Mikrostruktur, Textur und Eigenspannungen von stranggepressten und reibrührgeschweißten aushärtbaren Aluminiumlegierungen

vorgelegt von Diplom-Ingenieur Jörg Wegener aus Berlin

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

genehmigte Dissertation

Promotionsausschuss:

VorsitzenderProf. Dr.-Ing. M. H. WagnerBerichter:Prof. Dr. rer. nat. H. SchubertBerichter:Prof. Dr. rer. nat. W. Reimers

Tag der wissenschaftlichen Aussprach: 18.09.2001

Berlin 2001 D83

Abstract

Jörg Wegener

Mikrostruktur, Textur und Eigenspannungen von stranggepressten und reibrührgeschweißten aushärtbaren Aluminiumlegierungen

Im Rahmen dieser Arbeit werden am Beispiel des Aluminiumwerkstoffes PM-AlSi25Cu4Mg1 nach dem Strangpressen sowie der Aluminiumlegierung 6013 nach dem Reibrührschweißen der Einfluss von Verfahrensparameter bei der Warmumformung auf Mikrostruktur, Textur und Eigenspannungen untersucht.

Zur zerstörungsfreien Texturanalyse und Eigenspannungsanalyse wurden Beugungsverfahren mit Röntgen-, Neutronen- und hochenergetischer Synchrotronstrahlung eingesetzt. Die mit den verschiedenen Verfahren verbundenen unterschiedlichen Eindringtiefen werden genutzt, um umfassende Untersuchungen der gesamten Proben zu ermöglichen. Die Beurteilung des Ausscheidungszustandes und des Gefüges erfolgt mit mikroskopischen Untersuchungen. Weiterhin wurden die Festigkeitskennwerte der Strangpressprodukte mittels Zugversuchen bei Raumtemperatur und erhöhter Temperatur ermittelt. Als mechanischer Kennwert der reibrührgeschweißten Bleche wurde die Mikrohärte aufgenommen.

Der pulvermetallurgische Aluminiumwerkstoff AlSi25Cu4Mg1 verhält sich beim Strangpressen wie ein teilchenverstärkter Metallmatrixverbundwerkstoff. Der Ausscheidungszustand ist entscheidend für das mechanische Verhalten der stranggepressten Produkte. Die Größe der intermetallischen Verbindungen hängt im wesentlichen von den beim Strangpressen erreichten Temperaturen ab. Nach dem Strangpressen weist die Aluminiummatrix eine <100>/<111> Doppelfasertextur auf. Der Eigenspannungszustand der Strangpressprodukte wird durch die thermischen Mikrospannungen bestimmt, die durch den Unterschied der thermischen Ausdehnungskoeffizienten der Aluminiummatrix und der Siliziumpartikel verursacht werden. Aufgrund der langsamen Abkühlung der Produkte treten nur geringe Makroeigenspannungen auf.

Der Materialfluss beim Reibrührschweißen wird durch die Verfahrensparameter bestimmt. Die thermischen Vorgänge während und nach dem Schweißen sind die Ursache für die Eigenspannungen beim Reibrührschweißen. Die Lage der Eigenspannungsmaxima ist stark vom Werkzeugdurchmesser abhängig. Durch die starke Erwärmung wachsen die Ausscheidungen. Neben dem Ausscheidungszustand wird die Mikrohärte durch Kaltverformung und die Korngröße bestimmt.

Vorwort des Betreuers

Die steigenden Anforderungen an den Eigenschaften von Werkstoffen erfordern eine stetige Optimierung bzw. Neuentwicklung dieser, sowie ihrer Herstellungs- bzw. Bearbeitungsverfahren. Für die Anwendung ist es erforderlich, dass die Werkstoffe bzw. ihr Verhalten hinreichend charakterisiert werden.

Im Rahmen der vorliegender Arbeit wird zum einen der neu entwickelte pulvermetallurgische (PM) Aluminiumwerkstoff AlSi25Cu4Mg1 nach dem Strangpressen und zum anderen die einphasige Aluminiumlegierung 6013 nach dem Reibrührschweißen untersucht. Beide Verfahren sind durch eine hohe plastische Verformungen bei erhöhter Temperatur gekennzeichnet. Durch hohe plastische Verformungen entstehen Texturen, die ihrerseits zu Mikroeigenspannungen führen können. Weiterhin können inhomogene plastische Verformungen sowie Temperaturgradienten bei der Warmumformung Eigenspannungen hervorrufen.

Zur zerstörungsfreien Texturanalyse und Eigenspannungsanalyse werden Beugungsverfahren eingesetzt. Im oberflächennahen Bereich wird hierfür konventionelle Röntgenstrahlung verwendet. Im Volumen werden für die Untersuchungen Neutronen- und hochenergetische Synchrotronstrahlung, die eine hohe lokale Auflösung ermöglichen, verwendet. Die mit den verschiedenen Verfahren verbundenen unterschiedlichen Eindringtiefen ermöglichen eine umfassende Untersuchung der gesamten Probengeometrie.

Die Beurteilung des Gefüges und des Ausscheidungszustandes erfolgt durch begleitende Untersuchungen am Lichtmikroskop sowie an REM und TEM. Die Festigkeitskennwerte der stranggepressten Profile werden mit Zugversuchen bei Raumtemperatur und bei erhöhter Temperatur ermittelt. Als mechanischer Kennwert der reibrührgeschweißten Bleche wird die Mikrohärte berücksichtigt.

Änderungen der Werkstoffeigenschaften und der Zusammenhänge zwischen Prozessparametern, Gefüge, Eigenspannungen und Textur vorgenommen werden betrachtet.

Berlin, im September 2001

Walter Reimers

Vorwort des Verfassers

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter in der Abteilung "Strukturforschung - Werkstoffe" am Hahn-Meitner-Institut Berlin in den Jahren 1998-2001.

Mein besonderer Dank gilt dabei Herrn Prof. Dr. W. Reimers, dem Leiter der Abteilung, für die Anregung und Betreuung der Arbeit. Weiterhin danke ich für die Übernahme des Gutachtens.

Herrn Prof. Dr. H. Schubert danke ich herzlich für das Interesse, das er dieser Arbeit entgegengebracht hat und für die Erstellung des Gutachtens.

Bei Herrn Prof. Dr. M. H. Wagner bedanke ich mich besonders für die Übernahme des Vorsitzes im Promotionsausschuss.

Für die fachlichen anregenden Diskussionen und Ratschläge bin ich Frau Dr. A. Pyzalla, die auch die kritische Durchsicht des Manuskriptes übernommen hat, sehr dankbar.

Weiterhin möchte ich mich bei Dr. Ch. Genzel für die fachlichen Diskussionen und Hinweise bedanken. Ferner gilt mein Dank der gesamten Arbeitsgruppe "Zentrum für Eigenspannungsanalyse" für ihre Unterstützung und die gute Zusammenarbeit, insbesondere Herrn cand.-Ing. E. Lima und Herrn cand.-Ing. E. Wild.

Berlin, im September 2001

Jörg Wegener

Inhaltsverzeichnis

0	Formelzeichen und Abkürzungen			
1	1 Einleitung			
2	Sta	nd der Erkenntnisse	4	
	2.1	Formgebungsprozesse	4	
	2.1.	1 Strangpressen	5	
	2.1.	2 Reibrührschweißen	12	
	2.2	Mikrostrukturelle Veränderungen bei der Warmverformung	15	
	2.2.	.1 Metallkundliche Prozesse	15	
	2.2.	2 Texturen	19	
	2.2.	3 Eigenspannungen	31	
3	Zie	I der Arbeit	44	
	3.1	Strangpressen von PM-AlSi25Cu4Mg1	44	
	3.2	Reibrührschweißen der Aluminiumlegierung 6013	45	
4	Exp	perimentelle Untersuchung	46	
	4.1	Stranggepresstes PM-AlSi25Cu4Mg1	46	
	4.2	Reibrührschweißverbundenes Al 6013	49	
	4.3	Mikrostruktur	50	
	4.4	Untersuchungen mit Beugungsmethoden	52	
	4.4.	1 Konventionelle Röntgenstrahlung	52	
	4.4.	2 Neutronenstrahlung	55	
	4.4.	.3 Hochenergetische Synchrotronstrahlung	56	
	4.5	Mechanische Werkstoffprüfung	59	

5		Ergebnisse60			
5.1		1	Stra	ngpressprodukte aus PM-AlSi25Cu4Mg1	60
5.1.1		1	Strangpressen	60	
		5.1.	2	Mikrostruktur	66
		5.1.	3	Textur	73
		5.1.	4	Eigenspannungen	91
		5.1.	5	Mechanische Eigenschaften	
	5.	2	Reib	prührgeschweißte Al-6013 Bleche	
		5.2.	1	Mikrostruktur	
		5.2.	2	Textur	
		5.2.	3	Eigenspannungen	
6		Disl	kuss	ion	
	6.	1	Stra	ngpressprodukte aus PM AlSi25Cu4Mg1	
		6.1.	1	Strangpressen	
		6.1.	2	Mikrostruktur	
		6.1.	3	Textur	
		6.1.	4	Eigenspannungen	
		6.1.	5	Mechanische Eigenschaften	
	6.2	2	Reib	prührgeschweißte Al-6013 Bleche	
		6.2.	1	Mikrostruktur	
		6.2.	2	Textur	
		6.2.	3	Eigenspannungen	
7		Fol	gerui	ng	145
8		Zusammenfassung147			
	8.	1	Stra	ngpressen von PM-AlSi25Cu4Mg1	147
8.2 Reibrührschweißen der Aluminiumlegierung 6013				149	
9		Lite	ratu	rverzeichnis	

0 Formelzeichen und Abkürzungen

Formelzeichen:

А	Querschnittsfläche der Probe		
A ₀	Querschnittsfläche der Probe im Ausgangszustand		
Ag	Gleichmaßdehnung		
С	Lichtgeschwindigkeit im Vakuum		
D	Durchmesser		
d ^{hkl}	Gitterebenenabstand der Gitterebenenschar {hkl}		
d ₀	Gitterebenenabstand im dehnungsfreien Zustand		
d ^{hkl}	Gitterebenenabstand der Gitterebenenschar {hkl} im dehnungsfreien Zustand		
$d_{\phi\psi}^{hkl}$	Gitterebenenabstand der Gitterebenenschar {hkl} im Messpunkt (ϕ,ψ)		
dV	Volumenanteil		
Е	Energie		
f	Volumenanteil		
F ^{hkl}	Flächenhäufigkeit einer Netzebenenschar		
F	Kraft		
h	Planck'sche Konstante		
i, j	Zählvariablen (Werte von 1-n)		
J(g)	Texturindex (Orientierung)		
K _i	Kristallsystem		
k _f	Fließgrenze		
I	Länge		
I ₀	Ausgangslänge		
Li	Komponente des Richtungsvektors im Laborsystem		
Pi	Komponente des Richtungsvektors im Probensystem		
r	Radius		
R _m	Zugfestigkeit		

$R_{p0,2}$	0,2 % Dehngrenze
R _{p1}	1 % Dehngrenze
RT	Raumtemperatur
S_1^{hkl} , $\frac{1}{2}$ S_2^{hkl}	Diffraktionselastische Konstanten der Gitterebenenschar {hkl}
V	Volumen
v	Geschwindigkeit
V _{pr}	Gesamtpressverhältnis
α, β,γ,	Phasen eines mehrphasigen Werkstoffes
3	Einachsige Dehnung
$\epsilon^{\rm hkl}_{\phi\psi}$	Gitterebenendehnung der Gitterebenenschar {hkl} im Messpunkt ($\phi,\psi)$
• ε	Dehngeschwindigkeit
φ	Azimutwinkel
φ	Umformgrad
• φ	Umformgeschwindigkeit
φ1, Φ, φ2	Eulerwinkel
λ	Wellenlänge
θ	Reflexionswinkel (halber Beugungswinkel)
ψ	Inklinationswinkel
$\sigma^{\text{I}}, \sigma^{\text{II}}, \sigma^{\text{III}}$	Eigenspannung I., II. und III. Art

Abkürzungen:

BSE	Rückstreuelektronen (engl. back scanning electron)
DEK	Diffraktionselastische Konstanten
DIC	Phaseninterferenzkontrast
EDX	Energiedispersive Röntgenanalyse
ESRF	European Synchrotron Radiation Facility, Grenoble, Frankreich
FSW	Reibrührschweißen (eng.: friction stir welding)
GP	Guinier-Preston-Zonen

- GPB Guinier-Preston-Bagaryatsky-Zonen
- hkl Miller-Indizes einer Gitterebene
- HMI Hahn-Meitner-Institut Berlin, Deutschland
- ID Insertion Device am ESRF
- ID15 Beamline am ESRF, Grenoble, Frankreich
- JCPDS Datenbank
- K_{α} Charakteristische α -Strahlung
- kfz Kubisch-flächenzentriert
- krz Kubisch-raumzentriert
- NR Normalenrichtung
- ODF Orientierungsverteilungsfunktion (engl.: Orientation Distribution Function)
- OED Ortsempfindlicher Detektor
- QR Querrichtung
- REM Rasterelektronenmikroskop
- SE Sekundärelektronen
- TEM Transmissionselektronenmikroskop
- TMEZ thermomechanisch beeinflusste Zone
- uvw Miller-Indizes einer Gitterrichtung
- PM Pulvermetallurgisch
- WEZ Wärmeeinflusszone
- WR Walzrichtung

1 Einleitung

Aluminiumlegierungen werden seit geraumer Zeit für die Luft- und Raumfahrt, für den Maschinenbau, für die Chemische- und Nuklearindustrie, für die Fahrzeugindustrie sowie für Sportartikel entwickelt. Antrieb für diese Entwicklung ist stets die Forderung nach einer Erhöhung der Wirtschaftlichkeit, d.h. im Falle des Automobilbaus: Steigerung des Wirkungsgrades, Reduzierung des Kraftstoffverbrauches und Verbesserung der Abgaswerte. Der Ersatz von Bauteilen aus Stahl und Grauguss durch Bauteile aus Aluminiumwerkstoffen ist aufgrund des Dichteverhältnisses von Aluminium zu Eisenwerkstoffen von 1:3 sehr interessant. Daher können durch den Einsatz von Aluminiumwerkstoffen Gewichtsreduzierungen erreicht werden, die besonders bei bewegten bzw. beschleunigten Massen sehr effektiv hinsichtlich der Wirtschaftlichkeit sind. Dieses ist insbesondere dann der Fall, wenn eine Optimierung der Bauteilgeometrie durch Ausnutzung verbesserter Werkstoffeigenschaften nicht möglich ist, da das Bauteilvolumen durch andere konstruktive Bedingungen konstant gehalten werden muss.

Beim Einsatz in Verbrennungsmotoren z.B. als Hochleistungskolben, Laufbuchse, Einlassventil etc. ergeben sich weitere Anforderungen an den Werkstoff [HUM95]:

- Hohe statische und dynamische Festigkeit bei Einsatztemperaturen bis zu 450°C.
- Erhöhter E-Modul auf Werte bis zu 100 GPa bei Raumtemperatur, mit nur einer mäßigen Verringerung bei höheren Temperaturen.
- Hohe Temperaturwechselfestigkeit.
- Hohe Verschleißbeständigkeit bei abrasiver bzw. gleitender Beanspruchung unter wechselnden Bedingungen.
- Geringer thermischer Ausdehnungskoeffizient.
- Gute thermische Leitfähigkeit.
- Extreme Gefügestabilität bis zu Temperaturen weit über der Einsatztemperatur.
- Hohes Formänderungsvermögen bzw. gute Bearbeitbarkeit.

Ein solches Anforderungsprofil, besonders der Aspekt der hohen Anwendungstemperatur, kann von Aluminiumlegierungen mit der üblichen Ausscheidungshärtung nicht erfüllt werden. Daher kommen für den Einsatz in Verbrennungsmotoren nur Aluminiumwerkstoffe mit Dispersionsverfestigung in Frage, um Versetzungsbewegung bei allen Betriebstemperaturen zu blockieren. Als Dispersoide kommen keramische oder intermetallische Verbindungen mit geringen Diffusionsgeschwindigkeiten in der Aluminiummatrix zum Einsatz.

Um den thermischen Ausdehnungskoeffizienten zu reduzieren, wird eine hinreichend große Menge Silizium im Aluminiumwerkstoff benötigt. Der überwiegende Anteil des Siliziums sollte zweckmäßigerweise als primäre Ausscheidung in der Aluminiummatrix vorliegen, um den E-Modul des Werkstoffes zu erhöhen. Die Größe, die Verteilung und der Anteil der primären Siliziumausscheidungen beeinflussen auch sehr stark die Dauer- und die Verschleißfestigkeit. Für hohe Dauerfestigkeitwerte sind kleine Ausscheidungen des Siliziums mit einer Größe von 2-3 µm geeignet. Gute tribologische Eigenschaften werden durch Ausscheidungsgrößen von 20-30 µm erreicht [HUM99]. Für jeden Einsatz ist daher je nach Anforderungsprofil an den Werkstoff ein Kompromiss zu finden. Eine neue Entwicklung auf dem Gebiet der Aluminiumwerkstoffe mit hohem Siliziumgehalt ist der pulvermetallurgische Werkstoff AlSi25Cu4Mg1.

Das Strangpressen ist nach DIN 8580 in die Untergruppe Druckumformung der Umformverfahren eingeordnet. Der allseitige Druckspannungszustand in der Umformzone ist besonders günstig für das Formänderungsvermögen. Neben großen Formänderungen in einem Umformschritt, der Herstellung von Profilen mit komplizierten Querschnitten, können auch schwerer verformbare Werkstoffe umgeformt werden [MÜL95]. Bedingt durch unterschiedliche Halbzeuggeometrien, zu verpressende Materialien und Anforderungen an das Produkt, sind unterschiedliche Ausführungen des Strangpressens entwickelt worden. Für Aluminium und seine Legierungen ist das Strangpressen das bevorzugte Verfahren zur Herstellung von Halbzeugen mit konstantem Querschnitt über große Längen. Auch zur Umformung von AlSi25Cu4Mg1 sind Strangpressverfahren geeignet.

Ein neues Verfahren, das Warmformgebung und Fügen verbindet, ist das Reibrührschweißen (FSW, eng.: friction stir welding). Das Reibrührschweißen wurde 1991 erfunden [THO91] und wird mittlerweile in ersten industriellen Anwendungen eingesetzt. Das Verfahren eignet sich besonders gut zum Verschweißen von Leichtmetallen wie zum Beispiel Aluminium [THO91]. Bei diesem Verfahren wird ein zylinderförmiges Werkzeug eingesetzt, das aus einem profilierten Stift besteht, der unter einer Schulter angeordnet ist. Dieser Stift wird rotierend zwischen die Werkstücke eingebracht, wobei sich das Material durch die auftretende Reibung erwärmt und plastifiziert. Wenn der Grad der Plastifizierung ein ausreichendes Maß erreicht hat, wird der Stift entlang der Naht geführt. Dabei wird das plastifizierte Material vom Stift durch die Rotation verrührt und zur Rückseite verdrängt, so dass sich die Bleche am hinteren Ende des Werkzeuges in einem Warmumformprozess verbinden. Beim Abkühlen bildet sich eine feste Verbindung. Der Schmelzpunkt wird nicht erreicht. Da der FSW-Prozess, im Gegensatz zu konventionellen Schmelzschweißverfahren, bei Temperaturen unterhalb des Schmelzpunktes erfolgt, werden nachteilige Gefügeveränderungen beim Erstarren der Schmelze vermieden. Neben der hohen statischen Festigkeit der Nahtverbindung ist auch die hohe Ermüdungsfestigkeit [DAL98, GOU98] der unbehandelten Schweißnaht hervorzuheben, die insbesondere auf die poren- und kerbfreie Nahtausbildung zurückzuführen ist.

Das Reibrührschweißen zeichnet sich als Verfahren ab, das durch das hohe Automatisierungspotential und den Wegfall von Nieten und Überlappungen eine gleichzeitige Reduktion von Herstellungskosten und Gewicht von Luft- und Raumfahrtstrukturen ermöglicht [ARB98, JON98, WAL98]. Bislang wird das Verfahren auf Maschinen eingesetzt, die in ihrem Aufbau Fräsmaschinen ähnlich sind. In Zukunft werden Industrieroboter in der Lage sein, ausreichende Kräfte aufzubringen. Dabei wird eine höhere Flexibilität hinsichtlich Fügegeometrie und Nahtlage erreicht. Auf diese Weise auch Aluminiumlegierungen bzw. Aluminiumwerkstoffe lassen sich künftig (AI-MMC's), die bisher nicht geschweißt werden konnten, miteinander verschweißen [PAL99]. Metallurgisch ist die FSW-Schweißbarkeit mit der Strangpressbarkeit der zu fügenden Werkstoffe zu vergleichen [PAL99]. Das Verfahren wird es den Herstellern in naher Zukunft erlauben, große Leichtmetallbleche zusammenzufügen, wie sie bei der Herstellung von Großraumflugzeugen, z.B. dem Airbus A3XX gebraucht werden. Die weitere Entwicklung bzw. der Einsatz des FSW-Prozesses in der Praxis ist abhängig davon, dass ein ausreichendes Verständnis über die im Prozess entstandenen Mikrostrukturen und die Eigenspannungen, über die z. Zt. wenig bekannt ist, gewonnen wird.

2 Stand der Erkenntnisse

2.1 Formgebungsprozesse

Umformen heißt nach DIN 8580 die gegebene Form eines festen Körpers in eine bestimmte andere Form unter Beibehaltung von Masse und Stoffmenge zu überführen, d.h. Beherrschung der Geometrie. Im Gegensatz dazu ist das Verformen eine Änderung der Form ohne Beherrschung der Geometrie. Die Umformverfahren werden nach der wirksamen Spannung in der Umformzone in die Gruppen Druck-, Zug-Druck-, Zug-, Biege- und Schubumformen eingeteilt. Kriterien für Untergruppierungen sind Relativbewegung Werkzeug-Werkstück, Werkzeuggeometrie und Werkstückgeometrie. Häufig werden zwei oder mehr Grundverfahren kombiniert, d.h. gleichzeitig oder nacheinander in einem Arbeitsgang durchgeführt. Der Werkstofffluss bei der Umformung von Werkstoffe wird nicht nur durch seine Zusammensetzung und Gefügeausbildung, sondern auch durch die Temperatur und die Geschwindigkeit des Umformprozesses sowie durch die Gestaltung der Umformwerkzeuge bestimmt. Die Umformbarkeit eines Werkstoffes wird durch sein Formänderungsvermögen und seinen Formänderungswiderstand bestimmt.

Bei metallischen Werkstoffen wird zwischen Kaltumformen und Warmumformen unterschieden. Das Kaltumformen erfolgt bei Temperaturen unterhalb der Rekristallisationstemperatur des betreffenden Metalls, überwiegend aber bei Raumtemperatur, das Warmumformen oberhalb der Rekristallisationstemperatur. Bei der Kaltumformung führt Kaltverfestigung zu einer Festigkeitssteigerung, die durch Rekristallisationsglühen rückgängig gemacht werden kann. Durch den Fortfall des Wärmeeinflusses auf Werkstofffestigkeit und Schwindung ergibt die Kaltumformung maßgenauere Werkstücke als die Warmumformung. Von besonderer Bedeutung, für die Gleichmäßigkeit der Umformung über den Querschnitt des Umformproduktes, sind die Gestalt des Produktes und die Reibung zwischen Werkstück und Werkzeug.

Zur Charakterisierung von Umformvorgängen werden die in der Umformzone herrschenden mechanischen Spannungen den Richtungen eines dreiachsigen räumlichen Koordinatensystems zugeordnet. In jeder Richtung treten in der Schnittebene eine Normalspannung und zwei senkrecht dazu stehende Schubspannungen auf. Üblicher Weise werden die Koordinaten parallel zu den Richtungen der größten Normalspannungen gelegt. Der Spannungszustand lässt sich so allein durch die drei Normalspannungen σ_1 , σ_2 und σ_3 (Hauptspannungen) beschreiben, da definitionsgemäß keine Schubspannungen vorhanden sind. Nach der Fließhypothese von Tresca tritt plastisches Fließen ein, wenn zwischen der größten und der kleinsten Hauptspannung eine bestimmte Differenz vorhanden ist. Diese Differenz wird als kritischen Spannung (Fließspannung) bezeichnet und in der Umformtechnik mit der Werkstoffgröße Fließgrenze k_f gekennzeichnet. Hierbei ist es gleichgültig, ob das plastische Fließen durch Druck- oder Zugspannungen zustande kommt.

Der Bereich vor Erreichen dieser Fließgrenze wird als elastischer Bereich bezeichnet, in dem eine reversible Formänderung erfolgt. Im Fließbereich selbst treten sowohl plastische als auch elastische Verformungen auf. Bei einer einachsigen Beanspruchung, z. B beim Zug- oder Stauchversuch, kann die Fließgrenze aus der auf die momentane Querschnittsfläche *A* bezogenen Kraft *F* berechnet werden.

Im Falle der einachsigen Verformung wird zur Beschreibung der plastischen Verformung die Dehnung ε der Probe aus dem Verhältnis von Ausgangslänge I_0 und Endlänge / bestimmt.

$$\varepsilon = \frac{I - I_0}{I_0} \tag{2.1}$$

Als einfaches Maß für die Größe plastischer Formänderungen lässt sich, bei Annahme homogener Umformung aus der Änderung äußerer Werkstückabmessungen, der Umformgrad φ angeben. Er wird als natürlicher Logarithmus des Quotienten der Querschnittsfläche A₀ vor der Umformung und Querschnittsfläche A nach der Umformung gebildet.

$$\varphi = \ln \frac{A_0}{A} \tag{2.2}$$

Es ergibt sich der Zusammenhang zwischen Dehnung und Umformgrad wie folgt:

$$\varphi = \ln(1 + \varepsilon) \tag{2.3}$$

Bei der Umformung eines Werkstücks in mehreren Schritten wird der Gesamtumformgrad aus der Summe der Einzelumformgrade berechnet. Bei einfacher mehrdimensionaler Umformung wird der Umformgrad i. d. R. für die Richtung der maximalen Umformung angegeben, bei komplizierterer mehrdimensionaler Umformung werden tensorielle Größen verwendet.

2.1.1 Strangpressen

Das Strangpressen ist nach DIN 8580 in die Untergruppe Druckumformung der Umformverfahren eingeordnet. Von besonderer Bedeutung für das Strangpressen ist, dass alle drei Hauptspannungen Druckspannungen sind. Die Spannung in axialer Richtung σ_3 ist dem Betrag nach am größten. Bei einem zylindrischen Bolzen sind die Spannungen in radialer Richtung σ_1 und die Spannungen in tangentialer Richtung σ_2 etwa gleich groß, im Betrag aber kleiner als σ_3 .

Nach der Fließhypothese von Tresca ist die Fließgrenze vom Spannungszustand unabhängig, das Formänderungsvermögen eines Werkstoffes hingegen vergrößert sich mit zunehmendem mittleren Druck. Durch die Plastifizierung unter mehrachsigem Druck wird beim Strangpressen ein hohes Formänderungsvermögen der umzuformenden Werkstoffe erreicht [LAU76, FRO95].

Für Aluminium und seine Legierungen ist das Strangpressen das bevorzugte Verfahren zur Herstellung von Halbzeugen mit konstantem Querschnitt über große Längen [LAU76]. Beim Strangpressen von Metallmatrixverbundwerkstoffen (MMC´s) werden höhere Kräfte zur Umformung benötigt als beim Strangpressen der entsprechenden Metallmatrix. Das Strangpressen von pulvermetallurgisch hergestellter Aluminiumlegierungen mit hohen Siliziumgehalt wird in [MÜL94, MÜL96] beschrieben.

Bedingt durch unterschiedliche Halbzeuggeometrien, zu verpressende Materialien und Anforderungen an das Produkt sind unterschiedliche Ausführungen des Strangpressens entwickelt worden (Abb. 2.1). So unterscheidet man nach der Verarbeitungstemperatur Kalt- und Warmstrangpressen. Nach der Strangbewegung relativ zur Stempelbewegung wird zwischen direktem und indirektem Strangpressen unterschieden. Je nach Art der Krafteinleitung unterscheidet man zwischen konventionellem und hydrostatischem Strangpressen, von der Lage der Pressachse abhängig nach liegender oder stehender Bauweise. Weiterhin wird unterschieden, ob mit oder ohne Schale und im letztgenannten Fall mit oder ohne Schmierung gepresst wird. [ALT79, KAR95, LAU76, SIE95]

Aus dem Produktschnitt A und dem Ausgangsquerschnitt A_0 errechnet sich das Gesamtpressverhältnis V_{Pr} zu:

$$V_{\rm Pr} = \frac{A_0}{A} \tag{2.4}$$

Aus dem logarithmischen Gesamtpressverhältnis ergibt sich nach (2.2) der Umformgrad φ . Die Produktgeschwindigkeit und die Stempelvorschubgeschwindigkeit können über den Zusammenhang (2.5) ineinander umgerechnet werden.

$$\mathbf{v}_{\mathsf{Produkt}} = \mathbf{V}_{\mathsf{Pr}} \cdot \mathbf{v}_{\mathsf{Stempel}} \tag{2.5}$$

Da der Materialfluss beim Strangpressen in der Umformzone eine starke Beschleunigung erfährt, bereitet die Bestimmung der Formänderungsgeschwindigkeit Schwierigkeiten [LAU76]. Aus der Literatur ist eine Abschätzung für eine mittlere Formänderungsgeschwindigkeit bekannt, die zur Vereinfachung von einer kegeligen Umformzone voraussetzt [LAU76]. In der Formel (2.6) gibt *D* den Aufnehmerdurchmesser an.





Der prinzipielle Arbeitsablauf besteht aus mehren Schritten und wird im weiteren kurz zusammengefasst. Zunächst wird auf das Sprühkompaktieren eingegangen, das die Möglichkeit zur Herstellung von Pressbolzen mit hohem Hartstoffanteil bietet.

Pressbolzenherstellung durch Sprühkompaktieren

Das Sprühkompaktieren ist eine neue Technologie zur Herstellung endkonturnaher Bauteile oder Halbzeuge wie Rohre, Scheiben, Stangen oder Bleche. Diese Verfahrenstechnik lässt sich an der Grenze zwischen pulvermetallurgischen Fertigungstechniken und endabmessungsnahem Gießen einordnen. Durch Sprühkompaktieren hergestellte Werkstoffe besitzen sehr feine, mit PM-Werkstoffen vergleichbare Gefüge mit homogenen Element- und Phasenverteilungen, minimalen Seigerungen, hoher Reinheit und daraus resultierenden hervorragenden mechanischen und physikalischen isotropen Eigenschaftsprofilen sowie verbesserter Beständigkeit unter korrosiven Bedingungen [STO97]. Das Sprühkompaktieren ist im Besonderen auch für schwer gießbare Legierungen sinnvoll einsetzbar. Es bietet die Möglichkeit, stark übereutektische Al-Si-Legierungen mit sehr feinen, homogen verteilten Si-Partikeln als Pressbolzen zum Strangpressen herzustellen.

Das Sprühkompaktieren (Abb. 2.2) kann als Sonderfall des Pulververdüsens angesehen werden.



Abb. 2.2: Schematische Darstellung Sprühkompaktierung, Vertikal-Anlage [HUM99, STO97]

Wie beim Pulververdüsen wird bei der Sprühkompaktierung der Schmelzstrahl einer hoch übersättigten und stark überhitzten Metallschmelze mittels Kühlgas zerstäubt und sehr schnell abgekühlt. Bedingt durch die schnelle Abkühlung bleibt der Übersättigungszustand in den Pulverteilchen erhalten. Gleichzeitig bilden sich die Dispersoide, d.h. intermetallische Partikel, welche die Warmfestigkeit des Werkstoffes sichern.

Zur Herstellung eines Verbundwerkstoffes (MMC) durch Sprühkompaktieren werden über eine Zusatzdüse (Partikel Injektor) Feststoffpartikel in den Verdüsungsstrahl injiziert. Pulverteilchen und Feststoffpartikel treffen zusammen auf einen rotierenden absenkbaren Drehteller, dabei sind ca. 80% der Pulverteilchen erstarrt. Der noch flüssige bzw. teilflüssige Anteil des Teilchenstrahls wird zur Herstellung des Teilchenverbundes auf dem Drehteller bzw. auf der neu entstandenen Blockoberfläche benötigt. Die erreichbare Dichte der sprühkompaktierten Bolzen liegt oberhalb von 97% der theoretischen Dichte des Materials. Vollständige Konsolidierung erfolgt nach einer homogenisierenden Glühung durch Strangpressen, aufgrund der hohen Dichte ist lediglich ein geringer Umformgrad nötig [HUM95, HUM99, SIE94, STO97]. Das

Sprühkompaktieren ist derzeit das einzige Verfahren zur Herstellung von Pressbolzen zum Strangpressen aus Aluminiumlegierungen mit hohen Siliziumgehalten, bei dem das Silizium in Form kleiner und homogen verteilter Partikel vorliegt.

Direktes Strangpressen

Beim direkten Strangpressen (Abb. 2.1. oben) wird, nach dem Einbringen von Pressbolzen und Pressscheibe in den Aufnehmer, die Presskraft über den Pressstempel auf die Pressscheibe übertragen, diese überträgt sie weiter auf den Bolzen. Zuerst wird der Bolzen auf den Innendurchmesser des Aufnehmers aufgestaucht, anschließend wird das Material durch die Matrize gedrückt. Dabei gleitet die äußere Schicht des Blockes mehr oder weniger leicht an der Aufnehmerwand entlang, d.h. es entsteht Reibung. Ein Teil der Presskraft muss aufgebracht werden, um diese Reibung zu überwinden [LAU76]. Wenn das Material an der Aufnehmerwand haftet, kommt es zu einem ungleichmäßigen Fließen des Werkstoffes. Das Innere des Bolzens fließt vor dem Randbereich. Je nach Ausmaß der Adhäsion zwischen Umformwerkstoff und Aufnehmerwand kann die Schubspannung ihren oberen Grenzwert, der durch die Schubfließspannung des Werkstoffes gegeben ist, erreichen. Bei Aluminium kann völliges Abscheren im Aufnehmer angenommen werden [LAN81]. Je nachdem, ob aufgrund eines genügend großen Spaltes zwischen Pressscheibe und Aufnehmer die Blockaußenzone beim Pressen vom Block abgeschert wird und als Schale an der Innenwand des Aufnehmers haften bleibt oder ob sich nur eine dünne Pressgutschicht an der Innenwand des Aufnehmers entwickelt, unterscheidet man zwischen direktem Strangpressen ohne Schale und ohne Schmierung und direktem Strangpressen mit Schale und ohne Schmierung [KAR95, LAU76, SIE95]

Beim direkten Warmstrangpressen mit Flachmatrizen ohne Schmierung treten überwiegend die Fließtypen B und C nach W. Dürrschnabel [SIE95] auf, wobei der Übergang zwischen beiden Typen fließend ist. Der Fließtyp B tritt auf bei homogenem Bolzenwerkstoff und deutlicher Reibung zwischen Bolzen und Aufnehmer sowie zwischen Bolzen und Matrizenstirnfläche. Der Fließtyp C tritt bei den gleichen Reibungsverhältnissen wie Typ B, aber bei inhomogenen Bolzenwerkstoffen, auf. Bei einem inhomogenen Bolzenwerkstoff ist die Fließspannung in der Bolzenaußenzone deutlich verschieden von der Fließspannung im Bolzenkern. Dies ist z.B. der Fall, wenn ein Temperaturgradient vorliegt. Die Fließtypen B und C sind durch mehrere Zonen gekennzeichnet (Abb. 2.3). Vor der Matrize bilden sich eine "tote Zone" und eine schmale "Scherzone" aus. Die Scherzone bildet beim axialsymmetrischen Strangpressen eine Art Trichter für die primäre Umformzone. In der reibungsbeeinflussten Randzone der Bolzenaußenzonen tritt eine Scherverformung auf. Auf Grund des Rückflusses der Bolzenaußenzone bildet sich eine sekundäre Umformzone am



Ende des Bolzens. Der Bolzenkern ist weitgehend von den anderen Zonen unbeeinflusst.

Abb. 2.3: Prinzipielle Darstellung des Materialflusses beim direktem Strangpressen [KAR95]

Bei den Fließtypen B und C wird auf Grund der Reibung zwischen Bolzen und Aufnehmer die Bolzenaußenzone zurückgehalten, demzufolge fließt der Bolzenkern vor. Durch das Abscheren in der Bolzenaußenzone wird in der Umformzone eine neue Außenzone für das Produkt erzeugt, d.h. die Bolzenoberfläche ist nicht identisch mit der Produktoberfläche.

Indirektes Strangpressen

Beim indirekten Strangpressen wird, wie auch beim direkten Strangpressen, zunächst der Bolzen aufgestaucht. Hierbei verschließt ein kurzer Verschlussstempel mit Pressscheibe den Aufnehmer von der einen Seite. Von der anderen Seite wird die Matrize in den Aufnehmer eingeführt, die sich gegen einen feststehenden Hohlstempel abstützt. Beim Pressen bewegen sich Bolzen und Aufnehmer gemeinsam, d.h. es kommt zu keiner Relativbewegung und dementsprechend auch zu keiner Reibung zwischen Block und Aufnehmerwand. Hierin ist der grundlegende Unterschied zum direktem Strangpressen zu sehen. Dieses Pressverfahren wird angewandt, wenn die beim direktem Strangpressen auftretende Reibungskraft die erforderliche Gesamtpresskraft so stark ansteigen lässt, dass das Verfahren eingeschränkt wird und/oder die Reibungsarbeit soviel Wärmemenge in das System einbringt, dass die Pressgeschwindigkeit und/oder die Produktgüte gemindert wird/werden [KAR95, SIE95].

Der verfahrenstypische Hohlstempel ist Nachteil des Verfahrens. Er begrenzt durch den Durchmesser seiner Bohrung den profilumschreibenden Kreis des Pressproduk-

tes. Der Außendurchmesser des Hohlstempels muss kleiner als der Innendurchmesser des Aufnehmers sein. Da der Hohlstempel beim Pressen durch die Presskraft als Reaktionskraft belastet wird, kann die Bohrung des Hohlstempels nicht beliebig groß gewählt werden, sondern richtet sich nach der zulässigen Beanspruchung des Hohlstempelwerkstoffes. Wie beim direktem Strangpressen unterscheidet man das Verfahren weiter nach Pressen mit bzw. ohne Schale bzw. Schmierung.

Beim indirekten Strangpressen staut sich das Umformgut vor der Matrize auf und bewegt sich nicht entlang der Matrizenstirnfläche. Es ergibt sich eine wenige Millimeter starke Pressgutschicht, die nicht in das Pressprodukt einfliest und als "tote Zone" bezeichnet wird. Über der toten Zone bildet sich die Umformzone aus (Abb. 2.4). Da zwischen Pressbolzen und Aufnehmer keine Reibung vorliegt, bilden sich keine weiteren Zonen aus. Beim indirekten Strangpressen ohne Schale fließt die Bolzenaußenzone über die Umformzone in die Produktaußenzone [SIE95].



Abb. 2.4: Prinzipielle Darstellung des Materialflusses beim indirektem Strangpressen [KAR95]

2.1.2 Reibrührschweißen

Reibung ist eine bekannte und effiziente Energiequelle, die seit geraumer Zeit industriell für das Schweißen bei verschiedenen Verfahren genutzt wird [NIC97]. Im Jahr 1991 wurde in England von Wayne Thomas ein neues Verfahren entwickelt, das Reibrührschweißen (eng: friction stir welding), das ebenfalls Reibung als Energiequelle nutzt [THO91].

Die Energiequelle des Reibrührschweißens, die Reibung, setzt eine Relativbewegung, Druck und eine definierte Einwirkungszeit voraus. Diese drei Parameter bilden das sogenannte Reibungsdreieck (eng.: friction triangle) [NIC98]. Anstatt die Relativbewegung zwischen den zu fügenden Teilen selbst zu erzeugen, wird ein rotierendes Werkzeug unter Druck zwischen die Teile eingebracht (Abb. 2.5).

Dieses spezifisch gestaltete zylindrische Werkzeug mit einem profilierten Pin, bestehen aus einem, im Vergleich zu dem zu verschweißenden Material, harten und verschleißfesten Werkstoff. Es wird rotierend in die Kanten der zu schweißenden Teilen hineingeführt.





Nach dem Eindringen des profilierten Pins fast bis zur gesamten Stärke des Werkstücks wird das Werkzeug entlang der Verbindungslinie (Schweißnaht) versetzt. Diese Bewegung ermöglicht es, dass die Werkzeugschulter leicht in das Werkstück eindringt. Durch die Rotation wird Reibungswärme in das zu schweißende Material eingebracht. Aufgrund der Temperaturerhöhung und der hohen erzeugten Kräfte setzt plastisches Fließen von der Vorderseite zur Rückseite des Werkzeugs im Material ein. Wenn das Material die Rückseite des Werkzeugs erreicht, kühlt es ab und erstarrt. Dabei entsteht, ohne makroskopische Verschmelzung, eine vollständige, porenfreie Schweißnaht.

Gegenüber konventionellen Schmelzschweißprozessen bietet das Reibrührschweißen eine Reihe von Vorteilen [DAL98, GOU98, GRA99, NIC98]. Sogar in langen Schweißnähten treten nur geringe Verzerrungen auf. Ermüdungs-, Zug- und Biegversuche [DAL98, GOU98] haben gezeigt, dass die Verbindung hervorragende mechanische Eigenschaften aufwiest. Das Verfahren kann in allen Positionen durchgeführt werden, es ist energieeffizient, das Werkzeug wird nicht verbraucht, es sind kein Fülldraht und kein Schutzgas erforderlich, um Aluminium zu schweißen. Beim Reibrührschweißen gibt es keine Gasentwicklung, keine makroskopische Porosität, keine Spritzer und nur eine geringe Schrumpfung. Weiterhin ist kein Schweißvorbereitungen, kleine Oxidschichten, können angenommen werden. Es ist kein Schleifen und Bürsten in der Massenfertigung erforderlich.

Das Reibrührschweißen besitzt Ähnlichkeiten zu anderen Schweißmethoden, wie z.B. dem Laserstrahl- und dem Elektronenstrahlschweißen. Bei allen drei Verfahren bildet sich ein Schweißloch, das während des Schweißprozesses geschlossen werden muss. Da beim Reibrührschweißen kein Aufschmelzen stattfindet und daher kein flüssiges Material zur Verfügung steht, muss das Material durch plastisches Fließen das Loch füllen. Die Auslegung des Schweißwerkzeuges und die richtige Auswahl des Werkzeugwerkstoffes sind für die Qualität der Schweißnaht von großer Bedeutung [NIC98, GOU98].

Das Rühren des Materials während des Schweißens und die Erhöhung der Temperatur um die Schweißnaht herum bewirken Veränderungen in den Werkstoffeigenschaften, wie z.B. Streckgrenze und Zugfestigkeit als Folge der Diffusion und der plastischen Verformung in der Fügeverbindung. Durch den Prozess entstehen nicht nur eine Rührzone und eine thermomechanisch beeinflusste Zone, sondern auch unmittelbar anschließend eine Wärmeeinflusszone, mit Unterschieden in den Werkstoffeigenschaften, wie z.B. Streckgrenze und Zugfestigkeit [GOU98, LI98, NIC98, RHO97, SAT99, YAN98] Die unterschiedlichen Zonen sind in Abb. 2.6 schematisch dargestellt.



Abb. 2.6: Schematische Darstellung der nach dem Reibrührschweißen typischen entstandenen Gefügebereiche [DAL98]

Um die Änderungen der Werkstoffeigenschaften zu minimieren, versucht man, die eingebrachte Wärme möglichst schnell aus dem Werkstück herauszuleiten. Dies wird durch eine Kühlung des Werkstücks z.B. durch Wasser erreicht. Tatsächlich gelang es bereits, den ganzen Prozess im Extremfall zu betreiben, nämlich unter Wasser [NIC98]. Andere Möglichkeiten, wie z.B. eine innere Kühlung des Pins, die nicht nur dazu beiträgt, die Werkstücktemperatur zu erniedrigen, sondern auch, die Lebensdauer des Werkzeuges zu erhöhen, werden auch erprobt bzw. angewendet. Diese Bestrebungen ermöglichten deutliche Verbesserungen der mechanischen Eigenschaften, wie der Zugfestigkeit im Vergleich zu den anderen, nicht gekühlten Blechen bei gleichen Schweißparametern [NIC98]. Eine andere Möglichkeit besteht darin, die in die Verbindung eingebrachte thermische Energie genauer zu steuern.

Obwohl das Reibrührschweißen selbst als relativ einfacher Prozess zu betreiben ist, sind die dabei wirkenden metallkundlichen Mechanismen komplex. Bemühungen, den Prozess zu modellieren [BJO98, FRI98, GOU98, MCC98, MUR99, LI99] sowie die mikrostrukturelle Entwicklung während des Schweißens zu charakterisieren [DAL98, GOU98, LI98, NIC98, RHO97, SAT99, YAN98] sind reichlich in der Literatur vorhanden. Sie können aber bisher die Komplexität des Prozesses nicht ausreichend berücksichtigen, so dass die Ergebnisse eher auf Einzelfälle bei bestimmten Versuchsparametern und Legierungen [LI99, MUR99] begrenzt sind.

Für die Prozessauslegung ist es wichtig, die kritischen Temperaturbereiche zu kontrollieren. Die Temperaturen auf der Blechoberfläche (besonders an den beiden Kanten) dürfen nicht die Schmelztemperatur des zu schweißenden Werkstoffs überschreiten. Dies würde zu einer Beeinträchtigung der Verbindungsqualität führen. Andererseits darf die Temperatur in dem zu rührenden (schweißenden) Bereich nicht zu niedrig sein, damit der Pin das Fügen realisieren kann. Die Wärmeerzeugung muss so eingestellt werden, dass ausreichend hohe Temperaturen in den zu schweißenden Bereichen, und zwar bis zur Wurzel des Bleches, erreicht werden, ohne dass es auf der Blechoberfläche zu Aufschmelzungen kommt. Die Wärmezufuhr kann durch die Schweißparameter Pin-Umdrehungsgeschwindigkeit, Vorschub und Werkzeugdurchmesser variiert und optimiert werden.

2.2 Mikrostrukturelle Veränderungen bei der Warmverformung

2.2.1 Metallkundliche Prozesse

Plastische Verformungen setzen Verfestigungsmechanismen in Gang. Die Verfestigung äußert sich darin, dass auch die kritische Spannung anwächst, d.h. die Verfestigung bewirkt eine Veränderung des elastischen Bereiches durch die vorausgegangene plastische Verformung des Werkstoffes. Bei der Kaltumformung steigt die Fließspannung infolge innerkristalliner Verfestigungsvorgänge mit zunehmendem Umformgrad an. Bei der Warmumformung verringert sich der Einfluss des Umformgrads mit steigender Umformtemperatur, da Verfestigungs- und Erholungsvorgänge parallel stattfinden. Die Entfestigungsvorgänge Kristallerholung und Rekristallisation sind zeitabhängig. Daher steigt die Fließspannung mit zunehmender Umformgeschwindigkeit an. Das Formänderungsvermögen der meisten metallischen Werkstoffe wird durch Erhöhung der Umformtemperatur ebenfalls erhöht und durch Zunahme der Umformgeschwindigkeit verringert. Daher erfordert die Warmumformung geringere Kräfte und ermöglicht größere Formänderung als die Kaltumformung. Bei der Kaltumformung muss bei großen Formänderungen, d.h. bei Erschöpfung des Formänderungsvermögens, zwischengeglüht werden. Plastisches Verhalten wird durch interkristalline Vorgänge erklärt:

- 1. Abgleiten von Kristallteilen in Gleitsystemen, bei Überschreitung kritischer Schubspannung.
- 2. Zwillingsbildung, nur bei Metallen und z. T. deren Legierungen mit niedriger Stapelfehlerenergie (Zink, Cadmium).
- 3. Korngrenzengleiten, d.h. Verformung auf der Ebene der Korngrenzen.

Bei der Gleitung werden Teile eines Kristalls sprunghaft in einem Zuge um viele Atomabstände gegeneinander verschoben, sobald die in der Verschiebungsebene wirkende Schubspannung einen kritischen Wert τ_c erreicht, d.h. sobald die Schubspannung groß genug ist, um die elastische Rückstellkraft zu überwinden. Der kritische Wert der Schubspannung τ_c ist vom Werkstoff und der Umformtemperatur abhängig. Zwei vollkommen fehlerfreie Netzebenen (Idealkristall) können nur starr aufeinander abgleiten, d.h. alle Atome müssen den Gleitsprung zugleich vollziehen. In einem Realkristall wird das Gleichgewicht der Gitterbaufehler durch das von äußeren Kräften hervorgerufene Spannungsfeld gestört. Bei Erreichen der kritischen Schubspannung τ_c kommt es zur Bewegung der Versetzungen. Da bei anliegender Spannung die Störung des Gleichgewichtes der Bindungskräfte erhalten bleibt, wandert die Versetzung weiter bis zum Kristallrand oder bis sie auf ein Hindernis stößt, z.B. eine Korngrenze oder eine Ausscheidung. Am Ende der Versetzungsbewegung hat nur eine Verschiebung um einen Atomabstand stattgefunden. Diese stufenweise Verschiebung ist energetisch viel günstiger als die Verschiebung des Kristallpakets auf einmal. Mit steigender Temperatur steigt die Zahl der im thermodynamisch befindlichen Leerstellen. Durch Anlagern von Leerstellen können Versetzungen eine Gleitebene verlassen. Dieses Klettern erfolgt wegen der höheren Leerstellendichte in erster Linie bei höheren Temperaturen (Kriechvorgang).

Die Verformbarkeit von Metallen ist eine anisotrope Eigenschaft, die Richtung der Abgleitung wird vom Kristallgitter und von der Kristallorientierung bestimmt. Die Bewegung von Versetzungen kann nicht auf allen Gitterebenen gleich leicht erfolgen. Es gleiten im Allgemeinen nur Gitterebenen dichtester Atompackung in Richtung der kürzesten Atomfolgen. Solche zum Gleiten geeigneten Gleiteben sind im hexagonalen Gitter (hex) nur die Basisebenen und im kubisch flächenzentrierten Gitter (kfz) die Oktaederebenen. Die angesprochenen Gleitebenen bilden mit den Gleitrichtungen ein so genanntes Gleitsystem. Im kfz Gitter z.B. bilden die {111}-Ebenen und die <101>-Richtungen zusammen ein Gleitsystem, es ergeben sich also 12 Gleitsysteme. Im kubisch raumzentrierten Gitter (krz) ist die Raumdiagonale als am dichtesten besetzte Richtung in sehr vielen Gitterebenen enthalten. In polykristallinen Werkstoffen erfolgt das Gleiten immer in mehreren Gleitsystemen gleichzeitig. Der Gleitvorgang beginnt in dem Gleitsystem, in dem zuerst die kritische Schubspannung erreicht wird. Die Anzahl der Gleitsysteme ist der Grund dafür, dass sich kubisch kristallisierte Metalle besser verformen lassen als solche mit hexagonalem Gitteraufbau. Weder die Gleitebene noch die Gleitrichtung sind durch den Lastangriff, z.B. durch das Aufbringen der kritischen Schubspannung, beeinflussbar, sondern lediglich durch die Struktur des Kristallgitters festgelegt.

Die physikalische Ursache der Verfestigung bei der Umformung bzw. der Entfestigung bei anschließender Wärmebehandlung sind die Versetzungen. Es gibt zwei verschiedene Ursachen des Festigkeitsverlustes, Erholung und Rekristallisation. Als Rekristallisation wird die vollständige Gefügeneubildung durch die Entstehung und Bewegung von Großwinkelkorngrenzen unter Beseitigung der Verformungsstruktur bezeichnet. Mit Kristallerholung wird die Umordnung und Ausheilung (Auslöschung) der Versetzungen bezeichnet [GOT98]. Prozesse, die während einer Warmverformung (T > 0,5 T_S) stattfinden, werden als dynamische Rekristallisation bzw. dynamische Erholung bezeichnet, Prozesse, die bei einer Wärmebehandlung im Anschluss an eine Kaltverformung stattfinden, werden als statische Rekristallisation bzw. statische Erholung bezeichnet. Die Fließspannung zur Auslösung der dynamischen Rekristallisation nimmt mit steigender Verformungstemperatur ab. Viele konzentrierte Legierungen sowie dispersionsgehärtete Werkstoffe rekristallisieren nicht dynamisch [GOT98].

Partikelverstärkte Aluminiumlegierungen weisen gegenüber den Matrixwerkstoffen erheblich höhere Steifigkeits- und Festigkeitswerte auf. Die Festigkeit der Teilchenverbunde beruht auf der Behinderung der Versetzungsbewegung durch die Teilchen. Die mechanischen und korrosiven Eigenschaften von aushärtbaren Aluminiumlegierungen werden durch ihre chemische Zusammensetzung und durch die bei der Kaltund Warmauslagerung ablaufende Ausscheidungskinetik bis zur Bildung der stabilen intermetallischen Phasen bestimmt. Vorraussetzung für die Auslagerung (Teilchenhärtung) ist ein Zwei- oder Mehrstoffsystem mit intermetallischer Phasenbildung, bei dem die Löslichkeit der Phase im festen Zustand abnimmt. Die Teilchenhärtung beruht auf zwei aufeinanderfolgenden Phasenumwandlungsvorgängen. Im ersten Phasenumwandlungsvorgang wird die Aluminiumlegierung im Einphasengebiet lösungsgeglüht d.h. die meist grob verteilte, intermetallische Phase wird aufgelöst. Durch Abschreckung aus dem Einphasengebiet wird die diffusionsgesteuerte Bildung der stabilen Phase unterdrückt, es liegt ein übersättigter Mischkristall vor. Den zweiten Phasenumwandlungsvorgang stellt die Auslagerung da. Die Kaltauslagerung wird bei Raumtemperatur, die Warmauslagerung je nach Legierungssystem verschieden bei erhöhten Temperaturen im Zweiphasengebiet vorgenommen. Beginnend mit der Keimbildung wachsen Teilchen aus dem übersättigtem Mischkristall. Das Gefüge der

Legierung verändert sich in Richtung des thermodynamisches Gleichgewicht. Im ersten Stadium der Ausscheidung werden kohärente clusterförmige Ansammlungen der Legierungselemente gebildet. Bei der weiteren Auslagerung entstehen plattenförmige Teilchen, deren Fläche und Kante kohärent mit dem Matrixgitter sind, die GP-Zonen (Guinier-Preston-Zonen). Je nach geometrischer Ausdehnung werden GP1- und GP2-Zonen unterschieden. Die GP1-Zonen umfassen eine Atomlage, die GP2-Zonen umfassen mehrere Atomlagen. Bei der weiteren Auslagerung lösen sich einige GP-Zonen auf, andere wachsen. Es bilden sich metastabile teilkohärente Ausscheidungen, deren Fläche noch kohärent mit der Matrix, aber deren Kanten inkohärent zur Matrix sind. Bei weiterem Wachstum bildet sich als thermodynamisches Gleichgewicht bevorzugt an den Korngrenzen die stabile Phase der intermetallischen Verbindung. Der angestrebte teilchengehärtete Zustand der Legierung ist ein metastabiler Zustand, d.h. kein thermodynamisches Gleichgewicht [ZSC96].

Durch Zulegieren von zwei Legierungsmetallen in geeigneter Kombination wird die Löslichkeitslinie verändert. So bildet sich beim Zulegieren von Magnesium und Silizium bevorzugt die intermetallische Phase Mg₂Si. Anders als in den binären Systemen Al-Mg und Al-Si kommt es bei geeigneter Wärmebehandlung zu einer ausgeprägten Teilchenhärtung.

In den in dieser Arbeit untersuchten Aluminiumlegierungen vom Typ Al-Mg-Si-Cu existieren eine Reihe stabiler intermetallischer Phasen, mit kohärenten und teilkohärenten Zwischenstadien (Tabelle 2.1) [ZSC96].

System	kohärente geordnete Bereiche	Metastabile Ausschei- dung	stabile Ausscheidung		
Al-Cu	GP1, GP2	θ´ (Al₂Cu)	θ (Al ₂ Cu)		
	GP1, GP2,	θ΄ (Al ₂ Cu)	θ (Al ₂ Cu)		
AI-Cu-Ivig	GPB	S´ (Al₂CuMg)	S (Al2CuMg)		
Al-Mg-Si	GP	β ´ (Mg ₂ Si)	β' (Mg ₂ Si)		

Tabelle 2.1: Ausscheidungskinetik in aushärtbaren Aluminiumlegierungen [ZSC96]

Neben den in Tabelle 2.1 aufgeführten sekundären Ausscheidungen können im Werkstoff 6013 auch Primärausscheidungen vom Typ $AI_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ mit einer Ausdehnung von bis zu 10 µm und $AI_9(Fe,Mn)_2Si_2$ mit einer Ausdehnung von 0,1 µm bis 0,2 µm vorliegen [ZSC96].

2.2.2 Texturen

Definition, Entstehung und Darstellung von Textur

Durch starke plastische Verformungen entsteht eine Richtungsabhängigkeit der Eigenschaften des verformten Werkstückes. Ursache hierfür ist die räumlich periodische Anordnung der Atome in einem Kristall, die eine Richtungsabhängigkeit (Anisotropie) der Kristalleigenschaften bedingt. Die makroskopischen Eigenschaften eines polykristallinen Werkstoffes ergeben sich aus der Summe der Eigenschaften der einzelnen Kristallite entsprechend der Häufigkeitsverteilung der Orientierungen. Die Textur ist eine statistische Größe, welche die Häufigkeitsverteilung (kristallographische Orientierungsverteilung) der Kristallite in polykristallinen Werkstoffen beschreibt [BUN69]. Kristallitform und Kristallitgröße werden hierbei nicht berücksichtigt. Besitzen alle Kristallite die gleiche Orientierung, so entspricht die Anisotropie des Vielkristalls exakt der des Einkristalls. Im Falle einer regellosen Textur, bei der alle Orientierungen gleich häufig vorhanden sind, können sich die individuellen Anisotropien ausmitteln, so dass die makroskopische Anisotropie verschwindet. Der polykristalline Werkstoff verhält sich quasiisotrop, obwohl jeder Kristallit für sich ein anisotropes Verhalten zeigt [BUN79, HEL95].

Metalle weisen eine Vielzahl anisotroper, d.h. von der Kristallrichtung abhängiger physikalischer und chemischer Eigenschaften auf. Anisotrope Eigenschaften sind beispielsweise Elastizitätsmodul, Härte, Festigkeit und Spaltbarkeit, thermische Ausdehnung und Leitfähigkeit, Magnetisierung und Korrosionsbeständigkeit [HEL95].

Sehr viele natürliche und technische Prozesse verändern die kristallographische Textur [WAS62, BUN85]. Ausgeprägte kristallographische Texturen können zu unerwünschten richtungsabhängigen Eigenschaften führen, z.B. Zipfelbildung beim Tiefziehen [WAS62, BUN85]. Technologisch bedeutsam ist die sogenannte Texturverfestigung, die eigentlich keine Verfestigung ist, sondern eine Umverteilung der Festigkeitseigenschaften, so dass in der Anwendungsrichtung eine besonders hohe Festigkeit auftritt, wobei die unbeanspruchte Richtung geschwächt wird [BUN69]. Beispielsweise zeigten Untersuchungen an der intermetallischen Verbindung Fe-40AI mit einer starken <111>-Fasertextur, die durch Strangpressen erzeugt wurde, eine Erhöhung des E-Moduls um ca. 25% in der Richtung parallel zur Pressrichtung [SEF95]. Ähnlich hohe Zunahmen wurden in [BOW90] für eine Al-Li Legierung beschrieben.

Die Texturen können entsprechend ihrer Herkunft in Verformungs-, Phasenumwandlungs-, Kristallisations- und Rekristallisationstexturen unterteilt werden [WAS62]. Die Art der Umformtexturen, als Spezialfall der Verformungstextur, hängt wesentlich vom Umformprozess (z.B. Walzen, Strangpressen) und dessen Prozessparametern (z.B. Umformgrad, Umformgeschwindigkeit) sowie dem Werkstoff (z.B. Kristallstruktur, Ausscheidungszustand) ab. Je nach Werkstofffluss im Umformprozess entstehen einachsige (rotationssymmetrische) Texturen (z.B. beim Ziehen, Stauchen, einsträngigen Strangpressen runder Vollprofile), zweiachsige (ebene) Texturen (z.B. beim Walzen relativ breiter oder dünner Bleche) oder dreiachsige Texturen (z.B. bei der Scherung, der Torsion dickwandiger Querschnitte und dem Walzen hoher Profile).

Zur Beschreibung der Orientierung eines Kristallits im polykristallinen Werkstoff werden kartesische Rechtskoordinatensysteme, an der Probe ein Probenkoordinatensystem (P) und ein der Kristallsymmetrie entsprechendes Kristallitkoordinatensystem (K) festgelegt. Das Probenkoordinatensystem (P) wird, wenn bekannt, an die Prozessgeometrie angepasst. Im Falle kubischer Kristallsymmetrie werden üblicherweise die <100> Würfelkantenrichtungen als Einheitsvektoren des Kristallitkoordinatensystems (K) gewählt. Im Abb. 2.7 sind geeignete Koordinatensysteme zur Beschreibung der Textur am Beispiel der Walzverformung kubischer Metalle dargestellt [ARI00].



Abb. 2.7: Koordinatensysteme zur Beschreibung einer Walztextur [ARI00]

Die traditionelle Darstellung von Einzelorientierungen einer bestimmten Netzebenenart {hkl}, ist die zweidimensionale Polfigur. In der Polfigur werden die Flächennormalen der Gitterebenen bezüglich eines festen Probenkoordinatensystems in eine stereographische Projektion der Lagenkugel eingetragen [WAS62]. Eine weitere, ebenfalls zweidimensionale Darstellung der Textur liefert die inverse Polfigur. Im Gegensatz zur Polfigur sind in der inversen Polfigur die Lagen aller Kristallite in Bezug auf ausgezeichnete Probenrichtungen (z.B. Walz-, Quer- und Normalrichtung einer Walzprobe oder Zugrichtung einer Zugprobe) dargestellt. Im Falle kubischer Kristallsymmetrie und ein- bzw. zweiachsiger Belastung können alle Kristallitrichtungen durch ihre kristallographisch äquivalente Richtung im sogenannten Standarddreieck ersetzt werden. Im Falle von Texturen, bei denen eine oder mehrere Orientierungen besonders stark vertreten sind, werden diese als ideale Lagen (Vorzugsorientierung) bezeichnet und häufig durch die Angabe der Miller-Indizes (uvw)[hkl] gekennzeichnet, wobei (uvw) für die Ebene und [hkl] für die Richtung steht.

Einige wichtige bzw. häufige Vorzugsorientierungen sind historisch bedingt mit Namen versehen [BOW90]:

- {110}<001> Würfellage oder C-Lage (engl. cube), oder G-Lage (Gosslage)
- {110}<112> Messinglage oder Bs-Lage (engl. brass)
- {112}<111> Kupferlage oder auch Cu-Lage
- {123}<634> S-Lage
- {4411}<81111> T-Lage (Taylorlage)

Die so genannten Fasertexturen <uvw> geben die Richtung einer bevorzugten Kristallitorientierung an, um die eine freie Drehung der Kristallite möglich ist (Abb. 2.8).



Abb. 2.8: Fasertextur [WAS62]

In der Polfigur sind Fasertexturen durch konzentrische Kreise (Polfigur in Richtung der Faserachse) oder Kreisbögen (senkrechte Projektion dazu) erkennbar. In der inversen Polfigur der Kristallrichtung, die in Faserachse dominant ist, ist die Kristallorientierung in Richtung der Faserachse durch (innerhalb einer gewissen Winkeltoleranz) identische Punkte gekennzeichnet. Das Problem der zweidimensionalen Darstellung zur Beschreibung der Textur liegt darin, dass Kristallorientierungen, die durch Rotation um eine entsprechende Netzebenennormale auseinander hervorgehen, nicht unterscheidbar wiedergegeben werden können. Die wahre Häufigkeit des Auftretens der zugehörigen Orientierung kann nicht dargestellt werden. Auch die Ermittlung bzw. Darstellung mehrerer Polfiguren zu verschiedenen Netzebenennormalen parallel zu Probennormalen bringen nicht mehr Information, da der unbekannte Drehwinkel nicht unmittelbar abgelesen werden kann [HEL95].

Die Orientierung eines einzelnen Kristalliten im polykristallinen Werkstoff wird in definierter Weise durch Drehungen beschreiben, die das probenfeste Koordinatensystem (P) in das jeweilige kristallfeste System (K) überführen [BUN69, HEL95]. Eine Drehung wird dabei in drei auszuführende Teildrehungen um körperfeste Achsen zerlegt.

Nach [BUN69] werden üblicherweise die drei so genannten Eulerwinkel φ_1 , Φ und φ_2 zur Angabe der Orientierung verwendet. Dabei wird das Koordinatensystem (Abb. 2.9) zunächst um die Achse P₁ um den Winkel φ_1 gedreht, dann um die neue Achse P₁um Φ und schließlich noch einmal um die Achse P₃ um den Winkel φ_2 . Die beiden Drehwinkel φ_1 und φ_2 um die alte und neu Achse P₃ können dabei Werte von 0 bis 2π annehmen, während der Winkel Φ , den die beiden P₃-Achsen miteinander bilden, zwischen 0 und π liegt.



Abb. 2.9: Zur Definition der Euler Winkel φ_1 , Φ und φ_2 nach [BUN69]

Der Übergang von den Eigenschaften eines Einkristalls zu den globalen Eigenschaften des Vielkristalls erfolgt durch einen Mittelungsprozess entsprechend der Wahrscheinlichkeit des Auftretens von Orientierungen der einzelnen Kristallite mit ihrem Volumenanteil im Vielkristall. Dieser Mittelungsprozess erfolgt mit Hilfe der Orientierungsverteilungsfunktion (engl.: Orientation Distribution Function) ODF, deren Variablen beispielsweise φ_1 , Φ und φ_2 sein können, als Gewichtsfunktion.

Die einzige vollständige Möglichkeit der quantitativen Texturbeschreibung ist durch die dreidimensionale ODF gegeben. Diese Funktion f(g) ist definiert durch:

$$f(g) = \frac{dV/V}{dg}$$
(2.7)

und gibt die Orientierungsfunktion des Volumens an.

Dabei bezeichnet dV die Gesamtheit aller Volumenanteile der Probe, die eine Orientierung $g(\varphi_1, \Phi und \varphi_2)$ innerhalb des Orientierungselement dg besitzen, V das gesamte Volumen der Probe.

Durch die im Allgemeinen verwendete Definition des Orientierungselements dg (2.8) wird die Intensität der regellosen Textur auf f(g)=1 normiert.

$$dg = \frac{1}{8\pi^2} \sin \Phi \cdot d\phi_1 \, d\Phi \, d\phi_2 \tag{2.8}$$

Die dreidimensionale ODF wird im Eulerraum H (0° $\leq \varphi_1, \varphi_2 \leq 360^\circ$; 0 $\leq \Phi \leq 180^\circ$) anhand von Iso-Intensitätslinien (Höhenlinien) in äquidistanten Schritten senkrecht zu einer der drei orthogonalen Koordinatenachsen $\varphi_1, \Phi, \varphi_2$ des Eulerraumes dargestellt. Im Falle kubischer Kristallsymmetrie und orthorhombischer Probensymmetrie erfolgt die Darstellung im so genannten reduzierten Eulerraum H_0 (0° $\leq \varphi_1, \Phi, \varphi_2 \leq 90^\circ$).

Zur Auswertung der Texturen kubischer Kristallite sind die Darstellungen in Form von φ_1 - und φ_2 -Schnitten (d φ_1 bzw. d φ_2 = const.) besonders geeignet [HÖL94]. In Abb. 2.10 sind in den Schnitten des Eulerraums bei φ_2 = 0° und φ_2 = 45° als Beispiel eine Fasertextur und die Ideallagen dargestellt.



Abb. 2.10: Fasertextur und die Ideallagen dargestellt in den Schnitten des Eulerraums bei φ_2 = 0° und φ_2 =45° [BOW90]

Die Auftragung der ODF in rechtwinkligen Koordinaten bringt allerdings eine erhebliche Verzerrung des sphärischen Raumes mit sich. Eine übersichtlichere Möglichkeit zur speziellen Darstellung von Fasertexturen bieten die in diesem Fall zweidimensionalen Skelett-Diagramme, in denen die Intensität entlang bestimmter Fasern als Funktion eines der drei Eulerwinkel aufgetragen wird [HIR84, HÖL94].

Die ODF ist nicht direkt messbar, lässt sich jedoch auf mehrere Arten bestimmen. Als in der Vergangenheit genutzte, sehr zeitaufwändige Verfahren seien hier das Ätzgrübchenverfahren, die Gleitlinienbestimmung, röntgenographische Laue-Fotografien und optische Messungen genannt [z.B. DUN59, LÜC64, WEN72].

Seit einiger Zeit werden zur experimentellen Texturanalyse hauptsächlich Beugungsverfahren, wie z.B. die Elektronen-, die Röntgen- und die Neutronenbeugung, verwendet [z.B. CUL67, SWA87].

Die Elektronenbeugung in der Texturanalyse mittels elektronenmikroskopischer Einzelorientierungsmessung ermöglicht die Ermittlung von ODF bzw. Polfiguren in kleinen Bereichen. Zur Darstellung der Orientierungsverteilung einzelner Kristallite werden Punktdiagramme in der Feinbereichsbeugung oder Kikuchi-Diagramme mit dem TEM erstellt. Die Kornorientierung an der Oberfläche massiver Proben wird mit dem REM aus Reflektions-Kikuchi-Diagrammen oder aus Channelling-Diagrammen durchgeführt [SWA91]. Transmissionselektronische Texturanalysen werden im Wesentlichen zur Untersuchung stark lokalisierter Phänomene verwendet (Nanometerbereich). Es werden durchstrahlbar dünne Proben benötigt. Durch Messungen im Rasterelektronenmikroskop sind demgegenüber deutlich größere Werkstoffbereiche (µm-Bereich) zugänglich, in denen die Kornorientierungen dargestellt werden können [SWA90, SWA91]. Diese Methoden haben insbesondere im Bereich der Untersuchung von Rekristallisationsprozessen vielfältige Anwendung gefunden. Es können Texturverteilungen an irregulär geformten Proben ohne spezielle Präparation untersucht werden [WEH94]. Bei der Texturmessung mit Elektronenmikroskopen kann zusätzlich das Mikrogefüge des untersuchten Probenbereichs abgebildet werden [WEH94].

Die röntgenographischen Verfahren erlauben es, die Orientierungsverteilung an der Oberfläche einer Probe zu ermitteln. Deutlich größere Probenbereiche werden bei der Verwendung der Neutronenbeugung erfasst, die aufgrund der hohen Eindringtiefe der Neutronenstrahlen die Bestimmung der Textur des Werkstoffs in einem vorgegebenen Messvolumen ermöglicht. Daher eignet sich die Neutronenbeugung für die Untersuchung großvolumiger Proben, um grobkörniges Material zu untersuchen und um Mehrphasensysteme zu beschreiben [BRO94, BRO96, BRO98].

Als quantitative Beschreibung der Größe bzw. Stärke einer Textur wird der sogenannte Texturindex J(g),

$$J(g) = \oint (f(g))^2 dg$$
(2.9)

der als Integral über das Quadrat der Orientierungsverteilungsfunktion definiert ist, verwendet [BUN69].

Texturanalysen

Werden kristalline Materialien mit Röntgenstrahlung beleuchtet, wirken die regelmäßig angeordneten Atome als Strahlzentren, welche Elementarwellen aussenden. Es treten Interferenzerscheinungen auf, die sich als Beugungsmaxima, sogenannte "Reflexen", darstellen. Die Bedingung für konstruktive Interferenz wird durch die Braggschen Gleichung beschrieben [BRA13].

$$n\lambda = 2d^{hkl}\sin\theta^{hkl}$$
 (2.10)

Demnach tritt ein Reflex unter dem Winkel θ^{hkl} auf, wenn ein ganzzahliges Vielfaches *n* einer monochromatischen Strahlung der Wellenlänge λ auf eine Netzebenenschar mit den Millerschen Indizes *hkl* und dem Netzebenenabstand d^{hkl} fällt. Die Intensität ist proportional zur Anzahl der reflektierenden Ebenen. Bei der experimentellen Texturanalyse mit monochromatischer Strahlung werden die Reflexintensitäten für diskrete Punkte im Laborsystem in äquidistanten Schritten auf der Lagenkugel bestimmt. Durch geeignete Probendrehung um den Azimutwinkel φ und den Inklinationswinkel ψ (Abb. 2.11) kann der gesamte Raumwinkelbereich (Pol-kugel) erfasst werden.



Abb. 2.11: Proben- und Laborkoordinatensystem

Für die Bestimmung der Textur sollte die Intensität über einen möglichst großen Bereich der Lagenkugel erfasst werden. Wegen des Friedel'schen Gesetzes, wonach die Intensität des gebeugten Strahls für positive und negative Messrichtung gleich ist, muss nur der halbe Winkelraum abgetastet werden [HEL95]. Experimentelle Einschränkungen führen in der Regel aber zu kleineren Messbereichen, man spricht dann von unvollständigen Polfiguren. Die Abtastung der gesamte Lagenkugel ist nur bei Kombination von Messung im Reflektions- und Transmissionsmodus, z.B. durch Verwendung von Neutronen- oder Synchrotronstrahlung, möglich [CUL67, SWA87]. Die Darstellung der Intensitäten erfolgt in Polfiguren einzeln gemessener Reflexe. Eine Polfigur ist proportional zum Volumenanteil aller Kristallite, deren Kristallrichtung parallel dem Probenvektor ist.

Die ODF ist nicht direkt messbar, sondern wird aus den experimentell bestimmten Polfiguren, den Integralen über diese Funktion, berechnet. Eine Berechnungsmethode ist die Reihenentwicklung der ODF nach verallgemeinerten und je nach Probenund Kristallsymmetrie unterschiedlich symmetrisierten Kugelflächenfunktionen [BUN69, BUN74, BUN79]. Für Winkelbereiche, in denen keine Messwerte vorliegen, werden Werte aus dem Messbereich verwendet, die aufgrund der Symmetrieeigenschaften des Kristallgitters gleich sein müssen. Bei Vorliegen mehrer Polfigurdaten ergibt sich ein lineares Gleichungssystem, aus dem die Reihenentwicklungskoeffizienten bestimmt werden, welche die ODF an den Wertebereich annähren. Für die Berechnung der ODF müssen im Falle kubischer Kristallsymmetrie mindestens drei gemessene Polfiguren unabhängiger Reflexe herangezogen werden. Damit ist die ODF bestimmt und es lassen sich vollständige Polfiguren berechnen.

Im Gegensatz zur Texturanalyse mit winkeldispersiver Anordnung, bei der Verwendung monochromatischer Strahlung, wird bei der Texturanalyse mit energiedispersiver Anordnung, zur Erzeugung der Beugungsdiagramme der Proben Röntgenstrahlung mit einer kontinuierlichen Energieverteilung (weiße Strahlung) verwendet. Das Beugungsdiagramm der Probe wird unter einem beliebigen, aber feststehenden Beugungswinkel 2θ mit einem energiedispersiven Detektor registriert. Aufgrund des großen Energieintervalls, das bei der Verwendung weißer, hochenergetischer Synchrotronstrahlung zur Verfügung steht, können die Intensitäten *I* simultan an mehreren Reflexen analysiert werden. Die Werte der Intensitäten werden mit Werten von Intensitäten *I_r*, die an Pulver desselben Materials bestimmt werden, verglichen. Zur weiteren Bestimmung muss eine Absorptionskorrektur durchgeführt werden. Bei Fasertexturen in axialer Richtung kann die Stärke der Textur *p*_{hkl} auf diese Art bestimmt werden.

Die Werte für die Orientierungsverteilungsfunktion können nach [GER76] wie folgt bestimmt werden. Die Integralintensität unter Verwendung der energiedispersiven Methode ist gegeben durch:

$$I_{hkl} = K \cdot [i_{0(E)} E^{-2} j |F|^2 A_{(E,\theta,\phi,\psi)} p_{\alpha,\beta}]_{hkl}$$
(2.11)

mit K = zusammengefasste Natur- und Geometriekonstanten, F = Strukturfaktor, j = Multiplikationsfaktor, A = Absorptionsfaktor, E = Energie, Θ_0 = Strahldivergenz

Das Verhältnis der vergleichenden Intensität, korrigiert mit den Absorptionskoeffizienten, wird mit x_{hkl} bezeichnet, wobei A den Absorptionsfaktor der Probe und A_r den Absorptionsfaktor des Referenzpulvers bezeichnet.

$$\mathbf{X}_{hkl} = \left(\frac{\mathbf{I}}{\mathbf{I}_{r}} \cdot \frac{\mathbf{A}_{r}}{\mathbf{A}}\right)_{hkl}$$
(2.12)

Der Absorptionsfaktor ist von dem Messvolumen *V*, dem linearen Absorptionskoeffizienten μ sowie den Strahlwegen des einfallenden x_m- und des ausfallenden y_m-Strahls abhängig und wird nach (2.3) berechnet. Die Ermittlung der Strahlwege für zylindrische Proben ist in [GEN96] detailliert beschrieben.

$$A = \frac{1}{V} \int 1^{-\mu(x_m + y_m)} dV$$
 (2.13)

Die Orientierungsverteilungsfunktion für eine bestimmte Gruppe von Gitterebenen {hkl} ist gegeben durch:
$$\frac{1}{2\pi} \iint p_{hkl(\alpha,\beta)} d\Omega = 1 \qquad h, k, l, = const.$$
 (2.14)

Unter Beachtung der Normalisierungsbedingung,

$$\frac{1}{n}\sum_{hkl}p_{hkl(\alpha,\beta)} \cong 1 \qquad \qquad \alpha,\beta = \text{const.} \tag{2.15}$$

in der *n* der Anzahl ausgewerteter p_{hkl} -Werte entspricht, können die p_{hkl} -Werte, die parallel zum Streuvektor liegen, bestimmt werden.

$$p_{hkl} = x_{hkl} \frac{n}{\sum_{h'k''} x_{h'k''}}$$
(2.16)

Die p_{hkl}-Werte können in eine inverse Polfigur eingetragen werden.

Texturentwicklungen

Sind Abgleitrichtung und Belastungsrichtung unterschiedlich, so erfahren die Kristallite aufgrund des dadurch entstehenden zusätzlichen Drehmomentes eine Drehung, d.h. Veränderung der Kristallitorientierungen, der Textur im Werkstoff. Die Textur eines Werkstoffes wird neben Struktur und Stapelfehlerenergie z.B. auch von der Art der Umformung und der Umformtemperatur bestimmt. Die Stapelfehlerenergie und damit die Fähigkeit zum Quergleiten ist für unterschiedliche kfz-Metalle unterschiedlich hoch. Bei Metallen mit einer hohen Stapelfehlerenergie wie dem Aluminium überwiegt die <111>-Faser [AHL65a, AHL65b, AHL66, BAR66].

In der Literatur wird für Aluminium und seine Legierungen nach dem Strangpressen oft eine Kombination von <111>- und <100>-Faser, mit unterschiedlich starken Komponenten der jeweiligen Orientierungen, beschrieben [WAS62, BER81, GER94a]. Häufig wird die Presstemperatur als maßgebliche Größe für die Anteile der Faserkomponenten angegeben. Die <111>-Faser überwiegt, wenn die Presstemperatur und die Pressgeschwindigkeit niedrig liegen [BAU79, DIE66, GER94b, UNC40, VIV96]. In [WIT73] wird beschreiben, dass die Schärfe der <111>-Textur mit dem Umformgrad steigt und in [ADA84] wird am Beispiel von PM-Aluminiumwerkstoffen beschrieben, dass der Anteil der <111>-Faser mit steigendem Umformverhältnis zunimmt. Die Zunahme der <100>-Komponete mit steigender Temperatur oder Geschwindigkeit gab Anlass zu der Vermutung, dass dieses im Wesentlichen auf Rekristallisation zurückzuführen ist [BAU79, HÜH98]. Eine <100>-Textur ist typisch für rekristallisierte Aluminiumwerkstoffe [SAM98]. In Reinaluminium steigt der Anteil der <100>-Komponente mit dem Reinheitsgrad an [WAS62]. Die Legierungselemente und der Ausscheidungszustand beeinflussen die Textur insofern, dass sie das Gefüge verändern. Durch die Zugabe von Mangan wird die Rekristallisation gehemmt und die <111>-Faser überwiegt gegenüber der <100>-Komponente [BAU79]. Geringe Zusätze von Titan und Bor, die in vielen Legierungen zur Kornfeinung zugegeben werden, nehmen keinen Einfluss auf die Textur der Pressprodukte [LÖF95].

Untersuchungen an stranggepressten, partikelverstärkten Aluminiumlegierungen (MMCs) haben gezeigt, dass heterogene Bestandteile, insbesondere harte, schlechtverformbare Partikel (kf^{Matrix} < kf^{Additiv} [BER78]) einen Einfluss auf die Ausbildung und die Stärke von Verformungstextur und Rekristallisationstextur haben [BER78, GRO98, GRO99, WAS78, HUM90, POU95, POU96]. Als Konsequenz werden sowohl die Mikrostruktur als auch die Textur beeinflusst [WAS78]. In [GRO98] wurde an der Aluminiummatrix ein starke <111>-Fasertextur mit schwächeren <100>-Anteilen nachgewiesen. An den intermetallischen Phasen wurde keine Textur festgestellt. In [BAU79] wird dies für Aluminium mit hohen Mg₂Si Anteil beschrieben. Bei sehr hohen prozentualen Anteilen der heterogenen Bestandteile ergeben sich regellose Texturen [MER65], da die harten Teilchen den plastischen Fluss der Aluminiummatrix stören [GRO99]. Untersuchungen [WAS78] an Aluminium, verstärkt mit 5 µm großen Al₂O₃ Partikeln, zeigen, dass der steigende Gehalt der Partikel die Ursache für die Reduzierung der <111>-Faser und der <100>-Faser sind. In [BER81] wird der Einfluss des Teilchenabstandes untersucht. Je geringer der Teilchenabstand, um so schwächer ist die Ausbildung der Verformungstextur, bei ausreichend hoher Teilchendichte (in diesem Fall α -Al₂O₃) unterbleibt die Texturausbildung vollständig. Des Weiteren begünstigt ein kleiner Teilchenabstand die Rekristallisationstextur. In [SHA91] wird gezeigt, dass bei Aluminium, welches mit Al₂O₃ verstärkt ist, die Textur bei kugeligen Partikeln stärker ist als bei Partikeln mit regelloser Form. Weiterhin wird beschrieben [SHA91], dass die Stärke der Textur zunimmt, wenn der Teilchendurchmesser abnimmt. Kleinere Mg₂Si Partikel üben mehr Einfluss auf die Textur, insbesondere auf die <100>-Faser, aus als gröbere Al₂Cu Partikel [POU95].

Mit Siliziumcarbid (SiC) verstärkte Aluminiummatrix-Verbundwerkstoffe (MMCs) wurden unter anderem hinsichtlich der Texturentwicklung nach Kalt- sowie nach Warmumformung untersucht [HUM90, JEN91, POU95, POU96]. Ebenso wurde die Texturentwicklung nach einer anschließenden Rekristallisationsglühung untersucht. [HUM77, HUM90, POU95]. In [POU95] wird gezeigt, dass sich, beim Strangpressen von siliziumcarbidverstärktem Aluminiummatrix-Verbundwerkstoff, die Anteile der <111>- und <100>-Komponenten der Matrix mit den Prozentsätzen des SiC-Anteils ändern. Bei geringen Prozentsätzen (SiC \leq 5%) ist die Textur schärfer als in der unverstärkten Aluminiumlegierung, mit steigendem SiC-Gehalt (\geq 5%) nimmt die Intensität der Textur ab. Bei SiC-Gehalten oberhalb von 10% verhält sich die Aluminiummatrix nahezu isotrop [POU95, POU96]. Eine Textur in der SiC-Phase des stranggepressten Verbundwerkstoffes wurde nicht festgestellt [POU95]. In [JEN91] wird gezeigt, dass sich der Anteil der <111>-Komponente mit zunehmendem SiC-Anteil stark verringert. Bei großen Teilchen mit einem Durchmesser von 3 µm ist der Effekt größer als bei Teilchen mit einem Durchmesser von 0,5 µm. Eine Variation der Strangpresstemperatur zeigt dabei nahezu keinen Unterschied. Weitergehend [POU96] wird ausgeführt, dass sowohl beim unverstärkten Aluminiumwerkstoff wie auch beim siliziumcarbidverstärkten Aluminiumwerkstoff durch eine Wärmebehand-lung zur Rekristallisation der Anteil der <111>-Komponente stark zunimmt. Der Prozentsatz des SiC hat dabei keinen Einfluss.

Bei Al-Cu Verbundwerkstoffen wurden im Aluminium und im Kupfer nach dem Kaltstrangpressen stärkere <111>/<100>-Doppelfasertextur nachgewiesen als nach dem Warmstrangpressen [GER94a, GER94b].

In [UAN97a, UAN97b, UAN00] wurde eine stranggepresste, eutektische Al-Al₃Ni Legierung mit <111>-Fasertextur superplastisch verformt. Die <111>-Fasertextur blieb dabei erhalten. Als Besonderheit wird hervorgehoben, dass es nach der Rekristallisation nicht zu einem <100>-Anteil und damit zu einer <111>/<100>-Doppelfasertextur kam, sondern eine reine <111>-Fasertextur erhalten bleibt.

Texturanalysen über die Länge des Pressproduktes zeigen, dass am Ende des Produktes die <100>-Komponente überwiegt, da die Temperaturen während des Pressens, ebenso wie bei einer Geschwindigkeitserhöhung, steigen [UNC40, BAU79]. Andere Untersuchungen [VAT97] zeigen einen ziemlich gleichmäßigen Verlauf der Textur über die Länge der Profile.

Es werden Unterschiede in der Texturausbildung zwischen Kern und oberflächennahem Bereich beschrieben [BAU79, BAU81a, BAU81b, DIE66, LEE83, WAS62]. Im Gegensatz zu der im Kern vorhandenen <111>/<100>-Doppelfasertextur werden im oberflächennahen Bereich unterschiedliche Lagen beschrieben, zum Teil Fasertexturen, deren Achsen nicht in Pressrichtung liegen [GRE63, GRE66, DIE66, BAU79]. Weitergehend wird in [BAU79, BAU81a, BAU81b] der Einfluss der Profilgeometrie auf die Texturen im Kern- und im Randbereich untersucht. Es wird gezeigt, dass neben dem Verformungsgrad die Fließgeometrie einen Einfluss auf die Art der Textur, vor allem im oberflächennahen Bereich, hat. Es werden für die verschiedenen Profilformen unterschiedliche Lagen aufgeführt. In [LEE83, VAT97] wird beschrieben, dass die im Kern vorhandene <111>/<100>-Doppelfasertextur im oberflächennahen Bereich signifikant gedreht wird und sich eine $\{110\}_{RD} < 335 >_{AD}$, d.h. eine Komponente mit <110>-Achse in radialer Richtung und eine Komponente mit <335>-Achse in axialer Richtung, bildet. Diese Textur ähnelt der typischen Aluminiumtextur

<011>{211}, die durch Walzen erzeugt wird. Auf halbem Weg vom Kern zur Oberfläche wurden in [VAT97] Bereiche mit schwacher <100>-Faser lokalisiert.

In [AUK94, DRI00] werden die Unterschiede der Texturen im Kern und der Oberfläche an {111}-Polfiguren, die experimentell bestimmt und mit Taylormodellen simulierten wurden, beschrieben. In der Nähe der Oberfläche dreht die Faser, die im Kern vorherrscht, in eine der Cu-Lagen ähnliche {113}<332> Lage. Der Grad der Drehung steigt dabei von der Mitte der Strecke "Kern-Oberfläche" an. Der Anteil dieser Lage beträgt im oberflächennahen Bereich 30-40 % [DRI00]. Die Oberflächentextur wird durch die Reibung zwischen Bolzen und Aufnehmer [MÖL75] bzw. durch die totale Abscherung im oberflächennahen Bereich [VAT97] erzeugt. Im Gegensatz dazu wird in [BAU79] eine gute Übereinstimmung in der Textur indirekt und direkt gepresster Profile beschrieben. Das weist darauf hin, dass die Reibung zwischen Bolzen und Aufnehmer beim direktem Strangpressen keinen Einfluss auf die Texturausbildung im Kern nimmt. Dies wird damit erklärt, dass die Oberfläche des Bolzens beim direkten Strangpressen im Pressrest und den toten Zonen verbleibt. Hinsichtlich der Texturausbildung in der Mitte der Pressprodukte, wurde in [EUL75, ABI88] ebenfalls kein erkennbarer Unterschied zwischen indirekt und direkt stranggepressten Aluminiumwerkstoffen festgestellt. In [EUL75] wird in der Randzone der direkt gepressten Profile eine {320}<231> Lage (nahe der Bs-Lage) beschrieben. Für die Randzone der indirekt gepressten Profile wird eine um die Querrichtung gedrehte S-Lage {512}<155> Lage beschrieben.

2.2.3 Eigenspannungen

Definition und Entstehung von Eigenspannungen

Als Eigenspannungen werden mechanische Spannungen in einem Bauteil bezeichnet, auf das keine äußeren Kräfte oder Momente einwirken und das einem räumlich homogenen und zeitlich konstanten Temperaturfeld unterliegt. Die mit den Eigenspannungen verbundenen inneren Kräfte und Momente stehen demzufolge im Gleichgewicht [MAC73, KLO79]. In der Praxis werden Eigenspannungen häufig nach der Art ihres Ursprungs als thermische Eigenspannung, Verformungs-, Umwandlungs-, Ausscheidungs- oder Orientierungseigenspannungen unterschieden [TIE80]. Eine technologische Einteilung differenziert nach Urform-, Umform-, Wärmebehandlungs-, Bearbeitungs-, Füge-, Beschichtungs-, und Beanspruchungseigenspannungen [SOL91]. Eine objektbezogene örtliche Verteilung unterscheidet Eigenspannungen nach den vorliegenden strukturellen Gegebenheiten zweckmäßig in Eigenspannungen I., II. und III. Art [MAC73].

<u>Eigenspannungen I. Art σ^I:</u>	sind über einen größeren Werkstoffbereich (mehre- re Kristallite) nahezu homogen.		
<u>Eigenspannungen II. Art</u> σ ^{II} :	sind über kleine Werkstoffbereiche (ein Kristallit oder wenige Kristallite) nahezu homogen.		
<u>Eigenspannungen III. Art σ^{III}:</u>	sind über kleinste Werkstoffbereiche (mehrere A- tomabstände) inhomogen.		

Eigenspannungen I. Art werden auch als Makroeigenspannungen bezeichnet. Die Eigenspannungen II. und III. Art werden zusammenfassend Mikroeigenspannungen genannt. Makroeigenspannungen können während der Herstellung z.B. durch die Abkühlung, durch den Temperaturgradienten im Werkstoff, entstehen. Eigenspannungen II. Art werden typischerweise in mehrphasigen Werkstoffen durch die unterschiedlichen physikalischen Eigenschaften, z.B. den thermischen Ausdehnungskoeffizienten der Phasen hervorgerufen. Die Eigenspannungen III. Art entstehen z.B. durch die Bildung von Subkornstrukturen und Versetzungswechselwirkungen.



Abb. 2.12: Definition der Eigenspannungen [DAN00]

Der Eigenspannungszustand in einem bestimmten Punkt des Werkstoffes setzt sich demzufolge aus den an diesem Punkt vorliegenden Makro- und Mikroeigenspannungen zusammen.

$$\sigma = \sigma' + \sigma'' + \sigma''' \tag{2.17}$$

Dabei können die Anteile der Eigenspannungen I. und II. Art Null sein, Eigenspannungen III. Art existieren jedoch in allen Werkstoffzuständen. Als Ergebnis der Eigenspannungsanalyse in mehrphasigen Werkstoffen mittels Beugungsmethoden erhält man die mittlere phasenspezifische Eigenspannung $\langle \sigma \rangle_{\alpha}$. Diese Spannung setzt sich aus der Eigenspannung I. Art und den über mehre Kristallite gemittelten Eigenspannungen II. und III. Art zusammen.

$$\langle \sigma \rangle_{\alpha} = \sigma^{I} + \langle \sigma^{II} \rangle_{\alpha} + \langle \sigma^{III} \rangle_{\alpha}$$
 (2.18)

Anhand der entsprechenden Volumenanteile V_{α} der Phase gewichtet, ergeben sich die Eigenspannungen I. Art [HAU85a].

$$\sigma^{l} = \sum_{\alpha=1}^{n} V_{\alpha} \langle \sigma \rangle_{\alpha}$$
 (2.19)

Mit den Eigenspannungen I. Art und der mittleren phasenspezifischen Eigenspannung $\langle \sigma \rangle_{\alpha}$ werden die Eigenspannungen II. Art bestimmt [WOL76].

$$\langle \sigma^{II} \rangle = \langle \sigma \rangle_{\alpha} - \sigma^{I}$$
 (2.20)

Die in einem mehrphasigen Werkstoff auftretenden Eigenspannungen II. Art sind ein Maß für die gegenseitige mittlere Verspannung der Phasen, die sich in einem hinreichend großen Volumen kompensieren [BEH91, BEH92].

$$\sum_{\alpha=1}^{n} V_{\alpha} \left\langle \sigma^{II} \right\rangle_{\alpha} = 0 \tag{2.21}$$

In Abb. 2.12 ist als Beispiel eines mehrphasigen Werkstoffes schematisch ein zweiphasiges Gefüge dargestellt. Die Mikrospannungen unterscheiden sich in ihrem Vorzeichen, die Phasen stehen relativ zueinander unter Druck- bzw. Zugspannung.

Thermisch bedingte Eigenspannungen II. Art entstehen infolge unterschiedlicher thermischer Ausdehnungskoeffizienten der statistisch verteilten Phasen. Phasen mit kubischer Symmetrie lassen isotrope thermische Ausdehnungskoeffizienten erwarten. Sie können nach [KLO79] berechnet werden:

$$\left\langle \sigma^{\text{II}} \right\rangle_{\alpha} = \phi \cdot (\alpha_{\text{a}} - \alpha_{\text{b}}) \cdot \Delta T$$
 (2.22)

Hierin bedeutent α_a und α_b die linearen thermische Ausdehnungskoeffizienten der Phasen, ΔT das Temperaturintervall, in der sich die thermisch bedingte Spannung ausbildet, und ϕ bildet eine Funktion der elastischen Konstanten, der Mengenanteile und der Anordnung der Phasen.

Experimentelle Bestimmung der Eigenspannungen

Die experimentellen Verfahren zur Bestimmung von Eigenspannungen lassen sich in zerstörungsfreie und zerstörende einteilen. Bei sehr geringen Eingriffen an der Messstelle in die Bauteilgeometrie werden sie den quasi-zerstörungsfreien Verfahren zugeordnet [SOL91]. Weiterhin wird zwischen quantitativen, halbquantitativen und qualitativen Verfahren unterschieden. Mit allen Verfahren wird eine entsprechende Wirkung bestimmt, die durch Eigenspannungszustände hervorgerufen wird. Durch die erfasste Wirkung kann entweder direkt oder über einen Vergleich mit Eichkurven auf die Eigenspannungen zurückgeschlossen werden. In der Literatur sind diverse Verfahren detailliert beschrieben [ALT82, BUH54, ELF82, ROH89, SIN97, SOL91, SWA93].

Die Beugungsverfahren werden dem Bereich der zerstörungsfreien Untersuchung von Werkstück- bzw. Werkstoffeigenschaften zugeordnet. Aufgrund des hohen Informationsgehaltes und der Vielfältigkeit sind sie bei der Untersuchung kristalliner Werkstoffe als unverzichtbar anzusehen.

Analysen mit monochromatischer Röntgenstrahlung

Grundlage der experimentellen Eigenspannungsanalyse ist ebenso wie bei der Texturanalyse mit Beugungsverfahren das Bragg´sche Reflexionsgesetz (2.10) [BRA13].

Beim Durchgang durch Materie werden Röntgenstrahlen durch die Elementarprozesse Absorption und Streuung geschwächt. Eine monochromatische Röntgenstrahlung der Intensität I_0 besitzt nach Durchgang durch eine entsprechend dicke Materialschicht *S* nur noch die Intensität *I*.

$$\mathbf{I} = \mathbf{I}_0 \cdot \mathbf{e}^{-\mu \mathbf{S}} \tag{2.23}$$

 μ ist der linearen Schwächungskoeffizient des Materials, der sich aus Absorptionskoeffizient τ und Streuungskoeffizient σ zusammensetzt.

$$\mu = \tau + \sigma \tag{2.24}$$

Die röntgenographische Eigenspannungsermittlung an kristallinen Werkstoffen beruht auf der Erfassung von elastischen Gitterdehnungen, denen mit Hilfe elastizitätstheoretischer Beziehungen Spannungen zugeordnet werden [EIG95a, EIG95b]. Dabei werden bestimmte Netzebenenabstände $d_{\varphi\psi}^{hkl}$ unter verschiedenen Azimut- und Neigungswinkeln φ und ψ bezüglich eines definierten, probenfesten Koordinatensystems P (Abb. 2.11) bestimmt. Die Probenkoordinate *P3* fällt definitionsgemäß mit der Oberflächennormalen N_0 zusammen und die Messrichtung entspricht der Achse L_3 des raumfesten Laborsystems L. Zur Reflexion tragen alle Kristallite bei, deren Netzebenen *hkl* senkrecht auf der Achse L_3 stehen.

Aus den Netzebenenabständen der Probe $d_{\varphi\psi}^{\ hkl}$ und des unverspannten Gitters $d_0^{\ hkl}$ kann die Gitterdehnung berechnet werden.

$$\varepsilon_{\varphi\psi}^{hkl} = \frac{d_{\varphi\psi}^{hkl} - d_0^{hkl}}{d_0^{hkl}}$$
(2.25)

Der Zusammenhang zwischen der Dehnung und den Komponenten des Spannungstensors im Probensystem σ_{ij} ist nach [HAU97] gegeben durch:

$$\begin{aligned} \varepsilon_{\phi\psi}^{hkl} &= \frac{1}{2} s_{2}^{hkl} \left[\left(\sigma_{\phi} - \sigma_{33} \right) \sin^{2} \psi + \sigma_{13} \cos \phi + \sigma_{23} \sin \phi \sin 2 \phi \right] \\ &+ s_{1}^{hkl} \left(\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33} \right) \end{aligned}$$
(2.26)

mit

und mit

$$\sigma_{\varphi} = \sigma_{11} \cos^2 \varphi + \sigma_{22} \sin^2 \varphi + \sigma_{12} \sin 2\varphi$$
(2.27)

$$s_1^{hkl} = \frac{-\nu^{hkl}}{E^{hkl}}$$
, $\frac{1}{2}s_2^{hkl} = \frac{\nu^{hkl} + 1}{E^{hkl}}$ (2.28)

s₁^{hkl} und ½s₂^{hkl} sind die phasen- und netzebenenspezifischen, richtungsunabhängigen **d**iffraktions**e**lastischen **K**onstanten (DEK), die experimentell zu ermitteln sind bzw. durch Mittelwertbildung über alle reflexionsfähigen Kristallite unter den Grenzannahmen von Voigt [VOI28] (homogene Deformation), Reuss [REU29] (homogene Spannung) oder nach dem Modell von Kröner [KRÖ58] (elastische Polarisierbarkeit) aus den Einkristallkonstanten berechnet werden können.

Es ist zu berücksichtigen, dass bei Messungen mit verschiedenem Neigungswinkel ψ über unterschiedlichen Eindringtiefen gemittelt wird. Legt man als Eindringtiefe diejenige Oberflächenentfernung fest, aus den 1/e (63%) der im abgebeugten Röntgenstrahl enthaltenen Messinformationen stammen, so ergibt sich, ausgehen vom Schwächungsgesetzt (2.23), für ein ψ –Diffraktometer die Eindringtiefe [SOL91]:

$$Z = \frac{1}{2\mu} \sin \theta \cdot \cos \psi \tag{2.29}$$

Die Eindringtiefe ist demnach vom Braggwinkel, vom Neigungswinkel und vom Material abhängig. In vielen Fällen [SOL91] wird als mittlere Eindringtiefe der bei ψ =33° d.h. sin² ψ =0,3 vorliegende Wert angegeben.

sin²ψ-Verfahren

Bei der Eigenspannungsanalyse mittels winkeldispersiver Röntgenstrahlung, mit den üblicherweise verwendeten Strahlungen, wird lediglich eine geringe Eindringtiefe von wenigen µm erreicht, so dass die Eigenspannung in Richtung der Oberflächennormalen häufig vernachlässigbar klein ist. Daher kann hierfür ein ebener, zweiachsiger und homogener Spannungszustand mit σ_{i3} =0 (i=1,2,3) angenommen werden. Im Falle polykristalliner, quasi-isotroper Werkstoffe mit vernachlässigbarern Eigenspannungsgradienten in Tiefenrichtung des oberflächennahen Bereichs kann zur Auswertung das klassische sin² ψ - Verfahren [MAC61] angewendet werden. In diesem Fall vereinfacht sich die Grundgleichung der Spannungsermittlung zu:

$$\epsilon_{\varphi\psi}^{hkl} = \frac{1}{2} \mathbf{s}_{2}^{hkl} \sigma_{\varphi} \sin^{2} \psi + \mathbf{s}_{1}^{hkl} (\sigma_{11} + \sigma_{22})$$
(2.30)

Fällt das Probensystem mit dem Hauptachsensystem der Spannungen zusammen, so erhält man die gesuchten Werte für σ_{11} und σ_{22} aus den Anstiegen der $\varepsilon_{\phi\psi}$ vs. $\sin^2\psi$ - Geraden für Messungen in den Azimuthstellungen ϕ = 0° bzw. 90° (Abb. 2.13).



Abb. 2.13: Spannungsermittlung mittels sin²ψ-Verfahren, bei Dehnungsverteilung eines ebenen, homogenen Spannungszustands

Ein nichtlinearer sin² ψ -Verlauf wird je nach Erscheinungsform auf unterschiedliche Ursachen zurückgeführt. So weist eine Krümmung außerhalb der Fehlergrenzen auf einen Spannungsgradienten ($\sigma_{ij} = \sigma_{ij}(z)$) hin. Bei einer systematischen, ellipsenförmigen Aufspaltung stimmen die Hauptachsen des Probenkoordinatensystems mit den Hauptachsen des Laborkoordinatensystems nicht überein, es sind Schubspannungen σ_{13} , σ_{23} vorhanden. Ist eine σ_{33} -Komponente vorhanden, bleibt die Span-

nungskomponente σ_{φ} um den Betrag von σ_{33} unbestimmt bzw. kann bei Kenntnis von d_0^{hkl} nach [HAU91] korrigiert werden.

$$\sigma_{33} = \frac{d^{'hkl} - d_0^{hkl}}{d_0^{hkl} \left(3s_1 + \frac{1}{2}s_2\right)}$$
(2.31)

Wobei d^{hkl} den gemessenen Gitterabstand bei $\psi = 0^{\circ}$ bzw. 90^ound d_0^{hkl} den Gitterabstand im spannungsfreien Zustand darstellt.

Ein oszillierender sin²ψ-Verlauf kennzeichnet eine Textur, die sowohl in der elastischen als auch in der plastischen Anisotropie des Werkstoffes begründet ist [BEH91, DÖL76b, DÖL77b, DÖL78, DÖL79a, DÖL79b, FAN76, HAU75, HAU76a, HAU76b, HAU90].

In der Literatur werden eine Reihe von Empfehlungen, die speziell die elastische Anisotropie berücksichtigen, zur experimentellen Spannungsanalyse texturierter Werkstoffe erläutert [BEH91, DÖL77a, DÖL79a, DÖL79b, HAU82, HAU97, SOL91]. So werden die Verwendung orientierungsabhängiger Elastizitätskonstanten und texturunabhängiger Kenngrößen beschrieben. Des Weiteren werden Auswertungsverfahren, z.B. das sogenannte Kristallitgruppenverfahren, beschrieben [BAR87, BAR88, HAU85b, SOL91, WIL85, WIL82].

Bei geringer Textur wird die Eigenspannungsanalyse an den so genannten elastisch isotropen {h00} und {hhh} Netzebenen empfohlen, die ein weitgehend, von der elastischen Anisotropie des Werkstoffes unabhängiges, linearen Dehnungsverhalten zeigen [BEH91, DÖL77b, DÖL78, EVE75].

Aufgrund der großen Flächenhäufigkeit hochindizierter Mehrfachinterferenzen, z.B. {651/732} bei krz-Werkstoffen, sind an diesen Netzebenen auch bei starken Texturen meistens näherungsweise lineare Gitterdehnungsverteilungen über sin² ψ zu beobachten. Dieses quasiisotrope Verhalten kann durch die sich aufhebende elastische Anisotropie der beiden Netzebenentypen erklärt werden [BEH91, HAU97].

Die Mittelung der Messergebnisse verschiedener Netzebenenscharen unter Berücksichtigung ihrer Flächenhäufigkeiten und relativen Intensitäten stellt eine weitere Möglichkeit zur Linearisierung gemessener Dehnungsverteilungen dar [HAU90].

Die Messung an hochindizierten Mehrfachinterferenzen bis zu möglichst hohen ψ -Winkeln und die Dehnungsmittelung verschiedener Netzebenenscharen können auch im Falle plastischer Anisotropie lineare sin² ψ -Verteilungen liefern [BEH91].

Eigenspannungsanalysen mit Neutronenstrahlen

Im Gegensatz zur Röntgenstrahlung tritt bei der Neutronenstrahlung eine Wechselwirkung der Strahlung mit dem Atomkern und nicht mit der Elektronenhülle des untersuchten Materials auf. Daraus resultiert die sehr viel größere Eindringtiefe der Neutronenstrahlung. Um genügend gebeugte Intensität zu erhalten, muss das Streuvolumen einige mm³ groß sein.

Für die winkeldispersive Gitterdeformationsanalyse mit Neutronen gelten grundsätzlich die gleichen Überlegungen wie bei der röntgenographischen Eigenspannungsermittlung. Im Gegensatz zur konventionellen Röntgenbeugung lassen sich aufgrund der geringen Absorption Eindringtiefen von mehreren Millimetern bis zu Zentimetern zu erzielen.

Die ermittelten Gitterdehnungen stammen aus dem Probenvolumen und sind daher meist dreiachsigen Spannungszuständen zuzuordnen. Kennt man die Lage des Hauptspannungssystems nicht, so müssen im allgemeinen Fall Gitterdehnungen in mindestens sechs voneinander unabhängigen Richtungen bestimmt werden [DÖL76a]. In vielen Fällen ist die Lage des Hauptspannungssystems hinreichend genau bekannt und die entsprechenden Richtungen sind der Messung zugänglich, so dass die Achsen des Hauptspannungssystems mit denen des Probenkoordinatensystems übereinstimmen. Die Hauptspannungen lassen sich dann aus den ermittelten Hauptdehnungen berechnen.

$$\sigma_{ii}^{hkl} = \frac{E^{hkl}}{1 + v^{hkl}} \left[\epsilon_{ii} + \frac{v^{hkl}}{1 - 2v^{hkl}} \sum_{i=1}^{3} \epsilon_{ii} \right] \quad \text{mit} \quad i = 1...3$$
(2.32)

Für eine dreiachsige Spannungsermittlung nach den Gleichungen (2.32) muss der Gitterebenenabstand d_0^{hkl} des spannungsfreien Zustandes sehr genau bekannt sein, da im Gegensatz zur zweiachsigen Auswertung nach Gleichung (2.30) bereits geringe Unsicherheiten von d_0^{hkl} zu großen Fehlern in den Spannungsangaben führen [HAU91]. Ist eine Ermittlung von d_0^{hkl} nicht möglich, kann durch Messungen im Sinne des sin² ψ -Verfahrens aus den Anstiegen der $d_{\phi\psi}$ vs. sin² ψ - Geraden zumindest die Hauptspannungsdifferenz sehr genau bestimmt werden.

Bei der Spannungsanalyse mit Neutronen wird das Messvolumenelement durch zwei Blenden definiert (Abb. 2.14)



Abb. 2.14: Definition des Streuvolumens für die Spannungsanalyse mit Neutronen

Idealerweise ist die primäre Blendenöffnungen quadratisch, die sekundäre Blende weist in der Beugungsebene die selbe Öffnung auf. Die Untersuchungen werden bei 20≈90° durchgeführt. In diesem Fall stammen die Messinformation auch nach den notwendigen Probendrehungen annähernd aus dem selben Volumenelement.

Eigenspannungsanalyse mit hochenergetischer weißer Synchrotronstrahlung

Die Eigenspannungsanalyse mit hochenergetischer Synchrotronstrahlung beruht auf demselben Prinzip der Bestimmung der elastischen Deformation des Kristallgitters wie die konventionelle Röntgenbeugung und die Neutronenbeugung. Im Gegensatz zu der winkeldispersiven Eigenspannungsanalyse mit monochromatischer Strahlung (konventioneller Röntgen- und Neutronenbeugung) wird bei der energiedispersiven Eigenspannungsanalyse mit hochenergetischer Synchrotronstrahlung zur Erzeugung der Beugungsdiagramme der Proben Röntgenstrahlung mit einer kontinuierlichen Energieverteilung (weiße Strahlung) verwendet. Das Beugungsdiagramm der Probe wird unter einem beliebigen, aber feststehenden Beugungswinkel 2θ mit einem energiedispersiven Detektor registriert. Mit der Abhängigkeit der Energie *E* der Photonen von *h*, dem Planckschen Wirkungsquantum, und *c* als Ausbreitungsgeschwindigkeit elektromagnetischer Wellen

$$\mathsf{E} = \mathsf{h}\frac{\mathsf{c}}{\lambda} \tag{2.33}$$

stellt sich die Bragg'sche Gleichung (2.10) wie folgt dar:

$$\mathsf{E}^{\mathsf{hkl}} = \frac{\mathsf{hc}}{2\mathsf{d}^{\mathsf{hkl}}\sin\theta} \tag{2.34}$$

Ausgehend von diesem Zusammenhang schreiben sich die Gleichungen für die gemessenen Änderungen der Netzebenenabstände d^{hkl} und der daraus resultierenden Dehnungen ε_{aw} für die Probenorientierung φ , ψ zu:

$$\varepsilon_{\varphi\psi} = \frac{d_{\varphi\psi}^{hkl}}{d_0^{hkl}} - 1 = \frac{\mathsf{E}_0^{hkl}}{\mathsf{E}_{\varphi\psi}^{hkl}} - 1 \tag{2.35}$$

wobei $E_{\varphi\psi}^{\ hkl}$ der bei einer bestimmten Probenposition gemessene und $E_0^{\ hkl}$ der zu dem Netzebenenabstand des dehnungsfreien Zustandes $d_0^{\ hkl}$ gehörende Energiewert ist.

Aufgrund des großen Energieintervalls, das bei der Verwendung weißer, hochenergetischer Synchrotronstrahlung zur Verfügung steht, können die Gitterdehnungen simultan an mehreren Reflexen analysiert werden.

Bedingt durch die hohe Eindringtiefe der Synchrotronstrahlung ermöglicht die Eigenspannungsanalyse mit Hochenergie-Synchrotronstrahlung [REI98, REI99], wie die Eigenspannungsanalyse mit Neutronenstrahlung, die Bestimmung des dreidimensionalen Eigenspannungszustandes im Probenvolumen. Die Ermittlung der Eigenspannungen aus den an den einzelnen Reflexen gemessenen Gitterdehnungen erfolgt daher prinzipiell genauso wie bei der Eigenspannungsanalyse mit Neutronenbeugung. Parallelen ergeben sich auch hinsichtlich der Definition des Messvolumens, welches auch bei der Synchrotronstrahlung durch Blenden im primär- und sekundärseitigen Strahl begrenzt wird. Bei den Eigenspannungsanalysen mit hochenergetischer Synchrotronstrahlung ergibt sich durch kleine 20-Winkel (Transmissionsanordnung) ein langgestrecktes, rautenförmiges Messvolumenelement. Aufgrund der hohen Intensitäten und der geringen Divergenz der Strahlung kann das zu untersuchende Volumen gegenüber der Beugung mit Neutronenstrahlung erheblich verringert und dadurch eine höhere Ortsauflösung ermöglicht werden. Es können daher die Spannungszustände in schmalen Bauteilen, z.B. Blechen, fein abgestuft untersucht werden.

Eigenspannungsentwicklung

Durch inhomogene plastische Verformungen über dem Bauteilquerschnitt werden Eigendehnungen und –spannungen hervorgerufen. Dabei werden Eigenspannungen I. Art (Makroeigenspannungen) durch makroskopische Formänderungsgradienten hervorgerufen. Eigenspannungen II. und III. Art (Mikroeigenspannungen) werden als Folge der elastischen und plastischen Anisotropie unterschiedlich orientierter Kristallite bei der Umformung mehrphasiger Werkstoffe zusätzlich hervorgerufen [GEN96]. Makro- und Mikroeigenspannungen beeinflussen ihrerseits stark das Werkstoffverhalten während des Umformprozesses und im Anschluss an diesen. Im Gegensatz zu Fertigungs- und Bearbeitungsverfahren, bei denen die plastische Verformung vorwiegend auf den Randzonenbereich beschränkt ist, z.B. Zerspanen, Schleifen und Kugelstrahlen treten bei der Umformung Eigenspannungen im gesamten Volumen des Werkstückes auf. Die Makro- und Mikroeigenspannungen sowie die Textur üben erheblichen Einfluss auf die Festigkeit und das Verhalten des umgeformten Werkstücks bei schwingender und korrosiver Beanspruchung aus. Der Eigenspannungszustand stellt eine komplexe Überlagerung von Makro- und phasenspezifischen Mikroeigenspannungen dar.

Da sich im betrieblichen Einsatz die Eigenspannungen zusätzlich mit Lastspannungen überlagern werden, kann der Einfluss von Makro- und Mikroeigenspannungen prinzipiell ein positiver oder negativer sein. Makro- und Mikroeigenspannungen, die in die gleiche Richtung wie die Lastspannungen des Bauteils vorliegen, wirken sich i. d. R. ungünstig aus. Beispielsweise tritt, wenn sich in der Randzone eines Bauteils Zugeigenspannungen mit Zuglastspannungen überlagern, i. a. bei vergleichsweise geringen Lastspielzahlen Rissbildung, Risswachstum und schließlich Versagen auf. Unter Einfluss eines korrosiven Mediums können randnahe Zugeigenspannungen ohne zusätzliche Lastspannungen zu Spannungsrisskorrosion führen. Ein äußeres Spannungsfeld gleicher Richtung erhöht die Korrosionsanfälligkeit zur Spannungsrisskorrosion. Im Falle randzonennaher Zugeigenspannungen wurde dieser Zusammenhang insbesondere an Messing und tiefgezogenen austenitischen Stählen dargelegt [BRÜ89, WIL85]. Druckeigenspannungen im Randschichtbereich erhöhen die Dauerschwingfestigkeit von Bauteilen und vermindern die Rissausbreitungsgeschwindigkeit [SOL91]. Des Weiteren sind Makroeigenspannungen dann als kritisch für das Bauteil anzusehen, wenn das umgeformte Werkstück spanend weiterverarbeitet wird und das Auslösen der Eigenspannungen in der Randzone zu Verzug führt.

Durch gezielte Parametervariation bei der Umformung lassen sich die Makroeigenspannungsverteilungen in weiten Grenzen hinsichtlich des Betrags und des Vorzeichens beeinflussen. Prinzipiell ist eine Optimierung der Makroeigenspannungsverteilung während der Umformung, einer nachträglichen Wärmebehandlung, durch die ungünstige Zugeigenspannungen an der Oberfläche beseitigt werden können, vorzuziehen. Eine Wärmebehandlung würde die nach einer Kaltumformung in vielen Fällen erwünschte Kaltverfestigung teilweise wieder aufheben und sich außerdem negativ auf die Maßstabilität der Bauteile auswirken. In der Literatur liegen eine Reihe von Arbeiten hinsichtlich der Verteilung der Eigenspannungen nach der Umformung von Werkstoffen vor. In [DÖL76b] werden Kupfer und Nickel-Kupferlegierungen nach einachsiger Zugverformung hinsichtlich des Eigenspannungszustandes untersucht. Der Makroeigenspannungszustand wird mit Druckspannungen im Randbereich und einem Spannungsabfall zum Inneren der Proben beschrieben. In [HOP94] wird am Beispiel von kaltgezogenen Drähten und Stäben aus C45 der Einfluss unterschiedlicher Ziehhohlneigungswinkel, Längen der zylindrischen Führung und Übergangsradien auf den Stofffluss und die Eigenspannungen, mit Hilfe der Finite-Element-Methode, untersucht und beschrieben. Berechnungen von Umformeigenspannungen bei der Kaltmassivumformung zeigen, dass die Prozessparameter einen Einfluss auf die Verteilung des Eigenspannungszustandes haben [GER86, GER87, MOD92, TEK86, WAG93]. In [RUD94, ZUC97] werden berechnete und experimentell ermittelte Umformeigenspannungen nach der Kaltumformung gegenübergestellt. Am Beispiel des Vollvorwärtsfließpressens wird in [ZUC97] eine gute Übereinstimmung, besonders bei geringem Umformgrad (φ =0,5), von Simulationsanalyse und experimentell bestimmten Eigenspannungswerten beschrieben. Demnach erfährt der Kern während des Umformprozesses in axialer Richtung eine plastische Zugverformung. Daraus resultieren nach dem Entlasten Druckeigenspannungen, denen Randbereich hohe Zugeigenspannungen im gegenüberstehen. In [MOD84] wird der Einfluss der Prozessparameter Umformgrad, Werkzeuggeometrie und Schmiermittel beim Kaltziehen und Kaltstrangpressen von Aluminiumstangen beschrieben. In [HAU76b] werden nach einachsiger plastischer Dehnung an mehrphasigen Aluminiumlegierungen Mikrospannungszustände aufgrund unterschiedlicher Streckgrenzen- und Verfestigungsverhalten beschrieben. Dabei gerät das Aluminium unter Druck-, die restlichen Phasen unter Zugeigenspannungen.

Bei mehrphasigen Werkstoffen entstehen neben den Makrospannungen thermisch induzierte Mikroeigenspannungen bereits bei der Abkühlung nach der Werkstoffherstellung und auch bei der Abkühlung nach der Warmumformung aufgrund der unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten der Phasen. Ein Beispiel für die Entstehung von Eigenspannungen bei der Herstellung wird in [BRO99] an Kohlenstofffaserverstärkten SiC-Keramiken beschrieben. Die thermischen Ausdehnungskoeffizienten der Phasen weichen deutlich voneinander ab, und die Kohlenstofffaser zeigt ein anisotropes Verhalten bezüglich des thermischen Ausdehnungskoeffizienten. Daraus resultiert ein komplexer Eigenspannungszustand. Die Entstehung und die Auswirkungen thermisch induzierter Eigenspannungen an MMCs von Aluminiumlegierungen mit SiC wird u.a. in [BRA93, CHA98, HON96] untersucht. Die Metallmatrix zieht sich aufgrund des höheren thermischen Ausdehnungskoeffizienten stärker als die Partikel zusammen. In den Partikeln entstehen Druckeigenspannungen, denen aus Gleichgewichtsgründen Zugeigenspannungen der Matrix entgegenwirken.

Weiterhin führen Unterschiede in den physikalischen und mechanischen Eigenschaften der Phasen dazu, dass phasenspezifische Mikroeigenspannungen durch Verformungsinhomogenitäten an den Phasengrenzen entstehen. Die Entstehung sowie Art, Höhe und Verteilung der Mikrospannungen hängt von den physikalischen und mechanischen Eigenschaften der Phasen sowie auch erheblich von mikrostrukturellen Parametern, wie z.B. dem Volumenanteil, der Form und der Größe sowie der Kontinuität der Phasen, ab [BER92, PYZ96, PYZ96b, WEI93].

Wenn durch Spannungskonzentrationen an den Werkstoffinhomogenitäten das Formänderungsvermögen des Werkstoffs überschritten wird, entstehen lokale Schädigungen der Matrix, der darin eingebetteten Phase oder auch im Bereich der Grenzfläche zwischen den Phasen, schließlich tritt Versagen ein [LEE92].

3 Ziel der Arbeit

Ziel der vorliegender Arbeit ist die Untersuchung und Bewertung des Einflusses der Warmumformung auf Mikrostruktur und Eigenschaften, insbesondere Eigenspannungen und Textur, von Aluminiumwerkstoffen am Beispiel des zweiphasigen pulvermetallurgisch hergestellten Aluminiumwerkstoffes AlSi25Cu4Mg1 nach dem Strangpressen sowie der einphasigen Aluminiumlegierung 6013 nach dem Reibrührschweißen.

3.1 Strangpressen von PM-AlSi25Cu4Mg1

Der neu entwickelte pulvermetallurgische (PM) Aluminiumwerkstoff AlSi25Cu4Mg1 enthält mit 25 Gewichtsprozent Silizium einen hohen Si-Partikelgehalt. Die homogene Verteilung und geringe Größe der schlecht verformbaren Si-Partikel ermöglicht die Verarbeitung dieses Werkstoffes durch Strangpressen. Bisher wurden keine systematischen Untersuchungen der Mikrostruktur und der Eigenschaften hinsichtlich der Entwicklung von Eigenspannung und Ausbildung von Textur eines stranggepressten Werkstoffes mit einem derart hohen Si-Gehalt durchgeführt.

Ziel der Arbeit ist die Charakterisierung des hoch siliziumhaltigen PM-AlSi25Cu4Mg1 Werkstoffes nach dem Strangpressen durch systematische Variationen der Prozessparameter Umformtemperatur und Umformgeschwindigkeit. Im Rahmen der Arbeit wurden das konventionelle direkte Strangpressen ohne Schale und ohne Schmierung sowie das indirekte konventionelle Strangpressen ohne Schale und ohne Schmierung verglichen.

Untersucht wurden Pressprodukte des Werkstoffes mit rundem Querschnitt hinsichtlich des Einflusses der Prozessparameter auf Gefügestabilität, Ausscheidungszustand, Festigkeit, Textur und Eigenspannungen.

Die Charakterisierung von Eigenspannungen und Texturen im oberflächennahen Bereich erfolgt mit konventioneller Röntgenstrahlung. Zur Analyse im Probeninneren wird hochenergetischer Synchrotronstrahlung verwendet. Es wird direktes und indirektes Strangpressen hinsichtlich der Texturentwicklung verglichen. Die Beurteilung des Ausscheidungszustandes und der Gefügestabilität erfolgt mit begleitenden Untersuchungen am Lichtmikroskop sowie an REM und TEM. Die Festigkeitskennwerte werden mit Zugversuchen bei Raumtemperatur und bei erhöhter Temperatur ermittelt.

3.2 Reibrührschweißen der Aluminiumlegierung 6013

Beim Reibrührschweißen tritt ähnlich wie beim Strangpressen ein starker Werkstofffluss auf, d.h. hohe plastische Verformungen bei erhöhter Temperatur. Da es sich beim Reibrührschweißen um ein neues Verfahren auf der Grenze zwischen Umformtechnik und Fügetechnik handelt, liegen bisher nur wenige Untersuchungen der Mikrostruktur und der Eigenschaften, insbesondere der Textur und Eigenspannungen, reibrührgeschweißter Al-Legierungen vor.

Zur zerstörungsfreien Eigenspannungsanalyse und Texturanalyse wurden Beugungsverfahren mit Röntgen-, Neutronen- und hochenergetischer Synchrotronstrahlung eingesetzt. Die mit den verschiedenen Verfahren verbundenen unterschiedlichen Eindringtiefen werden genutzt, um umfassende Untersuchungen der gesamten Proben zu ermöglichen. In begleitenden Untersuchungen werden das Gefüge und als mechanischer Kennwert die Härte berücksichtigt.

Es wird eine umfangreiche Betrachtung zur Änderungen der Werkstoffeigenschaften und den Zusammenhänge zwischen Prozessparametern, Gefüge, Eigenspannungen und Textur vorgenommen.

4 Experimentelle Untersuchung

4.1 Stranggepresstes PM-AlSi25Cu4Mg1

Der pulvermetallurgische Werkstoff AlSi25Cu4Mg1 wurde von der Firma. Peak Werkstoff GmbH, Velbert/Neviges als Pressbolzen geliefert. Der Werkstoff ist sprühkompaktiert, wärmebehandelt und konsolidiert.

Die Strangpressversuche wurden an der horizontalen 8 MN Strangpressanlage des Forschungszentrums Strangpressen der TU Berlin durchgeführt. Die Presse ist mit einer Steuerungs- und Messtechnik ausgestattet. Die Messtechnik ermöglicht es, wesentliche Messgrößen beim Strangpressen direkt zu erfassen (Abb. 4.1 und Abb. 4.2). Die vom Stempel auf den Bolzen aufgebrachte axiale Kraft (Gesamtkraft) wird mit Hilfe einer Kraftmessdose ermittelt, gegen die sich der Stempel abstützt. Beim direkten Strangpressen stützt sich der Aufnehmer über drei Stelzen gegen drei Messdosen im Gegenhalter ab. Mit diesen Messdosen wird die Reibungskraft, die im Aufnehmer wirkt, ermittelt. Zur Ermittlung der Matrizenkraft dient die Kraftmessdose, gegen die sich der Matrizenhalter abstützt.



Abb. 4.1: Erfassung der axialen Kräfte beim direkten Strangpressen [MÜL00]

Beim indirekten Strangpressen wird der Aufnehmer zusammen mit dem Pressbolzen über einen Hohlstempel bewegt. Es wirkt keine Reibungskraft zwischen Pressbolzen



und Aufnehmerinnenwand, die Messdosen im Gegenhalter kommen nicht zum Einsatz.

Abb. 4.2: Erfassung der axialen Kräfte beim indirekten Strangpressen [MÜL00]

Die Matrizenkraft setzt sich aus der Kraft, die für die Umformung des Materials benötigt wird, und der Reibungskraft an den Werkzeugen (Matrize und Pressscheibe) zusammen. Es ist nicht möglich, mit diesem Messaufbau den Anteil der Reibungskraft an den Werkzeugen direkt zu messen.

Hoch siliziumhaltige Werkstoffe weisen auch bei Warmverformung einen hohen Umformwiderstand auf. Daher wurde zunächst indirekt stranggepresst, da beim indirekten Strangpressen aufgrund der fehlenden Reibung zwischen Bolzen und Aufnehmer eine geringere Gesamtkraft erforderlich ist und zudem der Werkstofffluss homogener als beim direkten Strangpressen ist. Die Bolzeneinsatztemperaturen wurden dabei zwischen 250°C und 450°C variiert, die Stempelgeschwindigkeiten zwischen 0,75 und 20 mm/s bzw. bei dem Pressverhältnis von 10:1 bei einer Produktgeschwindigkeit von 7,5 bis 200 mm/s. Die Bolzen wurden in einer induktiven Einbolzenerwärmungsanlage auf die Einsatztemperatur gebracht. Vor dem Einbringen des erwärmten Bolzens in den Aufnehmer wurde die Temperatur an der Bolzenoberfläche kontrolliert. Die Prozessparameter der indirekten Strangpressversuche sind in Tabelle 4.1 angegeben. Unmittelbar nach dem Pressvorgang wurde die Temperatur der Pressreste ermittelt.

Blockdurchmesser [mm]	105	105	105
Aufnehmerdurchmesser [mm]	110	110	110
Matrizendurchmesser [mm]	35	35	35
Pressverhältnis	10:1	10:1	10:1
$T_{Block} = T_{Aufnehmer} = T_{Matrize} [°C]$	300	400	450
Produktgeschwindigkeit [mm/s]	7,5; 15; 30; 100; 150	15	15

Tabelle 4.1: Prozessparameter bei indirekten Strangpressversuchen

Basierend auf den Erkenntnissen der indirekten Strangpressversuche wurden in einer weiteren Versuchsserie direkte Strangpressversuche durchgeführt. Die Bolzeneinsatztemperaturen wurden dabei zwischen 300°C und 400°C variiert, als Stempelgeschwindigkeiten bei 400°C wurden 1,5 und 7,5 mm/s gewählt. Die weiteren Strangpressparameter wurden konstant und entsprechend zu den indirekten Strangpressversuchen gehalten. Die Prozessparameter der direkten Strangpressversuche sind in Tabelle 4.2 angegeben.

Blockdurchmesser [mm]	105	105	105
Aufnehmerdurchmesser [mm]	110	110	110
Matrizendurchmesser [mm]	35	35	35
Pressverhältnis	10:1	10:1	10:1
T _{Block} = T _{Aufnehmer} = T _{Matrize} [°C]	300	350	400
Produktgeschwindigkeit [mm/s]	15	15	15; 7,5

Außer den oben beschriebenen axialen Kräften beim Strangpressen wurde bei den Strangpressversuchen die Stempelgeschwindigkeit, die Versuchsdauer, die Blocktemperatur und die Produkttemperatur gemessen bzw. erfasst.

4.2 Reibrührschweißverbundenes AI 6013

Die Reibrührschweißverbindungen wurden beim Deutschen Zentrum für Luft- und Raumfahrt (DLR) hergestellt. Als Werkstoff wurde die Aluminium-Knetlegierung mit der Bezeichnung 6013 im T4-Zustand, d.h. gewalzt, lösungsgeglüht und kaltausgelagert, gewählt. Legierungen dieser Klasse (6XXX) besitzen als Hauptlegierungselemente Si und Mg. Sie zeichnen sich durch gute Schweißbarkeit und Korrosionsbeständigkeit verbunden mit einer hohen Aushärtbarkeit bei Raumtemperatur aus.

Die chemische Zusammensetzung der Aluminiumlegierungen ist in Tabelle 4.3 nach [BEV86] angegeben.

Tabelle 4.3:Chemische Zusammensetzung der Aluminium-Knetlegierungen mit der
Bezeichnung 6013 in Gewichtsprozent [BEV86].

Mg	Cu	Mn	Fe	Si	AI
1,0	0,8	0,35	0,30 ^a	0,8	Rest ^b

^a Maximum

^b Die meisten Al- Knetlegierungen für Barren enthalten etwa 0,05-0,1% Ti, um die Korngröße der Barren zu verfeinern.

In Tabelle 4.4 sind die unterschiedlichen Schweißparameter und Werkzeuge für die vier gelieferten Bleche zusammengefasst. Alle vier Bleche hatten dieselbe Blechdicke von 4 mm.

Tabelle 4.4: Schweißparameter und Werkzeugangaben der untersuchten Proben

Umdrehungs- geschwindigkeit [min ⁻¹]	Vorschub [mm·min ⁻¹]	Werkzeug- durchmesser ^a [mm]	Pin-durchmesser ^b [mm]
1000	300	22	3,6
1500	300	22	3,6
1670	500	15	3,7
2500	1000	15	3,7

^a Durchmesser der Werkzeugschulter. ^b Eine detaillierte Werkzeugbeschreibung ist in Abb. 2.5 dargestellt

4.3 Mikrostruktur

Aus den Bolzen zum Strangpressen wurden im sprühkompaktiertem, im geglühtem und im verdichtetem Zustand Proben für metallographischen Untersuchungen entnommen. Ebenso wurden aus den stranggepressten Profilen Proben in Längs- und Querrichtung entnommen. Aus den Proben wurden metallographische Schliffe hergestellt.

Die Proben wurden aus den reibrührgeschweißten Blechen senkrecht zur Schweißrichtung entnommen (siehe Abb. 4.3) und kalt eingebettet. Die Schliffe wurden sowohl für lichtmikroskopische Gefügeuntersuchung bzw. -aufnahme als auch zur Härtemessung präpariert.



Abb. 4.3: Probe der reibrührgeschweißten Bleche für Gefügeaufnahme und Härtebestimmung

Die Präparation erfolgte unter Verwendung von SiC-Papier bis zur Körnung 4000 zum Schliffen und Diamantsuspension 6 μ m, 3 μ m, 1 μ m sowie anschließend Oxidsuspension 0,5 μ m und 0,25 μ m zum Polieren.

Mikrohärte

Die Mikrohärteverläufe (Abb. 4.3) wurden nach Vickers HV 0,1 bei einer Last von 1 N mit einem semi-automatischen Mikrohärteprüfer ermittelt. Für jeden Messpunkt wurden 7 Werte gemittelt und statistisch behandelt.

Lichtmikroskopie

Die Gefügebeurteilungen erfolgten an einem Auflichtmikroskop im Hellfeldmodus. Mit einer am Mikroskop angeschlossenen CCD-Kamera wurden die Gefügebilder dokumentiert.

Die Beurteilung der Korngröße der Aluminiummatrix beim PM-AlSi25Cu4Mg1 erfolgten mittels Phaseninterferenzkontrast (DIC) an, mit 1%-iger NaOH bei 50°C und ca. 20-40 Sekunden, geätzten Schliffoberflächen. Weiterhin wurden Nachweisätzungen (Farbätzungen) an den polierten Schliffoberflächen durchgeführt.

Die Schliffe der reibrührgeschweißten Bleche wurden ebenfalls mit 1%-iger NaOH geätzt. Dabei ist zu bemerken, dass die optimale Ätzdauer von dem zu untersuchenden Bereich abhängt, da das Gefüge entlang des Schliffes variiert. Weiterhin wurden Übersichtsbilder an Makroschliffen mit einer digitalen Kamera erstellt, um die gesamten Schweißnaht dokumentieren zu können.

Rasterelektronenmikroskopie

Für die Untersuchungen im **R**asterelektron**e**n**m**ikroskop (REM) wurden die Schliffe mit 1%-iger NaOH bei 50°C ca. 2 Minuten tiefgeätzt, um ein Relief der Probenoberfläche zu erzeugen. Hierbei wird die Al-Matrix stärker abgetragen als das Silizium und die intermetallischen Phasen. Das Gefüge wurde im **S**ekundärelektronen Modus (SE) und Rückstreuelektronen Modus (engl. **b**ack **s**canning **e**lektron) (BSE) des REM's untersucht. Zur weiteren Beurteilung und Bestimmung der Phasengehalte wurden mit **e**nergie**d**ispersiven Analysen (EDX) im "Mapping"-Modus und im "Spot"-Modus qualitative und quantitative Analysen durchgeführt.

Transmissionselektronenmikroskopie

Zur weiteren Beurteilung des Feingefüges wurden Untersuchungen an einem Transmissionselektronenmikroskop (TEM) durchgeführt. Dazu wurden Proben durch Schleifen und Polieren bis zu einer durchstrahlbaren Dicke gedünnt. Zur Unterscheidung der Phasen bzw. Ausscheidungen wurden Hellfeld- und Dunkelfeldaufnahmen erstellt. Für die Identifizierung der Phasen wurden Beugungsbilder angefertigt, die mit Hilfe der JCPDS-Datenbank indiziert wurden.

4.4 Untersuchungen mit Beugungsmethoden

In den folgenden Abschnitten sind die Versuchsanordnungen und die Parameter der Spannungs- und Texturanalysen dargestellt. Die Untersuchungen wurden unter Verwendung von konventioneller Röntgen-, Neutronen- und hochenergetischer Synchrotronstrahlung durchgeführt.

4.4.1 Konventionelle Röntgenstrahlung

Mit konventioneller Röntgenstrahlung wurden Eigenspannungs- und Texturanalysen durchgeführt. Die Untersuchungen wurden an Diffraktometern der Firma Huber Diffraktionstechnik im Ω - und ψ -Konfiguration durchgeführt. In Abb. 4.4 sind die Achsen- und Winkelbezeichnungen der Diffraktiometer für den Ω - und ψ -Modus dargestellt.



Abb. 4.4: Schematische Darstellung des Versuchsaufbaus für Phasen-, Spannungs- und Texturanalysen mit konventioneller Röntgenstrahlung [DAN00]

Es wurde Co-Strahlung (Wellenlänge λ =0,179021 nm) und Cu-Strahlung (Wellenlänge λ =0,154056 nm) verwendet. Der einfallende primäre Röntgenstrahl wurde mit Rundkollimatorern oder mit Schlitzkollimatoren begrenzt. Die von der Probe gebeugte Strahlung wurde von einem **o**rts**e**mpfindlichen **D**etektor (OED) oder einem Szintillatonszähler registriert.

Um systematische Fehler des Diffraktometers und bei der Probenjustage zu begrenzen, wurden Kalibriermessungen an Goldpulver durchgeführt. Es konnte eine Eingrenzung im Beugungswinkel 20 von $\Delta 20 \le 0.01^{\circ}$ erreicht werden. Die Eindringtiefe der CoK α -Strahlung betrug in Abhängigkeit von den beugungsgeometrischen Bedingungen 4-25 μ m, die der CuK α -Strahlung 6 bis 31 μ m.

Texturanalysen

Die Texturanalysen erfolgten an einem Ψ -Diffraktometer mit ortsempfindlichem Detektor (OED). Die Texturanalysen wurden an Proben aus einem sprühkompaktierten Bolzen, aus einem homogenisierten Bolzen, aus einem vorverformten Bolzen sowie an den Querschnittsfläche der Strangpressprofile durchgeführt. Des Weiteren wurden Texturanalysen an Längsschnitten der Strangpressprofile aus unterschiedlicher Tiefe durchgeführt. Die Probenflächen wurden geschliffen und poliert.

Systematische Texturanalysen wurden an der Al-Phase des PM-AlSi25Cu4Mg1 durchgeführt. Unter der Berücksichtigung der linearen Unabhängigkeit der Normalenvektoren der Kristallebenen und genügend hohen Intensitäten der Reflexe wurden die drei Reflexe 200, 220 und 311 ausgewählt. Die jeweilige Lagenkugel der einzelnen Gitterebenen wurde im Bereich $0 \le \phi \le 350^{\circ}$ in Schritten von $d\phi=10^{\circ}$ und im Bereich $0 \le \psi \le 75^{\circ}$ in Schritten von $d\psi=5^{\circ}$ abgetastet. Vorversuche mit einer feineren Abtastung von $d\phi=5^{\circ}$ ergaben keinen signifikanten Unterschied in den Messergebnissen.

Als Strahlung wurde Co-Strahlung (Wellenlänge λ =0,178892 nm) verwendet. Es wurde ein Rundkollimator mit 3,0 mm Durchmesser eingesetzt. Die Messzeit pro Messpunkt betrug 10 Sekunden.

Die Auswertung erfolgte, mit dem Programmpaket "ODF-Analysis" [BUN96] der Arbeitsgemeinschaft Texturen der TU Clausthal, durch eine Reihenentwicklung nach verallgemeinerten Kugelfunktionen. Aus den aufgenommenen Intensitätsverteilungen können so die gemessenen Polfiguren sowie die daraus berechneten vollständigen Polfiguren und die inversen Polfiguren dargestellt werden. Die graphische Darstellung der dreidimensionalen ODF erfolgt durch Isolinien auf φ_1 - und φ_2 -Schnitten des reduzierten Eulerraums.

Eigenspannungsanalysen

Die Bestimmung der Eigenspannungen, an den Pressprodukten des Werkstoffes PM-AlSi25Cu4Mg1 und den reibrührgeschweißten Blechen, erfolgte nach sin² ψ -Verfahren. An jedem Messpunkt wurde unter neun ψ -Winkeln gemessen. Es wurde ein Rundkollimator mit einem Durchmesser von 1,0 mm verwendet. Die Eigenspannungsanalysen erfolgten in vertikaler und horizontaler Probenanordnung zur Bestimmung der Eigenspannungen in axialer und in tangentialer Richtung der zylind-

rischen Proben aus PM-AlSi25Cu4Mg1 bzw. parallel (Längsrichtung) und senkrecht zur Schweißrichtung (Querrichtung) der reibrührgeschweißten Bleche.

An den Pressprodukten des Werkstoffes PM-AlSi25Cu4Mg1 wurde in der Mitte der zylindrischen Mantelfläche gemessen. Die Eigenspannungsmessungen erfolgten am Aluminium und am Silizium. Um Einfluss der gekrümmten Probenform soweit wie möglich zu verringern, wurden die Daten durch Spektren, die an Goldpulver aufgenommen wurden, korrigiert. Um den Spannungsverlauf in der Tiefe zu ermitteln, wurde die Oberfläche schrittweise elektrolytisch abgetragen. Ein derartiger Materialabtrag zeichnet sich dadurch aus, dass der Eigenspannungszustand nicht beeinflusst wird, da nur wenig Material ausschließlich an der Oberfläche abgetragen wird. An der neu entstandenen Fläche wurden Messungen analog zu denen an der Oberfläche durchgeführt. Es wurde Co-Strahlung (Wellenlänge λ =0,179021 nm) verwendet.

Da die zu untersuchenden Legierungen der reibrührgeschweißten Blechen praktisch nur aus einer Phase (Anteil des Aluminiummischkristall etwa 96%) bestehen, fand die Eigenspannungsanalyse ausschließlich im Aluminium statt. Im Hinblick auf eine ausreichende Reflexintensität und den Empfehlung zur Bestimmung der Eigenspannungen in texturierte Werkstoffe [EVE75, DÖL77b, DÖL78, HAU97], wurde der 311 Reflex gewählt. Es wurde Cu-Strahlung (Wellenlänge λ =0,154056 nm) und Co-Strahlung (Wellenlänge λ =0,179021 nm) verwendet.

In den oberflächenahen Bereichen der reibrührgeschweißten Aluminiumbleche können sich die durch das Reibrührschweißen entstandenen Eigenspannungen, mit den durch eine nachträgliche mechanische Behandlung der Oberfläche der Schweißnähte z. B. Bürsten hervorgerufenen Eigenspannungen, überlagern [SOL91]. Um nur die durch das Reibrührschweißen hervorgerufenen Eigenspannungen zu erfassen, wurde an der Oberfläche der zu analysierenden Bereiche ca. 40 µm Material elektrolytisch abgetragen. Die mittlere Eindringtiefe (bei $\sin^2 \psi = 0,3$) der Co-Strahlung beträgt gemäß den beugungsgeometrischen Bedingungen des 311 Reflexes im Aluminium 14 µm, die der Cu-Strahlung 18 µm. Es ergibt sich daher für die Co-Strahlung eine Tiefe von 54 µm und für die Cu-Strahlung eine Tiefe von 58 µm, in den der Eigenspannungszustand ermittelt wurde.

4.4.2 Neutronenstrahlung

Die Untersuchungen mit Neutronenstrahlung wurden am Diffraktometer E3 des Forschungsreaktors BERII am Hahn-Meitner-Institut Berlin durchgeführt. In Abb. 4.5 ist der Aufbau dieses Neutronendiffraktometers schematisch dargestellt.

Die im Reaktor erzeugten Neutronen werden durch ein System von Filtern und Kollimatoren auf einen Monochromator gelenkt. Die Neutronen der ausgewählten Wellenlänge gelangen durch einen Sekundärkollimator und eine Blende auf die Probe. Die an der Probe gebeugten Neutronen werden mit einem BF₃-Vielkanaldetektor in einem Winkelbereich von 20=35°-115° registriert. Bei den Untersuchungen, die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführt wurden, wurde ein Cu 220-Monochromator benutzt, der mit θ_M =32,5° das Wellenlängenspektrum der Strahlung auf λ =0,13713±0,00006 nm begrenzt. Die absolute Detektorposition in 20 und die Lage des Maximums der Wellenlängenverteilung des Primärstrahls wurden durch Kalibriermessungen an einem Referenz-Eisenpulver bestimmt.



Abb. 4.5: Schematischer Aufbau des Diffraktometers E3 am Forschungsreaktor Berll am Hahn-Meitner-Institut Berlin

Mit Neutronenstrahlung wurden systematisch reibrührgeschweißte Bleche aus der Aluminiumlegierung 6013 untersucht. Eingeschränkt durch mechanische Gegebenheiten, wie z.B. die Erreichbarkeit der Messwinkel bei gegebener Wellenlänge, und durch die messbare Intensität, d.h. das erreichbare Reflex zu Untergrund Verhältnis, wurde für die Untersuchungen der Reflex 311 gewählt. Um die Eigenspannungszustände im Probeninneren zu erfassen, wurde das Volumenelement in die Mitte des Bleches platziert. Aus der Geometrie des Aufbaus lässt sich die Größe und Form des Messvolumenelements berechnen [BRU98]. Das Messvolumenelement kann als eine Raute mit einer großen Diagonale von 3,58 mm und einer kleinen Diagonale von 2,41 mm angesehen werden. Die schematische Darstellung des Messvolumenelements ist in Abb. 4.6 zu sehen.



Abb. 4.6: Schematische Darstellung des Messvolumenelements bei der Messung mit Neutronenstrahlung, wie es sich annährend mit den verwendeten Parametern nach [BRU98] ergibt.

4.4.3 Hochenergetische Synchrotronstrahlung

Die Untersuchungen mit hochenergetischer Synchrotronstrahlung wurden an der Beamline ID15a der European Synchrotron Radiation Facility (ESRF) durchgeführt. In Abb. 4.7 ist schematisch der Aufbau des Experimentes mit einer Probe aus einem Strangpressprofil (\emptyset = 35 mm) in vertikaler Probenanordnung dargestellt. Gemessen wurde in Transmissionsanordnung.

Aus dem Speicherring wurde ein Primärstrahl der weißen, hochenergetischen Röntgenstrahlung mit einem Energiebereich von ca. 30 bis 300keV ausgekoppelt. Das Messvolumenelement wurde durch ein Blendensystem im Primärstrahl und Sekundärstrahl, bestehend aus 10 mm Wolframkarbid, definiert. Die Blendenöffnung betrug primärseitig 1,0 mm x 0,1 mm und sekundärseitig 0,10 mm x 0,08 mm. Unter einem festen Winkel von 20=10° wurde die gebeugte Intensität mit einem Germanium Detektor energiedispersiv registriert. Aus der Geometrie des Aufbaus lässt sich die Größe des Messvolumenelement berechnen [BRU98].



Abb. 4.7: Aufbau des Experimentes an der Beamline ID15a der European Synchrotron Radiation Facility (ESRF), schematische Darstellung

Die Messungen an den Proben der stranggepressten Produkten wurden in den drei Hauptdehnungsrichtungen der Proben durchgeführt. Realisiert wurde dies durch entsprechende Drehung der Probe um ψ =90° bzw. φ =90° jeweils in zwei Richtungen. Das Messvolumen befand sich dabei vollständig in der Probe. Die zur vollständigen dreiachsigen Spannungsanalyse notwendigen Gitterebenabstände der dehnungsfreien Richtungen für das Silizium wurden durch Messung an pulverisiertem Probenmaterial durchgeführt. Dazu wurde Si-Pulver aus dem Werkstoff durch chemisches Auflösen des Aluminiums in 30%-iger NaOH hergestellt. Der Gitterebenenabstand der dehnungsfreien Richtungen des Aluminiums wurde aus der Gleichgewichtsbedingung berechnet. Da die Legierungselemente des Werkstoffes die Gitterebenenabstände beeinflussen, können die tabellierten Werte für Aluminium und Silizium nicht verwendet werden.



Abb. 4.8: Darstellung des Messvolumenelements, wie es sich annährend mit den verwendeten Parametern nach [BRU98] ergibt.

Die Texturbestimmungen aus den energiedispersiv registrierten Diffraktogrammen erfolgte nach den in [GER76] beschriebenen Zusammenhängen.

Die Eigenspannungsanalysen mit hochenergetischer Synchrotronstrahlung wurden für die mit einem Werkzeugdurchmesser von 22 mm reibrührgeschweißten Bleche von der Schweißnahtmitte (0 mm) bis in die WEZ bei 16 mm und für die mit einem Werkzeugdurchmesser von 15 mm reibrührgeschweißten Bleche von der Schweißnaht (0 mm) bis in die WEZ bei 10 mm durchgeführt. Durch die hohe Auflösung der hochenergetischen Synchrotronstrahlung konnte der Eigenspannungszustand von Rührzone und TMEZ in der Blechtiefe im Detail erfasst werden. Eigenspannungsanalysen wurde von der Blechunterseite (Schweißwurzel) bis in ca. 2 mm, das entspricht der halben Blechstärke, durchgeführt. Das Volumenelement wurde in seiner Breite auf 80 µm (Abb. 4.8) begrenzt, um die hohe Ortsauflösung zu gewährleisten.

4.5 Mechanische Werkstoffprüfung

Zur Bestimmung der mechanischen Werkstoffkennwerte von PM-AlSi25Cu4Mg1 wurden Zugversuche bei Umgebungstemperatur (RT) sowie 200°C und 300°C durchgeführt. Die Untersuchungen wurden an der Ruhr Universität Bochum und der Technischen Universität Berlin durchgeführt. Die Probenform nach DIN für die Zugversuche bei Umgebungstemperatur ist in Abb. 4.9 dargestellt, die Probenform nach DIN für die Zugversuche bei erhöhter Temperatur in Abb. 4.10.



Abb. 4.9: Zugprobe R2



Abb. 4.10: Warmzugprobe R6

Die Erwärmung der Proben für die Warmzugversuche erfolgte in einem Dreizonenofen. Die Aufheizzeit bis zum Beginn des Versuches betrug 90 Minuten. Die Verformungsgeschwindigkeit wurde bei allen Versuchen mit v=0,1 mm / min konstant gehalten. Das entspricht bei einer Messlänge von 30 mm einer Dehnrate von $\dot{\epsilon} = 5,56 \cdot 10^{-1} s^{-1}$. Gemessen wurde die Kraft *F* und, mittels induktivem Wegaufnehmer, der Weg. Die Messgrößen wurden mit einem Datenerfassungssystem aufgezeichnet. Es wurden Spannungs-Dehnungsdiagramme erstellt und daraus die Kennwerte Streckgrenze R_{p0,2} R_{p1}, die Zugfestigkeit R_m, die Gleichmaßdehnung A_g und die Gesamtdehnung A ermittelt.

5 Ergebnisse

5.1 Strangpressprodukte aus PM-AISi25Cu4Mg1

5.1.1 Strangpressen

Indirektes Strangpressen

In Abb. 5.1 ist das beim indirekten Strangpressen aufgenommenes Kraft-Weg-Diagramm mit den Pressparametern Bolzeneinsatztemperatur 450°C und Stempelgeschwindigkeit 1,5 mm/s dargestellt. Es sind die zwei Kraftkurven, die Gesamtkraft und Matrizenkraft, sowie der Istwert der Stempelgeschwindigkeit über den Stempelweg aufgetragen.



Abb. 5.1: Axiale Kräfte und Stempelgeschwindigkeit in Abhängigkeit vom Stempelweg (indirektes Strangpressen, Bolzeneinsatztemperatur 450°C, Stempelgeschwindigkeit 1,5 mm/s)

Zu Beginn des Pressvorgangs wird der Bolzen auf den Aufnehmerinnendurchmesser aufgestaucht. Der lineare Anstieg der Gesamt- und der Matrizenkraft zu Beginn des Strangpressvorgangs (Stempelweg ~11 mm) ist auf das Aufstauchen zurückzuführen. Bei Erreichen einer Presskraft von etwa 2,8 MN wird die Stempelgeschwindigkeit auf einen Werte von 1,5 mm/s eingeregelt. Nach Überschreiten des Presskraftmaximums ist ein geringer sogenannter "Durchhang" zuerkennen.

Die nach dem Pressen an den Pressresten ermittelten Temperaturen waren etwas höher als die Bolzeneinsatztemperaturen. Im Fall der Bolzeneinsatztemperatur von 300°C betrug der Temperaturanstieg des Bolzens beim Pressen ca. 20°C, bei der Bolzeneinsatztemperatur von 400°C betrug der Temperaturanstieg ca. 10°C und bei der Bolzeneinsatztemperatur von 450°C erhöhte sich die Temperatur um ca. 17°C.

Die Matrizenkräfte im quasistationären Bereich des Strangpressvorgangs (Stempelweg ~90 mm) aller indirekt durchgeführten Pressungen (mit verschiedener Bolzeneinsatztemperatur, aber gleichbleibender Stempelgeschwindigkeit von 1,5 mm/s) sind in Abb. 5.2 in Abhängigkeit von der Bolzeneinsatztemperatur zusammengefasst dargestellt.



Abb. 5.2: Matrizenkräfte in Abhängigkeit von der Bolzeneinsatztemperatur (indirektes Strangpressen, 1,5 mm/s Stempelgeschwindigkeit)

Es ist ein linearer Abfall der erforderlichen Matrizenkraft mit steigender Bolzeneinsatztemperatur zuerkennen. Die für das indirekte Strangpressen eines Bolzens aus PM AlSi25Cu4Mg1 erforderliche Matrizenkraft beträgt 4,5 MN, wenn die Bolzeneinsatztemperatur 300°C ist. Beim indirekten Strangpressen eines vergleichbaren Bolzens mit einer Bolzeneinsatztemperatur von 450°C ist die erforderliche Matrizenkraft mit 2,5 MN um 50% geringer. Die Matrizenkräfte im quasistationären Bereich des Strangpressvorgangs (Stempelweg ~90 mm) aller nach dem Verfahren des indirekten Strangpressens durchgeführten Pressungen bei einer Bolzeneinsatztemperatur von 300°C sind in Abb. 5.3 in Abhängigkeit von der Stempelgeschwindigkeit zusammenfassend dargestellt.



Abb. 5.3: Matrizenkräfte in Abhängigkeit von der Stempelgeschwindigkeit (indirektes Strangpressen, 300°C Bolzeneinsatztemperatur)

Bei Stempelgeschwindigkeiten von 0,75 mm/s, 1,5 mm/s, und 3 mm/s konnte kein signifikanter Unterschied in der Höhe der Presskräfte verzeichnet werden. Die Werte der Matrizenkraft variieren innerhalb der Varianz der Werte, die bei mehreren Pressvorgängen bei 300°C Bolzeneinsatztemperatur und Stempelgeschwindigkeit von 1,5 mm/s bestimmt wurden. Bei deutlicher Erhöhung der Stempelgeschwindigkeit ist ein Trend zu höheren Matrizenkräften zu erkennen. Eine Erhöhung der Stempelgeschwindigkeit auf 10 mm/s hat eine Erhöhung der Matrizenkraft um etwa 20 % auf 5,1 MN zur Folge. Bei nochmals erhöhten Stempelgeschwindigkeiten wiesen die Pressprodukte Warmrisse auf. So traten bei einer Stempelgeschwindigkeit von 15 mm/s Warmrisse im hinteren Drittel der Produktlänge und bei einer Stempelgeschwindigkeit von 20 mm/s Warmrisse ab etwa der Hälfte der Produktlänge auf.

Die Abb. 5.4 zeigt die Warmrisse am Pressrest eines bei einer Bolzeneinsatztemperatur von 300°C mit einer Stempelgeschwindigkeit von 15 mm/s indirekt stranggepressten Produktes.



Abb. 5.4: Warmrisse am Pressrest, (indirektes Strangpressen, Bolzeneinsatztemperatur 300°C, Stempelgeschwindigkeit 15 mm/s

Direktes Strangpressen

In Abb. 5.5 ist ein beim direkten Strangpressen aufgenommenes Kraft-Weg-Diagramm mit den Pressparametern Bolzeneinsatztemperatur 350°C und 1,5 mm/s Stempelgeschwindigkeit dargestellt. In dem Diagramm sind drei Kraftkurven, welche die Gesamtkraft, die Matrizenkraft und die Reibungskraft kennzeichnen, sowie der Istwert der Stempelgeschwindigkeit eingezeichnet.


Abb. 5.5: Axiale Kräfte und Stempelgeschwindigkeit in Abhängigkeit vom Stempelweg (direktes Strangpressen, Bolzeneinsatztemperatur 350°C, Stempelgeschwindigkeit 1,5 mm/s)

Der lineare Kraftanstieg zu Beginn des Strangpressvorgangs, bis zu einem Stempelweg von ca. 11 mm, ist auf das Aufstauchen des Bolzens auf Aufnehmerinnendurchmesser zurückzuführen. Die Reibungskraft sinkt nach dem Kraftmaximum zu Beginn der Pressung. Die Matrizenkraft fällt stetig nach Durchschreiten eines Maximums zu Beginn der Pressung ab. Die Gesamtkraft, die sich aus Reibungs- und Matrizenkraft zusammensetzt, sinkt dementsprechend mit zunehmendem Stempelweg.

Der nach dem Presskraftmaximum auftretende Kraftabfall hat in Verbindung mit der im System gespeicherten elastischen Energie einen Geschwindigkeitssprung zur Folge, der nur bedingt ausgeregelt werden konnte. Die erhöhte Stempelgeschwindigkeit führte zu feinen Warmrissen im vorderen Teil des Stranges [MÜL99]. Dieser Effekt zeigte sich bei den Versuchen mit Bolzeneinsatztemperatur 350°C und 400°C, dagegen nicht bei einer Bolzeneinsatztemperatur von 300°C. Eine Erhöhung der Stempelgeschwindigkeit von 1,5 mm/s auf 7,5 mm/s bei einer Bolzeneinsatztemperatur von 400°C führte zur Entstehung von Warmrissen im Bereich der gesamten Produktlänge.

Bei einer Bolzeneinsatztemperatur von 300°C wurde unmittelbar nach dem Pressen, mit einer Stempelgeschwindigkeit von 1,5 mm/s, an der Produktoberfläche eine

Temperatur von ca. 400°C ermittelt; das entspricht einer Temperaturerhöhung von etwa 100°C. Bei einer Bolzeneinsatztemperatur von 350°C wurde eine Temperaturerhöhung von etwa 70°C und bei einer Bolzeneinsatztemperatur von 400°C eine Temperaturerhöhung von etwa 40°C ermittelt.

Die Matrizenkräfte im quasistationären Bereich des Strangpressvorgangs (Stempelweg ~90 mm) aller nach dem Verfahren des direkten Strangpressens durchgeführten Pressungen mit verschiedener Bolzeneinsatztemperatur aber gleichbleibender Stempelgeschwindigkeit von 1,5 mm/s sind in Abb. 5.6 in Abhängigkeit von der Bolzeneinsatztemperatur zusammenfassend dargestellt.



Abb. 5.6: Matrizenkräfte in Abhängigkeit von der Bolzeneinsatztemperatur (direktes Strangpressen, 1,5 mm/s Stempelgeschwindigkeit)

Es ist ein linearer Abfall der Matrizenkraft bei steigender Bolzeneinsatztemperatur zu erkennen. Die für das direkte Strangpressen eines Bolzens aus PM AlSi25Cu4Mg1 erforderliche Matrizenkraft beträgt 3,4 MN, wenn die Bolzeneinsatztemperatur 300°C ist. Beim indirekten Strangpressen eines vergleichbaren Bolzens mit einer Bolzeneinsatztemperatur von 400°C ist die erforderliche Matrizenkraft mit 2,2 MN um 35% geringer.

Die Reibungskräfte im quasistationären Bereich des Strangpressvorgangs (Stempelweg ~90 mm) aller nach dem Verfahren des direkten Strangpressens durchgeführten Pressungen mit verschiedener Bolzeneinsatztemperatur, aber gleichbleibender Stempelgeschwindigkeit von 1,5 mm/s, sind in Abb. 5.7 in Abhängigkeit von der Bolzeneinsatztemperatur zusammenfassend dargestellt.



Abb. 5.7: Reibungskräfte in Abhängigkeit von der Bolzeneinsatztemperatur (direktes Strangpressen, 1,5 mm/s Stempelgeschwindigkeit)

Abb. 5.7 zeigt, dass die Reibungskraft bei einer Stempelgeschwindigkeit von 1,5 mm/s einen linearen Abfall mit steigender Bolzeneinsatztemperatur aufweist. Zurückzuführen ist dies auf die Temperaturerhöhung der Pressbolzen während des Strangpressvorgangs.

5.1.2 Mikrostruktur

Siliziumpartikel und Ausscheidungen

Die lichtmikroskopische Betrachtung der Querschliffe der Pressprodukte zeigt eine Aluminiummatrix, die 26 \pm 3 Volumenprozent Siliziumpartikel enthält. Die Siliziumpartikel sind gleichmäßig und fein verteilt (Abb. 5.8). Der Durchmesser der Siliziumpartikel variiert zwischen 5 µm und 15 µm. Hinsichtlich ihres Gefüges unterscheiden sich die Strangpressprodukte, die durch indirektes und direktes Strangpressen mit vergleichbaren Bolzeneinsatztemperaturen und Stempelgeschwindigkeiten hergestellt wurden, nicht. Indirekt wie auch direkt stranggepresste Proben zeigen, bei der Betrachtung im Licht- und Rasterelektronenmikroskop, keine signifikante Abhängigkeit des Gefüges von der Bolzeneinsatztemperatur und der Stempelgeschwindigkeit. Die Verteilung der Siliziumpartikel ist in allen untersuchten Proben, in Längs- und Querrichtung der Strangpressprofile, homogen. Eine Ausrichtung der Siliziumpartikel in Strangpressrichtung ist nicht zu erkennen (Abb. 5.9).

Neben den Siliziumpartikeln sind bei hoher Vergrößerung im Schliffbild (Abb. 5.10) bzw. bei Untersuchungen im Rasterelektronenmikroskop (Abb. 5.11) auch feinere Partikel in der Matrix zu erkennen.



Abb. 5.8: Lichtmikroskopische Aufnahme, Querschliff, geätzt mit 1%-iger NaOH (indirekt stranggepresstes PM AlSi25Cu4Mg1, Bolzeneinsatztemperatur 300°C, Stempelgeschwindigkeit 1,5 mm/s)



Abb. 5.9: Lichtmikroskopische Aufnahme, Längsschliff, geätzt mit 1%-iger NaOH (indirekt stranggepresstes PM AlSi25Cu4Mg1, Bolzeneinsatztemperatur 300°C, Stempelgeschwindigkeit 1,5 mm/s)



Aluminiummatrix

Abb. 5.10: Lichtmikroskopische Aufnahme, Querschliff, geätzt mit 1%-iger NaOH (indirekt stranggepresstes PM AlSi25Cu4Mg1, Bolzeneinsatztemperatur 300°C, Stempelgeschwindigkeit 1,5 mm/s)



Abb. 5.11: REM Aufnahme, Querschliff, geätzt mit 1%-iger NaOH (indirekt stranggepresstes PM AlSi25Cu4Mg1, Bolzeneinsatztemperatur 450°C, Stempelgeschwindigkeit 1,5 mm/s) Mittels EDX wurden die im REM weiß erscheinenden Partikel als kupferreiche Phase identifiziert. Die hellgrauen, zum Teil direkt am etwas dunkler erscheinenden Silizium anschließenden Partikel sind eine magnesiumreiche Phase.

Transmissionselektronenmikroskopische Aufnahmen zeigen, dass nahezu alle Siliziumpartikel Stapelfehler enthalten (Abb. 5.12). Diese Stapelfehler liegen sowohl in den Siliziumpartikeln der stranggepressten Profile als auch im sprühkompaktierten Ausgangszustand vor dem Strangpressen vor. Dies lässt darauf schließen, dass die Stapelfehler während des Sprühkompaktierprozesses entstanden oder bereits im Vormaterial enthalten sind und nicht durch das Strangpressen verursacht wurden.



Abb. 5.12: Siliziumpartikel mit Stapelfehlern in der Aluminiummatrix

5 Ergebnisse



Hellfeldaufnahme



Dunkelfeldaufnahme



Indiziertes Beugungsbild

Abb. 5.13: TEM Hellfeld-, Dunkelfeldaufnahmen und Beugungsbild, Identifizierung kleiner Ausscheidungen als (kleine) Siliziumpartikel (Pressbolzen, sprühkompaktiert und homogenisiert)

Neben den Siliziumpartikeln und den intermetallischen Ausscheidungen sind im Transmissionselektronenmikroskop weitere, erheblich kleinere inkohärente Teilchen zu erkennen. Mit Hilfe von TEM-Aufnahmen im Hell- und Dunkelfeld-Modus sowie Beugungsbildern wurden die inkohärenten Teilchen als kleine Siliziumpartikel (Abb. 5.13) sowie als Al₂Cu-Partikel (Abb. 5.14) und als Mg₂Si-Partikel identifiziert.



Hellfeldaufnahme



Dunkelfeldaufnahme



Indiziertes Beugungsbild

Abb. 5.14: TEM-Aufnahmen und Beugungsbild, Identifizierung kleiner Ausscheidungen als Al₂Cu-Partikel (Pressbolzen, sprühkompaktiert und homogenisiert) Die inkohärenten Teilchen, die nur im TEM zu erkennen sind, sind in den bei 450°C verpressten Proben (Abb. 5.15) kleiner und feiner verteilt, als in den bei 300°C stranggepressten Proben (Abb. 5.16).



Abb. 5.15: TEM-Aufnahmen der Aluminiummatrix mit Ausscheidung, (indirekt stranggepresstes PM AlSi25Cu4Mg1, Bolzeneinsatztemperatur 450°C, Stempelgeschwindigkeit 1,5 mm/s)



Abb. 5.16: TEM-Aufnahmen der Aluminiummatrix mit Ausscheidung (indirekt stranggepresstes PM AlSi25Cu4Mg1, Bolzeneinsatztemperatur 300°C, Stempelgeschwindigkeit 1,5 mm/s)

Aluminiummatrix

Die Korngröße der Aluminiummatrix im Vormaterial beträgt ca. 4µm, die Korngröße der Aluminiummatrix des stranggepressten Werkstoffs unterscheidet sich hiervon nicht signifikant. Ein Vergleich der Korngröße in Quer- und Längsrichtung (Abb. 5.17 und Abb. 5.18) der stranggepressten Profile lässt erkennen, dass die Kornstreckung in Pressrichtung sehr gering ist. Die Abb. 5.17, Abb. 5.18 und Abb. 5.19 zeigen die mit 1%-iger NaOH geätzten metallographischen Schliffe im Differentialinterferenzkontrast (DIC). Es besteht keine signifikante Abhängigkeit der Korngröße der Alumini-ummatrix von der Bolzeneinsatztemperatur, der Stempelgeschwindigkeit und vom Strangpressverfahren (indirektes oder direktes Strangpressen).



Abb. 5.17: Lichtmikroskopische Aufnahme, Querschliff, geätzt mit 1%-iger NaOH, DIC (indirekt stranggepresstes PM AlSi25Cu4Mg1, Bolzeneinsatztemperatur 300°C, Stempelgeschwindigkeit 1,5 mm/s)



Abb. 5.18: Lichtmikroskopische Aufnahme, Längsschliff, geätzt mit 1%-iger NaOH, DIC (indirekt stranggepresstes PM AlSi25Cu4Mg1, Bolzeneinsatztemperatur 300°C, Stempelgeschwindigkeit 1,5 mm/s)



Abb. 5.19: Lichtmikroskopische Aufnahme, Querschliff, geätzt mit 1%-iger NaOH, DIC (direkt stranggepresstes PM AlSi25Cu4Mg1, Bolzeneinsatztemperatur 300°C, Stempelgeschwindigkeit 1,5 mm/s)

5.1.3 Textur

Textur in Längsrichtung

Die Textur der Aluminiummatrix ist im sprühkompaktierten Zustand und nach einer anschließenden homogenisierenden Glühung nahezu isotrop. Dieses ist an den inversen Polfiguren in axialer Richtung (Abb. 5.20) und an den φ_1 -Schnitten bei 0° und 45° (Abb. 5.21) zu erkennen.



Abb. 5.20: Inverse Polfiguren der Aluminiummatrix einer sprühkompaktierten Probe und einer bei 520°C homogenisierten Probe



Abb. 5.21: φ₁-Schnitte der ODF der Aluminiummatrix einer sprühkompaktierten Probe und einer bei 520°C homogenisierten Probe

Indirektes Strangpressen

Die Aluminiummatrix weist, nach dem indirekten Strangpressen, eine <100>/<111> Doppelfasertextur auf. Dies ist an den inversen Polfiguren in axialer Richtung (Abb. 5.22) und an den φ_1 -Schnitten der ODF (Abb. 5.23) zu erkennen. Die Siliziumpartikel

<111>

<110>

1.00

1.40

2.00

3.10

4.20

zeigen weder im sprühkompaktierten Zustand noch nach dem Strangpressen eine Vorzugsrichtung.



Bolzentemperatur 300°C, Stempelgeschwindigkeit 1,5 mm/s Bolzentemperatur 450°C, Stempelgeschwindigkeit 1,5 mm/s

MAX.=4.39

<100>

Abb. 5.22: Inverse Polfiguren der Aluminiummatrix in axialer Richtung indirekt stranggepresster Profile



Stempelgeschwindigkeit 1,5 mm/s

Abb. 5.23: ϕ_1 -Schnitte der ODF der Aluminiummatrix indirekt stranggepresster Profile Mit steigender Bolzeneinsatztemperatur die Stärke der steigt <100>-Faserkomponente erheblich während die Stärke der an, <111>-Faserkomponente der Strangpressprodukte nahezu unabhängig von der Bolzeneinsatztemperatur ist.

Ebenso ist die <111>-Faserkomponente nahezu unabhängig von der Pressgeschwindigkeit. Die Stärke der <100>-Faserkomponente nimmt hingegen mit steigender Pressgeschwindigkeit zu. Dies ist an den inversen Polfiguren in axialer Richtung zu erkennen (Abb. 5.24).



Abb. 5.24: Inverse Polfiguren der Aluminiummatrix in axialer Richtung indirekt stranggepresster Profile

Der Einfluss einer Wärmebehandlung nach dem Strangpressen auf die Textur wurde an den indirekt stranggepressten Produkten (Bolzeneinsatztemperatur 300°C, Stempelgeschwindigkeit 1,5 mm/s), untersucht. Die Proben wurden an Luft bei 500°C bzw. 550°C geglüht und anschließend in Wasser abgeschreckt. An den inversen Polfiguren (Abb. 5.25) und den φ_1 -Schnitten der ODF (Abb. 5.26) der wärmebehandelten Profile ist der Einfluss der Temperatur bei der Wärmebehandlung auf die Stärke der Textur deutlich zuerkennen.

5 Ergebnisse







geglüht bei 500 °C, 5 Stunden



geglüht bei 550°C, 5 Stunden



Nach einer fünfstündigen Glühung bei 500°C und anschließender Abkühlung in Wasser hat sich die Stärke der <100>-Faserkomponente deutlich erhöht, die Stärke der <111>-Faserkomponente ist weitgehend erhalten geblieben. Durch eine fünfstündigen Glühung bei 550°C und anschließender Abkühlung in Wasser wurden die Stärke und die Schärfe der <100>-Faserkomponente deutlich gesteigert, die Stärke der <111>-Faserkomponente wurde verringert.

Die Textur in Längsrichtung der einzelnen Profile ist weitgehend homogen. Bereits am Stranganfang bildet sich die <100>/<111>-Doppelfasertextur aus. In Abb. 5.27 sind die φ_1 -Schnitte der ODF der Aluminiummatrix in Abhängigkeit von der ausgepressten Länge am Beispiel des bei 450°C mit einer Stempelgeschwindigkeit von 1,5 mm/s indirekt stranggepressten Profils dargestellt. Es ist zu erkennen, dass die <111>-Faserkomponente bei 30 mm Abstand vom Stranganfang relativ stark ist.



100 mm vom Stranganfang

Abb. 5.27: ϕ_1 -Schnitte der ODF der Aluminiummatrix in Abhängigkeit von der ausgepressten Länge (indirektes Strangpressen, Bolzeneinsatztemperatur 450°C, Stempelgeschwindigkeit 1,5 mm/s)

<111>

<110>

1.00

1.10

1.40

1.80

2.50

1.00

1.40

2.30

2.80

3.40

<111>

<110>

Direktes Strangpressen

Ebenso wie nach dem indirekten Strangpressen weist die Aluminiummatrix auch nach dem direkten Strangpressen eine <100>/<111> Doppelfasertextur auf. Dargestellt ist dies an den inversen Polfiguren der axialen Richtung des Stranges (Abb. 5.28) und an den φ_1 -Schnitten der ODF (Abb. 5.29).



Bolzeneinsatztemeratur 400°C Stempelgeschwindigkeit 1,5 mm/s

6

2.40

2.80

Bolzeneinsatztemeratur 400°C Stempelgeschwindigkeit 7,5 mm/s

1

4

5

6

Abb. 5.28: Inverse Polfiguren der Aluminiummatrix in axialer Richtung direkt stranggepresster Profile



Abb. 5.29: ϕ_1 -Schnitte der ODF der Aluminiummatrix direkt stranggepresster Profile

Die durch das direkte Strangpressen mit Bolzeneinsatztemperaturen zwischen 300°C und 450°C hergestellten Produkte zeigen eine geringe Abhängigkeit der

<100>-Faserkomponente und der <111>-Faserkomponente von der Bolzeneinsatztemperatur. Bei einer Bolzeneinsatztemperatur von 400°C steigt die Stärke der <100>-Faserkomponente durch eine Erhöhung der Stempelgeschwindigkeit von 1,5 mm/s auf 7,5 mm/s an. Die Stärke der <111>-Faserkomponente geht durch die Erhöhung der Stempelgeschwindigkeit geringfügig zurück (Abb. 5.29).

Texturverlauf über den Profilquerschnitt

Probeninneres

Die Textur über dem Profilquerschnitt der indirekt stranggepressten Produkte wurde mit Hilfe der energiedispersiv registrierten Diffraktogramme nach den in [GER76] beschriebenen Zusammenhängen ermittelt. In Abb. 5.30 sind die mit hochenergischer Synchrontonstrahlung aufgenommen Spektren am Beispiel einer bei 300°C indirekt stranggepressten Probe dargestellt, die in axialer Richtung an den einzeln Positionen ermittelt wurden. Der Energiebereich von 55 keV bis 73 keV ist als Ausschnitt in Abb. 5.31 dargestellt. Die Intensität der gebeugten Strahlung ist in Abhängigkeit von der Energie aufgetragen, die Messzeit betrug 10 Minuten pro Messstelle. Die Reflexe sind mit den Indizes versehen; die Indizes der zur Auswertung herangezogenen Reflexe sind hervorgehoben.



Abb. 5.30: Spektren mit Indizierung, aufgenommen in axialer Richtung an verschiedenen Positionen des Profilquerschnitts (indirektes Strangpressen, Bolzeneinsatztemperatur 300°C, Stempelgeschwindigkeit 1,5 mm/s)



Abb. 5.31: Ausschnitt des Energiebereichs 90 keV bis 107 keV aus der Abb. 5.30

Die Orientierungsverteilungen p_{hkl} der einzeln untersuchten Produkte sind über den Radius *r* der Proben dargestellt, wobei *r*=0 der Probenmitte entspricht (Abb. 5.32 bis Abb. 5.35). Auf diese Art konnten Texturanalysen über den Probenquerschnitt bis ca. 2 mm unterhalb der Probenoberfläche (Mantelfläche) durchgeführt werden.



Abb. 5.32: Orientierungsverteilung p_{hkl} über dem Profilquerschnitt (indirektes Strangpressen, Bolzeneinsatztemperatur 300°C, Stempelgeschwindigkeit 1,5 mm/s)



Abb. 5.33: Orientierungsverteilung p_{hkl} über dem Profilquerschnitt (indirektes Strangpressen, Bolzeneinsatztemperatur 450°C, Stempelgeschwindigkeit 1,5 mm/s)



Abb. 5.34: Orientierungsverteilung p_{hkl} über dem Profilquerschnitt (indirektes Strangpressen Bolzeneinsatztemperatur 300°C, Stempelgeschwindigkeit 0,75 mm/s)



Abb. 5.35: Orientierungsverteilung p_{hkl} über dem Profilquerschnitt (indirektes Strangpressen Bolzeneinsatztemperatur 300°C, Stempelgeschwindigkeit 10 mm/s)

In allen untersuchten Proben sind die p_{hkl} -Werte der 400 Reflexe deutlich höher als die der anderen Reflexe, sie weisen auch die stärksten Unregelmäßigkeiten auf. Die nominell höchsten p_{hkl} -Werte der 400 Reflexe weist das Produkt, welches bei 450°C mit einer Stempelgeschwindigkeit von 1,5 mm/s indirekt verpresst wurde, auf. Von der gleichmäßigen Verteilung im Probeninneren nimmt der Wert p_{hkl} von r=10 mm bis r=12,5 mm zu. Ab r=12,5 mm bis nahe zum Probenrand bei r=16,25 mm, das entspricht ca. 1,5 mm unterhalb der Probenoberfläche (Mantelfläche), nimmt der Wert kontinuierlich ab. Die höchsten Inhomogenitäten der Textur weist das Produkt, welches bei 300°C mit einer Stempelgeschwindigkeit von 10 mm/s indirekt verpresst wurde, auf. Die p_{hkl} -Werte der Reflexe 311, 222 und 331 zeichnen sich an allen untersuchten Proben durch ihre geringe Höhe und einen gleichmäßigen Verlauf über den Probenquerschnitt bis zu ca. 7 mm unterhalb der Probenoberfläche aus.

Oberflächennaher Bereich

Die Texturanalysen im oberflächennahen Bereich erfolgten an Längsschliffen der indirekt und der direkt stranggepressten Produkte. Um eine Aussage hinsichtlich der Texturentwicklung über den Querschnitt treffen zu können, wurden Untersuchungen an Längsschliffen aus unterschiedlichen Tiefen der Produkte vorgenommen. Die ermittelten C-Koeffizienten wurden von Querrichtung in Axialrichtung transformiert, d.h. um 90° gedreht. Die Ergebnisse dieser Texturanalysen sind in Form von Polfiguren der 100-, 110- und 111-Reflexe dargestellt (Abb. 5.36 bis Abb. 5.40).



Abb. 5.36: Polfiguren des 100-, 110- und 111-Reflexes an Längsschliffen in unterschiedlichen Abständen zur Mantelfläche (indirektes Strangpressen, Blockeinsatztemperatur 300°C, Stempelgeschwindigkeit 1,5 mm/s)



Abb. 5.37: Polfiguren des 100-, 110- und 111-Reflexes an Längsschliffen in unterschiedlichen Abständen zur Mantelfläche (indirektes Strangpressen, Blockeinsatztemperatur 450°C, Stempelgeschwindigkeit 1,5 mm/s)



Abb. 5.38: Polfiguren des 100-, 110- und 111-Reflexes an Längsschliffen in unterschiedlichen Abständen zur Mantelfläche (indirektes Strangpressen, Blockeinsatztemperatur 300°C, Stempelgeschwindigkeit 10 mm/s)



Abb. 5.39: Polfiguren des 100-, 110-und 111-Reflexes an Längsschliffen in unterschiedlichen Abständen zur Mantelfläche (direktes Strangpressen, Blockeinsatztemperatur 300°C, Stempelgeschwindigkeit 1,5 mm/s)



Abb. 5.40: Polfiguren des 100-, 110-und 111-Reflexes an Längsschliffen in unterschiedlichen Abständen zur Mantelfläche (direktes Strangpressen, Blockeinsatztemperatur 400°C, Stempelgeschwindigkeit 1,5 mm/s)

In allen untersuchten Produkten nehmen die Stärke und die Schärfe der <100>-Faserkomponente in Oberflächennähe der Produkte (Mantelfläche) ab.

Weiterhin ist zu erkennen, dass die <100>-Faserkomponente an der Oberfläche (0,8 mm) abknickt. Deutlich ist das Abknicken der<100>-Faserkomponente bei den mit Bolzeneinsatztemperatur 300°C und einer Stempelgeschwindigkeit von 1,5 mm/s indirekt (Abb. 5.36) und direkt (Abb. 5.39) stranggepressten Produkten zu erkennen. Am Rand des indirekt gepressten Produkte kippt die <100>-Faserkomponente um ~30° und am Rand des direkt gepressten Produktes um ~25° von der Längsachse des Produktes ab.

An der mit Bolzeneinsatztemperatur 300°C und erhöhter Stempelgeschwindigkeit von 10 mm/s (Abb. 5.38) indirekt stranggepressten Probe, ist das Abkippen geringer, die <100>-Faserkomponente kippt um ~5° von der Längsachse des Produktes ab.

Bei höheren Bolzeneinsatztemperaturen ist das Abkippen der <100>-Faserkomponente noch etwas geringer. Das zeigen die Ergebnisse der indirekt stranggepressten Proben mit Bolzeneinsatztemperatur 450°C (Abb. 5.37) und der bei Bolzeneinsatztemperatur 400°C direkt stranggepressten Probe (Abb. 5.40). Bei Beiden kippt die <100>-Faserkomponente um ~3° von der Längsachse des Produktes ab.

Die direkt stranggepressten Produkte weisen eine schärfere Textur als indirekt stranggepresste Produkte auf.

Die Stärke und Schärfe der <111>-Faserkomponente sowie die Stärke der <110> Textur nehmen zur Oberfläche hin in allen untersuchten Proben kaum ab. Die Stärke der <110> Textur ist bei höherer Bolzeneinsatztemperatur bei sonst gleichen Pressparametern sowohl beim indirekten wie auch beim direkten Strangpressen größer.

5.1.4 Eigenspannungen

Probeninneres

Die Eigenspannungen im Volumen des stranggepressten Werkstoffes PM-AlSi25Cu4Mg1 wurden mit hochenergetischer Synchrotronstrahlung an der ESRF in Grenoble, Frankreich ermittelt. Das Volumenelement wurde in seiner Breite auf 80 µm begrenzt, um eine hohe Ortsauflösung zu gewährleisten. Aus der rotationssymmetrischen Geometrie der Probe und dem Strangpressprozess sind die Hauptspannungsrichtungen bekannt und die Messungen und Auswertung konnten in allen drei Hauptspannungsrichtungen, d.h. in Umfangs-, radialer und axialer Richtung durchgeführt werden.

In Abb. 5.41 sind drei mit hochenergischer Synchrontonstrahlung aufgenommen Spektren der drei Hauptspannungsrichtungen am Beispiel einer bei 450°C indirekt stranggepressten Probe dargestellt, die in der in der Probenmitte ermittelt wurden. Der Energiebereich von 90 keV bis 107 keV ist als Ausschnitt in Abb. 5.42 dargestellt. Die Intensität der gebeugten Strahlung ist in Abhängigkeit von der Energie aufgetragen, die Messzeit betrug 10 Minuten pro Messstelle. Die Reflexe sind mit den Indizes versehen; die Indizes der zur Auswertung herangezogenen Reflexe sind hervorgehoben. Die Auswahl der Reflexe zur Bestimmung der Eigenspannungen wurde unter Berücksichtigung der in [EVE75, DÖL77b, DÖL78, HAU97] gegebenen Empfehlung für texturierte Werkstoffe sowie im Hinblick auf eine ausreichende Reflexintensität getroffen. Weiterhin wurden Reflexe verwendet, die sich nicht mit benachbarten Reflexen überlagern.



Abb. 5.41: Spektren mit Indizierung, aufgenommen in der Mitte der Probe (indirektes Strangpressen, Bolzeneinsatztemperatur 450°C, Stempelgeschwindigkeit 1,5 mm/s)



Abb. 5.42: Ausschnitt des Energiebereichs 90 keV bis 107 keV aus der Abb. 5.41

Die für die Auswertung nach Gleichung (2.35) benötigten Werte für die Netzebenenabstände des dehnungsfreien Zustandes d₀^(hkl) wurden im Falle des Siliziums aus Messungen an Pulver bestimmt. Das Siliziumpulver wurde durch chemische Auflösung der Aluminiummatrix des AlSi25Cu4Mg1 in 10%-iger Salzsäure hergestellt.

Die für die Auswertung nach Gleichung (2.35) benötigten Werte des dehnungsfreien Zustandes d₀^(hkl) der Matrix der Aluminiumlegierung wurden aus der Gleichgewichtsbedingung für die Eigenspannungskomponente in axialer Richtung ermittelt. Aus der rotationssymmetrischen Geometrie des Strangpressproduktes und der Belastung während des Strangpressvorgangs ergibt sich, dass die drei Hauptspannungsrichtungen mit der Radial-, Umfangs- und Längsrichtung des Strangpressproduktes übereinstimmen.

Nach Gleichung (2.32) wurden die phasenspezifischen Eigenspannungen $\langle \sigma \rangle_{\alpha}$ in allen drei Hauptspannungsrichtungen an jedem Messpunkt berechnet. Die Auswertung an unterschiedlichen Reflexen ergab eine Messgenauigkeit von ca. ±80 MPa der phasenspezifischen Eigenspannungen. In Abb. 5.43 sind die phasenspezifischen Eigenspannungen der Probe dargestellt, die mit einer Bolzeneinsatztemperatur von 450°C indirekt stranggepresst wurde. Die phasenspezifischen Eigenspannungen sind an allen untersuchten Stellen im Inneren der Proben nahezu gleich groß.



Abb. 5.43: Abhängigkeit der phasenspezifischen Eigenspannungen von Aluminium und Silizium in den drei Hauptspannungsrichtungen vom Abstand zur Probenmitte (indirektes Strangpressen, Bolzeneinsatztemperatur 450°C, Stempelgeschwindigkeit 1,5 mm/s)

Entsprechend den Volumenanteilen V_{α} der Phasen gewichtet, ergeben sich die Eigenspannungen I. Art σ^{I} nach Gleichung (2.19) und die Eigenspannungen II. Art $\langle \sigma^{II} \rangle_{\alpha}$ nach Gleichung (2.20).



Abb. 5.44: Eigenspannungen für Aluminium und Silizium in axialer Richtung in Abhängigkeit vom Querschnitt (Bolzeneinsatztemperatur 450°C, Stempelgeschwindigkeit 1,5 mm/s, indirekt stranggepresst)

In Abb. 5.44 sind die phasenspezifischen Eigenspannungen $\langle \sigma \rangle_{\alpha}$ für Aluminium und Silizium, die Eigenspannungen II. Art $\langle \sigma^{II} \rangle_{\alpha}$ für Aluminium und Silizium und die Eigenspannungen I. Art σ^{I} jeweils in axialer Richtung in Abhängigkeit vom Abstand zur Probenmitte für eine bei 450°C indirekt stranggepresste Probe dargestellt. Die Makroeigenspannungen fluktuieren um Null zeigen keinen Trend in ihrem Verlauf zwischen Probenmitte und Rand. Die Aluminiummatrix weist Zugmikroeigenspannungen $\langle \sigma^{II} \rangle_{AI}$ von etwa 75 MPa auf, während die Siliziumpartikeln Druckmikroeigenspannungen gen $\langle \sigma^{II} \rangle_{Si}$ von etwa -250 MPa aufweisen.



Abb. 5.45: Eigenspannungen für Aluminium und Silizium in axialer Richtung, in Abhängigkeit vom Querschnitt (Bolzeneinsatztemperatur 300°C, Stempelgeschwindigkeit 1,5 mm/s, indirekt stranggepresst)

In Abb. 5.45 sind die phasenspezifischen Eigenspannungen $\langle \sigma \rangle_{\alpha}$ für Aluminium und Silizium, die Eigenspannungen II. Art $\langle \sigma^{II} \rangle_{\alpha}$ für Aluminium und Silizium und die Eigenspannungen I. Art σ^{I} , jeweils in axialer Richtung in Abhängigkeit vom Abstand zur Probenmitte für eine bei 300°C indirekt stranggepresste Probe, dargestellt. Die Ergebnisse der Eigenspannungsanalysen zeigen, dass der Eigenspannungszustand der Probe durch Makroeigenspannungen geringer Höhe gekennzeichnet ist. Die Makroeigenspannungen zeigen keinen Trend in ihrem Verlauf zwischen Probenmitte und Rand. Die Aluminiummatrix weist Zugmikroeigenspannungen auf, die ca. 80 MPa betragen, während die Siliziumpartikeln Druckmikroeigenspannungen in Höhe von ca. -225 MPa enthalten.

Oberflächennaher Bereich

Die phasenspezifischen Eigenspannungsanalysen im oberflächennahen Bereich der Produkte wurden an der Aluminiummatrix und an den Siliziumpartikeln durchgeführt. Bereits innerhalb der mittleren Eindringtiefe der konventionellen Röntgenstrahlung von ca. 17 µm herrscht ein dreidimensionaler Eigenspannungszustand, der bei der Auswertung berücksichtigt werden muss. Die Ermittlung der d₀^{hkl}-Werte für die Bestimmung des dreidimensionalen Spannungszustandes der Siliziumpartikel entsprechend Gleichung (2.31) erfolgte durch Messungen an extrahierten Siliziumpulver. In den Abb. 5.46 bis Abb. 5.59 sind die phasenspezifischen Eigenspannungen der Siliziumpartikel in Abhängigkeit vom Abstand zur Mantelfläche der Proben dargestellt.



Abb. 5.46: Phasenspezifische Eigenspannungen in den Si-Partikeln (indirektes Strangpressen, Bolzeneinsatztemperatur 300 °C, Stempelgeschwindigkeit 1,5 mm/s)



Abb. 5.47: Phasenspezifische Eigenspannungen in den Si-Partikeln (indirektes Strangpressen, Bolzeneinsatztemperatur 350 °C, Stempelgeschwindigkeit 1,5 mm/s)



Abb. 5.48: Phasenspezifische Eigenspannungen in den Si-Partikeln (indirektes Strangpressen, Bolzeneinsatztemperatur 400 °C, Stempelgeschwindigkeit 1,5 mm/s)



Abb. 5.49: Phasenspezifische Eigenspannungen in den Si-Partikeln (indirektes Strangpressen, Bolzeneinsatztemperatur 450 °C, Stempelgeschwindigkeit 1,5 mm/s)

In den Siliziumpartikeln herrschen, unabhängig von der Bolzeneinsatztemperatur, phasenspezifische Eigenspannungen im Druckbereich. An der Oberfläche variieren die phasenspezifischen Eigenspannungen, die in den Siliziumpartikeln in axialer, radialer und Umfangsrichtung vorhanden sind, zum Teil erheblich (Abb. 5.46 und Abb. 5.49). Unabhängig von der Bolzeneinsatztemperatur ist in allen untersuchten Proben der phasenspezifische Eigenspannungszustand in den Siliziumpartikeln, in einem Abstand von mehr als 67 µm von der Oberfläche, homogen. Tendenziell nimmt die Höhe der phasenspezifischen Eigenspannungen im Druckbereich der Siliziumpartikeln mit steigendem Abstand zur Mantelfläche der Proben zu. In ~170 µm Abstand zur Probenoberfläche ist der hydrostatische Eigenspannungszustand erreicht, der im Inneren der Proben herrscht. Die röntgenographisch ermittelten Werte der phasenspezifischen Eigenspannungen in den Siliziumpartikeln stimmen in einem Abstand von ~170 µm zur Probenmantelfläche mit den durch hochenergetische Synchrotronstrahlung im Inneren der Proben bestimmten Werten der phasenspezifischen Eigenspannungen der Siliziumpartikeln überein.

5.1.5 Mechanische Eigenschaften

Die Zugfestigkeit (R_m), die Streckgrenzen ($R_{p0,2}$ und R_{p1}) und die Gleichmaßdehnung (A_g) der Strangpressprofile, die mit einer Bolzeneinsatztemperatur von 300°C, 350°C, 400°C und 450°C und einer Stempelgeschwindigkeit von 1,5 mm/s indirekt stranggepresst wurden, wurden bei den Prüftemperaturen 20°C, 200°C und 300°C ermittelt. Die ermittelten mechanischen Kennwerte sind in Tabelle 5.5, Tabelle 5.6 und Tabelle 5.7 bis angegeben.

Bolzeneinsatztemp. [°C]	R _{p0,2} [MPa]	R _{p1} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]
300	119	206	254	3,4
350	163	213	213	1
400	208	-	254	1,9
450	175	262	280	1,7

Tabelle 5.5: Prüftemperatur 20°C (indirektes Strangpressen, Stempelgeschwindigkeit 1,5 mm/s)

Tabelle 5.6: Prüftemperatur	200°C (indirektes Strangpressen,	Stempelgeschwindig-
keit 1,5 mm/s)		

Bolzeneinsatztemp. [°C]	R _{p0,2} [MPa]	R _{p1} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]
300	127	151	154	1,6
350	108	124	140	4,9
400	138	164	176	2,9
450	186	200	204	0,7

Tabelle 5.7: Prüftemperatur 300°C (indirektes Strangpressen, Stempelgeschwindigkeit 1,5 mm/s)

Bolzeneinsatztemp. [°C]	R _{p0,2} [MPa]	R _{p1} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]
300	44	45	46	1,1
350	36	42	43	1,7
400	48	54	55	2,6
450	65	68	70	0,8

In der Abb. 5.50 sind die Zugfestigkeiten in Abhängigkeit von der Bolzeneinsatztemperatur bei verschiedenen Prüftemperaturen dargestellt. Es ist auffällig, dass die Zugfestigkeit und die Streckgrenzen bei allen Prüftemperaturen im Falle der bei höheren Bolzeneinsatztemperaturen verpressten Proben höher sind als im Falle der bei 300°C stranggepressten Proben.

In Abb. 5.51 sind die Zugfestigkeiten der Proben, die aus Strangpressprofilen hergestellt wurden, die bei einer Bolzeneinsatztemperatur von 300°C mit unterschiedlichen Stempelgeschwindigkeiten indirekt stranggepresst wurden, dargestellt. Die mechanischen Kennwerte sind für die Prüftemperatur 20°C in Tabelle 5.8 und für die Prüftemperatur 200°C in Tabelle 5.9 zusammengefasst.


Abb. 5.50: Zugfestigkeiten R_m in Abhängigkeit von der Bolzeneinsatztemperatur und den Prüftemperaturen (indirektes Strangpressen, Stempelgeschwindigkeit 1,5 mm/s)



Abb. 5.51: Zugfestigkeiten R_m in Abhängigkeit von der Stempelgeschwindigkeit und den Prüftemperaturen (indirektes Strangpressen, Bolzeneinsatztemperatur 300°C)

Tabelle 5.8: Prüftemperatur	20°C (indirektes Strangpressen,	Bolzeneinsatztempera-
tur 300°C)		

Stempelgeschw. [mm/s]	R _{p0,2} [MPa]	R _{p1} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]
0,75	137	181	225	3,8
1,5	150	199	240	2,9
3	163	215	251	3,1
10	155	205	250	3,6
15	161	210	255	3,1

Tabelle 5.9: Prüftemperatur 200°C (indirektes Strangpressen, Bolzeneinsatztemperatur 300°C)

Stempelgeschw.[mm/s]	R _{p0,2} [MPa]	R _{p1} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]
0,75	108	116	121	2,7
1,5	134	155	167	3,6
3	145	165	176	2,8
10	127	150	166	3,7
15	128	170	172	3,9

Für die bei der geringen Stempelgeschwindigkeit von 0,75 mm/s verpresste Probe weisen die Zugfestigkeit und die Streckgrenzen bei den beiden Prüftemperaturen 20°C und 200°C geringe Werte auf. Proben, die aus Strangpressprofilen hergestellt wurden, die bei unterschiedlichen Pressgeschwindigkeiten, die größer als 0,75 mm/s sind, erzeugt wurden, zeigen keine signifikanten Unterschiede in ihren mechanischen Kennwerten bei 20°C und 200°C Prüftemperatur.

Die mechanischen Kennwerte der Strangpressprofile, die mit Bolzeneinsatztemperaturen von 300°C und 400°C mit einer Stempelgeschwindigkeit von 1,5 mm/s direkt stranggepresst wurden, wurden bei den Prüftemperaturen 20°C, 200°C und 300°C ermittelt. Sie sind für die Prüftemperatur 20°C in Tabelle 5.10, für die Prüftemperatur 200°C in Tabelle 5.11 und für die Prüftemperatur 300°C in Tabelle 5.12 zusammengefasst.

Tabelle 5.10: Prüftemperatur 20°C (direktes Strangpressen	Stempelgeschwindigkeit
1,5 mm/s)		

Bolzeneinsatztemp. [°C]	R _{p0,2} [MPa]	R _{p1} [MPa]	R _m [MPa]
300	172	224	239
400	191	-	255

Tabelle 5.11: Prüftemperatur 200°C (direktes Strangpressen, Stempelgeschwindigkeit 1,5 mm/s)

Bolzeneinsatztemp. [°C]	R _{p0,2} [MPa]	R _{p1} [MPa]	R _m [MPa]
300	119	147	161
400	150	206	221

Tabelle 5.12: Prüftemperatur 300°C (direktes Strangpressen, Stempelgeschwindigkeit 1,5 mm/s)

Bolzeneinsatztemp. [°C]	R _{p0,2} [MPa]	R _{p1} [MPa]	R _m [MPa]
300	63	52	66
400	68	58	69

Bei allen Prüftemperaturen sind die Zugfestigkeit und die Streckgrenzen im Falle der bei höheren Bolzeneinsatztemperaturen verpressten Proben höher.

5.2 Reibrührgeschweißte Al-6013 Bleche

5.2.1 Mikrostruktur

Bei der Betrachtung der reibrührgeschweißten Bleche im Licht- und Rasterelektronenmikroskop sind im ungeätzten Zustand bei hoher Vergrößerung im Schliffbild bzw. bei Untersuchungen im Rasterelektronenmikroskop (Abb. 5.52) Ausscheidungen in der Matrix zu erkennen. Mittels EDX wurden die im REM weiß erscheinenden Partikel als AI-Fe-Mn-Si-reiche Phase identifiziert.



Abb. 5.52: REM Aufnahme, Querschliff, ungeätzt (Umdrehungsgeschwindigkeit 1000 min⁻¹, Vorschub 300 mm/min, Werkzeugdurchmesser 22 mm, Pindurchmesser 3,6 mm)

Der Materialfluss, der beim Rühren der Schweißnaht entsteht, kann anhand von geätzten Querschliffen durch die Schweißnaht nachvollzogen werden. Er ist in Form von Makroaufnahmen der einzeln untersuchten Proben in den Abb. 5.53 bis Abb. 5.56 dargestellt.

	-		22, 5 r	nm	7			
. ↓ 4 mm	1	Na na sana sa	a	b	c	d	e f	g

Umdrehungsgeschw.	Vorschub	Werkzeugdurchmesser	Pindurchmesser
1000 min ⁻¹	300 mm min ⁻¹	22 mm	3,6 mm

Abb. 5.53: Querschliff, Punkte im Bild: a, b: Rührzone; c: TMEZ; d: Übergang TMEZ / WEZ; e, f: WEZ; g: Ausgangszustand.



Umdrehungsgeschw.	Vorschub	Werkzeugdurchmesser	Pindurchmesser
1500 min ⁻¹	300 mm min ⁻¹	22 mm	3,6 mm

Abb. 5.54: Querschliff, Punkte im Bild: a, b: Rührzone; c: TMEZ; d: Übergang TMEZ / WEZ; e, f: WEZ; g: Ausgangszustand.



Umdrehungsgeschw.	Vorschub	Werkzeugdurchmesser	Pindurchmesser
1670 min ⁻¹	500 mm min ⁻¹	15 mm	3,7 mm

Abb. 5.55: Querschliff, Punkte im Bild: a: Rührzone; b: TMEZ; c, d, e: WEZ; e, f: Ausgangszustand.



Umdrehungsgeschw.	Vorschub	Werkzeugdurchmesser	Pindurchmesser
2500 min ⁻¹	1000 mm min ⁻¹	15 mm	3,7 mm

Abb. 5.56: Querschliff, Punkte im Bild: a: Rührzone; b: TMEZ; c, d: WEZ; e: Grundwerkstoff

Maßgebend für den Materialfluss sind die Größe und die Geometrie des Werkzeuges sowie der Vorschub und die Umdrehungsgeschwindigkeit des Werkzeuges.

In der Schweißnaht rekristallisiert der Aluminiumwerkstoff dynamisch. Der dynamisch rekristallisierte Bereich bildet sich trapezförmig aus, wobei die große Seite des Trapezes an der Blechoberseite in etwa dem Werkzeugdurchmesser entspricht. Der rekristallisierte Bereich umfasst zwei Zonen, die Rühr- und die thermomechanisch beeinflusste Zone (TMEZ). Die Rührzone wird durch den direkten Kontakt mit dem Pin erzeugt. Sie erfährt die größte Verformung während des Prozesses (Punkt a in den Abb. 5.53 bis Abb. 5.56). Durch die rührende Bewegung kommt eine komplexe, wirbelartige Struktur ("Nuggetstruktur") aus einem System von konzentrisch geformten Grenzflächen zustande (Abb. 5.57).



Abb. 5.57: Wirbelartige Struktur ("Nuggetstruktur") der Schweißnaht eines Al-6013 T4 reibrührgeschweißten Bleches

In Abb. 5.58 sind die verschiedenen Gefüge, wie sie beim Reibrührschweißen quer zur Schweißnaht entstehen, am Beispiel eines Al 6013 T4 Bleches mit den Schweiß-

parametern Umdrehungsgeschwindigkeit 1000 min⁻¹, Vorschub 300 mm/min, Werkzeugdurchmesser 22 mm, und Pindurchmesser 3,6 mm dargestellt. Die Bezeichnungen der Teilbilder entsprechen den Punkten in Abb. 5.53.

In der Rührzone ist ein sehr feines, vollständig rekristallisiertes Gefüge (Abb. 5.58a) zu erkennen. Nach der Rührzone schließt sich die thermomechanisch beeinflusste Zone (TMEZ) an, die weniger stark verformt ist als die Rührzone. Die TMEZ entspricht dem gesamten rekristallisierten Bereich außerhalb der Wirbelstrukturen. Sie unterscheidet sich von der Rührzone durch ein etwas gröberes Gefüge (Abb. 5.58c). Der Übergang zwischen Rührzone und TMEZ ist fließend. Neben der TMEZ liegt die Wärmeeinflusszone (WEZ). Da in der WEZ der Werkstoff nicht rekristallisiert, ist der Übergang zwischen beiden Zonen deutlich an den Makroaufnahmen zu erkennen (Punkt c in Abb. 5.53 bis Abb. 5.56). Das Gefüge der WEZ lässt sich durch die lichtmikroskopische Untersuchung nur insoweit quantitativ vom Gefüge des Ausgangszustandes unterscheiden, dass es sich schwerer anätzen lässt. (Punkte f und g in Abb. 5.53).



a: 0 mm, Rührzone



b: 3 mm, Rührzone



c: 6 mm, TMEZ



d: 9 mm, TMEZ / WEZ



e: 12 mm, WEZ







g: 18 mm, Ausgangszustand

h: 30 mm, Ausgangszustand

Abb. 5.58: Gefügeaufnahmen in Abhängigkeit zum Abstand der Schweißnahtmitte eines reibrührgeschweißten Al 6013 T4 Bleches, geätzt mit 2% NaOH (Umdrehungsgeschwindigkeit 1000 min⁻¹, Vorschub 300 mm/min, Werkzeugdurchmesser 22 mm, Pindurchmesser 3,6 mm) Zur weiteren Beurteilung des Gefüges wurde die Mikrohärte quer zur Schweißnaht ermittelt. Die Mikrohärtewerte der einzeln untersuchten Bleche sind in Abb. 5.59 in Abhängigkeit vom Abstand zur Schweißnahtmitte zusammenfassend dargestellt.



1500	300	22
1670	500	15
2500	1000	15

Abb. 5.59: Mikrohärteverläufe der untersuchten reibrührgeschweißten Al6013 T4 Bleche

Der Verlauf der Mikrohärte weist einen, um die Schweißnahtmitte nahezu symmetrischen, Abfall der Härte beim Übergang vom Ausgangszustand (Maximum der Härte) zur WEZ (Minimum der Härte) auf. Dieser Effekt ist in allen Schweißnahtbereichen der untersuchten Bleche zu erkennen.

5.2.2 Textur

Die Texturanalysen an den reibrührgeschweißten Al 6013 Blechen wurden mit konventioneller Röntgenstrahlung durchgeführt. Analysiert wurden die Rührzone, die TMEZ, die WEZ sowie ein Bereich 30 mm von der Schweißnahtmitte entfernt, dort liegt der Ausgangszustand T4 vor. In Abb. 5.60 sind die inversen Polfiguren in Normalenrichtung (NR) und in Walzrichtung (WR) eines Bleches mit den Schweißparametern: Umdrehungsgeschwindigkeit 1500 min⁻¹, Vorschub300 mm/min und Werkzeugdurchmesser 22 mm dargestellt. In Abb. 5.61sind die φ_1 -Schnitte der ODF bei 0° und 45° des zuvor beschriebenen Bleches dargestellt.

Der Bereich des Ausgangszustandes, 30 mm von der Schweißnahtmitte entfernt, ist durch eine Walztextur gekennzeichnet. An der inversen Polfigur in Walzrichtung (WR) ist ein starker und scharfer <100>-Anteil und ein weniger starker und scharfer <111>-Anteil in der Orientierung zu erkennen. Die inverse Polfigur in Normalenrichtung weist einen <100>-Anteil und einen weniger starken und scharfen <111>-Anteil in der Orientierung auf. Die <100>-Komponente der Textur in Normalenrichtung ist geringer und weniger scharf als die <100>-Komponente in Walzrichtung. Die Wärmeeinflusszone unterscheidet sich hinsichtlich der Textur nur wenig vom Ausgangszustand. Der <100>-Anteil in Walzrichtung nimmt an Stärke etwas zu, zu erkennen ist dies an den inversen Polfiguren der WEZ und an den φ_1 -Schnitten der ODF der WEZ. Die φ_1 -Schnitte der ODF der thermomechanischen Einflusszone sowie die inverse Polfigur in Walzrichtung zeigen keine unterschiedliche Textur hinsichtlich Stärke und Schärfe zur Textur des Ausgangszustandes. Die inverse Polfgieur in Normalenrichtung der TMEZ weist eine weniger starke und scharfe Textur der <100>- und <110>-Anteile auf. Weiterhin ist ein schwacher <311>-Anteil zu erkennen. Die Rührzone zeigt eine vollkommen andere Orientierung der Kristallite als die zuvor beschriebenen Zonen. So weist die inverse Polfigur in Walzrichtung einen schwachen <110>-Anteil, der in Stärke und Schärfe in etwa dem <110>-Anteil des Ausgangszustandes in Normalenrichtung entspricht auf. Der <100>-Anteil ist guasi aufgelöst. Die inverse Polfigur in Normalenrichtung zeigt einen weniger starken und weniger scharfen <100>-Anteil an der Orientierung als es in der TEMZ der Fall ist. Dahin gegen weist die inverse Polfigur in Normalenrichtung einen <111>-Anteil in der Orientierung auf. Die Ausbildung einer starken <111>-Komponente ist auch am φ_1 -Schnitt bei 0° der ODF der Rührzone zu erkennen. Die Schweißparameter Vorschub und Umdrehungsgeschwindigkeit üben keinen Einfluss auf Stärke und Schärfe der Textur innerhalb der einzelnen Zonen aus. Der Werkzeugdurchmesser beeinflusst die Textur in soweit, dass sich die Zonen relativ zur Schweißnahtmitte in einem anderen Abstand befinden.



Umdrehungsgeschw.	Vorschub	Werkzeugdurchmesser	Pindurchmesser
1500 min⁻¹	300 mm min ⁻¹	22 mm	3,6 mm

Abb. 5.60: Inverse Polfiguren in Normalenrichtung und in Walzrichtung in Abhängigkeit vom Abstand zur Schweißnahtmitte eines reibrührgeschweißten Al 6013 Bleches



Umdrehungsgeschw.	Vorschub	Werkzeugdurchmesser	Pindurchmesser
1500 min⁻ ¹	300 mm min⁻¹	22 mm	3,6 mm

Abb. 5.61: ϕ_1 -Schnitte der ODF in Abhängigkeit vom Abstand zur Schweißnahtmitte eines reibrührgeschweißten AI 6013 Bleches

5.2.3 Eigenspannungen

Oberflächennaher Bereich

Die Eigenspannungsanalysen im oberflächennahen Bereich der reibrührgeschweißten Al 6013 Bleche wurden mit konventioneller Röntgenstrahlung mit unterschiedlichen Wellenlängen durchgeführt, um entsprechend unterschiedliche Eindringtiefen zu realisieren. In Abb. 5.62 sind die sich längs zur Schweißnaht ausbildenden Eigenspannungen eines reibrührgeschweißten Al 6013 Bleches, gemessen an der Blechoberseite (Werkzeug) und der Blechunterseite (Schweißnahtwurzel), in Abhängigkeit von der Entfernung zur Schweißnahtmitte dargestellt. Der Eigenspannungszustand wurde in einer Tiefe von ca. 58 µm ermittelt, da von den Oberflächen ~40 µm elektrolytische Abgetragen wurden, und die mittlere Eindringtiefe der Cu-K_a-Strahlung 18 µm beträgt. In der Schweißnaht und in einer Entfernung größer ±20 mm zur Schweißnahtmitte weist das Blech an der Oberseite und an der Unterseite Eigenspannungen im Druckbereich auf. Eigenspannungen im Zugbereich weist das Blech an der Oberseite und an der Unterseite im Bereich der Werkzeugrandes auf.



Abb. 5.62: Eigenspannungen in Längsrichtungen an der Ober- und Unterseite eines Al 6013 reibrührgeschweißten Bleches, Tiefe ~58 μ m (Cu-K $_{\alpha}$ -Strahlung)

Im folgenden wurden die Blechunterseite (Schweißnahtwurzel) untersucht. Die Ergebnisse der einzelnen Eigenspannungsanalysen, die an der Seite der Schweißwurzel durchgeführt wurden, sind in den Abb. 5.63 bis Abb. 5.67 dargestellt. In Längsrichtung weisen die Eigenspannungsverläufe der Bleche zwei Maxima im Zugbereich auf, die symmetrisch bezüglich der Schweißnahtmitte liegen.



Abb. 5.63: Eigenspannungen in Längs- und Querrichtungen an der Blechunterseite (Schweißnahtwurzel) eines AI 6013 reibrührgeschweißten Bleches, Tiefe ~54 μ m (Co-K_{α}-Strahlung)



Abb. 5.64: Eigenspannungen in Längs- und Querrichtungen an der Blechunterseite (Schweißnahtwurzel) eines Al 6013 reibrührgeschweißten Bleches, Tiefe ~58 μm (Cu-K_α-Strahlung)



Abb. 5.65: Eigenspannungen in Längs- und Querrichtungen an der Blechunterseite (Schweißnahtwurzel) eines Al 6013 reibrührgeschweißten Bleches, Tiefe ~58 μ m (Cu-K_{α}-Strahlung)



Abb. 5.66: Eigenspannungen in Längs- und Querrichtungen an der Blechunterseite (Schweißnahtwurzel) eines AI 6013 reibrührgeschweißten Bleches, Tiefe ~54 μ m (Co-K_{α}-Strahlung)



Abb. 5.67: Eigenspannungen in Längs- und Querrichtungen an der Blechunterseite (Schweißnahtwurzel) eines Al 6013 reibrührgeschweißten Bleches, Tiefe ~58 μ m (Cu-K_{α}-Strahlung)

Die Maxima der Eigenspannungen liegen bei allen untersuchten Proben in der WEZ. Da die Ausbildung der WEZ vom Werkzeugdurchmesser abhängig ist, bilden sich die Maxima im entsprechenden Abstand von der Schweißnahtmitte aus. Umdrehungsgeschwindigkeit und Vorschub üben nur einen geringen Einfluss auf die Entstehung der Eigenspannungen aus. Je größer das Verhältnis von Umdrehungsgeschwindigkeit zu Vorschub ist, desto weiter entfernt werden die Maxima von der Schweißnahtmitte ausgebildet. Die Eigenspannungen in Querrichtung sind geringer und zeigen keinen Trend in ihrem Verlauf quer zur Schweißnaht.

Probeninneres

Neutronenstrahlung

Die Eigenspannungen im Inneren der reibrührgeschweißten Al 6013 Bleche wurden mit Neutronenstrahlung am HMI ermittelt. Aus der Geometrie der Probe und dem Fertigungsprozess sind die Hauptspannungsrichtungen bekannt, so dass die Messungen und Auswertung in den drei Hauptspannungsrichtungen durchgeführt werden konnten. Im Falle der Eigenspannungsanalyse mit Neutronenstrahlung geschah dies unter der Annahme eines zweiachsigen Eigenspannungszustandes, d.h. die Eigenspannung in Dickerichtung (σ_{33}) ist gleich null. Diese Annahme kann getroffen werden, da das rautenförmige Messvolumenelement mehr als zwei Drittel der Blechdicke umfasst und daher die Eigenspannungswerte dieses Bereich integriert werden. Die mit Neutronenstrahlung ermittelten Eigenspannungen entsprechen dem Mittelwert des gesamten, durch das Messvolumenelement erfassten Bereiches.

Die unter dieser Voraussetzung ermittelten Eigenspannungsverläufe sind in Abb. 5.68 und Abb. 5.69 dargestellt.



Abb. 5.68: Eigenspannungen in Längs- und Querrichtung eines reibrührgeschweißten Al 6013 Bleches im Probeninneren, ermittelt mit Neuronenstrahlung



Abb. 5.69: Eigenspannungen in Längs- und Querrichtung eines reibrührgeschweißten Al 6013 Bleches im Probeninneren, ermittelt mit Neuronenstrahlung

Analog zu den Ergebnissen der Eigenspannungsanalyse mit konventioneller Röntgenstrahlung sind die Eigenspannungen quer zur Schweißnaht deutlich geringer und gleichmäßiger in ihrem Niveau als die Eigenspannungen längs zur Schweißnaht. Die Eigenspannungen in Längsrichtung zeigen den gleichen symmetrischen Verlauf zur Schweißnaht, wie er bereits bei den Untersuchungen mit Röntgenstrahlung festgestellt wurde.

Hochenergetische Synchrotronstrahlung

Die Eigenspannungen im Inneren der reibrührgeschweißten AI 6013 Bleche wurden mit hochenergetischer Synchrontonstrahlung an der ESRF ermittelt. Der experimentell untersuchte Bereich ist in Abb. 5.70 strafviert, in der Makroaufnahme eines Querschliff, dargestellt.



Abb. 5.70: Makroaufnahme eines Querschliffs mit Kennzeichnung des mit hochenergetischer Synchrontonstrahlung untersuchten Bereichs

Die für die Auswertung nach Gleichung (2.35) benötigten Werte des dehnungsfreien Zustandes d₀^(hkl) wurden aus den Gleichgewichtsbedingungen bestimmt. Dieser Schritt der Auswertung war nötig, da die Mikrostruktur über den Querschnitt der Bleche stark variiert und sich somit auch die Netzebenenabstände des dehnungsfreien Zustandes d₀^(hkl) als Funktion des Ortes ändern. Unter der Annahme, dass d₀^{hkl} eine Funktion des Abstandes zur Schweißnahtmitte ist, die über die Blechtiefe nicht variiert, wurde das Integral über die Eigenspannungen in der Dickenrichtung gleich null gesetzt. Weiterhin wurde angenommen, dass die Eigenspannungsverteilung in der Blechtiefe symmetrisch zur Mitte des Bleches ist, so dass das Integral bis zur Hälfte der Tiefe ebenfalls gleich null ist. Die unter dieser Voraussetzung ermittelten Eigenspannungsverläufe sind in Abb. 5.71 bis Abb. 5.75 dargestellt.



Abb. 5.71: Eigenspannungen in Längsrichtung in Abhängigkeit von der Schweißnahtmitte und der Tiefe, ermittelt mit hochenergetischer Synchrotronstrahlung



Abb. 5.72: Eigenspannungen in Längsrichtung in Abhängigkeit zur Schweißnahtmitte und zur Tiefe, ermittelt mit hochenergetischer Synchrotronstrahlung



Abb. 5.73: Eigenspannungen in Längsrichtung in Abhängigkeit zur Schweißnahtmitte und zur Tiefe, ermittelt mit hochenergetischer Synchrotronstrahlung



Abb. 5.74: Eigenspannungen in Querrichtung in Abhängigkeit zur Schweißnahtmitte und zur Tiefe, ermittelt mit hochenergetischer Synchrotronstrahlung



Abb. 5.75: Eigenspannungen in Dickenrichtung in Abhängigkeit zur Schweißnahtmitte und zur Tiefe, ermittelt mit hochenergetischer Synchrotronstrahlung

Ebenso wie bei den Eigenspannungsanalysen mit konventioneller Röntgenstrahlung und Neutronenstrahlung wurde längs zur Schweißnaht ein Maximum der Eigenspannungen im Zugbereich registriert. Die Eigenspannungen quer zur Schweißnaht sind ebenfalls geringer und gleichmäßiger. Die Art und Höhe der Eigenspannungen in Längsrichtung, unmittelbar unter der Oberfläche der Blechunterseiten, entsprechen den Ergebnissen der konventionellen Röntgenstrahlung. Es sind in der WEZ Eigenspannungen im Zugbereich und im mittleren Bereich der Schweißnaht (Rührzone und TMEZ) Eigenspannungen im Druckbereich vorhanden. Im Bereich der WEZ nehmen die Eigenspannungen in Richtung der Blechtiefe zu. Für die Eigenspannungen der TMEZ im Druckbereich ist ein Minimum bei einer Tiefe von 1 mm zu erkennen.

6 Diskussion

6.1 Strangpressprodukte aus PM AlSi25Cu4Mg1

Untersucht wurden durch indirektes und direktes Strangpressen erzeugte Produkte aus dem pulvermetallurgischen Werkstoff AlSi25Cu4Mg1 mit rundem Querschnitt. Im Folgenden wird der Einfluss der Prozessparameter Verfahren (indirektes und direktes Strangpressen), Bolzeneinsatztemperatur und Stempelgeschwindigkeit hinsichtlich der axialen Kräfte beim Strangpressen, der Mikrostruktur, der Textur, der Eigenspannungen und der Festigkeit diskutiert.

6.1.1 Strangpressen

Bei den Pressungen wurden die axialen Kräfte in Abhängigkeit vom Stempelweg erfasst. Als Vergleichsgröße dient die experimentell ermittelte Matrizenkraft. Die Matrizenkraft setzt sich aus der Kraft, die für die Umformung des Materials benötigt wird, und der Reibungskraft an den Werkzeugen (Matrize und Pressscheibe) zusammen. Es ist nicht möglich, mit diesem Messaufbau den Anteil der Reibungskraft an den Werkzeugen, d h. die Umformkraft direkt, zu messen.

Verfahren

Bei den indirekt stranggepressten Produkte entspricht, in den einzeln aufgenommenen Kraft-Weg-Diagrammen, erwartungsgemäß die Gesamtkraft in etwa der Matrizenkraft. Nach Überschreiten des Presskraftmaximums ist ein geringer sogenannter "Durchhang" zu erkennen. Der Durchhang ist darauf zurückzuführen, dass in der Mitte des Aufnehmers die Aufnehmertemperatur ein Maximum aufweist. Durch die hohe Wärmeleitfähigkeit des Aluminiums kommt es beim Aufstauchen zu einer Temperaturangleichung von Bolzen und Aufnehmer, so dass der Bolzen in der Mitte ebenfalls eine höhere Temperatur aufweist. Verstärkt wird dieser Effekt dadurch, dass die Pressscheibe eine Wärmeableitung an den nicht auf Prozesstemperatur erwärmten Stempel erfährt und dass somit im weiteren auch Wärme aus dem Blockende in die Pressscheibe fließt [SIE95]. Daraus resultiert eine niedrigere Fließspannung in der Bolzenmitte und dementsprechend ein geringerer Kraftbedarf zum Umformen dieses Bereiches des Bolzens.

Bei den direkt stranggepressten Produkten sinkt die Reibungskraft nach dem Kraftmaximum zu Beginn der Pressung, da die Bolzenlänge und damit auch die Reibfläche zwischen Aufnehmer und Bolzen im Verlauf der Pressung abnimmt. Die Matrizenkraft fällt stetig nach Durchschreiten eines Maximums zu Beginn der Pressung ab. Grund hierfür ist die durch das Verschieben des Bolzens an der Aufnehmerwand entstehende Reibungswärme. Mit zunehmendem Reibweg nimmt auch die Temperaturerhöhung des betrachteten Bolzenquerschnitts zu. Die einzelnen Bolzenquerschnitte treten dementsprechend mit stetig steigender Temperatur in die Umformzone ein. Da die Fließspannung mit zunehmender Temperatur sinkt, werden geringere Kräfte zur Umformung benötigt [SIE95]. Die Gesamtkraft, die sich aus Reibungs- und Matrizenkraft zusammensetzt, sinkt dementsprechend mit zunehmendem Stempelweg.

In Abb. 6.1 ist ein Vergleich der Matrizenkräfte, aufgenommen beim indirekten und beim direkten Strangpressen, bei sonst identischen Pressbedingungen (Bolzeneinsatztemperatur 300°C und Stempelgeschwindigkeit 1,5 mm/s) dargestellt. Der direkte Vergleich zeigt zu Beginn der Pressung einen identischen Verlauf der Kurven. Im weiteren Verlauf ist zu erkennen, dass beim indirektem Strangpressen eine höhere Matrizenkraft zur Umformung benötigt wird.



Abb. 6.1: Matrizenkräfte in Abhängigkeit von Stempelweg und Pressverfahren (Bolzeneinsatztemperatur 300°C, Stempelgeschwindigkeit 1,5 mm/s)

In Abb. 6.1 ist am Verlauf der Kurve für die Matrizenkraft des direkten Strangpressens auch der Einfluss, der durch die Reibung zwischen Bolzen und Aufnehmer und der damit verbundenen zusätzlichen Erwärmung zu erkennen. Temperaturmessungen an den Pressresten unmittelbar nach den Pressungen ergaben für die Pressreste nach direktem Strangpressen höhere Erwärmungen als für das indirekte Strangpressen bei sonst gleichen Pressparametern. Bei einer Bolzeneinsatztemperatur von 300°C und einer Stempelgeschwindigkeit von 1,5 mm/s wurde nach dem indirekten Strangpressen eine Temperatur von 320°C, das entspricht einer Erwärmung von 20°C gegenüber der Bolzeneinsatztemperatur, ermittelt. Nach dem direkten Strangpressen mit Bolzeneinsatztemperatur 300°C und Stempelgeschwindigkeit 1,5 mm/s wurde eine Temperatur von 400°C, d.h. eine Erwärmung von 100°C, ermittelt. Die beim direkten Warmstrangpressen von Aluminiumwerkstoffen zusätzliche Temperaturerhöhung auf Grund der Scherreibung wird in der Literatur beschrieben [LAN71a, LAN71b, LAN71c]. In [RUP95] werden Möglichkeiten zur Vermeidung bzw. zum gezielten Einsatz der zusätzlichen Temperaturerhöhung diskutiert.

Bolzeneinsatztemperatur

Das Presskraftmaximum der indirekt stranggepressten Produkte ist bei geringeren Bolzeneinsatztemperaturen ausgeprägter, d.h. es werden höhere Werte für die Matrizenkraft registriert und der Abfall auf den quasistationären Bereich ist stärker. Bei höheren Bolzeneinsatztemperaturen bildet sich der quasistationäre Bereich bei geringen Matrizenkräften aus, d.h. es ist weniger Kraft zur Umformung notwendig (Abb. 5.2). Ursache hierfür ist, dass der Umformwiderstand aufgrund des Absinkens der Fließgrenze des Werkstoffes mit steigender Umformtemperatur abnimmt. Ein Versuch des indirekten Strangpressens mit einer Bolzeneinsatztemperatur von 250°C konnte auf Grund zu hoher benötigter Presskraft nicht durchgeführt werden. Eine signifikante Abhängigkeit des Durchhanges von der Bolzeneinsatztemperatur wurde nicht registriert.

Im Vergleich zu den Matrizenkräften beim indirekten Strangpressen sind die Werte der Matrizenkräfte bei gleicher Bolzeneinsatztemperatur und gleicher Stempelgeschwindigkeit beim direkten Pressen deutlich geringer. Dies wird auf die Erhöhung der Bolzeneinsatztemperatur durch die Reibung im Aufnehmer und die damit verbundene Verringerung der Fließgrenze zurückgeführt. Die Verringerung der Matrizenkräfte (Abb. 5.6) bei Erhöhung der Bolzeneinsatztemperatur ist beim direkten Pressen nicht so hoch wie beim indirekten Pressen. Zurückzuführen ist dies auf die unterschiedlich hohen Reibungskräfte (Abb. 5.7) im Aufnehmer und die daraus resultierende unterschiedliche zusätzliche Temperaturerhöhung des Pressbolzen.

Stempelgeschwindigkeit

Die Stempelgeschwindigkeit hat einen geringeren Einfluss auf den Umformwiderstand als die Bolzentemperatur. Beim indirekten Strangpressen mit geringen Stempelgeschwindigkeiten (0,75 mm/s, 1,5 mm/s, und 3 mm/s) wurde keine signifikante Abhängigkeit der Matrizenkräfte registriert. Bei einer deutlichen Erhöhung der Stempelgeschwindigkeit (10 mm/s) ist ein Trend zu höheren Matrizenkräften zu erkennen. Ein noch schnelleres indirektes Strangpressen (15 mm/s und 20 mm/s) führt über große Bereiche der Produkte zu Warmrissen.

Warmrisse verlaufen quer zur Pressrichtung und senkrecht zur Oberfläche. Sie entstehen während des Pressvorgangs durch zu schnelles Pressen bei zu hoher Temperatur. Ursache für die Warmrisse ist, dass am Matrizenaustritt die Festigkeit der Produktoberfläche, infolge der der Verformung entgegen wirkenden äußeren und inneren Reibungskräfte bei der momentanen Bolzentemperatur überschritten wird. Die Produktoberfläche wird abgebremst und der Kern eilt voraus. Die so entstehenden Zuspannungen an der Oberfläche können zum Aufreißen führen. Mit der Entstehung eines Risses werden die Zugspannungen zunächst abgebaut. Durch das weitere Austreten des Produktes entstehen erneut Zugspannungen und demzufolge immer neue Warmrisse [DIE95].

6.1.2 Mikrostruktur

Der eutektische Punkt im System Al-Si liegt bei 11,7 % Si und 577°C. Bei schmelzmetallurgischer Verfahrensweise würde sich, in einem stark übereutektischen Werkstoff wie dem AlSi25Cu4Mg1, das Silizium primär als große, eckige, plattenförmige oder auch nadelige Kristalle ausscheiden. Im System Al-Si neigt das Eutektikum zum Entarten, dieses kann allerdings durch eine Natriumveredlung verhindert werden. Das Erscheinungsbild der untersuchten Pressprodukte, mit den gleichmäßig und fein verteilten Siliziumpartikeln, erinnert eher an einen Teilchenverbundwerkstoff, z.B. MMC`s.

Hinsichtlich ihres Gefüges unterscheiden sich die Strangpressprodukte, die durch indirektes und direktes Strangpressen wurden, nicht. Indirekt wie auch direkt stranggepresste Proben zeigen keine signifikante Abhängigkeit des Gefüges von der Bolzeneinsatztemperatur und der Stempelgeschwindigkeit. Die Verteilung der Siliziumpartikel ist in allen untersuchten Proben in Längs- und Querrichtung der Strangpressprofile, homogen. Eine Ausrichtung der Siliziumpartikel in Strangpressrichtung ist nicht zu erkennen. Die runde Form der Siliziumpartikel und die hohe Dichte des Vormaterials sowie die geringe Kraft, die von der weichen Aluminiummatrix auf die Siliziumpartikel ausgeübt wird, führen nicht zu einer Ausrichtung der Siliziumpartikel in der Verformungsrichtung [GER93].

In allen im TEM untersuchten Proben der stranggepressten Profile weisen die Siliziumpartikeln Stapelfehler auf. Da die Stapelfehler in den Siliziumpartikeln auch im sprühkompaktierten Ausgangszustand vorliegen, kann davon ausgegangen werden, dass die Stapelfehler während des Sprühkompaktierprozesses entstanden oder bereits im Vormaterial enthalten sind und nicht durch das Strangpressen verursacht wurden. Aufgrund ihrer hohen Festigkeit werden die Siliziumpartikel während des Strangpressens nicht verformt.

Neben den Siliziumpartikeln enthalten die Proben weitere kleinere kupfer- und magnesiumreiche Bestandteile. Mittels Beugungsbildern, die mit dem TEM angefertigt wurden, konnten die Phasen als Al₂Cu und Mg₂Si identifiziert werden. Da es inkohärente Ausscheidungen sind, entsprechen sie der stabilen Phase der intermetallischen Verbindung. Die inkohärenten Teilchen, die nur im TEM zu erkennen sind, sind in der mit 450°C indirekt stranggepressten Probe (Abb. 5.15) kleiner und feiner verteilt als im Pressbolzen (Vormaterial) und der bei 300°C indirekt stranggepressten Probe (Abb. 5.16). Es wird vermutet, dass bei der Bolzeneinsatztemperatur von 450°C zumindest ein Teil der intermetallischen Phasen wieder in Lösung gebracht wird. Die durch die Reibung an den Werkzeugen (Matrize und Pressscheibe) entstehende zusätzliche Wärme begünstigt die Auflösung der intermetallischen Phasen. In [BEL98] wird als Löslichkeitstemperatur für die intermetallische Phase in einem auf Al-Si basierenden Fünf-Komponenten-Systems eine Temperatur von ca. 500°C angegeben. In [HOR00, RIC00] wird ~500°C als Lösungstemperatur für Mg₂Si angegeben. Weiterhin wird in [RIC00] beschrieben, dass die Zeit, bis das Material die Matrize passiert, zur vollständigen Auflösung der Mg₂Si Partikel reicht, wenn die Bolzeneinsatztemperatur der Lösungstemperatur entspricht. Aus dem binären Phasendiagramm des Systems Al-Cu geht hervor, dass die Löslichkeitstemperatur für Al₂Cu ebenfalls bei 500°C liegt [ZSC96]. Die zusätzlichen Legierungselemente verschieben die Löslichkeitslinie zu noch niedrigeren Temperaturen [ZSC96].

Aufgrund der hohen Wärmeleitfähigkeit des Aluminiums und des geringen Querschnittes des Pressproduktes ist die Zeit bis zur Diffusion der Legierungselemente geringer als z. B. bei der Homogenisierung des Pressbolzens. Obwohl das Pressprodukt nicht abgeschreckt wurde, sondern an Luft abkühlte, reichte die Zeit offensichtlich nicht aus, um die Größe der entsprechenden intermetallischen Phasen vor dem Strangpressen zu erreichen.

Bei allen untersuchten Strangpressprodukten ist keine signifikante Kornstreckung und kein signifikantes Kornwachstum zu erkennen. Es ist keine Abhängigkeit zwischen Bolzeneinsatztemperatur und dem Makrogefüge der Strangpressprodukte zu erkennen. Die geringe Korngröße und Kornstreckung der Aluminiummatrix nach dem Strangpressen kann auf den hohen Volumenanteil gleichmäßig, fein verteilter Siliziumpartikel und der ebenfalls schwer verformbaren intermetallischen Phasen zurückgeführt werden, die Hindernisse für die Verformung der Aluminiummatrix darstellen [WAS78]. Die Versuche von [VAT97] zeigen, dass in indirekt stranggepressten Al-SiMg-Mn-Legierungen, wie bei AlSi25Cu4Mg1, keine Rekristallisation im Gefüge sichtbar wird. Dieses stimmt auch mit Untersuchungen an stranggepressten Al-Cu-Legierungen überein [GER94a, GER94b] bei denen Anzeichen für Rekristallisationsvorgänge nur in Bereichen mit turbulentem Fließen in der Umgebung der Kupferpartikel vorlagen. Ähnliche Bereiche turbulenten Flusses der Aluminiummatrix wurden in den stranggepressten PM-AlSi25Cu4Mg1 Proben nicht detektiert. Hieraus kann, in Übereinstimmung mit [VAT97] und [GER94a, GER94b] geschlossen werden, dass die Versetzungen, die während des Strangpressens erzeugt werden, aufgrund von Erholungsprozessen abgebaut werden.

6.1.3 Textur

Es wird berichtet [BAU79], dass die Textur des Ausgangszustandes einen Einfluss auf die Art und die Stärke der Textur des Produktes hat. Die Untersuchungen an einer Probe des sprühkompaktierten Ausgangszustandes und einer Probe nach anschließender Homogenisierung bei 520°C zeigen, dass der Werkstoff vor dem Strangpressen quasiisotrop vorliegt. Dementsprechend sind die analysierten Texturen allein durch den jeweiligen Strangpressvorgang hervor gerufen worden.

Die Siliziumpartikel zeigen weder im sprühkompaktierten Zustand noch nach dem Strangpressen eine Vorzugsrichtung.

Nach dem indirekten Strangpressen weist die Aluminiummatrix eine <100>/<111> Doppelfasertextur auf, bei der die <100>-Faserkomponente stärker und schärfer als die <111>-Faserkomponente ist. Zu erkennen ist dies an den inversen Polfiguren in axialer Richtung (Abb. 5.22) und an den φ 1-Schnitten der ODF der Aluminiummatrix (Abb. 5.23). In Abb. 6.2 ist der Einfluss der Bolzeneinsatztemperatur auf den Texturindex der <100>- und der <111>-Faserkomponente dargestellt. Mit steigender Bolzeneinsatztemperatur steigt die Stärke der <100>-Faserkomponente erheblich an, während die Stärke der <111>-Faserkomponente der Strangpressprodukte nahezu unabhängig von der Bolzeneinsatztemperatur ist.



Abb. 6.2: Abhängigkeit des Texturindexes der Aluminiummatrix von der Bolzeneinsatztemperatur (indirektes Strangpressen, Stempelgeschwindigkeit 1,5 mm/s)

Im Hinblick auf den Einfluss der Pressgeschwindigkeit auf die Textur zeigen die inversen Polfiguren (Abb. 5.24) der indirekt stranggepressten Proben, dass die Stärke der <100>-Faserkomponente zunimmt. Im Gegensatz dazu ist die Stärke der <111>-Faserkomponente nahezu unabhängig von der Pressgeschwindigkeit. Daher nimmt das Verhältnis zwischen dem Texturindex der <100>- Faserkomponente und dem Texturindex der <111>-Faserkomponente mit steigender Pressgeschwindigkeit zu. In Abb. 6.3 ist der Einfluss der Stempelgeschwindigkeit auf den Texturindex der <100>- und der <111>-Faserkomponente zusammenfassend dargestellt.



Abb. 6.3: Texturindex in Abhängigkeit von der Stempelgeschwindigkeit (indirektes Strangpressen, Bolzeneinsatztemperatur 300°C)

In den direkt stranggepressten Produkten ist der Anteil der <111>-Faserkomponente aufgrund des inhomogeneren Werkstoffflusses und der höheren Verformungsarbeit höher als in den indirekt stranggepressten Produkten. Anders als bei den indirekt stranggepressten Produkten entspricht die Stärke der <111>-Faserkomponente nach dem direktem Strangpressen in etwa der Stärke der <100>-Faserkomponente (Abb. 6.4).



Abb. 6.4: Abhängigkeit des Texturindexes von der Bolzeneinsatztemperatur (direktes Strangpressen, Stempelgeschwindigkeiten 1,5 mm/s)

Die durch das direkte Strangpressen mit Bolzeneinsatztemperaturen zwischen 300°C und 400°C hergestellten Produkte zeigen eine geringere Abhängigkeit der <100>-Faserkomponente von der Bolzeneinsatztemperatur als die indirekt hergestellten Produkte.

Die Doppelfasertextur ist typisch für axialsymmetrisch stranggepresstes Aluminium [BAU79, LEE83, INA94, WAS62]. Üblicherweise ist in stranggepressten Aluminiumwerkstoffen die <111>-Faserkomponente dominant [LEE83, VAT97]. Das <100>/<111>-Verhältnis der Faserkomponenten liegt üblicherweise nur in reinem Aluminium in dieser Höhe vor, während Aluminiumlegierungen, bedingt durch ihre höhere Stapelfehlerenergie, i. a. vorwiegend eine <111>-Faserkomponente aufweisen [BAR66].

In allen untersuchten stranggepressten PM-AlSi25Cu4Mg1 Proben ist die Stärke beider Faserkomponenten deutlich geringer als die üblicherweise in Aluminiumlegierungen durch das Strangpressen erzeugte Textur. Diese schwache Textur, die nicht auf Rekristallisation zurückzuführen ist, ist durch die geringe Fließspannung des Aluminiums bei hohen Temperaturen und die große Zahl von harten Partikeln bedingt, die Verformung [GER94a, GER94b, GRO98, GRO99] und damit auch die Texturbildung behindern. Ähnliche Effekte in partikelverstärkten Aluminiumlegierungen sind auch für Al 8090, verstärkt mit SiC, und Al 6061, verstärkt mit SiC und mit intermetallischen Phasen wie Al₂Cu oder Mg₂Si [POU95], bekannt.

die Stärke Beim indirekten direkten Strangpressen und nimmt der <100>-Faserkomponente bei Erhöhung der Bolzeneinsatztemperatur zu. Die Schärfe der <100>-Faserkomponente zeigt keine Abhängigkeit von der Bolzeneinsatztemperatur. Einen ähnlichen Zusammenhang zwischen der Textur und der Bolzeneinsatztemperatur wird in [VAT97] bei stranggepressten Al-Si-Mg-Mn-Legierungen beder schrieben. Die Zunahme <100>-Faserkomponente mit steigender Strangpresstemperatur kann durch eine Zunahme der Erholungsprozesse bei höheren Prozesstemperaturen erklärt werden [VAT97]. Der Einfluss der Temperatur auf die <100>-Faserkomponente wurde auch durch eine Wärmebehandlung belegt, bei der das, bei einer Bolzeneinsatztemperatur von 300°C mit 1,5 mm/s Stempelgeschwindigkeit indirekt stranggepresste, Produkt fünf Stunden bei 500°C bzw. 550°C geglüht wurde. Durch die Wärmebehandlung bei 500°C wurde die Stärke der <100>-Faserkomponente erhöht, die der <111>-Faserkomponente blieb weitgehend erhalten. Durch eine fünfstündige Glühung bei 550°C wurde die Stärke und die der <100>-Faserkoponente deutlich gesteigert, Schärfe die Stärke der <111>-Faserkomponente wurde verringert.

Die auf die Verformung zurückzuführende <111>-Faserkomponente ist bei direkt stranggepressten Produkten deutlich höher als bei den indirekt verpressten Produkten bei ansonsten gleichen Pressparametern (Bolzeneinsatztemperatur, Stempelgeschwindigkeit). Dies wird auf den unterschiedlichen Materialfluss beim direkten (Abb. 2.3) und indirekten Strangpressen (Abb. 2.4) zurückgeführt. Bedingt durch die Reibung zwischen Aufnehmer und Bolzen, ist das direkt Strangpressen durch ein Abscheren, der an der Aufnehmerwand haftenden Blockaußenzone, gekennzeichnet. Weiterhin bildet sich eine sekundäre Umformzone aus. Beim indirektem Strangpressen sen existiert keine Relativbewegung zwischen Aufnehmer und Bolzen auch keine Reibung. Es kommt nicht zu einem Abscheren der Bolzenaußenzonen.

Durch Erhöhung der Stempelgeschwindigkeit nimmt die Stärke der <100>-Faserkomponente beim indirekten und direkten Strangpressen zu. Dieses kann auf die mit steigender Stempelgeschwindigkeit zunehmende Reibungskraft zwischen Bolzen und Matrize zurückgeführt werden. Aufgrund der höheren Reibungswärme ergibt sich bei den schneller verformten Strangpressprofilen eine höhere Temperatur in der Umformzone; dies begünstigt durch Erholungsprozesse die Bildung der <100>-Fasertexturkomponente. Die Schärfe der <100>-Faserkomponente zeigt keine Abhängigkeit von der Stempelgeschwindigkeit.

Die Textur in Längsrichtung ist, wie auch von [VAT97] beobachtet, weitgehend homogen. Bereits am Stranganfang bildet sich die <100>/<111>-Doppelfasertextur aus. In Abb. 5.27 sind die φ_1 -Schnitte, in Abhängigkeit von der ausgepressten Länge, am Beispiel des bei 450°C mit einer Stempelgeschwindigkeit von 1,5 mm/s indirekt stranggepressten Profils dargestellt. An dieser Probe wird der stationäre Bereich der<100>/<111>-Doppelfasertextur nach 50 mm erreicht.

Die Texturanalysen über den Querschnitt der Produkte zeigen die gleichen Abhängigkeiten der <100>-Faserkomponente und <111>-Faserkomponente von den Verfahrenparametern Bolzeneinsatztemperatur und Stempelgeschwindigkeit.

Die mit hochenergetischer Synchrotronstrahlung ermittelten p_{hkl}-Werte zeigen, dass in allen untersuchten Proben die p_{hkl}-Werte der 400 Reflexe deutlich höher sind als die der anderen Reflexe. Die nominell höchsten p_{hkl}-Werte der 400 Reflexe weist das Produkt auf, welches bei 450°C mit einer Stempelgeschwindigkeit von 1,5 mm/s indirekt verpresst wurde. Dies entspricht den Ergebnissen der Texturanalyse, die mit konventioneller Röntgenstrahlung im Probeninneren vorgenommen wurde, bei der die <100>-Faserkomponente die höchsten Werte des Texturindexes aufweist. Die Stärke der Textur variiert über den Profilquerschnitt. Hieraus kann auf Inhomogenitäten des Materialflusses in Querrichtung geschlossen werden. Das Maximum des Verhältnisses von <111> / <100>-Faserkomponente, bei einem Abstand von r ~ 12 mm zur Mitte des Produktes, deutet auf eine hohe Verformung in diesem Bereich der Probe (indirektes Strangpressen, Bolzeneinsatztemperatur 450°C, Stempelgeschwindigkeit 1,5 mm/s) hin.

Den Ergebnissen mit konventioneller Röntgenstrahlung ist zu entnehmen, dass in allen untersuchten Produkten die Stärke und die Schärfe der <100>-Faserkomponente an der Oberfläche der Produkte (Mantelfläche) abnimmt. Weiterhin ist zu erkennen, dass die <100>-Faserkomponente an der Oberfläche (0,8 mm) abknickt. Dieses Abkippen oder Drehen der Fasertextur im oberflächennahen Bereich wird in der Literatur häufig beschrieben [AUK94, BAU79, BAU81a, BAU81b, DIE66, DRI00, GRE63, GRE66, MOL75, VAT97]. Dabei ist die Art bzw. der Grad der Drehung abhängig von den Pressparametern; dementsprechend werden eine Vielzahl von Möglichkeiten aufgezählt.

Bei den durchgeführten Experimenten ist eine Abhängigkeit von der Bolzeneinsatztemperatur und Stempelgeschwindigkeit auf den Grad der Kippung zu erkennen. Liegt in der Probenmitte eine starke <100>-Faserkomponente vor, wie bei den Produkten gepresst mit hoher Bolzeneinsatztemperatur oder auch hoher Stempelgeschwindigkeit, ist der Grad der Kippung geringer. In der Art der Kippung ist zwischen den indirekt und direkt stranggepressten Proben kein signifikanter Unterschied zu erkennen. Offensichtlich übt die Reibung des Bolzens an der Aufnehmerwand, auf die Kippung der Faser nur insoweit Einfluss aus, dass die Temperatur in der Umformzone erhöht wird. Die Stärke und Schärfe der <111>-Faserkomponente sowie die Stärke der <110>-Komponente nehmen zur Oberfläche hin in allen untersuchten Proben kaum ab.

6.1.4 Eigenspannungen

Es zeigte sich, dass bereits in den geringen Eindringtiefen der konventionellen Röntgenstrahlung ein dreidimensionaler Spannungszustand vorliegt. Der Eigenspannungszustand der Proben wird durch makroskopische Inhomogenitäten des Werkstoffflusses aufgrund der Reibung zwischen Werkstoff und Matrize sowie durch mikroskopische Inhomogenitäten gekennzeichnet, die auf die unterschiedlichen Eigenschaften der Aluminiummatrix und der Siliziumpartikel zurückzuführen sind [PYZ97]. Zu den Eigenspannungen, die im Verformungsprozess entstehen, kommen bei Strangpressprodukten Abkühleigenspannungen hinzu. Makroskopische Abkühleigenspannungen sind die Folge von Temperaturgradienten über den Probenquerschnitt, während Abkühlmikroeigenspannungen (Eigenspannung II. Art) durch die Differenz thermischen Ausdehnungskoeffizienten der der Aluminiummatrix (~23,9*10⁻⁶K⁻¹) und der Siliziumpartikel (~4,2*10⁻⁶K⁻¹) erzeugt werden. Beide Phasen haben eine kubische Symmetrie, d.h. es liegen isotrope Ausdehnungskoeffizienten vor [KLO79, MAC73]. Da Silizium den kleineren thermischen Ausdehnungskoeffizienten besitzt, zieht es sich bei der Abkühlung des Pressproduktes nicht so stark zusammen wie das Aluminium. Die Aluminiummatrix erzeugt so in den Siliziumpartikeln Druckeigenspannungen. Aus Gleichgewichtsgründen müssen sich somit bei der Aluminiummatrix Zugeigenspannungen ausbilden.

Aufgrund der dynamischen Erholungsprozesse während des Strangpressens kann nach Gleichung (2.22) davon ausgegangen werden, dass die erzeugten Versetzungen ausheilen und damit auch die verformungsinduzierten Mikroeigenspannungen abgebaut werden. Auf Grund der Zusammensetzung des Werkstoffes wird angenommen, dass oberhalb einer Temperatur von ~300°C die Erholungsprozesse vollständig stattfinden. In [SHI97] wird für einen Teilchenverbundwerkstoff aus einer Aluminiumlegierung als Matrix mit 15 Volumenprozent SiC als Temperatur, bei der die Eigenspannungen vollständig abgebaut wurden, 200°C angegeben. Der Eigenspannungszustand der Strangpressprodukte wird daher durch die thermischen Mikrospannungen, die bei der Abkühlung durch die unterschiedlichen Ausdehnungskoeffizienten der Phasen entstehen, bestimmt. Dieses wird durch die experimentell ermittelten Eigenspannungswerte unterstützt, die einen typischen Abkühleigenspannungszustand bei langsamer Abkühlung erkennen lassen. Ein weiterer Hinweis auf die Dominanz der thermischen Mikrospannungen gegenüber den verformungsinduzierten Mikroeigenspannungen ist der geringe Einfluss der Prozessparameter Bolzeneinsatztemperatur und Pressgeschwindigkeit auf die Höhe und die Verteilung der Eigenspannungen in den stranggepressten Profilen.

Am Rand der Produkte werden weisen die Si-Partikel im geringen Abstand zur Oberfläche (~200 µm) die gleichen Eigenspannungswerte wie im Probeninneren auf. Da die Eindringtiefe der konventionellen Röntgenstrahlung im Bereich der Größe der Si-Partikel liegen, herrscht ein dreidimensionalen Spannungszustande [PYZ95]. Zur Bestimmung von σ_{33} des dreidimensionalen Spannungszustandes ist eine Ermittlung der Netzebenenabstände des dehnungsfreien Zustands d₀^(hkl) an aus dem Werkstoff extrahiertem Si-Pulver nötig.

6.1.5 Mechanische Eigenschaften

Der Einfluss der Textur auf die mechanischen Eigenschaften von Aluminiumlegierungen wurde u. a. von [JEN91, PAR00, SRE62, VAT97] untersucht. Auf der Grundlage der dort angegebenen Ergebnisse kann geschlossen werden, dass bei einer Zugverformung eine Doppelfasertextur mit dominanter <111>-Faserkomponente zu einer höheren Zugfestigkeit führt als eine Doppelfasertextur mit dominanter <100>-Faserkomponente. Ursache hierfür ist, dass im Falle der Zugverformung die {111}-Gleitebenen weniger günstig zur maximalen Schubspannung orientiert sind [SRE62], d.h. der Taylorfaktor ist für die <111>-Faserorientierung bei Zugverformung höher als für die <100>-Faserorientierung [VAT97]. Das würde im Hinblick auf die Textur der Strangpressproben bedeuten, dass mit zunehmender Bolzeneinsatztemperatur die Festigkeit der Proben abnehmen und die Duktilität zunehmen sollte.

Die Festigkeit und Verformbarkeit der bei unterschiedlichen Temperaturen stranggepressten Proben wird jedoch gegenteilig durch den Ausscheidungszustand der Proben beeinflusst. Dieses kann auf eine Homogenisierung der Aluminiummatrix bei hohen Prozesstemperaturen zurückgeführt werden, bei denen sich Anteile der groben Al₂Cu und Mg₂Si Partikel auflösen und später während der Abkühlung teilweise wieder ausscheiden, so dass ein Gefüge mit sehr feinen Ausscheidungen entsteht. Diese kleinen Ausscheidungen behindern die Versetzungsbewegung und erhöhen die Festigkeit. Bei höheren Versuchstemperaturen des Zugversuchs ist die Partikelhärtung nicht mehr so dominant wie bei Raumtemperatur, was sich in den Versuchsergebnissen deutlich zeigt. Der Einfluss der Pressparameter auf die mechanischen Eigenschaften einer mit Mg₂Si verstärkten Aluminiumlegierung wird in [PAR00] beschrieben. Die Festigkeit nimmt mit steigender Bolzeneinsatztemperatur zu, zurückgeführt wird das auf die Zunahme der Mg₂Si Ausscheidungen.



Abb. 6.5: Streckgrenze R_{P0,2} in Abhängigkeit von der Bolzeneinsatztemperatur und den Prüftemperaturen (indirekt und direkt stranggepressten Produkte)

Die Festigkeit der direkt stranggepressten Proben ist bei gleicher Prüftemperatur höher als die Festigkeit der indirekt stranggepressten Proben (Abb. 6.5). Dies ist zum Teil auf die stärkeren Anteile der <111>-Faserkomponenten in den direkt stranggepressten Profielen zurückzuführen. Eine weitere Ursache ist die Temperaturerhöhung, die beim direkt Strangpressen durch die Reibung zwischen Bolzen und Aufder Ausscheidungszustand nehmer erzeugt wird. Daher ist der direkt stranggepressten Proben mit dem Ausscheidungszustand von indirekt stranggepressten Proben vergleichbar, die mit einer höheren Bolzeneinsatztemperatur stranggepresst wurden.

Die Proben der langsamen, insbesondere mit einer Stempelgeschwindigkeit von 0,75 mm/s, indirekt verpresstem Profils weisen geringere Festigkeitswerte auf als die Proben der schneller verpressten Profile. Die bei unterschiedlichen Pressgeschwindigkeiten größer als 3 mm/s durch indirektes Strangpressen erzeugten Proben zeigen, bei den Prüftemperaturen 20°C und 200°C, keine signifikanten Unterschiede in ihren mechanischen Kennwerten. Die durch Reibung des Pressgutes an den Werkzeugen, insbesondere im Presskanal, erzeugt Temperaturerhöhung hat einen geringen Einfluss auf den Ausscheidungszustand, als die Temperaturerhöhung, verurzwischen Bolzen sachte durch Reibung und Aufnehmer, beim direkten Strangpressen.

Während die hohe Festigkeit der bei 400°C Bolzeneinsatztemperatur indirekt und direkt sowie der bei 450°C Bolzeneinsatztemperatur indirekt stranggepressten Profile Vorteile im Hinblick auf die Lastaufnahme bringt, wirkt sich die geringere Verformbarkeit dieser Profile nachteilig auf ihre Verarbeitung in nachfolgenden Fertigungsschritten, beispielsweise bei einem Biegeprozess, aus. Ein Optimum der Verformungsfähigkeit der Profile im Hinblick auf nachfolgende Umformprozesse ist in einem Prozesstemperaturbereich zu suchen, in dem noch keine Auflösung und nachfolgende feine Ausscheidung stattgefunden hat, aber sich eine starke <100>-Fasertextur ausgebildet hat. Eine entsprechend hohe Duktilität ist bei den mit einer Bolzeneinsatztemperatur von 350°C indirekt stranggepressten Profilen zu finden, die dementsprechend für eine nachfolgende Formänderung optimal ist.

6.2 Reibrührgeschweißte Al-6013 Bleche

Die untersuchten Proben bestehen aus einer aushärtbaren Al-Mg-Si-Cu- Legierung mit der Bezeichnung 6013 (Tabelle 4.3). Gewalzte Bleche im Zustand T4, d.h. gewalzt, lösungsgeglüht und kaltausgelagert, wurden mit dem neu entwickelten Verfahren Reibrührschweißen, unter der Verwendung verschiedener Schweißparameter (Tabelle 4.4) verschweißt.
Das Reibrührschweißen verändert die mikrostrukturellen Eigenschaften des Werkstoffes durch die prozessbedingte Erwärmung und Verformung. Die Veränderungen können durch die Untersuchung des Gefüges und der Härte nachgewiesen werden. Je nach Einfluss, d.h. Entfernung vom Werkzeug bilden sich unterschiedliche Bereiche aus, die als Rührzone, thermomechanisch beeinflusste Zone und Wärmeeinflusszone bezeichnet werden [DAL98, SAT99, STR99].

Die Wärme fließt hauptsächlich vom Werkzeug (Blechoberseite) in Richtung Schweißnahtwurzel (Blechunterseite). Es wird davon ausgegangen [GOU98], dass das Reiben der Werkzeugschulter gegen das Substrat der Hauptmechanismus der Wärmeerzeugung ist, wobei der größte Teil der Wärme in der Peripherie, dem Bereich mit den höchsten Umfanggeschwindigkeiten, der Werkzeugschulter erzeugt wird. Die Erwärmung des Werkstücks erfolgt durch die Wärmeleitung von der Werkzeugschulter zum Substrat. In [GOU98] wird von der Berechnung der Wärmeleitung während des Schweißens berichtet. Eine mit optimierten Schweißparametern berechnete Temperaturverteilung zeigt [GOU98], dass sich zwei Temperaturmaxima entlang der führenden und der verfolgenden Kante auf der Blechoberfläche ausbilden, wobei das Maximum an der verfolgenden Kante höhere Werte annimmt, da die entlang des Kopfs erzeugte Wärme zusätzlich eingebracht wird. Reibrührschweißverbindungen unterscheiden sich von Schmelzschweißverbindungen daher nicht nur durch geringere Maximaltemperaturen, sondern auch dadurch, dass die Maximaltemperatur nicht in der Mitte der Verbindung erreicht wird. Prozessbedingt liegt beim Reibrührschweißen eine inhomogene Temperaturverteilung zwischen Ober- und Unterseite der Schweißnaht vor.

Die Breite der drei Zonen beim Reibrührschweißen hängt von den Schweißparametern ab. Je größer der Werkzeugdurchmesser ist, desto breiter werden die einzelnen Zonen (Abb. 5.53 bis Abb. 5.56). Eine weniger starke Abhängigkeit ist vom Vorschub und von der Umdrehungsgeschwindigkeit zu erkennen. Mit hohen Werkzeugumdrehungsgeschwindigkeiten oder mit kleinerem Vorschub werden die thermomechanisch beeinflusste Zone und die Wärmeeinflusszone breiter, da im ersten Fall mehr Wärme an jedem Punkt erzeugt wird. Im Folgenden werden die Ergebnisse zu den Untersuchungen an den reibrührgeschweißten Al 6013 Blechen entsprechend den Untersuchungsgebieten diskutiert.

6.2.1 Mikrostruktur

In [ZSC96] werden neben den festigkeitssteigernden Sekundärausscheidungen auch relativ grobe (\geq 10 µm) Primärausscheidungen vom Typ Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂ in der Aluminiumlegierung Al 6013 beschrieben.

Charakteristisch für die Rührzone ist ein sehr feines, vollständig rekristallisiertes Gefüge (Abb. 5.58a) [DAL98, STR99]. Der Übergang zwischen Rührzone und thermomechanisch beeinflusster Zone (TMEZ) ist fließend (Abb. 5.58b). Die TMEZ ist weniger verformt und erfährt eine geringere Erwärmung während des Schweißens. Sie entspricht dem gesamten rekristallisierten Bereich außerhalb der Wirbelstrukturen (Abb. 5.57). Die TMEZ unterscheidet sich von der Rührzone durch ein etwas gröberes Gefüge (Abb. 5.58c). Da in der Wärmeeinflusszone (WEZ) der Werkstoff nicht rekristallisiert (Abb. 5.58e), ist der Übergang zwischen TMEZ und WEZ Zonen (Abb. 5.58d) an den Makroaufnahmen zu erkennen (Punkt c in Abb. 5.53 bis Abb. 5.56).

Durch die trapezförmige Ausbildung der Schweißnaht, ist der Beginn der WEZ von der Blechtiefe abhängig. An der Blechoberfläche entspricht der Beginn der WEZ in etwa dem Werkzeugradius. Der Abstand der WEZ zur Schweißnahtmitte nimmt mit der Blechtiefe ab. Der kleinste Abstand zwischen WEZ und Nahtmitte wird in der Blechwurzel erreicht. In der WEZ findet kein Materialfluss während des Schweißens statt. Die Veränderungen des Gefüges hinsichtlich des Gefüges des Ausgangszustandes, wie es sich an die WEZ anschließt, werden ausschließlich durch Erwärmung hervorgerufen.

Die Al 6013 Bleche liegen vor dem Reibrührschweißen im Zustand T4, d.h. gewalzt, lösungsgeglüht und kaltausgelagert (Naturhärtung), vor. In diesem Zustand sind die Ausscheidungen in der Matrix fein dispergiert. Wenn der Werkstoff erwärmt wird, wachsen die Ausscheidungen (Überalterung), die Behinderung der Versetzungswanderung nimmt ab, folglich nehmen auch die Festigkeit und die Härte ab. Dies wird durch die ermittelten Mikrohärtewerte der einzelnen Proben (Abb. 5.59) deutlich. Die Breite des Bereichs mit geringer Mikrohärte befindet sich in der Wärmeeinflusszone, die im wesentlichen durch den Werkzeugradius bestimmt. Ein etwas schwächerer Einfluss ergibt sich durch eine Kombination von Vorschub und Umdrehungsgeschwindigkeit zu Vorschub, desto größer wird die Breite des Bereichs geringer Mikrohärte.

Neben dem Ausscheidungszustand wird die Mikrohärte durch Kaltverformung (Verfestigung) und die Korngröße bestimmt. Die Korngröße der rekristallisierten Zonen (Rührzone und TMEZ) beträgt etwa 17 µm, die der WEZ und des Grundwerkstoffes etwa 27 µm (Abb. 5.58). Der Einfluss der Korngröße auf die Härte wird in den gemessenen Mikrohärteverläufen durch einen geringen Anstieg der Mikrohärte in den rekristallisierten Bereichen sichtbar.

6.2.2 Textur

Um den Einfluss des Reibrührschweißens auf die Texturentwicklung zu ermitteln, wurde die Textur der Bleche im Ausgangszustand, d.h. 30 mm von der Schweißnahtmitte entfernt, sowie in der Rührzone, in der TMEZ und in der WEZ gemessen.

Die Schweißparameter Werkzeugdurchmesser, Vorschub und Umdrehungsgeschwindigkeit beeinflussen die Textur innerhalb der einzelnen Zonen hinsichtlich Stärke und Schärfe nicht. Sie beeinflusst die Texturausbildung insoweit, dass die Zonenbreite von ihnen, insbesondere vom Werkzeugdurchmesser, abhängt.

Der Bereich des Ausgangszustandes (gemessen 30 mm von der Schweißnahtmitte entfernt) ist durch eine (100)-Vorzugsorientierung und eine etwas schwächere (111)-Vorzugsorientierung in der Walzrichtung gekennzeichnet. Das entspricht der Warmwalztextur von Aluminiumblechen bzw. einer Walztextur von Aluminiumblechen mit anschließender Wärmebehandlung [WAS62]. Die Textur des Ausgangszustands entspricht den Erwartungen, da die Bleche nach dem Walzen lösungsgeglüht und anschließend kaltausgelagert (T4-Zustand) werden. Durch die Erwärmung in der Wärmeeinflusszone wird die Stärke der <100>-Vorzugsrichtung in Walzrichtung etwas erhöht. Innerhalb der thermomechanische Zone ändert sich die Textur in Walzrichtung kaum. In Normalenrichtung verringert sich die Stärke und Schärfe sowohl der <100>-Komponente als auch der <111>-Komponente, weiterhin kommt eine schwache <311>-Komponente hinzu. Offensichtlich reichte die Verformung in der TMEZ nicht aus, um die Orientierung der Kristallite vollständig zu ändern. Die Rührzone zeigt eine zu den anderen Zonen vollkommen verschiedene Texturausbildung. So ist in Walzrichtung die <100>-Komponente guasi aufgelöst und lediglich eine schwache <110>-Komponente erkennbar. Die durch den Pin erzeugte Verformung ruft eine stärkere <111>-Komponente hervor. Durch die dynamische Rekristallisation in der Rührzone kommt es wiederum zu einer <100>-Komponente der typischen Rekristallisationstextur von Aluminium [WAS62].

6.2.3 Eigenspannungen

Die untersuchten Proben weisen einen symmetrischen Verlauf der Eigenspannungen längs zur Schweißnaht über dem Querschnitt der Schweißnaht auf. Diese Symmetrie, wie sie für konventionelle Schweißverfahren typisch ist, erstaunt, da die Verformung des Werkstoffes beim Reibrührschweißen nicht symmetrisch ist, das Werkzeug transportiert fortwährend Material von der führenden Kante zu der folgenden Kante. Die Maxima der Eigenspannungen längs zur Schweißnaht liegen bei allen untersuchten Proben in der WEZ. Da die Ausbildung der WEZ vom Werkzeugdurchmesser abhängig ist, bilden sich die Maxima in dem entsprechenden Abstand von der Schweißnahtmitte aus.

Bei geringeren Schweißgeschwindigkeiten wird durch die längere Wärmeeinwirkung die Wärmeeinflusszone vergrößert. Aufgrund der Homogenisierung des Temperaturfeldes verringern sich die Eigenspannungswerte, und die Maxima entfernt sich von der Schweißnahtmitte. Je größer das Verhältnis vom Umdrehungsgeschwindigkeit zu Vorschub, desto weiter entfernt werden die Maxima von der Schweißnahtmitte ausgebildet. Durch steigendem Vorschub und steigender Werkzeugumdrehungsgeschwindigkeit nehmen die Eigenspannungen in der Wärmeeinflusszone höhere Werte im Zugbereich an. Eine Abhängigkeit der Eigenspannungsmaxima, bezüglich der Höhe, vom Vorschub, bestimmt mit Neutronenstrahlung, wird auch in [WAN00] berichtet.

Die Eigenspannungen in Querrichtung sind geringer und weisen keinen so ausgeprägten Verlauf wie die Eigenspannungen in Längsrichtung auf. Dies zeigen die Ergebnisse der Eigenspannungsanalyse mit konventioneller Röntgenbeugung sowie die Eigenspannungsanalysen mit hochenergetischer Synchrotronstrahlung im oberflächennahen Bereich der Blechunterseite wie auch die Ergebnisse der Eigenspannungsanalyse mit Neutronenstrahlung und hochenergetischer Synchrotronstrahlung im Probeninneren.

In [WAN00] wird ein ähnlicher Eigenspannungsverlauf mit Maxima in Längsrichtung von 130 und 200 MPa, für mit Neutronenstrahlung untersuchte Al 6063 im Zustand T6 reibrührgeschweißte Bleche mit Schweißgeschwindigkeiten von 279 bzw. 787 mm min⁻¹ beschrieben.

In Abb. 6.6 und Abb. 6.7 sind die mit konventioneller Röntgenstrahlung an der Blechunterseite (Schweißnahtwurzel) sowie mit Neutronenstrahlung ermittelten Eigenspannungen zusammengefasst dargestellt. Zu erkennen ist, dass die Lage der Eigenspannungsmaxima in Längsrichtung im Zugbereich für die oberflächennahen Bereiche (konventionelle Röntgenstrahlung) und für das Probeninnere (Neutronenstrahlung) hinsichtlich der Lage in Bezug zur Schweißnahtmitte miteinander überein stimmen. Offensichtlich ist die Lage der Eigenspannungsmaxima innerhalb der WEZ nicht von der Blechtiefe abhängig. Die an der Unterseite der Bleche (Schweißwurzel) ermittelten Eigenspannungen im oberflächennahen Bereich (konventionelle Röntgenstrahlung) sind deutlich höher als die über 2/3 der Blechdicke gemittelten Eigenspannungen des Probeninneren (Neutronenstrahlung). Die mit Co-K_a-Strahlung ermittelten Eigenspannungen sind über den gesamten untersuchten Querschnitt des Bleches in Richtung Druckbereich verschoben (Abb. 6.7), da sich die durch die Fertigung (Walzen) hervorgerufenen Eigenspannungen im Druckbereich mit den Eigenspannungen, die durch das Reibrührschweißen hervorgerufen werden, überlagern.



Abb. 6.6:Eigenspannungen in Längsrichtung eines reibrührgeschweißten Al 6013Bleches, Vergleich Neutronenstrahlung und Cu-K $_{\alpha}$ -Röntgenstrahlung



Abb. 6.7:Eigenspannungen in Längsrichtung eines reibrührgeschweißten Al6013Bleches,VergleichNeutronenstrahlung,Cu-K $_{\alpha}$ -Co-K $_{\alpha}$ -Röntgenstrahlung

In Abb. 6.8 bis Abb. 6.10 sind die mit hochenergetischer Synchrotronstrahlung und mit konventioneller Röntgenstrahlung ermittelten Eigenspannungen in Längsrichtung, an der Blechunterseite (Schweißnahtwurzel), in Abhängigkeit des Probenquerschnittes aufgetragen. Zur Vergleichbarkeit der Kurven wurde der mit hochenergetischer Synchrotronstrahlung untersuchte Bereich symmetrisch zur Schweißnahtmitte in den nicht untersuchten Bereich gespiegelt.



Abb. 6.8: Vergleich der Ergebnisse von Eigenspannungsanalysen mit hochenergetischer Synchrotronstrahlung und mit konventioneller Röntgenstrahlung an der Blechunterseite (Schweißnahtwurzel) eines Al 6013 reibrührgeschweißten Bleches



Abb. 6.9: Vergleich der Ergebnisse von Eigenspannungsanalysen mit hochenergetischer Synchrotronstrahlung und mit konventioneller Röntgenstrahlung an der Blechunterseite (Schweißnahtwurzel) eines Al 6013 reibrührgeschweißten Bleches



Abb. 6.10: Vergleich der Ergebnisse von Eigenspannungsanalysen mit hochenergetischer Synchrotronstrahlung und mit konventioneller Röntgenstrahlung an der Blechunterseite (Schweißnahtwurzel) eines Al 6013 reibrührgeschweißten Bleches

Die mit konventioneller Röntgenstrahlung an der Blechunterseite (Schweißnahtwurzel) ermittelten Werte stellen den Eigenspannungszustand in einer Tiefe von etwa 54 µm bzw. 58 µm dar, da 40 µm elektrolytisch abgetragen wurden und die mittlere Eindringtiefe für die Röntgen-Cu-K_α-Strahlung 18 µm sowie für Röntgen-Co-K_α-Strahlung 14 µm beträgt. Im Vergleich dazu zeigen die mit hochenergetischer Synchrotronstrahlung ermittelten Werte Informationen, aus einer Tiefe bis etwa 100 µm von der Blechunterseite.

Die Ergebnisse der Eigenspannungsanalyse des oberflächennahen Bereiches, mit hochenergetischer Synchrotronstrahlung und mit konventioneller Röntgenstrahlung, stimmen in der Verteilung und im Betrag miteinander überein. In der WEZ haben sich Eigenspannungen im Zugbereich aufgebaut. Der mittlere Bereich der Schweißnaht (Rührzone und TMEZ) weist Eigenspannungen im Druckbereich auf.

Durch die Eigenspannungsanalyse mit hochenergetischer Synchrotronstrahlung konnten Informationen über den Eigenspannungszustand im Probeninneren in Abhängigkeit von der Tiefe gewonnen werden. Der Verlauf der Eigenspannungen in Richtung der Blechdicke (Abb. 5.75) ist ähnlich dem Verlauf der Eigenspannungen in Querrichtung (Abb. 5.74). Die Eigenspannungen sind gering. Die Eigenspannungen in Längsrichtung variieren mit der Blechtiefe (Abb. 5.71bis Abb. 5.73). Innerhalb der WEZ tendieren die Eigenspannungen zu höheren Werten im Zugbereich mit Zunahme der Tiefe, in Richtung Mitte der Blechstärke.

In allen untersuchten Al 6013 Blechen wurden mit den verwendeten Beugungsmethoden die Eigenspannungsmaxima längs zur Schweißnaht ausnahmslos in der WEZ registriert. Offensichtlich sind die thermischen Vorgänge während und nach dem Schweißen die Ursache der Eigenspannungen beim Reibrührschweißen, wie auch bei anderen Reibschweißverfahren.

Die WEZ befindet sich unterhalb der Peripherie der Werkzeugschulter, dem Bereich der höchsten Umdrehungsgeschwindigkeiten und demzufolge der höchsten Erwärmung. Der Verlauf der Eigenspannung, wie er durch das Reibrührschweißen über den Querschnitt in Längsrichtung hervorgerufen wird, resultiert aus der Überlagerung von zwei gleichen, durch Schrumpfung bedingten, Eigenspannungsverläufen.

Unmittelbar nachdem das Werkzeug an einer Position den Werkstoff zusammengefügt hat beginnt dieser abzukühlen, während das Werkzeug weiter geführt wird. Es resultiert ein Temperaturgradient längs zur Schweißnaht. Die Schrumpfung der wärmeren Bereiche, die zuletzt zusammengefügt wurden, wird durch die kälteren, nicht mehr schrumpfenden Bereiche behindert. Am extremsten ist die Behinderung in Höhe der Werkzeugperipherie, dem Bereich der höchsten Temperaturen während des Prozesses, dort entstehen die Maxima der Eigenspannungen im Zugbereich, längs zur Schweißnaht. Die Schrumpfung quer zur Schweißnaht wird nicht durch einen weniger schrumpfenden Bereich behindert. Daher werden keine wesentliche Eigenspannungen in dieser Richtung erwartet.

In der Literatur [DAL98, GOU98, STR99] wird berichtet, dass sich die Bruchlagen in Querzugproben reibrührgeschweißter Aluminiumbleche meist in den Bereichen geringer Härte befinden. In der WEZ, dem Bereich der geringsten Härte, wurden die höchsten Eigenspannungen im Zugbereich längs zur Schweißnaht registriert. Die Eigenspannungen überlagern sich mit den im Zugversuch aufgebrachten Lastspannungen, so dass es zum Bruch in der WEZ kommt.

7 Folgerung

Bei den Warmformgebungsprozessen Strangpressen und Reibrührschweißen werden die Eigenschaften des Produktes im wesentlichen durch die Änderungen der Mikrostruktur und Textur bestimmt. Neben der Einsatztemperatur hat die Wärmeentwicklung, die während des Prozesses durch Reibung entsteht, einen erheblichen Einfluss.

Beim Strangpressen von PM-AlSi25Cu4Mg1 werden höhere Presskräfte benötigt als beim Strangpressen von Aluminiumlegierungen in allgemeinen nötig sind. Um Warmrisse zu vermieden ergeben sich, bei dem gewählten Pressverhältnis von 10:1, Beschränkungen hinsichtlich der Bolzeneinsatztemperatur und der Stempelgeschwindigkeit. Das indirekte Strangpressen hat gegenüber dem direktem Strangpressen den Vorteil, dass eine erheblich geringere Gesamtkraft erforderlich ist. Weiterhin ist beim indirekten Strangpressen, durch den geringeren Temperaturanstieg des Produktes während des Pressens, eine höhere Produktgeschwindigkeit möglich. Die Textur indirekt stranggepresster Profile ist homogener als die der direkt stranggepressten Profile.

Die Untersuchungen an den Strangpressprodukte aus PM-AlSi25Cu4Mg1 zeigen, dass durch die Strangpressparameter die Textur und der Ausscheidungszustand, d. h. die Mikrostruktur, wesentlich beeinflusst werden. Die Siliziumpartikel sind nach dem Strangpressen genauso homogen verteilt wie im sprühkompaktierten Bolzen. Eine zeilenförmige Anordnung der Partikel tritt nicht auf. Die Größe der Ausscheidungen in der Matrix (Mg₂Si- und Al₂Cu) hängt im wesentlichen von den beim Strangpressen erreichten Temperaturen ab. Der Ausscheidungszustand ist entscheidend für das mechanische Verhalten der stranggepressten Produkte.

Der Eigenspannungszustand wird wesentlichen durch den Unterschied der thermischen Ausdehnungskoeffizienten der Aluminiummatrix und der groben Siliziumpartikel bestimmt. Die durch die Verformung beim Strangpressen verursachten Eigenspannungen werden durch Erholungsvorgänge relaxiert.

Der Werkstoff PM-AlSi25Cu4Mg1 besitzt nach dem Strangpressen eine hohe Warmfestigkeit. Die mechanischen Eigenschaften z. B. die Festigkeit der Strangpressprodukte können durch geeignete Wahl der Strangpressparameter, insbesondere der Bolzeneinsatztemperatur, für eine weitere Verarbeitung optimiert werden.

Beim Reibrührschweißen kommt es durch Verformung und Wärmeentwicklung durch Reibung zu einer ähnlichen Beanspruchung des Werkstoffs wie beim Strangpressen.

Infolge der stärkeren Temperatur- und Verformungsgradienten sind in Reibrührschweißprodukten die Mikrostruktur, der Textur- und der Eigenspannungszustand inhomogener über den Probenquerschnitt. Der Eigenspannungszustand der Reibrührschweißverbindungen wird neben den Schrumpfungseigenspannungen, ebenso wie der Eigenspannungszustand der Strangpressprodukte im wesentlichen durch die Abkühleigenspannungen bestimmt. Durch die Umformung bei hohen Temperaturen und damit verbundene Rekristallisation der Rührzone werden die durch Verformung verursachten Eigenspannungen abgebaut.

Die Höhe der Zugeigenspannungen in der Wärmeeinflusszone und die geringe Festigkeit des Werkstoffs in der rekristallisierten Rührzone erscheint problematisch im Hinblick auf die Festigkeit der Reibrührschweißnähte und das Verhalten bei schwingender Beanspruchung. Eine Reduzierung der Zugeigenspannungen in der Wärmeeinflusszone würde diese weniger empfindlich für aufgebrachte Lastspannungen bzw. schwingende Beanspruchungen machen. Folglich würde das mechanische Verhalten der gesamten Verbindung verbessert werden. Ein geringer Wärmeeintrag und eine Homogenisierung des Temperaturfeldes verringern die Eigenspannungswerte. Erreicht werden kann dies durch geringere Schweißgeschwindigkeiten und durch längere Wärmeeinwirkung, d. h. weniger Vorschub und geringe Werkzeugumdrehungsgeschwindigkeit.

8 Zusammenfassung

In der vorliegenden Arbeit wurde der Einfluss von Verfahrensparameter bei der Warmumformung auf Mikrostruktur, Textur und Eigenspannungen untersucht. Dies geschah am Beispiel des pulvermetallurgisch hergestellten zweiphasigen Aluminiumwerkstoffes PM-AlSi25Cu4Mg1 nach dem Strangpressen sowie der einphasigen Aluminiumlegierung 6013 nach dem Reibrührschweißen. Beim Reibrührschweißen tritt ähnlich wie beim Strangpressen ein starker Werkstofffluss auf.

Zur zerstörungsfreien Texturanalyse und Eigenspannungsanalyse wurden Beugungsverfahren mit Röntgen-, Neutronen- und hochenergetischer Synchrotronstrahlung eingesetzt. Die mit den verschiedenen Verfahren verbundenen unterschiedlichen Eindringtiefen werden genutzt, um umfassende Untersuchungen der gesamten Proben zu ermöglichen. Die Beurteilung des Ausscheidungszustandes und des Gefüges erfolgt mit begleitenden Untersuchungen am Lichtmikroskop sowie am Rasterelektronenmikroskop und Transmissionselektronenmikroskop. Weiterhin wurden die Festigkeitskennwerte der Strangpressprodukte mittels Zugversuchen bei Raumtemperatur und bei erhöhter Temperatur ermittelt. Als mechanischer Kennwert wurde die Mikrohärte der reibrührgeschweißten Bleche quer zur Schweißnaht aufgenommen.

8.1 Strangpressen von PM-AlSi25Cu4Mg1

Der pulvermetallurgische Aluminiumwerkstoff AlSi25Cu4Mg1 enthält mit 25 Gewichtsprozent Silizium einen hohen Si-Partikelgehalt. Die homogene Verteilung und geringe Größe der schlecht verformbaren Si-Partikel ermöglicht die Verarbeitung dieses Werkstoffes durch Strangpressen. Der Werkstoff verhält sich dabei wie ein teilchenverstärkter Metallmatrixverbundwerkstoff. Es sind höhere Presskräfte nötig als beim Strangpressen von Aluminiumlegierungen in allgemeinen nötig sind. Um Warmrisse zu vermeiden ergeben sich, bei dem gewählten Pressverhältnis von 10:1, Beschränkungen hinsichtlich der Bolzeneinsatztemperatur und der Stempelgeschwindigkeit. Das indirekte Strangpressen hat gegenüber dem direktem Strangpressen den Vorteil, dass eine erheblich geringere Gesamtkraft erforderlich ist. Weiterhin ist beim indirekten Strangpressen, durch den geringeren Temperaturanstieg des Produktes während des Pressens, eine höhere Produktgeschwindigkeit möglich.

Die Siliziumpartikel sind nach dem Strangpressen genauso homogen verteilt wie im sprühkompaktierten Zustand. Eine zeilenförmige Anordnung der Partikel tritt nicht auf. Die Größe der intermetallischen Verbindungen in der Matrix (Mg₂Si und Al₂Cu), hängt im wesentlichen von den beim Strangpressen erreichten Temperaturen ab.

Der Ausscheidungszustand ist entscheidend für das mechanische Verhalten der stranggepressten Produkte.

Die Textur indirekt stranggepresster Profile ist homogener als die der direkt stranggepressten Profile. Nach dem Strangpressen weist die Aluminiummatrix eine <100>/<111> Doppelfasertextur auf. Aufgrund der Erholungsprozesse, die bei höheren Temperaturen beschleunigt ablaufen, steigt die Stärke und Schärfe der <100>-Faserkomponente mit steigender Bolzeneinsatztemperatur. Die auf die Verformung zurückzuführende <111>-Faserkomponente ist in direkt stranggepressten Produkten deutlich höher als bei den indirekt verpressten Produkten. Dies wird auf den unterschiedlichen Materialfluss beim indirekten und direkten Strangpressen zurückgeführt. Zum Rand der Probe kippt die <100>/<111> Doppelfasertextur ab, hieraus kann auf Inhomogenitäten des Materialflusses in Querrichtung geschlossen werden. Die Siliziumpartikel zeigen nach dem Strangpressen keine Ausrichtung in eine Vorzugsrichtung.

Aufgrund der dynamischen Erholungsprozesse während des Strangpressens kann davon ausgegangen werden, dass die erzeugten Versetzungen ausheilen und damit auch die verformungsinduzierten Mikroeigenspannungen abgebaut werden. Der Eigenspannungszustand der Strangpressprodukte wird daher durch die thermischen Mikrospannungen bestimmt, die durch den Unterschied der thermischen Ausdehnungskoeffizienten der Aluminiummatrix und der groben Siliziumpartikel verursacht werden. Aufgrund der langsamen Abkühlung der Produkte, und dem damit verbundenen Temperaturausgleich zwischen Kern und Rand der Produkte, treten nur geringe Makroeigenspannungen auf. Die Makroeigenspannungen zeigen keine Abhängigkeit von der Bolzeneinsatztemperatur oder Stempelgeschwindigkeit.

Die Festigkeit der bei unterschiedlichen Bolzeneinsatztemperaturen stranggepressten Proben wird entscheidend durch den Ausscheidungszustand der Proben beeinflusst. Bei hohen Bolzeneinsatztemperaturen werden Teile der groben Al₂Cu und Mg₂Si Partikel auflöst. Diese scheiden sich später während der Abkühlung teilweise wieder aus, so dass ein Gefüge mit sehr feinen Ausscheidungen entsteht. Diese kleine Ausscheidungen behindern die Versetzungsbewegung und erhöhen die Festigkeit. Bei höheren Versuchstemperaturen des Zugversuchs ist die Partikelhärtung nicht mehr so dominant wie bei Raumtemperatur, was sich in den Versuchsergebnissen deutlich zeigt. Die Festigkeit der direkt stranggepressten Proben ist höher als die Festigkeit der indirekt stranggepressten Proben. Dies ist zum Teil auf die stärkeren Anteile der <111>-Faserkomponenten in den direkt stranggepressten Profielen zurückzuführen. Eine weitere Ursache ist die Temperaturenböhung, die beim direkt Strangpressen durch Reibung erzeugt wird. Daher ist der Ausscheidungszustand direkt stranggepresster Proben nicht mit dem Ausscheidungszustand, bei gleicher Bolzeneinsatztemperatur, indirekt stranggepresster Proben vergleichbar.

Während die hohe Festigkeit, der bei 400°C Bolzeneinsatztemperatur indirekt und direkt stranggepressten sowie der bei 450°C Bolzeneinsatztemperatur indirekt stranggepressten Profile, Vorteile im Hinblick auf die Lastaufnahme bringt, wirkt sich die geringere Verformbarkeit dieser Profile nachteilig auf eine nachfolgende Verarbeitung aus. Ein Optimum der Verformungsfähigkeit der Profile im Hinblick auf nachfolgende Umformprozesse ist in einem Prozesstemperaturbereich zu suchen, in dem noch eine so starke Auflösung und nachfolgende feine Ausscheidung stattgefunden, aber sich eine starke <100>-Fasertextur ausgebildet hat. Eine entsprechend hohe Duktilität ist bei den bei 350°C in direkt stranggepressten Profilen zu finden.

8.2 Reibrührschweißen der Aluminiumlegierung 6013

Der Materialfluss beim Reibrührschweißen wird durch die Verfahrensparameter Umdrehungsgeschwindigkeit, Vorschub sowie durch die Geometrie des Werkzeuges bestimmt und kann anhand von Querschliffen durch die Schweißnaht nachvollzogen werden. Die Schweißnaht wird in die Rührzone, die thermomechanisch beeinflusste Zone und die Wärmeeinflusszone unterteilt.

Der dynamisch rekristallisierte Bereich der Schweißnaht bildet sich trapezförmig in Blechtiefe aus, wobei die große Seite des Trapezes an der Blechoberseite in etwa dem Werkzeugdurchmesser entspricht. Der rekristallisierte Bereich umfasst zwei Zonen, die Rührzone und die thermomechanisch beeinflusste Zone. Die Rührzone wird durch den direkten Kontakt mit dem Pin erzeugt. In der Rührzone ist ein sehr feines, vollständig rekristallisiertes Gefüge zu erkennen. Die thermomechanisch beeinflusste Zone ist weniger verformt als die Rührzone, sie unterscheidet sich von der Rührzone durch ein etwas gröberes Gefüge. Der Übergang zwischen Rührzone und thermomechanisch beeinflusster Zone ist fließend. Die Wärmeeinflusszone befindet sich unterhalb der Peripherie der Werkzeugschulter, im Bereich der höchsten Umdrehungsgeschwindigkeiten und demzufolge der höchsten Erwärmung. In der Wärme einflusszone ist der Werkstoff nicht rekristallisiert.

Das Minimum der Mikrohärte wurde in der Wärmeeinflusszone festgestellt. Durch die starke Erwärmung der Wärmeeinflusszone wachsen die Ausscheidungen (Überalterung), die Behinderung der Versetzungswanderung nimmt ab, folglich nimmt auch die Härte ab. Ein etwas schwächerer Einfluss ergibt sich durch eine Kombination von Vorschub und Umdrehungsgeschwindigkeit. Je höher das Verhältnis von Umdrehungsgeschwindigkeit zu Vorschub, desto größer wird die Breite des Bereichs geringer Mikrohärte. Neben dem Ausscheidungszustand wird die Mikrohärte durch Kaltverformung (Verfestigung) und die Korngröße bestimmt. Der Einfluss der Korngröße auf die Härte zeigt sich durch einen geringen Anstieg der Mikrohärte in den rekristallisierten Bereichen.

Offensichtlich sind die thermischen Vorgänge während und nach dem Schweißen die Ursache der Eigenspannungen beim Reibrührschweißen, wie auch bei anderen Reibschweißverfahren. Die Eigenspannungsanalysen an den Reibrührschweißverbindungen zeigen in Längsrichtung der Schweißnaht höhere Extremwerte als in Querrichtung. Die Verläufe der Längseigenspannungen quer zur Schweißnaht zeigen zwei Eigenspannungsmaxima im Zugbereich, die symmetrisch bezüglich der Schweißnahtmitte liegen. Die Maxima der Zugeigenspannungen befindet sich im Bereich der Wärmeeinflusszone. In der thermomechanisch beanspruchten Zone wechselt der Eigenspannungszustand vom Zug- in den Druckbereich. In der Rührzone sind Druckeigenspannungen geringer Höhe zu erkennen. Der im Ausgangszustand befindliche Werkstoff, der nicht am Reibrührschweißprozess beteiligt ist, neben der Wärmeeinflusszone, steht unter den gleichgewichtshaltenden Druckeigenspannungen. Durch steigenden Vorschub und steigende Werkzeugumdrehungsgeschwindigkeit nehmen die Eigenspannungen in der Wärmeeinflusszone höhere Werte im Zugbereich an. Die Lage der Eigenspannungsmaxima in der Wärmeeinflusszone ist stark vom Werkzeugdurchmesser abhängig, da er hauptsächlich für die Ausbildung der Zonen verantwortlich ist. Bei geringeren Schweißgeschwindigkeiten wird durch die längere Wärmeeinwirkung die Wärmeeinflusszone vergrößert. Aufgrund der Homogenisierung des Temperaturfeldes verringern sich die Eigenspannungswerte, und die Maxima entfernen sich von der Schweißnahtmitte. Je größer das Verhältnis von Umdrehungsgeschwindigkeit zu Vorschub ist, desto weiter entfernt werden die Maxima von der Schweißnahtmitte ausgebildet.

Die mit Röntgen-, hochenergetischen Synchrotron- und Neutronenstrahlen bestimmten Eigenspannungsverläufe zeigen, bei Berücksichtigung der jeweils erfassten Messvolumina, eine gute quantitative Übereinstimmung. Mit Röntgen- und hochenergetischer Synchrotronstrahlung werden die Maximalwerte erfasst, während mit Neutronenstrahlen Mittelwerte über den Querschnitt bestimmt werden.

Die Textur des Ausgangszustandes weist eine für Aluminiumbleche typische Warmwalztextur bzw. einer Walztextur mit anschließender Wärmebehandlung auf, die in Walzrichtung durch ein (100)-Vorzugsorientierung und eine etwas schwächere (111)-Vorzugsorientierung gekennzeichnet ist. Durch die Erwärmung in der Wärmeeinflusszone wird die Stärke der <100>-Vorzugsrichtung in Walzrichtung etwas erhöht. Innerhalb der thermomechanischen Zone ändert sich die Textur in Walzrichtung kaum. In Normalenrichtung verringert sich die Stärke und Schärfe der Textur. Die durch den Pin erzeugte Verformung ändert die Orientierung der Kristallite in der Rührzone vollständig. Die Verformung ruft in Normalenrichtung eine stärkere <111>-Komponente hervor. Durch die dynamische Rekristallisation in der Rührzone kommt es wiederum zu einer <100>-Komponente, der für Aluminium typischen Rekristallisationstextur.

Im Hinblick auf die Festigkeit der Reibrührschweißverbindung erscheinen die Höhe der Zugeigenspannungen in der Wärmeeinflusszone und die geringe Festigkeit des Werkstoffs in der rekristallisierten Rührzone, insbesondere auf das Verhalten bei schwingender Beanspruchung, als problematisch. Eine Verbesserung des mechanischen Reibrührschweißverbindung kann durch einen geringeren Wärmeeintrag und eine Homogenisierung des Temperaturfeldes erreicht werden. Realisieren lässt sich dies durch weniger Vorschub und eine geringer Umdrehungsgeschwindigkeit des Werkzeuges.

9 Literaturverzeichnis

- [ABI88] Abis, S.; Caciuffo, R.; Coppola, R.: Neutron Diffraction Study Of Deformation Textures In 7012 Aluminium Alloy Extruded Bras. Materials Letters Vol. 6 No. 11.12 (1988), S. 423-426
- [ADA84] Adam, C. M.; Simon, J. W.: Influence Of Microstructure On Texture Development In A Aluminium Powder Metallurgy Alloy. American Society for Metals Vol. 86 (1984), S. 161-174
- [AHL65a] Ahlborn, H.: Orientierungsänderungen von Einkristallen kubisch flächenzentrierter Metalle beim Ziehvorgang, Teil 1. Z. Metallkunde 56 (1965), S. 205-215
- [AHL65b] Ahlborn, H.: Orientierungsänderungen von Einkristallen kubisch flächenzentrierter Metalle beim Ziehvorgang, Teil 2. Z. Metallkunde 56 (1965), S. 411-420
- [AHL66] Ahlborn, H.: Orientierungsänderungen von Einkristallen kubisch flächenzentrierter Metalle beim Ziehvorgang, Teil 3. Z. Metallkunde 57 (1966), S. 877-884
- [ALT79] Altenpohl, D.: *Aluminium von innen betrachtet.* Aluminumverlag Düsseldorf, 4. Auflage, 1979
- [ALT82] Altpeter, I., Theiner, W.; Repplinger, W.: Vergleichende (Eigen-) Spannungsmessungen mit zwei Geräteprototypen und einem kommerziell verfügbaren Gerät zur Nutzung ferromagnetischer und magnetischer Meßgrößen. VDI-Berich Nr. 439 (1982), S. 85-90
- [ARI00] S. Aris: Simulation von Textur und texturbedingten Kristallitmikrodehnungen kubischer Werkstoffe und Vergleich mit experimentellen Daten. Dissertation, TU Berlin (2000)
- [ARB98] Arbegast, W. J.; Hartley, P. J.: Friction Stir Weld Technology Development at Lockheed Martin Michoud Space System An Overview. In: Proc. of the 5th International Conference: Trends in Welding Research, Pine Mountain, USA, 1-5 June 1998, S. 541-546
- [AUK94] Aukrust, T.; Tjøtta, S.; Skauvik, I.; Vante, H. E.; van Houte, P: Modelling Of Texture Development In Aluminium Extrusion, Numerical Predictions of Deformation Processes and the Behaviour of Real Materials. In: Proceedings of the 15th Risø International Symposion on Materials Science, 5-9. Sept. 1994, S. 219-224

- [BAR66] Barrett, C. S.: The Structure of Metals. Mc Graw Hill, New York (1966)
- [BAR87] Baron, H. U.; Hauk, V.; Oudelhoven, R. W. M; Weber, B.: Evaluation of Residual Stresses in FCC-Textured Metals Using Strain- and Intensity-Polefigures. In: Residual Stresses in Science and Technology – Vol. 1, E. Macherauch, V. Hauk, (Eds.), DGM Verlag, Oberursel, (1987), S. 409-416
- [BAR88] Baron, H. U.; Hauk, V.: Röntgenographische Ermittlung der Eigenspannungen in Kristallitgruppen von fasertexturierten Werkstoffen. Z. Metallkunde 79 (1988), S. 127-131.
- [BAU79] Baumgarten, J.: *Guß-, Strangpress- und Torsionstexturen bei Aluminiumlegierungen.* Dissertation, RWTH Aachen 1979
- [BAU81a] Baumgarten, J.; Bunk, W.; Lücke, K.: *Strangpreßtexturen bei AlMg-Si-Legierungen Teil 1 Rundstangen*. Z. Metallkunde 72 (1981), S. 75-81
- [BAU81b] Baumgarten, J.; Bunk, W.; Lücke, K.: Strangpreßtexturen bei AlMg-Si-Legierungen Teil 2 Flachstangen und kompliziertere Formen. Z. Metallkunde 72 (1981), S. 162-168
- [BEH91] Behnken, H.; Hauk, V.: Die Bestimmung der Mikro-Eigenspannungen und ihre Berücksichtigung bei der röntgenographischen Ermittlung der Makro-Eigenspannungen in mehrphasigen Materialien. Werkstoffe, Beiträge zu den Grundlagen und zur interdisziplinären Anwendung DGM Informationsgesellschaft Oberursel, (1991), S. 141-150
- [BEH92] Behnken, H.: Berechnung und Ermittlung der röntgenographischen Elastizitätskonstanten sowie der Mikro- und Makro-Spannungen heterogener und texturierter Werkstoffe. Dissertation, RWTH Aachen, 1992
- [BEL98] Belov, N. A.; Gusev, A. Y.; Eskin, D. G.: Evalution of Five-component Phase Diagrams fot the Analysis of Phase Composition in AI-SI Based Alloys. Z Metallkunde 89 (1998), S. 618-622
- [BER78] Bermann, H. W.; Frommeyer, G.; Wassermann, G.: The Depence Of The Texture And Microstructure in Two Phase Composites On The Yield Stress Of The Components. In: Proc. 5th Int. Conf. On Texture of Materials, ICOTOM5, G. Gottstein and K. Lücke (eds.), Springer Verlag, Berlin, 1978, S. 371-377
- [BER81] Bergmann, H. W.; Wassermann, G.: Einfluß von unverformbaren Teilchen auf die Strangpresstexturen von Verbundwerkstoffen. Z. Werkstofftechnik 12 (1981), S. 88-90

[BER92]	Berns, H.; Broeckmann, C.; Fischer, A.; Weichert, D.: <i>Influence of Second Phase Particles to Fracture Toughness of Hard Metallic Materials.</i>In: Proc. Localized Damage 92, Vol.1, Southampton (1992), S. 473-485
[BEV86]	Beven, M. B.: <i>Encyclopedia of Materials Science and Engineering.</i> Edi- tor in chief M.B: Beven, Massachusetts Institute of Technology, USA, Pergamon Press. Vol. 1, (1986).
[BJO98]	Bjoneklett, B.; Frigaard, Ø.; Grong, Ø.; Myhr, O. R.; Midling, O.T.: <i>Modelling of Local Melting during Friction Stir Welding of Al-Zn-Mg Alloys</i> . In: Proceedings of the 6 th International Conference on Aluminum Alloys (ICAA-6), Toyohashi, Japan, 5-10 July 1998, S. 1477-1482
[BOW90]	Bowen, A. W.: <i>Texture development in high strength aluminium alloys.</i> Materials Science and Technology Vol. 6 (1990), S. 1053
[BRA13]	Bragg, W.: <i>The Reflection of X-rays by Crystalls</i> . In: Proc. Roy. Soc. 88a (1913), S. 428-438
[BRA93]	Braham, C.; Lebrun, J. L.; Bonnafe, J. P.; Ceretti, M.; Perrin, M.; Lodini, A.: <i>Complementarity Of X-Ray And Neutron Diffraction Technique For</i> <i>Residual Stress Determination In An Al-SiC Metal Matrix Composite.</i> <i>Bull.</i> Cercle Etud. Metaux, 16 (79) (1993), S. 13.1-13.10
[BRO94]	Brokmeier, HG.: <i>Neutron Diffraction Texture Analysis for Industrial Applications</i> . Z. Metallkunde 85 (1994), S. 598-602
[BRO96]	Brokmeier, HG.; Zink, U.; Reinert, T.; Muarach, W.: <i>The new loading device for texture measurment on the neutron diffractometer TEX-2.</i> Journal of Applied Crystallography (1996), S. 501-502
[BRO98]	Brokmeier, HG.; Zink, U.; Schnieber, R.; Witassek, B.: <i>TEX-2, Texture</i> <i>Analysis at GKSS Resarch Center (Instrumention and Application).</i> Mat- terials Science Forum Vols. 273-275 (1998), S. 277-282
[BRO99]	Broda, M.: <i>Eigenspannungsanalyse in kohlenstoffaserverstärkten</i> SiC-Keramiken. Dissertation, TU Berlin (1999)
[BRÜ89]	Brückner, L.: <i>Eigenspannungen und Korrosionsbeständigkeit tiefgezo- gener Werkstücke aus CuZn-Werkstoffen.</i> In: Proc. DVM-Tagung "Werkstoffprüfung 89", Bad Nauheim, 78.12.1989
[BRU98]	Brusch, G.: <i>Entwicklung eines Meß- und Auswerteverfahrens zur Analy-</i> <i>se von Eigenspannungsverteilungen mit Hochenergie-Röntgenbeugung.</i> Dissertation, TU Berlin (1998)

[BUH54]	Bühler, H.; Schreiber, W.: Zur lückenlosen Bestimmung eines Eigen- spannungszustandes im metallischen Vollzylindern. Metall 8 (1954), S. 687-691
[BUN69]	Bunge, HJ.: <i>Mathematische Methoden der Texturanalyse</i> . Akademie- Verlag, Berlin, 1969
[BUN74]	Bunge, HJ.: <i>Texture Analysis by Orientation Distribution Functions</i> (ODF-Analysis). Z. Metallkunde 68 (1977), S. 571-581.
[BUN79]	Bunge, HJ.: <i>Textur und Anisotropie. Z.</i> Metallkunde 70 (1979), S. 411-418.
[BUN85]	Bunge, HJ.: <i>Technological Applications of Texture Analysis</i> . Z. Met- allkunde 76 (1985), S. 457-470
[BUN96]	Program System ODF-Analysis for Cubic Crystal Symmetry and Ortho- rhombic Sample Symmetry. Edited by HJ. Bunge
[CHA98]	Chawla, N.; Andres, C.; Jones, J.W.: <i>Cyclic Stress-Strain Behaviour Of</i> <i>Particle Reinforced Metal Matrix Composites</i> . Scripta Materialia Vol. 38 No. 10 (1998), S. 1595-1600
[CUL67]	Cullity, B.: <i>Elements of X-ray Diffraction.</i> Addison-Wesley, Massachus-sets, 1967.
[DAL98]	Dalle Donne, C.; Braun, R; Staniek, G; Jung, A. und Kaysser, W. A.: <i>Mikrostrukturelle, mechanische und korrosive Eigenschaften reibrührge-</i> <i>schweißter Stumpfnähte in Aluminiumlegierungen</i> . Matwiss. u. Wer- stofftech. 29, (1998), S. 609-617
[DAN00]	Dantz, D.: Eigenspannungen in mikrowellengesinterten Ni/8Y-ZrO ₂ und NiCr8020/8YZrO ₂ Gradientenwerkstoffen. Dissertation, TU Berlin (2000)
[DIE66]	Dies, K.; Wincierz, P.: <i>Einfluß der Preß- und Lösungsglühtemperatur auf Textur und Aushärtung einer manganhaltigen Aluminiumlegierung vom Typ AlMnSi1, Teil1 Einfluß auf die Textur.</i> Z. Metallkunde. 57 (1966), S. 141-150
[DIE95]	Diegritz, O.: <i>Fehlermöglichkeiten beim direkten Strangpressen von Kup-</i> <i>ferlegierungen.</i> In: Grundlagen des Strangpressens, K.B. Müller u.a., Herausgeber W.J. Bartz, Band 286 Kontakt & Studium Werkstoffe, Ex- pert Verlag, 1995
[DÖL76a]	Dölle, E.; Hau, V.: <i>Röntgenographische Spannungsermittlung für Ei- genspannungssyteme mit allgemeiner Orientierung</i> . HTM, 31 (1976), S.165-168

[DÖL76b]	Dölle, H.; Hauk, V.; Meurs, P.; Sesemann, H.: <i>Eigenspannungen nach</i> <i>einachsiger Zugverformung kubisch-flächenzentrierter Metalle unter-</i> <i>sucht an Kupfer unterschiedlicher Vorverformung und an der Nickel-</i> <i>Kupfer Legierung NiCu30Fe.</i> Z. Metallkunde. 67 (1976), S. 30-35.
[DÖL77a]	Dölle, H.; Hauk, V.; Kockelmann, H.; Sesemann, H.: <i>X-ray Stress Meas-</i> <i>urement on Steels Having Preferred-Orientation</i> J. Strain Anal. 12 (1977), S. 62-65.
[DÖL77b]	Dölle, H.; Hauk, V.: Systematik möglicher Gitterdehnungsverteilungen bei mechanisch beanspruchten metallischen Werkstoffen. Z. Metallkunde. 68 (1977), S. 725-728.
[DÖL78]	Dölle, H.; Hauk, V.: <i>Einfluß der mechanischen Anisotropie des Vielkri-</i> <i>stalls (Textur) auf die röntgenographische Spannungsermittlung</i> . Z. Me- tallkunde. 69 (1978), S. 410-417.
[DÖL79a]	Dölle, H.: The Influence of Multiaxial Stress States, Stress Gradients and Elastic Anisotropy on the Evaluation of (Residual) Stresses by X- rays. J. Appl. Cryst. 12 (1979), S. 489-501.
[DÖL79b]	Dölle, H.; Hauk, V.: <i>Röntgographische Ermittlung von Eigenspannungen in texturierten Werkstoffen</i> . Z. Metallkunde 70 (1979), S. 682-685
[DRI00]	Driver, J.; Perocheau, F.; Maurice, C.: <i>Modelling Hot Deformation and Textures of Aluminium Alloys</i> . Materials Science Forum Vols. 331-337 (2000), S. 43-56
[DUN59]	Dunn, C.G.: On the Determination of Preferred Orientations. J. Appl. Phys. 30 (1959), S. 850-857.
[EIG95a]	Eigenmann, B.; Macherauch, E.: <i>Röntgenographische Untersuchungen von Spannungszuständen in Werkstoffen Teil 1</i> . Mat u. Werkstoff 26 (1995), S. 148-160
[EIG95b]	Eigenmann, B.; Macherauch, E.: <i>Röntgenographische Untersuchungen von Spannungszuständen in Werkstoffen Teil</i> 2. Mat u. Werkstoff 26 (1995), S. 199-216
[ELF82]	Elfinger ,F.X.; Peiter, A.; Theiner, W.A.: <i>Verfahren zur Messung von Ei-</i> genspannungen. VDI-Bericht Nr. 439 (1982), S. 71-84
[EUL75]	Eulitz, J.; Scharf, G.: <i>Gefügeausbildung von direkt und indirekt strang-</i> gepreßten Aluminiumlegierungen. Aluminium 51 (1975), S. 214-219

- [EVE75] Evenschor, P.V.; Hauk, V.: Röntgenographische Elastizitätskonstanten und Netzebenenabstandsverteilungen von Werkstoffen mit Textur.
 Z. Metallkunde, 66 (1975), S. 164-166.
- [FAN76] Faninger, G.; Hauk, V.: *Gitterdehnungen in texturbehafteten Proben.* HTM 31 (1976), S. 98-108
- [FRI98] Frigaard, φ.; Bjoneklett B.; Grong φ. and Midling, O. T.: Process Modelling Applied to Friction Stir Welding of Al-Mg-Si Alloys. In: Proceedings of the 6th International Conference on Aluminum Alloys (ICAA-6), Toyohashi, Japan, 5-10 July 1998, S. 1477-1482
- [FRO95] Frobin, R.: Abhängigkeit des Umformvermögens vom Spannungszustand und Möglichkeiten zur Verformung spröder Werkstoffe. In: Tagungsband 2, 2. Sächsische Fachtagung Umformtechnik, Freiberg, 1995, S. 11.1-11.24
- [GEN96] Genzel, C.; Reimers, W.; Malek, R.; Pöhlandt, K.: Neutron and X-ray residual stress analysis of steel parts produced by cld forward extrusion and tube drawing. Materials Science & Engineering A 205 (1996), S. 79-90
- [GER76] Gerward, L.; Lehn, S.; Christiansen, G.: Quantitative Determination Of Orientation By Energy-Dispersive X-Ray Diffraction. In: Proc. Texture of Crystalline Solide Vol. 2 (1976), S. 95-111
- [GER86] Gerhardt, J.; Tekkaya, A.E.: Determination Of Residual Stress In Cold-Formed Workpieces. In: Proc. Conference: Residual Stress in Science and Technology, Garmisch-Partenkirchen, Vol. 2 (1986) S. 875-882
- [GER87] Gerhardt, J.; Tekkaya, A.E.: Applications Of The Finite Element Method On The Determination Of Residual Stress In Drawing And Extrusion. In: Proc. Conference: Coputational Plasticity: Models, Softwear, And Applications, Part II, Barcelona, Spain 6-10 April 1987
- [GER93] Gertel, H.; Brokmeier, H.-G.; Bunge, H.J.: *Texture Development in Extruded Al-Cu Composites.* Textures and Microstructures 21 (1993),
 S. 121-126
- [GER94a] Gertel-Kloos, H.; Brokmeier, H.-G.; Bunge, H.J.: *Texture Development Al-Cu Composites.* Materials Science Forum 157-162 (1994), S. 685-692

[GER94b]	Gertel-Kloos, H.; Brokmeier, HG.; Ritter, C.: <i>The Effect of Various</i> <i>Processing Conditions on the Texture Development in Extruded Al-Cu</i> <i>Composites</i> . Z. Metallkunde 85 (1994), S. 603-608
[GOT98]	Gottstein, G.: <i>Physikalische Grundlagen der Materialkunde</i> . Sprin- ger-Verlag, Berlin, Heidelberg, New York, 1998
[GOU98]	Goul, J. E. ; Lienert, T. J. and Feng, Z.: <i>Recent Developments in Friction Stir Welding.</i> In: Proc.SAE Transactions: Journal of Materials & Manufacturing 107 (1998), S. 1093-1100
[GRA99]	Graham, D.: <i>Breakthrough in Joining high strength Aluminum Alloys.</i> Australasian Welding Journal 44, 28-29 (1999), S.
[GRE63]	Grewen, J.; Wasserman G.: Unterscheidung gewöhnlicher und zykli- scher Fasertexturen durch Ätzfiguren. Metall 17 (1963), S. 869-871
[GRE66]	Grewen, J.: Zur Deutung der Glühtexturen von Drähten kubisch flächen- zentrierter Metall und Legierungen. Z. Metallkunde 57 (1966), S. 581-585
[GRO98]	Grosdidier, T.; Fundenberger, J.J.; Wagner, F.: <i>Texture and Microstruk-</i> <i>ture in Some Intermetallics Reinforced Aluminium Alloys</i> . Materials Science Forum Vols. (1998), S. 535-540
[GRO99]	Grosdidier, T.; Keramidas, P.; Fundenberger, J.J.; Wagner, F.; Tsakiro- poulos, P.: <i>Influence of atomised powder characteristics on texture and</i> <i>microstrukture development in extruded AI-8Fe-4Ni base alloys</i> . Materi- als Science and Engineering A267 (1999), S. 71-81
[HAU75]	Hauk, V., Herlach, D.; Sesemann, H.: Über nichtlineare Gitterebenenab- standsverteilungen in Stählen, ihre Entstehung, Berechnung und Be- rücksichtigung bei der Spannungsermittlung. Z. Metallkunde 66 (1975), S. 734-737.
[HAU76a]	Hauk, V.; Sesemann, H.: <i>Abweichungen von linearen Gitterebenenab-</i> <i>standsverteilungen in kubischen Metallen und ihre Berücksichtigung bei</i> <i>der röntgenographischen Spannungsermittlung</i> . Z. Metallkunde 67 (1976), S. 646-650.
[HALI76b]	Hauk V : Rinken A : Sesemann H : Figensnannungen in einachsig

[HAU/6b] Hauk, V.; Rinken, A.; Sesemann, H.: *Eigenspannungen in einachsig* plastisch gedehnten Zugproben aus Aluminiumlegierungen. Z. Metallkunde 67 (1976), S. 92-96.

[HAU82]	 Hauk, V.; Macherauch, E.: <i>Die zweckmäßige Durchführung röntgenographischer Spannungsermittlungen (RSE).</i> In: Eigenspannungen und Lastspannungen, Moderne Ermittlung - Ergebnisse - Bewertung. Härterei-Techn. Mitt., Beiheft, Carl Hanser- Verlag, München, Wien, 1982
[HAU85a]	Hauk, V.; Vaessen, G.: <i>Eigenspannungen in Kristallitgruppen texturierter Stähle.</i> Z. Metallkunde 76 (1985), S. 102-107
[HAU85b]	Hauk, V., Vaessen, G., Weber, B.: <i>Die röntgenographische Ermittlung der Eigenspannungen in Stählen mit Walztextur</i> . HTM 40 (1985), S. 122-128.
[HAU90]	Hauk, V.; Nikolin, HJ.; Pintschovius, L.: <i>Evaluation of Deformation Re-</i> <i>sidual Stresses Caused by Uniaxial Plastic Strain of Ferritic and Ferritic-</i> <i>Austenitic Steels</i> . Z. Metallkunde 81 (1990), S. 556-569
[HAU91]	Hauk, V.: Die Bestimmung der Spannungskomponente in Dickenrich- tung und der Gitterkonstanten des spannungsfreien Zustandes. HTM 46 (1991), S. 52-59
[HAU97]	Hauk, V.: <i>Structural and Residual Stress Analysis by Nondestructive Methods Elsevier</i> . Amsterdam (1997)
[HEL95]	Helmig, K.: Texturapproximation durch Modellkomponenten. Habilitati- onsschrift, TU Clausthal, (1996)
[HIR84]	Hirsch, J.: <i>Walztexturentwicklung in kubisch-flächenzentrierten Metallen</i> . Dissertation RWTH Aachen, (1984)
[HÖL94]	Hölscher, M., Raabe, D., Lücke, K.: <i>Relationship Between Rolling Tex-</i> <i>tures and Shear Textures in F.C.C. and B.C.C. Metals</i> . Acta Metallurgi- ca 42 (1994), S. 879-886.
[HON96]	Hong, SK.; Tezuka, H.; Kamino, A.: <i>Analysis of Thermal Residual</i> <i>Stress in Unidirectionally Aligend SiCw / Al-Alloy Matrix Composites by</i> <i>X-ray Diffraction.</i> Materials Transactions JIM Vol. 37 No. 3 (1996) S. 230-238
[HOP94]	Hoppe, M.; Kopp, R.: <i>Analyse des Eigenspannungszustandes in gezo- genen Drähten und Stäben,</i> Ziehen von Drähten, Stangen und Rohren (1994), S. 71-83
[HOR00]	Hornbogen, E.: <i>Formation of nm-Size Dispersoids from Supersaturated</i> <i>Solid Solutions of Aluminium</i> . Materials Science Forum Vols. 331-337 (2000) S. 879-888

[HÜH98]	Hühne, R.; Fels, B.; Tamm, R.; Oertel, CG.; Skrotzki, W.: Cube Tex- ture Formation in a Rectangular Die Extruded Al-Mg Alloy. Materials Science Forum Vols. 273-275 (1998) S. 471-476
[HUM77]	Humphreys, F.J.: <i>The Nucleation of Recrystallization At Second Phase</i> <i>Particles In Deformed Aluminium</i> . Acta Metallurgica Vol. 25 (1977), S. 1323-1344
[HUM90]	Humphreys, F.J.; Kalu: The <i>Plasticity Of Particle-Containing Polycrys-</i> <i>tals.</i> Acta Metallurgica et Materialia Vol. 38 (1990), S. 917-930
[HUM95]	Hummert, K.; Ringhand, D.: <i>Herstellung von Bauteilen aus PM-</i> <i>Aluminiumwerkstoffen mit verbesserten Eigenschaften</i> . wt - Produktion und Management 85 (1995) S. 291-296
[HUM99]	Hummert, K.: Moderne Aluminiumlegierungen über Pulvermetallurgie und Sprühkompaktieren für den Einsatz in Verbrennungsmotoren. Son- derdruck PEAK Werkstoffe (1999)
[INA94]	Inakazu, N.; Kaneno, Y.; Inoue, H.: <i>Fiber Texture Formation and Me-chanical Prooerties in Drawn Fine Copper Wire</i> . Materials Science Forum 157–162 (1994) S. 715-720
[JEN91]	Jensen, D.J.; Liu, Y.L.;Hansen, N.: <i>Hot Extrusion Of SiC Texture And</i> <i>Microstrukture.</i> In: Proc. Metall Matrix Composites-Processing, Micro- structure and Properties, Roskilde, Denmark, 2-6 Sept. 1991, S. 417-422
[JON98]	Jones, C. S. III : <i>Friction Stir Welding of large scale fuel Tanks for aero-space Applications.</i> In: Proc. 5 th International Conference: Trends in Welding Research, Pine Mountain, USA, 1-5 June 1998, S. 553-557
[KAR95]	Kartmann, W.: <i>Werkzeugwerkstoffe für das Strangpressen.</i> In: Grundla- gen des Strangpressens, K.B. Müller u.a., Herausgeber W.J. Bartz, Band 286 Kontakt & Studium Werkstoffe, Expert Verlag, 1995
[KLO79]	Kloos, K. H.: <i>Eigenspannungen, Definiton und Entstehung.</i> Z. Werkstoff- technik 10 (1979) S. 293-302
[KRÖ58]	Kröner, E.: Berechnug der elastischen Konstanten des Vielkristalls aus den Konstanten des Einkristalls. Z. Phys. 151 (1958), S. 504-518
[LAN71a]	Lang, G.: Der Wärmehaushalt beim Strangpressen, Teil 1 Berechnung des isothermen Pressvorgangs. Z. Metallkunde 62 (1971), S. 571-577

[LAN71b]	Lang, G.: Der Wärmehaushalt beim Strangpressen, Teil 2 Rückleitung von Verformungswärme in den Block. Z. Metallkunde 62 (1971), S. 578-579
[LAN71c]	Lang, G.: Der Wärmehaushalt beim Strangpressen, Teil 1 Temperatur- erhöhung an der Strangoberfläche("Kantenerwärmung"). Z. Metallkunde 62 (1971), S. 580-584
[LAN81]	Lang, G.: Abschätzung der Reibung im Presskanal beim direktem und indirektem Strangpressen von Al 99.6. Aluminium 57, Jahrgang 1981 12
[LAU76]	Laue, K; Stenger, H.: <i>Strangpressen</i> . Aluminium Verlag Düsseldorf, 1976
[LEE83]	Lee, D.N.; Chung, Y.H.; Shin, M.C.: <i>Preferred Orientation in Extruded Aluminium Rod</i> . Scripta Metallurgica 17 (1983) S. 339–342
[LEE92]	Lee, J. C.; Subramanian, K. N.: <i>Failure Behaviour Of Particulate-</i> <i>Reinforced Aluminium Alloy Compoites Under Uniaxial Tensi</i> on. Journal Of Materials Science (1992), S. 5453-5462
[LI98]	Li, Z. X.; Arbegast, W. J.; Hartley, P. J.; Meletis, E. I.: <i>Microstructure</i> <i>Characterization and Stress Corrosion Evaluation of Friction Stir Welded</i> <i>Al 2195 and Al 2219 Alloys.</i> In: Proceedings 5 th International Conference on Trends in welding Research, Eid Vitek, J. M et. al., ASM and AWS, (1998), S. 568-573
[LI99]	Li, Ying; Murr, L.E. and McClure, J. C.: <i>Solid-State Flow Visualization in the Friction Stir Welding of 2024 AI to 6061 AI</i> . Scripta Materialia, Vol. 40, No 9, (1999), S. 1041-1046,
[LÖF95]	Löffler, H.: <i>Structure and Structure Development Of Al-Zn Alloys</i> . Aka- demie Verlag Berlin, (1995)
[LÜC64]	Lücke, K., Perlwitz, H., Pitsch, W.: <i>Elektronenmikroskopische Bestim-</i> <i>mung der Orientierungsverteilung der Kristallite in gewalztem Kupfer.</i> Phys. Stat. Sol. 7 (1964), S. 733-746.
[MAC61]	Macherauch, E; Müller, P.: <i>Das sin²ψ</i> - Verfahren der röntgenographi- schen Spannungsmessung. Z. f. angew. Phy. 13 (1961), S. 305-312
[MAC73]	Macherauch, E.; Wohlfarth, H.; Wolfstieg, U.: Zur zweckmäßigen Defini- tion von Eigenspannungen. HTM 28 (1973), S. 201-211
[MCC98]	McClure, J. C.; Tang, W.; Murr, L. E.; Guo, X.; Feng, Z.; Gould, J. E.: <i>A thermal Model of Friction Stir Welding</i> . In: Proc 5 th International Conference: Trends in Welding Research, Pine Mountain, USA, 1-5 June 1998

- [MER65] Merz, D., Wassermann, G.: *Bildung von Verformungstexturen in hetrogenen Legierungen.* Z. Metallkunde 56 (1965) S. 516-522
- [MOD84] Molden, G.F.; Stark, R.A.: *Residual Stress in cold-drawn and cold-extruded rods*. Wire 34 (1984), S. 14
- [MOD92] Modlen, G.F.; Webster, P.J.; Wang, X.; Mills, G.: An Investigation of Residual Stresses in Cold-Extruded and Cold-Drawn Rods Using Neutron Diffraction. In: Proc. Sheet Metal, Birmingham, UK (1992), S. 171-180
- [MÖL75] Möller, M.; Wincierz, P.: *Grobkornbildung bei Pressstangen aushärtbarer manganhaltiger Aluminiumwerkstoffe*. Aluminium 51 (1975) S. 567
- [MÜL94] Müller, K. B.; Grigorjev, A. A.: Direct and Indirect Extrusion of Al-Si18CuMgNi. Proc. 4th Int. Conf. Aluminium Alloys, Atlanta, USA, (11– 16. Sept. 1994), S. 134-141
- [MÜL95] Müller, K.B.: *Grundlagen des Strangpressens*. K.B. Müller u.a., Herausgeber W.J. Bartz, Band 286 Kontakt & Studium Werkstoffe, Expert Verlag, 1995
- [MÜL96] Müller, K.; Teubert, T.: Indirect Extrusion of different Al-Si powder alloys. In: Proc. ICAA-5, J. H. Driver et al. (eid.), Vol.4, Trans-Tech. Publications, Grenoble (1996), S. 91-97
- [MÜL99] Müller, K.B.; Winsemann: *Strangpressen pulvermetallurgisch hergestellter, hochsiliziumhaltiger Aluminiumlegierungen, Teil 2.* Aluminium 75 (1999), S. 531-536
- [MÜL00] Müller, K.; Buntoro: (2000), Messtechnik, http://www.fzs.tuberlin.de/german/messen1.html, Rev. 27.08.200
- [MUR99] Murr, L. E.; Trillo, E. A.; Li, Y.; Flores, R. D.; Nowak, B. M.; McClure, J. C.: Solid-State Flow Associated with the Friction-stir Welding of dissimilar Metals. In Proc.: Fluid Flow Phenomena in Metals Processing, San Diego, USA, 28 Feb.-4 Mar. 1999), S. 141-154
- [NIC97] Nicholas , E. D: *Advances in Welding and related Technologies.* International Seminar, TWI, Cambridge, UK, September 1997
- [NIC98] Nicholas, E.D: Developments in The Friction Stir Welding of Metals In: Proceedings of the 6th International Conference on Aluminum Alloys (ICAA-6), Toyohashi, Japan, 5-10 July 1998, S. 139-151
- [PAL99] Palm, F.: Charakterisierung des Materailflusses beim Reibrührschweißen (Friction Stir Welding) von Al-Werkstoffen. In: Proc. Materials Week (1999), S. 301-306

[PAR00]	Parson, N.; Hankin, J.; Hicklin, K.; Jowett, C.: Comparison of the Per-
	formance and Product Characteristics of Three Structural Extrusion Al-
	loys: AA6061, AA6082, and AA6005A In: Proceedings 7 th International
	Aluminium Extrusion Technology Seminar, May 16-19, 2000, Chicago,
	Illinos, USA, S. 1-12

- [POU95] Poudens, A.; Bacroix, B.; Bretheau, T.: Influence of microstructures and particle concentrations on the development of extrusion textures in metal matrix composites. Materials Science and Engineering A 196 (1995), S. 219-228
- [POU96] Poudens, A.; Bacroix, B.: *Recrystallization Texture in Al-SiC Metall Matrix Composites.* Scripta Materialia Vol. 34 No 6 (1996), S. 847-855
- [PYZ95] Pyzalla-Schiek, A.: Thermische Mikroeigenspannungen in Stückverbunden, Fortschritt-Berichte VDI Reihe 5 Nr. 420, VDI Verlag, Düsseldorf, 1995
- [PYZ96a] Pyzalla, A.; Genzel, C.; Reimers, W.: Thermal Residual Microstresses in Steel - NbC Particulate Composites Studied by X-Ray and Neutron Diffraction. Materials Science & Engineering. A212 (1996), S. 130-138
- [PYZ96b] Pyzalla, A.; Genzel, C.; Reimers, W.; Pöhlandt, K.: Zerstörungsfreie Eigenspannungsanalyse im Inneren von Kaltmassivumformteilen. Metall 50 (1996), Nr.12, S. 787-791
- [PYZ97] Pyzalla, A., Reimers, W.; Pöhlandt, K.: Residual Stresses and Texture in Cold Forward Extrusion. In: Competitive Advantages by Near - Net -Shape Manufacturing, H.-D. Kunze (ed.), DGM - Informationsgesellschaft, Verlag, Oberursel (1997), S. 175-180
- [REI98] Reimers, W.; Broda, M.; Brusch, G.; Dantz, D.; Liss, K.-D.; Pyzalla, A.; Schmackers, T.; Tschentscher, T.: *Evaluation of Residual Stresses in the Bulk of Materials by High Energy Synchrotron Diffraction.* Journal of Non-Destructive Evaluation Vol. 17, No. 3, (1998), S. 129-140
- [REI99] Reimers, W.; Pyzalla, A.; Broda, M.; Brusch, G.; Dantz, D.; Liss, K.-D.; Schmackers, T.; Tschentscher, T.: *The use of high-energy synchrotron diffraction for residual stress analyses.* Journal of Materials Science Letters 18 (1999) S. 581–583
- [REU29] Reuss, A.: Berechnung der Fließgrenze von Mischkristallen auf Grund der Plastizitätsbedingungen für Einkristalle. Z. angew. Math. Mech. 9 (1929), S. 49-58

[RHO97] Rhodes, C. G.; Mahoney, M. W.; Bingel, W. H.; Spurling, R. A. and Bampton, C. C.: Effects of Friction Stir Welding on Microstructure of 7075 Aluminum. Scripta Materialia, Vol. 36, No.1, (1997), S. 69-75

[RIC00] Richert, J; Richert, M.: Effect of homogenization Cooling Rate and Microstructural Features of Al-Mg-Si Billets on Extrudability and Section Properties in the T5 Temper. In: Proceedings 7th International Aluminium Extrusion Technology Seminar, May 16-19, 2000, Chicago, Illinos, USA, S. 105-113

- [ROH89] Rohrbach, C.: *Handbuch für experimentelle Spannungsanalyse*. VDI-Verlag Düsseldorf (1989)
- [RUD94] Rudkins, N.T.; Modlen, G.F., Webster, P.J.: Residual stress in cold drawing: a finite element and neutron diffraction study. Journal of Materials Processing Technology 45 (1994) S. 287-292
- [RUP95] Ruppin, D.: Temperaturführung beim direkten Strangpressen von Aluminiumlegierungen. In Grundlagen des Strangpressens. K.B. Müller u.a., Herausgeber W.J. Bartz, Band 286 Kontakt & Studium Werkstoffe, Expert Verlag, 1995
- [SAM98] Samajdar, I.; Doherty, R.D.: Cube Recrystallization Texture In Warm Deformed Aluminium: Understanding And Prediction. Acta Materialia Vol. 9 (1998) S. 3145-3158
- [SAT99] Sato, Y. S.; Kokawa, H.; Enomoto, M. and Jogan, S.: *Microstructural Evolution of 6063 Aluminum during Friction Stir Welding*. Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 30A, Sep. 1999, S. 2429-2437
- [SEF95] Scheff, S.A.; Stout, J.J.; Crimp, M.A.: Effects Of Extrusion Texture On The Comperssive Behavior Of B2 Fe-Al Alloys. Scripta Metallurgica et Materialia Vol 32 No. 7 (1995) S. 975-980
- [SHA91] Shahani, R. A.; Clyne, T.W.: The Effect of Reinforcement Shape on Recrystallization in MMC's. In: Proc. 12th International Risø Symposium on Material Science, Roskilde, (1991), S. 655-660
- [SHI97] Shi, N.; Bourke, M.A.M.; Roberts, J.A.; Allison, J.E.: Phase-Stress Partion during Uniaxial Tensile Loading of a TiC-Particulate-Reinforced Al Composite. Metallurgical and Materials Transactions A Vol. 28a (1997), S. 2741-2753

[SIE94]	Siegert, K.; Ringhand, D.: <i>Forging of Dispersion Strengthened P/M Alu-</i> <i>minum Alloys</i> . Production Engeneering, Annals of the German Aca- demic Society for Production Engeneering, Vol. II/1 (1994), S. 19-22
[SIE95]	Siegert, K.: <i>Strangpressen.</i> In Grundlagen des Strangpressens. K.B. Müller u.a., Herausgeber W.J. Bartz, Band 286 Kontakt & Studium Werkstoffe, Expert Verlag, 1995
[SIN97]	Schindler, H.J.; Cheng, W.; Finnie, I.: <i>Experimental Determination of Stress Intensity Factors Due to Residual Stress</i> . Experimental Mechanics Vol. 37, No. 3 (1997) S. 272-
[SOL91]	Scholtes, B.: <i>Eigenspannungen in mechanisch randschichtverformten</i> <i>Werkstoffen. Ursachen, Ermittlung und Bewertung</i> . DGM Informations- gesellschaft, Oberursel (1991)
[SRE62]	Sree Harsha, K.S.; Cullity, B.D.: <i>Effect of Initial Orientation on the De-</i> <i>formation Texture and Tensile and Torsional Properties of Copper and</i> <i>Aluminum Wires</i> . Trans. Metall. Soc. AIME 224 (1962) S. 1189-1193
[STO97]	Stocker, P; Rückert, F; Hummert, K.: <i>Die neue Aluminium-Silizium-</i> <i>Zylinderlaufbahhn-Technologie für Kurbelgehäuse aus Aluminiumdruck-</i> <i>guß.</i> MTZ Motortechnische Zeitschrift 58 (1997), S. 502-508
[STR99]	Strombeck, A. von; dos Santos, J. F.; Toster, F. and Koçak: <i>Fracture Toughness Behaviour of Friction Stir Welding Joints in Aluminium Alloys.</i> In Proc. 1st International Symposium on Friction Stir Welding, Rockwell Science Center, Thousand Oaks, California, USA, 14-16 June 1999
[SWA87]	Schwartz, L.; Cohen, J.: <i>Diffraction from Materials</i> , Springer-Verlag, New York, 1987.
[SWA90]	Schwarzer, R. A.: <i>Measurment Of Local Textures With Transmission</i> <i>And Scanning Electron Microscopes</i> . Textures and Microstructures (1990) Vol. 13, S. 15-30
[SWA91]	Schwarzer, R. A <i>Texture analysis by electron diffraction.</i> Steel Resarch 62 (1991), S. 542-547
[SWA93]	Schwarz, T; Kockelmann, H.: <i>Die Bohrlochmethode-ein für viele An- wendungsbereiche optimales Vefahren zur experimentellen Ermittlung von Eigenspannungen</i> . Messtechnische Briefe 29 (1993), S. 33-38
[THO91]	Thomas, W.M. et al: International Patent Application, PCT/GB92/02203 and GB Patent Application No 9125978.8, 6 December 1991

- [TEK86] Tekkaya, A. E.: *Ermittlung von Eigenspannungen in der Kaltmassivumformung.* Dissertation Universität Stuttgart (1986)
- [TIE80] Tietz, H.-D.: *Entstehung von Eigenspannungen in Werkstoffen*. Neue Hütte 25 (1980), S. 371-377
- [UAN97a] Uan, J.Y.; Luli, T.S.; Chen, L.H.: *Plastic Inhomogeneity And Glide of Aluminium and Al-Al*₃*Ni Eutectic Alloy weith [111] Fiber Texture*. Acta Materialia Vol. 45 (1997), S. 623-634
- [UAN97b] Uan, J.Y.; Chen, L.H; Luli, T.S.: A Study of the Texture Hardening Of Pure Aluminium and Al-Al₃Ni Eutectic Alloy weith [111] Fiber Texture. Scripta Materialia Vol. 36 No 12(1997), S. 1391-1395
- [UAN00] Uan, J.Y.; Luli, T.S.; Chen, L.H.: A Study on the Tensile Deformation of Superplastic-Like Al-Al₃Ni Eutectic Alloy weith [111] Fiber Texture. Key Engineering Materials Vols. 177-180 (2000), S. 631-636
- [UNC40] Unckel, H.: *Einige Versuche bezüglich der Textur von Pressstangen*. Z. Metallkunde 32 (1940), S. 343-348
- [VAT97] Vatne, H.E.; Pedersen, K.; Lohne, O.; Jenssen, G.: Texture And Structure Evolution During Indirect Extrusion Of An AlSiMgMn Aluminium Alloy. Textures and Microstructures. Vol. 30 (1997), S. 81–95
- [VIV96] Viviani, L.; Caglioti, G.; Albertini, G.; Ceretti, M.; Fiori, F.; Rustichelli, F.: Texture And Mechanical Anisotorpy Of 6082 Al Alloy Samples Subjected To Extrusion And Rolling. Materials Science Forum Vols. 217-222 (1996), S. 653-658
- [VOI28] Voigt, W.: *Lehrbuch der Kristallphysik*. Nachdruck 1. Auflage, Teuber, Berlin-Leipzig, (1928), S. 962-964
- [WAG93] Wagener, H.W.; Wolf, J.: Kaltmassivumformung von MMCs in Form der Matrixlegierungen AIMgSi1 und AISi12 mit dem Verstärkungswerkstoff SiC. Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde. In Proc. Symp. der Deutschen Gesellschaft für Materialkunde, Chemnitz 17., 19. Juni 1993, DGM Informationsges. mbH Oberursel, S. 43-50
- [WAL98] Waldron, D. J.; Roberts, R. W.; Dawes, C. J. and Tuby, P. J.: Friction Stir Welding Characterization for Aerospace Structures. In Proc. 5th International Conference: Trends in Welding Research, Pine Mountain, USA, 1-5 June 1998, S. 547-552

[WAN00]	Wang, X. L.; Feng, Z.; David, S. A.; Spooner, S. and Hubbard, C. R.: <i>Neutron Difraction Study of Residual Stresses in Friction Stir Welds</i> . In Proc. 6th Int. Conf. on Residual Stresses, ICRS – 6, Oxford, UK, 10 –12 Jul 2000.
[WAS62]	Wassermann, G., Grewen, J.: <i>Texturen metallischer Werkstoffe</i> . Sprin- ger-Verlag, Berlin, Göttingen, Heidelberg, 1962
[WAS78]	Wassermann, G.; Bermann, H.W.; Frommeyer, G.: <i>Deformation Tex-</i> <i>tures in Two-Phase Systems</i> . In Proc. 5th Int. Conf. On Texture of Mate- rials, G. Gottstein and K. Lücke (eds.), ICOTOM5, Springer Verlag, Ber- lin, 1978, S. 37-46
[WEH94]	Wehrhahn, M.; Schwarzer, R. A.: Crystal Texture Mapping By Energy Dispersive X-ray Diffraction. Z. Metallkunde, 85 (1994), S. 581-584
[WEI93]	Weissenbek, E.; Böhm, H. J.; Rammerstorfer, F. G.: <i>Microgeometrical</i> <i>Effects on the Elastoplastic Behaviour of Particle Reinforced MMCs</i> . In Proc. ICCM, Madrid (1993)
[WEN72]	Wenk, HR., Wilde, W.R.: <i>Orientation Distribution Diagrams for Three</i> <i>Yule Marble Fabrics.</i> In: Flow and Fracture of Rocks, Heard, H.C., Borg, I.Y., Carter, N.L., Raleigh, C.B. (Eds.), Geophys. Monogr. Ser. Vol. 16, Amer. Geophys. Union, Washington, (1972), S. 83-94.
[WIL82]	Willemse, P.F., Naughton, B.P., Verbraak, C.A.: <i>X-ray Residual Stress Measurements on Cold-drawn Steel Wire</i> . Materials Science & Engineering 56 (1985), S. 25-37.
[WIL85]	Willemse, P.F., Naughton, B.P.: <i>Effect of Small Drawing Reductions on</i> <i>Residual Surface Stresses in Thin Cold-drawn Steel Wire, as Measured</i> <i>by X-ray Diffraction</i> . Materials Science Technology 1 (1985), S. 41-44.
[WIT73]	Witzel, W.: <i>Die Endtextur bei der Scherverformung des Aluminiums</i> Z. Metallkunde, 64 Heft 11(1973), S. 813-817
[WOL76]	Wolfsteig, U; Macherauch, E.: <i>Zur Definition von Eigenspannungen.</i> HTM 31 (1976), S. 2-3
[YAN98]	Yang, S. : <i>Microstructural Development in Friction Stir Welding of Alu-</i> <i>minum Alloys.</i> In Proceedings 6th International Conference on Aluminum Alloys (ICAA-6), Toyohashi, Japan, 5-10 July 1998, S. 1483-1488
[ZSC96]	Zschech, E.: <i>Metallkundliche Prozesse bei der Wärmebehandlung aus-</i> <i>härtbarer Aluminiumlegierungen</i> . HTM 51 (1996), S. 137-143

[ZUC97] Zucko, M.; Pöhlandt, K.; Pyzalla, A.; Reimers, W.; Kockelmann, H.: Berechnung der Umformeigenspannungen beim Fließpressen und Vergleich mit experimentellen Ergebnissen. Mat.-wiss. u. Werkstofftech. 28 (1997), S. 417-423