, G.; Dahms, M.; Kruhl, J.H.; Olesen, N.; Siegesmund, S.: *Texture Analysis of a Muscovite-Bearing Quartzite: A Comparison of some currently used Techniques*, Journal of Structural Geology 22 (2000), 1541 – 1557
- /Ungar1984/ Ungar, T.; Mughrabi, H.; Rönnpagel, D.; Wilkens, M.: *X-Ray Line Broadening Study of the Dislocation Cell Structure in Deformed [001] – Orientated Copper Single Crystals*, Acta Metallurgica 32 (1984) 3, 333 – 342
- /Ungar1984/ Ungar, T.; Mughrabi, H.; Dönnpagel, D.; Wilkens, M.: *X-Ray Line Broadening Study of the Dislocation Cell Structure in Deformed [001]-Orientated Copper Single Crystals*, Acta Metallurgica 32 (1984) 3, 332 – 342
- /VanHoutte2005/ Van Houtte, P. et al.: *IAP-Project P5/08: From Microstructure towards Plastic Behavior of Single- and Multiphase Materials*, Projektbericht, IAP-Project P5/08, Juli 2005, <http://www.mtm.kuleuven.ac.be/Research/IUAP/P5-08Overview.pdf>
- /Voigt1928/ Voigt, W.: *Lehrbuch der Kristallphysik*, Nachdruck, 1.Aufl., Teuber, Berlin/Leipzig, 1928, 962 – 964
- /Wagner1957/ Wagner, C.N.: *Stacking Faults by Low Temperature Cold Work in Copper and Alpha Brass*, Acta Metallurgica 5 (1957), 427 – 434
- /Wang2002/ Wang, L.: *Microstructure and Residual Stress State in the Contact Zone of Rails and Wheels*, TU Berlin, Dissertation, 2002
- /Warren1959/ Warren, B.E.: *X-Ray Studies of Deformed Metals*, Progress in Metal Physics 8 (1959), 147 – 202
- /Warren1961/ Warren, B.E.: *X-Ray Measurement of Stacking Fault Width in F.C.C. Metals*, Journal of Applied Physics 32 (1961) 11, 2428 – 2431
- /Wassermann1962/ Wassermann, G.; Grewen, J.: *Texturen metallischer Werkstoffe*, Springer-Verlag, Berlin, 1962
- /Wenk2004/ Wenk, H.-R.: *The Textures of Rocks in the Earth's Deep Interior: Part I. Understanding Anisotropy and Textures in Earth Materials*, in: Encyclopedia of Materials: Science and Technology, Elsevier, 2004
- /White1980/ White, S. H. et al.: *On Mylonites in Ductile Shear Zones*, Journal of Structural Geology 2 (1980), 175 – 187
- /Wilkens1960/ Wilkens, M.: *Zur Bestimmung von Deformationsstapelfehlern in kubisch-flächenzentrierten Metallen mit Röntgenstrahlen*, Z. für Physik 158 (1960), 483 – 500

- /Wolf2001/ Wolf, R.: *Numerische Untersuchung anisotroper Werkstoffe mit der Methode der Finiten Elemente*, Universität Karlsruhe, Diplomarbeit, 2001
- /Wroblewski1999/ Wroblewski, T.; Clauß, O.; Crostack, H.-A.; Ertel, A.; Fandrick, F.; Genzel, Ch.; Hradil, K.; Ternes, W.; Woldt, E.: *A new diffractometer for materials science and imaging at HASYLAB beamline G3*, Nuclear Instruments & Methods in Physics Research A 428 (1999), 2 – 14
- /Wroblewski2000/ Wroblewski, T.; Wild, E.; Poeste, T.; Pyzalla, A.: *Processing of X-Ray Diffraction Imaging Data Using remote sensing Techniques*, J. of Materials Science Letters 19 (2000), 975 – 978
- /Xie2003/ Xie, Y; Wenk, H.-R.; Matthies, S.: *Plagioclase preferred Orientation by TOF Neutron Diffraction and SEM-EBSD*, Tectonophysics 370 (2003), 269 – 286
- /Zaefferer2000/ Zaefferer, S.: *New Developments of Computer-Aided Crystallographic Analysis in Transmission Electron Microscopy*, Journal of Applied Crystallography 33 (2000) 1, 10 – 25
- /Zhang2004/ Zhang, X; Wang, H.; Koch, C.C.: *Mechanical Behavior of Bulk Ultrafine-Grained and Nanocrystalline Zn*, Rev. Adv. Mater. Sci. 6 (2004), 53 – 93
- /Zhao2005/ Zhao, Y.H.; Liao, X.Z.; Zhu, Y.T.; Horita, Z.; Langdon, T.G.: *Influence of Stacking Fault Energy on Nanostructure Formation under High Pressure Torsion*, Materials Science and Engineering 410 – 411 A (2005), 188 – 193