

Lehrstuhl für Umformtechnik

Department Produkt Engineering
Montanuniversität Leoben



DIPLOMARBEIT

WERKSTOFFKUNDLICHE UND VERFAHRENSTECHNISCHE EINFLÜSSE BEI DER HERSTELLUNG VON ALUMINIUM- AEROSOLSPRAYDOSEN

Michael Taschauer

Studienrichtung Werkstoffwissenschaft

Leoben, November 2009

Eidesstattliche Erklärung

Ich erkläre an Eides statt, dass ich diese Arbeit selbstständig verfasst, andere als die angegebenen Quellen und Hilfsmittel nicht benutzt und mich auch sonst keiner unerlaubten Hilfsmittel bedient habe.

Leoben, 25. November 2009

Ort, Datum

Michael Taschauer

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl für Umformtechnik an der Montanuniversität Leoben.

Herrn Prof. Dipl.-Ing. Dr.mont. Bruno Buchmayr, dem Leiter des Lehrstuhls, gilt mein besonderer Dank für die Betrauung mit dieser Arbeit und die Betreuung derselben.

Seitens der Neuman Aluminium Austria GmbH bedanke ich mich stellvertretend bei Herrn Dipl.-Ing. (FH) Peter Bauer und Herrn Ing. Otmar Hochecker, für das Zustandekommen des Forschungsprojektes im Zuge dessen diese Arbeit entstand sowie für das gute Arbeitsklima und die Unterstützung bei der Versuchsdurchführung. Seitens der TUBEX Rangendingen GmbH möchte ich mich bei Herrn Dipl.-Ing. (FH) Jürgen Wiest, für den freundlichen Empfang, die tatkräftige Unterstützung bei den Versuchen sowie für die Zurverfügungstellung des Probenmaterials, herzlich bedanken.

Meinen Kollegen am Institut für Umformtechnik möchte ich ebenfalls für zahlreiche Anregungen und Fachgespräche danken, vor allem Herrn Dr.mont. Otto Harrer, meinem Bürokollegen Herrn Dipl.-Ing. Harald Lehofer, meinem ARAMIS®-Kollegen Herrn Dipl.-Ing. Kurt Forstner, Herrn Dipl.-Ing. Gerald Figala fürs leibliche Wohl und Herrn Dipl.-Ing. Roman Pschera für viele Denkanstöße bei dem einen oder anderen Gläschen Bier.

Schließlich bedanke ich mich besonders bei allen mir nahe stehenden Menschen, insbesondere meiner Familie und meiner Freundin Kathrin für Geduld und Nachsicht.

Kurzfassung

Bei der Herstellung geformter Aerosolspraydosen aus Reinaluminium (AA 1050) kommt es vereinzelt zum plastischen Versagen des Werkstoffes unter Bildung einer lokalen Einschnürung. Die Fehlerhäufigkeit liegt zwischen 0,04% bis 0,1%.

Das Ziel der vorliegenden Arbeit ist es, die Fehlerursache zu finden und Strategien zur Fehlervermeidung zu entwickeln.

Zunächst wird die gesamte Prozesskette metallografisch untersucht und die Umformbarkeit des Aluminiums nach dem Fließpressen bewertet. Zusätzlich werden die tatsächlich bei der Einförmung der Dosenkontur auftretenden Belastungen in der Dosenwand ermittelt und mit den zuvor gesammelten Ergebnissen verglichen.

Weiters wird untersucht, wie die Herstellungsschritte Warm- bzw. Kaltwalzen und Gießen des Aluminiumbandes an der Rotary-Bandgießmaschine die Grenzumformbarkeit des Werkstoffes beeinflussen.

In metallografischen Untersuchungen konnten keine metallurgisch bedingten Fehler ermittelt werden und die Umformbarkeit des Materials nach dem Fließpressen ist erwartungsgemäß sehr niedrig. Die Messung der auftretenden Tangentialdehnungen beim Aufweiten des Dosenhalses zeigt, dass die Belastungen über den im einachsigen Zugversuch erreichbaren liegen.

Bei einer Veränderung der Warm- und Kaltwalzgrade konnte festgestellt werden, dass eine höhere Verformung der Gussstruktur den Grenzumformgrad stärker beeinflusst als der Rekristallisationsgrad nach der Glühbehandlung.

Eine gesteigerte Erstarrungsgeschwindigkeit der Aluminiumschmelze am Gießrad vergrößert die gerichtet erstarrten Randzonen an der Bandober- und Unterseite. Bei genügend rascher Wärmeableitung ist kein konstitutionell unterkühlter Schmelzenbereich vorhanden und die Ausbildung von Dendriten wird unterdrückt. Dadurch wird der Korngrenzenanteil und somit der Anteil ausgeschiedener Primärphasen verringert. Dies führt wiederum zu einer verbesserten Verarbeitbarkeit des Materials.

Zur Verringerung der Fehlerhäufigkeit werden neue Kühlkonzepte beim Bandgießen sowie ein Überdenken des Formgebungsprozesses vorgeschlagen.

Abstract

During the production of shaped aerosol cans made from pure aluminium (AA 1050) sometimes local necking occurs. The frequency of failure occurrence lies between 0,04 % and 0,1 %.

Goal of this work is to determine the cause of defect and to find strategies to minimize the defect frequency.

The whole production process is investigated by metallographic techniques and the formability of the material after backward impact extrusion is determined. Also the true stresses and strains during the can-forming process are established.

Further explored processing steps are hot- and cold rolling and strip casting on a rotary caster.

The formability of aluminium after impact extrusion is very low and there were no metallurgical causes found during metallographic investigations. The determination of the circumferential strain during tube expansion shows that the maximum strain is significantly higher than the elongation of the material in the uniaxial tensile test.

By varying the equivalent plastic strain in hot- and cold rolling process it was found that the amount of deformation of the cast structure has more influence on the formability limit of pure aluminium than the degree of recrystallization.

Increasing the solidification rate at the casting wheel leads to a shrinking of the equiaxed solidification zone due to a widening of the directional solidification zones on the top and bottom side of the casting strip. At high solidification rates a constitutional undercooling is nonexistent and so the formation of dendritic structures is suppressed. This causes a lesser amount of grain boundaries in the centre of the casting strip which improves the workability of the aluminium.

For a reduction of the defect frequency new technologies for the cooling of the casting wheel and the tube expansion process have to be considered.

Inhaltsverzeichnis

1. Einleitung und Aufgabenstellung	1
2. Prozessbeschreibung	3
2.1 Butzenfertigung	3
2.1.1 Bandgießen	4
2.1.2 Warm- und Kaltwalzen	12
2.1.3 Stanzen bzw. Schneiden	13
2.1.4 Wärmebehandlung (Weichglühen).....	16
2.1.5 Oberflächenbehandlung	20
2.2 Aerosoldosen Herstellung	21
2.2.1 Napf-Rückwärts-Kaltfließpressen	21
2.2.2 Einformen der Aerosoldosen-Endkontur	28
3. Umformbarkeit von Reinaluminium	30
3.1 Definition der Umformbarkeit	30
3.2 Einflüsse auf die Umformbarkeit	33
3.2.1 Werkstoff	34
3.2.2 Umformprozess	39
3.2.3 Sonderfall Blechumformung	42
4. Untersuchungsumfang	48
4.1 Metallografische Untersuchungen der Prozesskette.....	48
4.1.1 Methodik.....	48
4.1.2 Ergebnisse	49
4.1.3 Diskussion	54
4.2 Bestimmung der Umformbarkeit des Dosenmaterials nach dem Fließpressen	55
4.2.1 Methodik.....	55
4.2.2 Ergebnisse und Diskussion	58
4.3 Ermittlung der tatsächlichen Belastungen bei der Einformung der Dosenkontur....	61
4.3.1 Methodik.....	61
4.3.2 Ergebnisse und Diskussion	62
4.4 Einfluss der Walzbedingungen auf die Verformbarkeit von kontinuierlich vergossenem Reinaluminium.....	67
4.4.1 Walzvarianten.....	67
4.4.2 Untersuchungsumfang	68
4.4.3 Ergebnisse und Diskussion	70
4.5 Einfluss der Erstarrung am Gießrad auf die Umformbarkeit von kontinuierlich vergossenem Reinaluminium.....	87
4.5.1 Gießvarianten.....	87

4.5.2	Untersuchungsumfang	89
4.5.3	Ergebnisse und Diskussion	92
5.	Zusammenfassung und Ausblick	98
	Abkürzungsverzeichnis	101
	Literaturverzeichnis.....	102
	Abbildungsverzeichnis	105
	Tabellenverzeichnis.....	109

1. Einleitung und Aufgabenstellung

In der Kosmetikartikelindustrie werden neben Weißblechdosen häufig Aerosolspraydosen aus Aluminium verwendet. Diese werden durch Napf-Rückwärts-Fließpressen bei Raumtemperatur hergestellt. Aus Gründen der Markenidentität wird von den Kosmetikkonzernen in letzter Zeit verstärkt zu geformten Dosen gegriffen. Hier bietet die Aluminiumdose aufgrund des Fehlens einer Schweißnaht Vorteile in der erzielbaren Endkontur gegenüber der Stahlblechdose. Bei der Herstellung solcher geformter Aerosolspraydosen aus 99,5 %-igem Reinaluminium (AA 1050) kommt es vereinzelt zum Versagen des Werkstoffes unter Ausbildung einer lokalen Einschnürung. Bei einem Überschreiten des Formgebungslimits kommt es zur Ausbildung von Rissen in Fließpressrichtung mit Einschnürungen unter 45° an den Rissspitzen. Abbildung 1.1 zeigt die Lage und das Aussehen der Fehlererscheinungen.

Die Risse treten immer im Bereich der oberen Einzugs-kante mit einer Häufigkeit von 0,04 % bis 0,1 % auf.

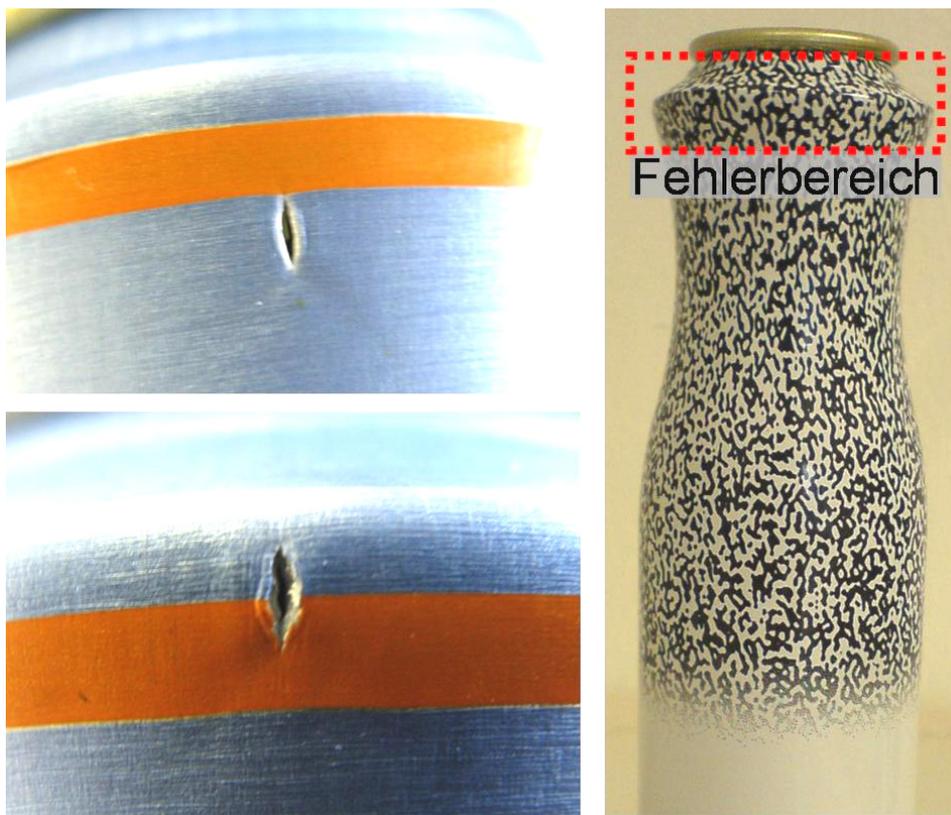


Abbildung 1.1: Form und Lage der Fehlererscheinungen

Da es sich bei Aerosolspraydosen um sicherheitsrelevante Bauteile handelt, welche einen Fülldruck von 6 bar bis 8 bar und einen Berstdruck von 21 bar aufweisen müssen, sind die oben gezeigten Fehlererscheinungen als kritisch einzustufen. Solche Fehler stellen vor allem dann ein erhebliches Risiko dar, wenn es lediglich zur Einschnürung des Materials kommt

und nicht zur Ausbildung eines vollständig ausgeformten Risses. Dieser beinahe Riss könnte sich dann bei der Befüllung oder sogar erst im Einzelhandel oder beim Kunden durch ein Ansteigen des Innendruckes fertig ausformen und ein erhebliches Sicherheitsrisiko darstellen.

In der vorliegenden Arbeit wird die gesamte Prozesskette der Dosenherstellung, beginnend beim Vergießen des Reinaluminiums zu einem kontinuierlichen Gussband bis hin zur Konturgebung der fließgepressten Näpfe werkstoffkundlich und verfahrenstechnisch untersucht. Zunächst wird jeder Fertigungsschritt einzeln betrachtet und die relevanten Einflüsse auf die Umformbarkeit des Aluminiums dargestellt.

Der Untersuchungsumfang befasst sich mit der Bestimmung der tatsächlich auftretenden Belastungen bei der Konturgebung der Dosen sowie der Bestimmung umformtechnisch relevanter Kennwerte wie der Aufnahme von Grenzformänderungsdiagrammen (FLD) bzw. der Ermittlung von n- und r-Werten der fließgepressten Aluminiumhülse. Mithilfe dieser Kennwerte werden die bei der Formgebung auftretenden Belastungen bewertet.

Des Weiteren werden Herstellungsparameter wie Warm- bzw. Kaltwalzgrad sowie auch die Erstarrungsgeschwindigkeit beim kontinuierlichen Abguss verändert und deren Auswirkung auf die Verarbeitbarkeit des Aluminiums dokumentiert.

2. Prozessbeschreibung

Im folgenden Kapitel wird ein Überblick über die Herstellungskette bei der Aluminium Aerosoldosenproduktion und die für die Produktqualität relevanten Einflussparameter gegeben. Die Prozesskette teilt sich dabei in zwei Teile, zum einen in die Butzenfertigung bei Neuman Aluminium Austria in Marktl (NÖ) und in die Dosenfertigung bei Tubex in Rangendingen (D).

2.1 Butzenfertigung

Bei Butzen handelt es sich um Metallronden welche als Halbzeug für das Fließpressen verwendet werden. Diese Rondens werden je nach verwendetem Metall bzw. verwendeter Legierung durch Sägen oder Scheren aus Draht- und Stangenmaterial oder wie im betrachteten Fall durch Stanzen aus Blechstreifen hergestellt [1].

Die Butzenfertigung bei Neuman Aluminium Austria setzt sich wie folgt zusammen:

- Aufschmelzen zugekaufter Aluminiummassel im Schmelzofen und eventuell Auflegieren.
- Vergießen der Schmelze zu einem endlosen Gussband über eine Rotary-Bandgießmaschine.
- Direkter Warmwalzstich aus der Gusshitze mit anschließendem Durchlaufen eines Abschreckbeckens.
- Kaltwalzen in einem Stich.
- Aufhaspeln des Endlosbandes zu Bunden.
- Stanzen der Butzen aus den wieder abgerollten Bunden.
- Weichglühen und
- Oberflächenbehandlung durch Sandstrahlen oder Trommeln (Scheuern).

Um einen ersten Eindruck über die Fülle der möglichen Einflussgrößen auf die Butzenqualität und die daraus resultierende Umformbarkeit des Aluminiums zu bekommen, zeigt Abbildung 2.1 die in den folgenden Punkten behandelten Verarbeitungsschritte in einem Ursache-Wirkungsdiagramm.

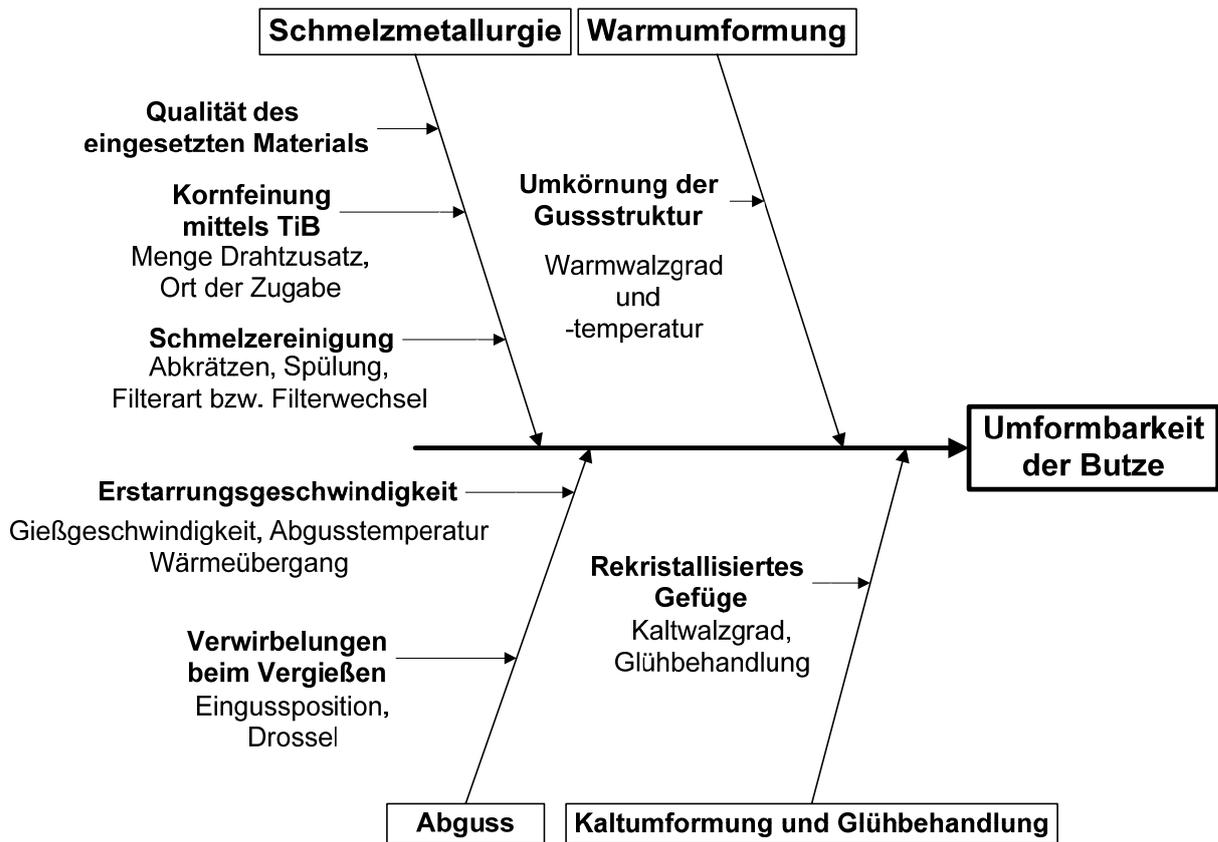


Abbildung 2.1: Mögliche Einflussfaktoren auf die Umformbarkeit der Aluminiumbutze

2.1.1 Bandgießen

Technologie des Bandgießens

Bandgießen ist eine Technologie zur Herstellung dünner Folien und Bänder mit einer Dicke von 1 bis 25 mm und einer Breite von bis zu 2150 mm, je nach verwendetem Aggregat [2], [3]. Abbildung 2.2 zeigt das Grundprinzip des Bandgießens. Flüssiges Metall passiert die gekühlte Gusszone (in Abbildung 2.2 zwischen zwei Walzen), erstarrt dort und verlässt die Zone als konstantes Band [3].

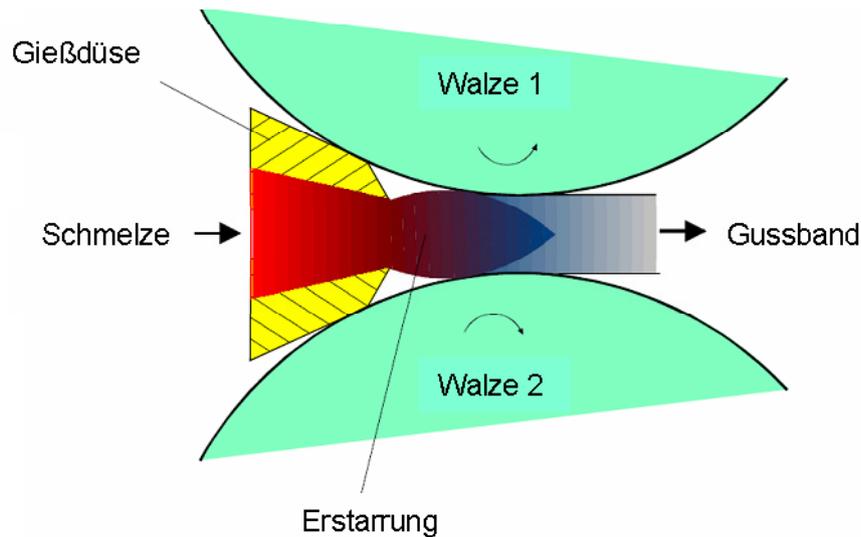


Abbildung 2.2: Prinzip des Bandgießens [3]

Kontinuierliches Gießen birgt ein großes Einsparungspotential gegenüber dem konventionellen Kokillenguss. Ein wesentlicher Grund dafür ist das Wegfallen des Vorheizens des Gussblocks vor dem Warmwalzen, was zu einer wesentlichen Energieeinsparung führt. Verglichen mit konventionellem Kokillenguss bewegen sich die Prozesskosten beim kontinuierlichen Vergießen bei etwa der Hälfte und auch Investitions- und Betriebskosten machen in etwa nur ein Drittel aus. Aufgrund der linearen Anordnung von Abguss, Walzwerk und Haspel ergibt sich ein geringerer Platzbedarf als bei herkömmlichen Anlagen [3].

Bei dem von Neuman Aluminium Austria Marktl (NAM) verwendeten Rotary-System wird die Schmelze kontinuierlich auf ein Gießrad abgegossen und zwischen diesem und einem endlosen Stahlband zur Erstarrung gebracht. Im betrachteten Fall wird ein Band mit 23 mm Dicke und einer Breite von 235 mm mit einer Gießgeschwindigkeit von ca. 5 m/min abgegossen. Die Eingusstemperatur der Schmelze bewegt sich dabei zwischen 680 °C und 700 °C. Die Kühlung erfolgt über innen und außen radial angeordnete Düsen welche Stahlband und Gießrad mit Wasser beaufschlagen (Abbildung 2.3). Durch die Drehbewegung des Gießrades kommt es zur Ausbildung eines Schmelzsumpfes in der Bandmitte, der sich je nach Gießgeschwindigkeit und Kühlleistung, bis zu einem Meter am Umfang des Gießrades ausdehnen kann. Aufgrund der Schrumpfung des erstarrenden Aluminiums treten Luftspalte zwischen Kokille und Gussband auf, welche die Wärmeabfuhr verringern [4].

In Simulationen, an einem Twin-Roll caster (Abbildung 2.2) zeigt sich, dass bei einer Erhöhung des Wärmeübergangskoeffizienten von 10 auf 50 kW/m²K eine Verkürzung des Schmelzsumpfes von 100 mm auf 20 mm erzielt werden kann [7].

1. Bandspanner
2. Gussband
3. Abstreifer
4. Gießrad
5. Einguss System
6. Drossel
7. Stahlband
8. Kühldüsen
9. Bandtrockner

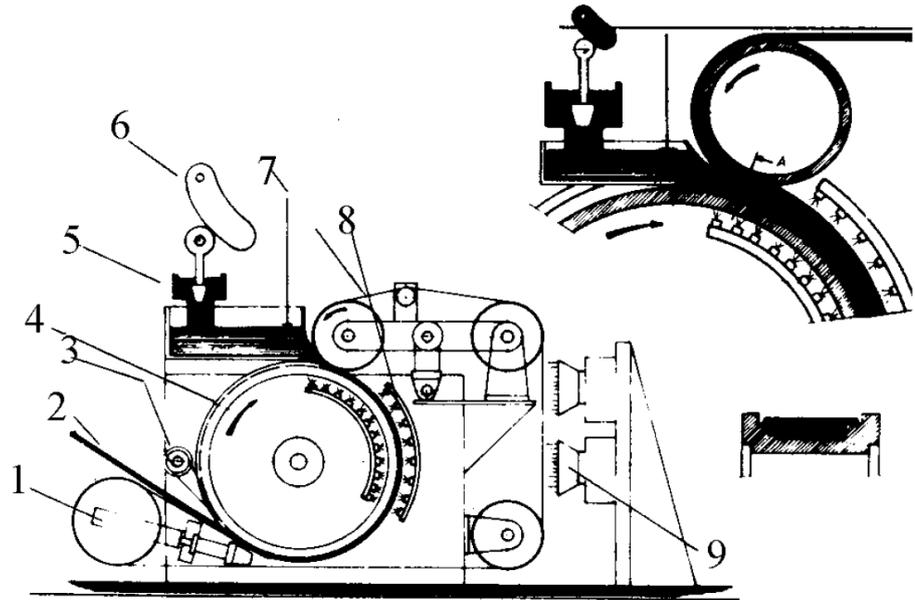


Abbildung 2.3: Prinzipskizze einer Rotary-Bandgussanlage [6]

Erstarrung beim Bandguss

Beim kontinuierlichen Gießen ist es wichtig, den Prozess so gleichmäßig wie möglich zu halten, da Faktoren wie Abgusstemperatur, Bandgeschwindigkeit oder Kühlwassertemperatur einen großen Einfluss auf das erzielte Gefüge und somit auf die Eigenschaften des Bandes haben [3].

Die Erstarrung verläuft mit zwei Mechanismen, einem gerichteten Wachstum von der Gießrad- bzw. Stahlbandkontaktfläche durch heterogene Keimbildung an der Kokillenwand nach Innen und einer konzentrischen Erstarrung, ausgehend von Keimclustern im Schmelzsumpf. Dadurch entsteht ein Mischgefüge aus länglichen Stängelkristallen aufgrund starker Wärmeabfuhr an den Kontaktflächen mit Band und Rad und konzentrisch erstarrter Globulite in Bandmitte, hervorgerufen durch eine gleichmäßigere Erstarrung im Schmelzsumpf [2], [7]. In Abbildung 2.4 sind die beiden Wachstumsmechanismen schematisch dargestellt. Die Zusammensetzung des Mischgefüges wird von den Gießparametern beeinflusst. Beispielsweise werden bei steigender Abgusstemperatur die Stängelkristalle verkürzt und der Anteil an konzentrisch erstarrten Körnern erhöht sich [8].

Aufgrund des beidseitigen Fortschreitens der Erstarrungsfront in Richtung Mitte kommt es beim Bandguss zu einer Konzentrationserhöhung von Begleitelementen im Schmelzsumpf und somit zu einer für Gussbänder charakteristischen Makroseigerung in Bandmitte. Diese kann mit einer anschließenden Glühbehandlung nicht mehr aufgehoben werden. Die Stärke der Seigerung hängt im Wesentlichen vom Erstarrungsverhalten der Legierung und dieses von der Zusammensetzung ab [9]. Für hohe Gießgeschwindigkeit, kleinen Wärmeübergang

und stark überhitzte Schmelze kann eine lange Erstarrungszone und somit ein hoher Anteil an Seigerungen erwartet werden [10].

Durch Zugabe von TiB_2 in Form TiBAI-Draht als Kornfeiner werden im Schmelzesumpf zusätzliche heterogene Keimstellen erzeugt, wodurch die Korngröße der Globulite in der Bandmitte deutlich reduziert wird. Der Ort und die Menge der Zugabe stellen dabei ein wichtiges Qualitätskriterium dar, einerseits um eine vollständige Auflösung des Drahtes sowie eine gleichmäßige Verteilung der TiB_2 -Partikel in der Schmelze zu gewährleisten und andererseits ein Agglomerieren der Partikel an Oxiden zu vermeiden [11].

Häufige Fehler beim Bandgießen sind zentrale Porosität infolge unzureichender Nachspeisung bei großer Sumpflänge als auch Oberflächenporosität bzw. Oberflächenwarmrissigkeit. Erstere werden beim folgenden Warmwalzen vollständig verschweißt, sofern der Wasserstoffgehalt des Metalls nicht zu hoch ist. Oberflächenfehler werden beim Warmwalzen nicht verschweißt und verursachen so Oberflächenrisse am Halbzeug. Vermieden werden können diese durch eine schroffe Anfangserstarrung des Gussbandes, sowie gleichmäßige Wärmeabfuhr über die Kokillenwand [4].

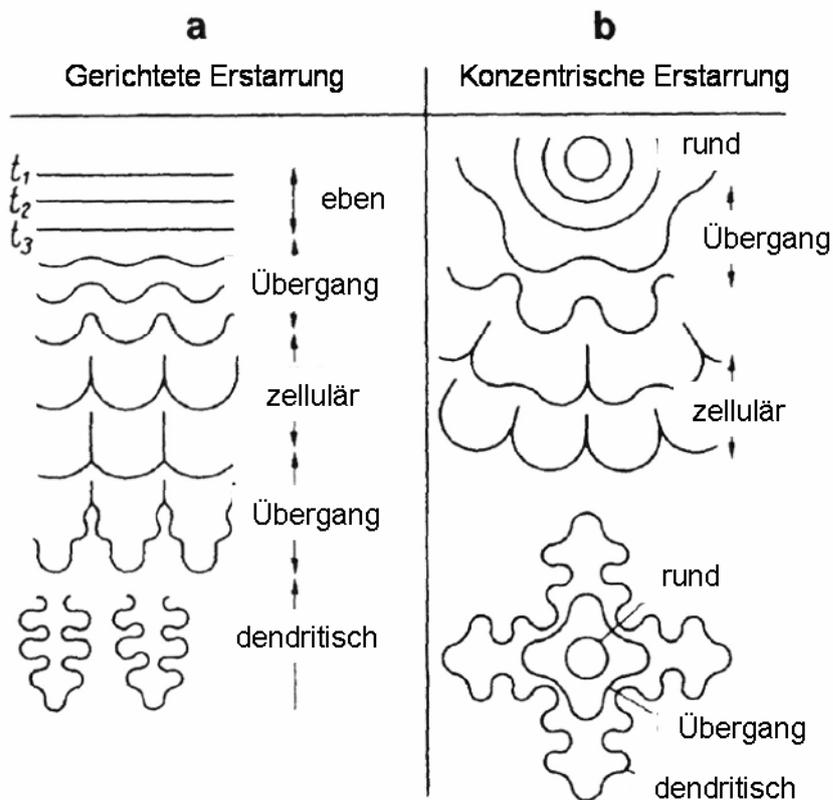


Abbildung 2.4: Zellulare und dendritische Gefügeausbildung bei gerichteter und konzentrischer Erstarrung [2]

Eigenschaften des Legierungssystems

Bei der verwendeten Aluminiumlegierung AA 1050 handelt es sich um 99,5 %-iges Reinaluminium mit einem mittleren Hauptlegierungsanteil von 0,25 % Fe. In Tabelle 2.1 ist die mittlere Zusammensetzung der häufigsten Legierungselemente angegeben (Quelle: NAM).

Tabelle 2.1: Mittlere Zusammensetzung der Legierungselemente in Gew.-% für die Aluminiumlegierung AA 1050 bei NAM

Wert	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
MW	0,08	0,27	0,001	0,003	0,000	0,001	0,004	0,009	99,6

Die Legierung wird aufgrund des Hauptlegierungselements Eisen und den geringen Anteilen anderer Legierungselemente durch das Zweistoffsystem Al – Fe, hinreichend gut, beschrieben. Abbildung 2.5 zeigt einen Ausschnitt dieses Zweistoffsystems auf der Aluminiumseite bis 6 % Eisen. Die Legierung weist bei einem Eisengehalt von 1,7 Gew.-% Fe ein Eutektikum auf. Der α -Mischkristall hat eine sehr geringe Löslichkeit für Eisen, welche im Gleichgewicht bei 655 °C lediglich 0,05 Gew.-% Fe beträgt. Der Restanteil an Eisen wird, wie in Abbildung 2.5 ersichtlich, in Form von Al_3Fe primär und sekundär ausgeschieden.

Al_3Fe ist ein spröder, eutektisch erstarrter, intermetallischer Gefügebestandteil, der bei Verformung eine zeilenartige Anordnung erfährt und eine Zerstörung des Kristallverbandes begünstigt. Aufgrund der geringen Löslichkeit von Eisen tritt Al_3Fe praktisch ohne Kornseigerung auf [12].

Bei rascherer Erstarrung kommt es zur Bildung metastabiler Eutektika und es werden Phasen anderer stöchiometrischer Zusammensetzung wie etwa Al_6Fe oder Al_9Fe_2 gebildet. In Abbildung 2.6 sind die Existenzbereiche der metastabilen Eutektika in Bezug auf die Abkühlrate dargestellt. Die Indizes x und m kennzeichnen berthollide (nichtstöchiometrische) Verbindungen ($x \sim 4,5 - 5$ od. $5,7 - 5,8$ und $m \sim 4,0 - 4,4$ [13]). Die Existenzbereiche sind nicht scharf abgegrenzt, da die Keimbildung in den Übergangsbereichen miteinander konkurriert und sowohl die Legierungszusammensetzung als auch die Art und Menge des eingesetzten Kornfeiners einen großen Einfluss auf die gebildete Phase hat.

Bei weiterer Glühbehandlung oder Warmverformung des Materials bilden sich diese metastabilen Phasen wieder in die Gleichgewichtsphase Al_3Fe und Al zurück [13].

Diese interdendritisch angeordneten Primärphasen sind wegen ihrer äußerst geringen Löslichkeit im Mischkristall thermisch stabil. Die Primärphasen stellen bei plastischer Verformung Orte mit Spannungs- und Dehnungskonzentrationen dar. Sie sind daher Orte für Rekristallisationskeime bei der Warmumformung bzw. während der Glühprozesse nach der

Kaltumformung und beeinflussen Gefüge und Textur [14]. Sie sind aber auch Auslöser der Lochbildung beim duktilen Bruch und der Bruchvorgänge beim Ermüdungsbruch. Die zeilenförmige oder ebenenförmige Anordnung dieser Phasen ist Ursache für eine Anisotropie der Bruchdehnungs- und Bruchzähigkeitswerte in Längs- (L-), Quer- (T- bzw. TL- oder LT-) und Kurzquer-(ST-) Richtung [15].

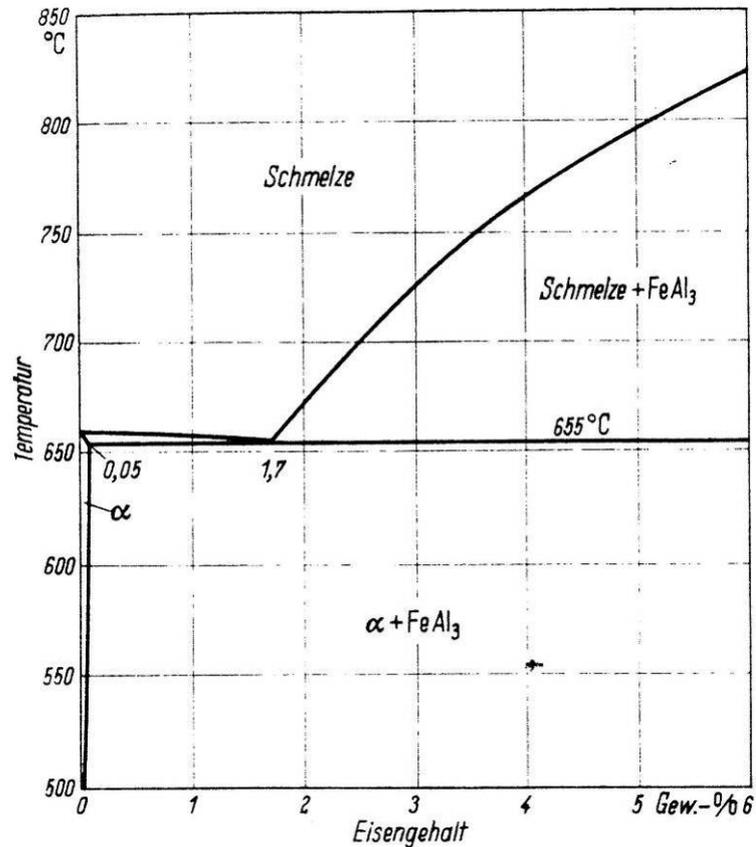


Abbildung 2.5: Ausschnitt aus dem Al – Fe System bis 6 % Fe [12]

Kontinuierlich vergossenes Aluminium weist aufgrund der hohen Erstarrungsgeschwindigkeit gegenüber dem Kokillenguss eine hohe Übersättigung an Legierungselementen auf [3]. Beim betrachteten Rotary-System werden Abkühlraten von bis zu 15 K/s erreicht [3], [4]. Ein beträchtlicher Anteil an Legierungselementen, die unter normalen Gießbedingungen ausgeschieden würden, bleiben bei solchen Abkühlraten aufgrund zu geringer Zeit zur Diffusion im Mischkristall gelöst [12]. In Abbildung 2.7 ist der Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit auf die Übersättigung des Mischkristalls an Legierungselementen für AlFe-Legierungen mit unterschiedlichen Fe-Gehalten dargestellt.

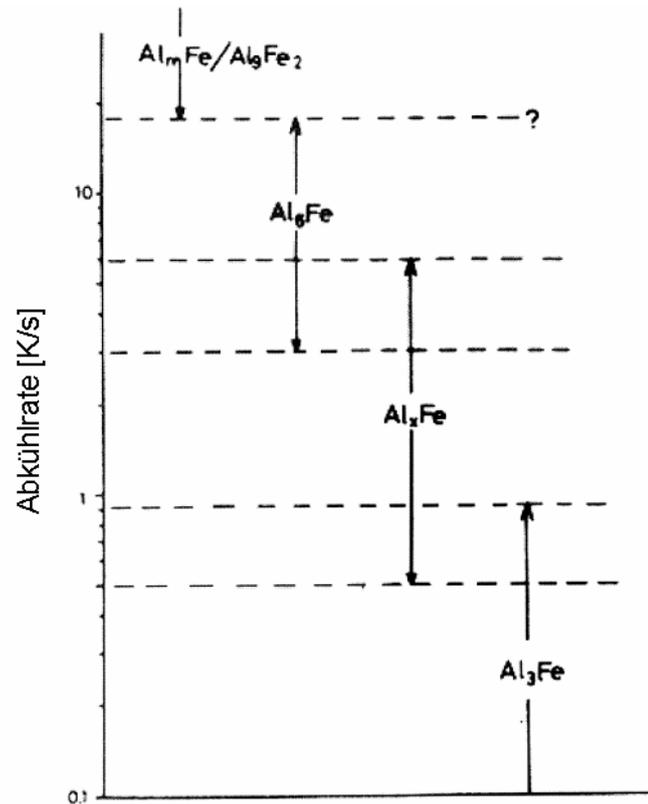


Abbildung 2.6: Einfluss der Abkühlrate auf die Bildung von Al-Fe Eutektika in untereutektischen Al-Fe Legierungen [13]

Bedingt durch die rasche Abkühlung kommt es weiters zur Bildung vieler kleiner und fein verteilter Primärphasenanteile, was zu einem Anstieg der Zähigkeit des Aluminiums im Gusszustand führt [12]. Abbildung 2.8 zeigt die unterschiedliche Mikrostruktur beim Strangguss und Gießband.

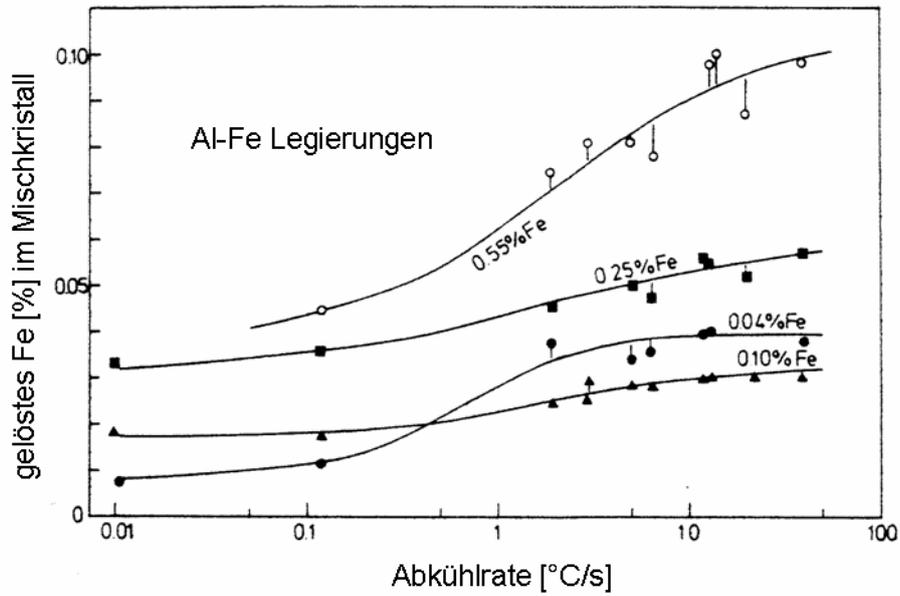


Abbildung 2.7: Abhängigkeit des gelösten Eisens in einer AlFe-Legierung von der Abkühlgeschwindigkeit [16]

Weitere Besonderheiten von bandgegossenen Aluminiumblechen sind eine hohe Leerstellen- sowie Versetzungsdichte, was ebenfalls auf die hohe Erstarrungsgeschwindigkeit zurückgeführt werden kann [3].

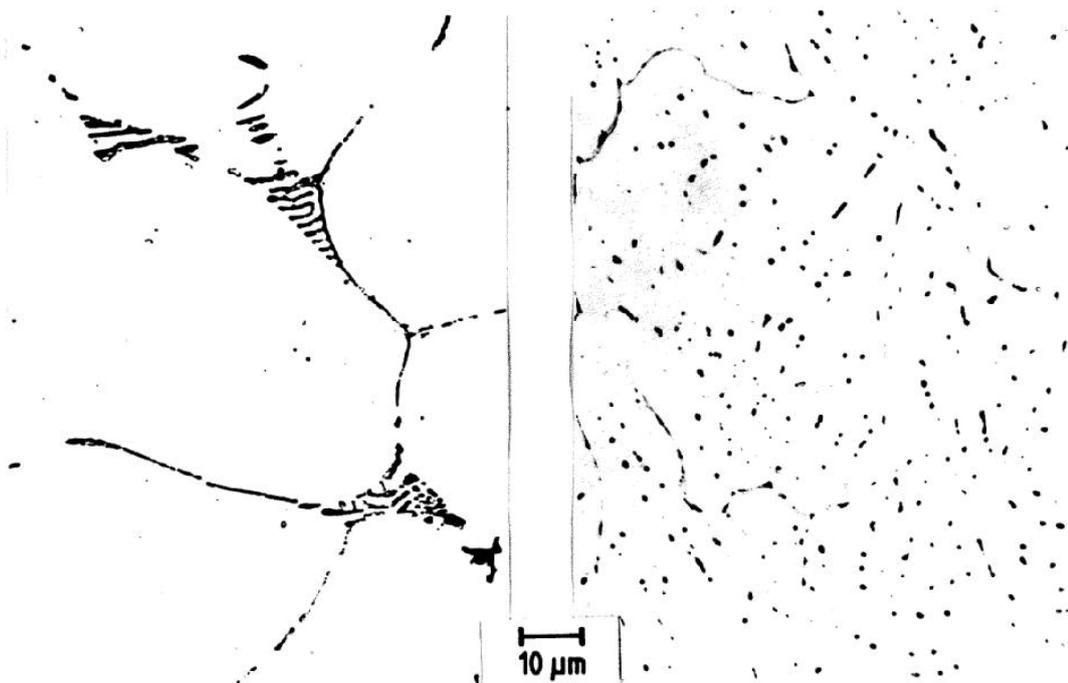


Abbildung 2.8: Verteilung der intermetallischen Phasen im Stranggussbarren (links) und im Gussband (rechts) in Al 99,5 [12].

2.1.2 Warm- und Kaltwalzen

Nach Austritt aus der Gießmaschine wird das Gussband in jeweils einem Stich warm- und kaltgewalzt und im Anschluss zu etwa 1200 kg schweren Bunden gehaspelt. Das Abschrecken zwischen den beiden Duo-Walzwerken erfolgt in einem mit Wasser gefüllten Tauchbecken. Die Bandaustrittstemperatur liegt bei etwa 500°C. Zwischen Bandaustritt und Warmwalzgerüst kühlt das Band an Luft um etwa 20 °C bis 30 °C ab, wodurch die Warmwalztemperatur bei 470 °C bis 480 °C liegt.

Im betrachteten Fall wird das 23 mm dicke, abgegossene Band mit Umformgraden von

$$\begin{aligned}\varphi_{\text{warm}} &= -0,61 \text{ und} \\ \varphi_{\text{kalt}} &= -0,58\end{aligned}$$

auf eine Enddicke von 7,0 mm gewalzt. Der Umformgrad ergibt sich dabei aus Gleichung (2.1), wobei h_0 die Banddicke am Walzeneintritt und h_1 die Banddicke am Walzenaustritt bezeichnet.

$$\varphi = \ln \frac{h_1}{h_0} \quad (2.1)$$

Das globulitische Korngefüge des Gussbandes wird durch den Warmwalzvorgang in Dickenrichtung gestaucht und in Walzrichtung gestreckt. Dadurch ergibt sich eine Richtungsabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften, denen in den einschlägigen Normenwerken für Walzprodukte Rechnung getragen wird. Bruchdehnungs- und Bruchzähigkeitswerte reagieren besonders empfindlich auf die Orientierung zur Walzrichtung. Dieser Tatbestand hängt hauptsächlich mit den bei der Erstarrung des Gussbandes entstandenen Primärphasen zusammen, die durch den Walzprozess zeilenförmig ausgestreckt werden.

Im Allgemeinen rekristallisiert das warmverformte Gefüge infolge der eingebrachten Verformungsenergie. Wegen der unterschiedlichen Verformungsgrade und Verformungsgeschwindigkeiten zwischen Oberfläche und Mitte des Walzgutes kann das rekristallisierte Korn über der Dicke des Warmbandes unterschiedlich ausgebildet sein. Dagegen reichen die Temperaturerhöhungen beim Kaltwalzprozess für eine Rekristallisation nicht aus [15]. Abbildung 2.9 zeigt die Streckung des Gefüges beim Warmwalzen und die dabei auftretenden Entfestigungsvorgänge in Abhängigkeit vom Werkstoff.

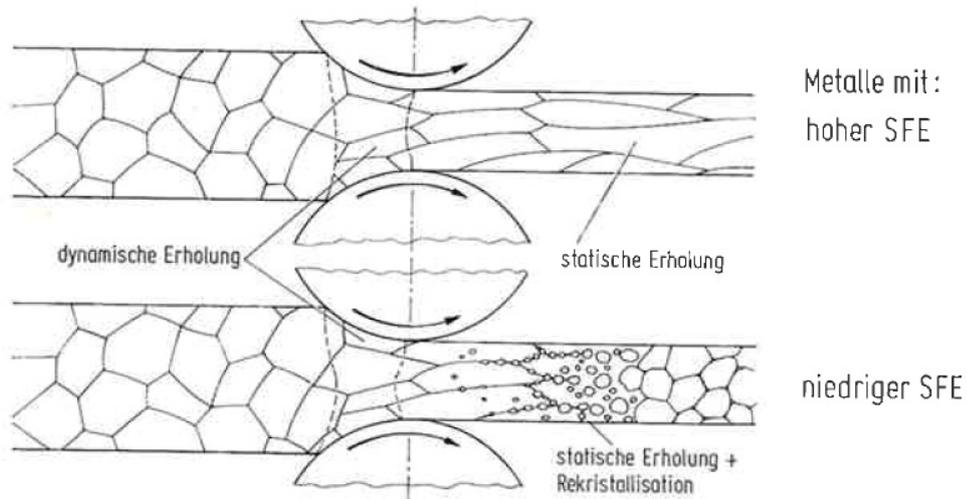


Abbildung 2.9: Statische und dynamische Gefügeveränderung beim Warmwalzen [17]

Es muss ein ausreichend großer Warmumformgrad gegeben sein, um die Gussstruktur dynamisch umzukörnen sowie Poren und Hohlräume zu schließen [18]. Weiters steigt bei der Formgebung der Diffusionskoeffizient mit dem Umformgrad, wodurch Diffusionsvorgänge rascher und leichter ablaufen [19].

Die Kaltumformung sollte mindestens 20 % betragen, um die bei der anschließenden statischen Rekristallisation erzielbare Korngröße klein zu halten (Abbildung 2.16) [20].

Beim Vergleich von bandgegossenem und kokillenvergossenem Aluminium nach dem Warmwalzen zeigen sich Unterschiede in den mechanischen Kennwerten. Bandgegossene und warmgewalzte Bleche weisen im Gegensatz zu normal abgegossenen und warmgewalzten Blechen, meist eine höhere Zugfestigkeit und Härte, jedoch eine niedrigere Streckgrenze und einen kleineren E-Modul auf. Nach einer Homogenisierung beider Varianten verschwinden diese Unterschiede größtenteils. Kokillenvergossene Bleche zeigen eine höhere Kaltverfestigung und sind in der Regel besser tiefziehbar [21].

2.1.3 Stanzen bzw. Schneiden

Aus den Bändern werden dann Butzen ausgeschnitten bzw. gestanzt. Dies kann bei Bändern mit bis zu 20 mm Dicke ohne erheblichen Schnittqualitätsverlust angewandt werden. Abbildung 2.10 zeigt eine schematische Darstellung des Stanzens. Bei breiteren Bändern kann durch eine gezielte Anordnung der Butzen der Stoffverlust gering gehalten werden [1]. Da ein gewisser Stoffverlust unvermeidbar ist, wird dieser bei Neuman Aluminium Austria wieder im Schmelzofen zugesetzt.

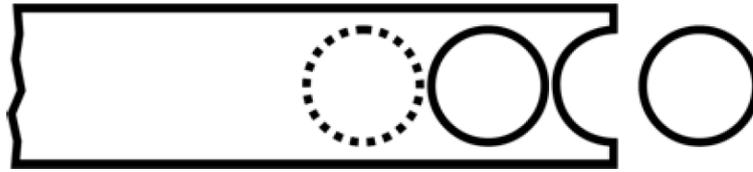


Abbildung 2.10: Schematische Darstellung des Stanzens aus Bändern [1]

Die Schnittgenauigkeit unterliegt sehr engen Toleranzen, zum einen der Rohteil-Gewichtstoleranz und zum anderen einer engen Durchmesser-toleranz. Unterschiedliche Rohteilvolumina führen zu unterschiedlichen Presskräften. Dies wiederum bewirkt unterschiedliche Werkzeugeinfederungen und damit unterschiedliche Dimensionen am Pressteil. Durchmesser-genauigkeit muss gegeben sein, um ein Verklemmen in der Fließpressmatrize sowie eine etwaige Anhäufung von Schmierstoff zwischen Matrizenwand und Butze zu vermeiden [1]. Abbildung 2.11 zeigt mögliche Formfehler an der Schnittkante.

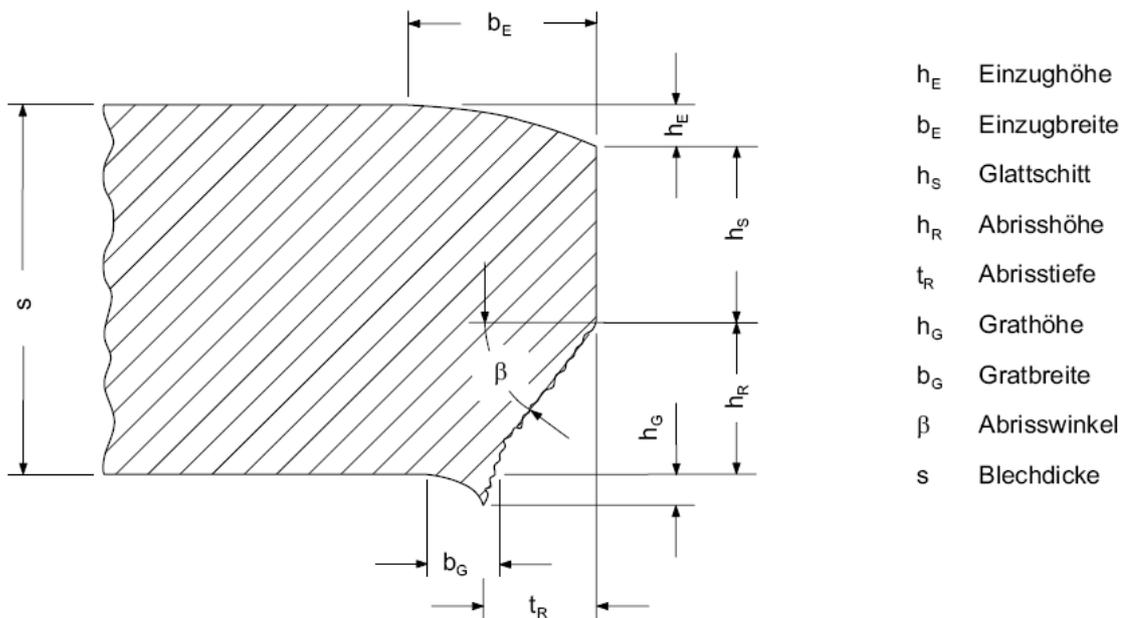


Abbildung 2.11: Formfehler an der Schneid- bzw. Stanzkante [22]

Aufgrund der engen Maßtoleranzen werden bei der Butzenfertigung spezielle Feinschnittwerkzeuge eingesetzt. Beim Normalschneiden besteht die Schnittfläche zu ca. einem Drittel aus Glattschnittzone und zwei Dritteln aus Bruchzone. Dagegen wird die Glattschnittzone beim Feinschneiden über die gesamte Blechdicke ausgedehnt (Abbildung 2.12).

Die Rissentstehung beim Schneiden bzw. Stanzen wird durch die vorherrschenden Schubspannungen in der Scherzone eingeleitet. Beim Scherschneiden verläuft die Rissaus-

breitungsrichtung nicht parallel zur Scherzone sondern ins Werkstoffinnere. Dies lässt darauf schließen, dass die Zugspannungen im Werkstoff für die Ausbreitung von schubspannungsinduzierten Rissen verantwortlich sind. Beim Feinschneiden sind aufgrund eines hohen hydrostatischen Spannungsanteils die Zugspannungen deutlich geringer, so dass eine Rissausbreitung nur aufgrund der hohen Schubspannungen parallel zur Scherzone erfolgen kann. Somit ist es möglich, die Ausbreitung eines Risses durch ausreichend hohe Druckspannungen einzuschränken oder ganz zu verhindern. Diese werden beim Feinschneiden durch den Einsatz von Gegendruckstempel und Ringzacke induziert. Der geringe Schneidspalt sorgt zusätzlich dafür, dass sich eine zugspannungsfreie Scherzone bildet [22]. Abbildung 2.13 zeigt eine Gegenüberstellung von Normal- und Feinschneidwerkzeugen.

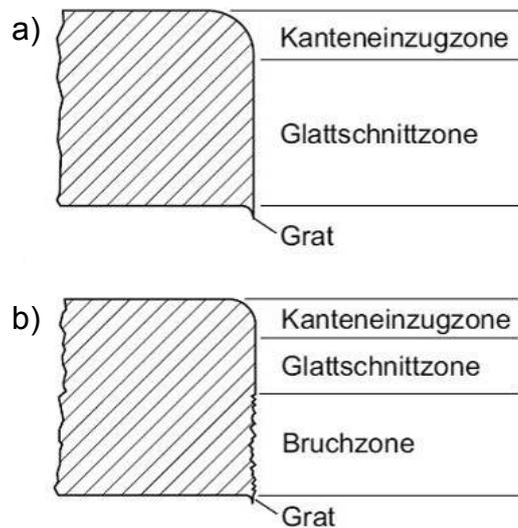


Abbildung 2.12: Schnittflächenvergleich a) feingeschnitten und b) normalgeschnitten [22]

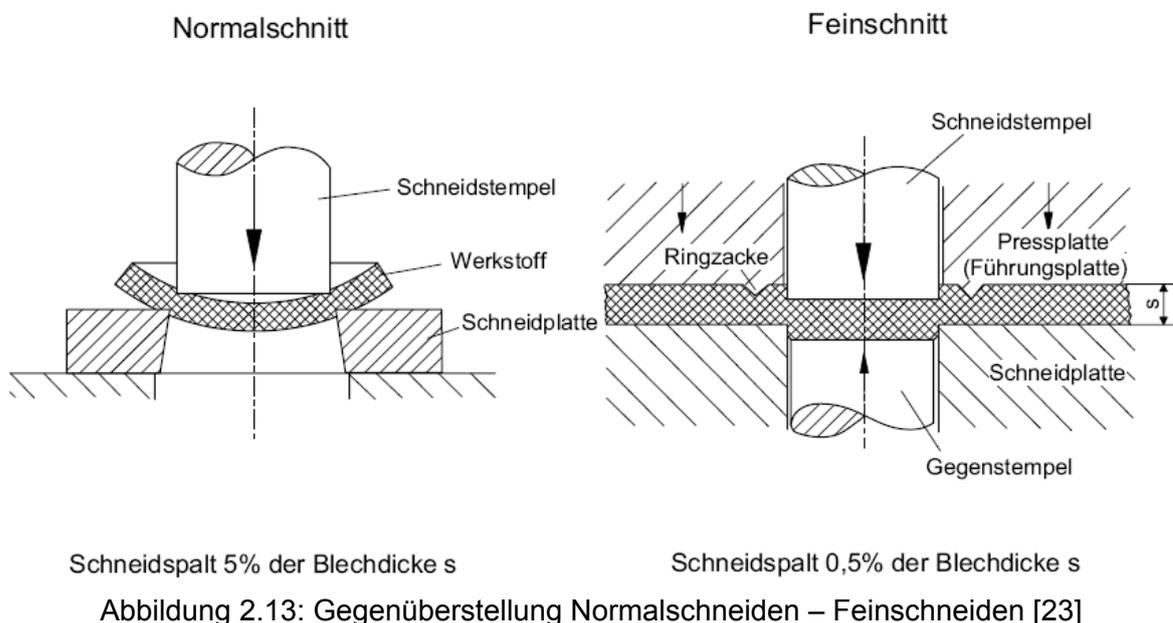


Abbildung 2.13: Gegenüberstellung Normalschneiden – Feinschneiden [23]

Aufgrund der hohen Umformung in der Schnittfläche kommt es dort zu einer starken Kaltverfestigung.

2.1.4 Wärmebehandlung (Weichglühen)

Die fertigen Butzen werden einer Wärmebehandlung, dem Weichglühen, unterzogen. Ziel des Weichglühens ist es, den kaltverfestigten Gefügestand nach dem Kaltwalzen und Stanzen zu beseitigen und dem Werkstoff ein günstiges Gefüge für die Weiterverarbeitung zu geben. Beim Weichglühen wird ein Zustand möglichst geringer Festigkeit und hoher Zähigkeit eingestellt, um ein maximales Formänderungsvermögen zu gewährleisten. Dies geschieht durch Rekristallisation des verformten Gefüges und einer energetisch günstigeren Anordnung von festigkeitssteigernden Phasenanteilen [20].

Durch eine plastische Umformung wird der Energieinhalt des Werkstoffs deutlich erhöht. Es sind hauptsächlich die Versetzungen, die elastische Verzerrungen des Gitters hervorrufen. Mit zunehmender Umformung, d. h. mit Erhöhung der Versetzungsdichte, wird ein steigender Ungleichgewichtszustand erzeugt. Bei Erwärmung streben die Atome wieder den Gleichgewichtszustand an. Je höher die Temperatur umso schneller läuft dieser Vorgang ab. Grundsätzlich sind zwei Vorgänge zu unterscheiden: die Erholung und Rekristallisation. Bei beiden Vorgängen handelt es sich um thermisch aktivierte Platzwechselprozesse im Gitter. Um die Vorgänge zu initiieren, muss eine bestimmte Energieschwelle überwunden werden, die als Aktivierungsenergie bezeichnet wird [22].

Erholung

Während der Erholung wird die gespeicherte Energie durch Wanderung und Auslöschung von Versetzungen vermindert, das Material entfestigt. Dies geschieht durch thermisch aktivierte Prozesse, nämlich Quergleiten von Schraubenversetzungen und vor allem Klettern von Stufenversetzungen. Die elastischen Spannungen um Versetzungen wirken dabei als treibende Kräfte für die Versetzungsbewegungen. Die Umordnung der Versetzungen führt zum einen durch Annihilation zu einer Verringerung der Versetzungsdichte und zum anderen zu einer energetisch günstigeren Anordnung der Versetzungen, der Subkornbildung durch Polygonisation (Abbildung 2.14) [24].

Da die Prozesse Quergleiten und Klettern sehr von der Stapelfehlerenergie abhängen, haben Metalle mit einer hohen Stapelfehlerenergie wie z.B. krz-Metalle und Al eine starke Tendenz zur Erholung und weisen daher meist eine geringe Rekristallisationsneigung auf.

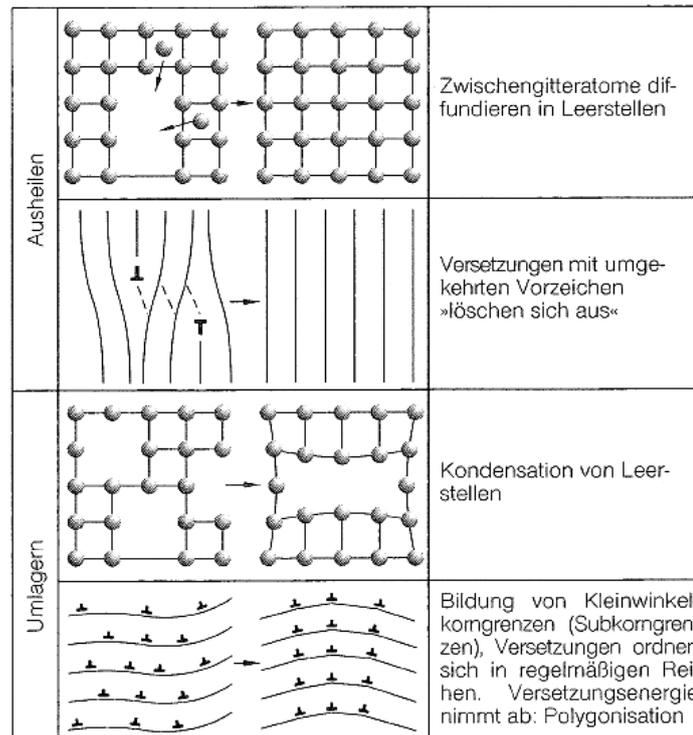


Abbildung 2.14: Ausheilen und Umlagern von Versetzungen [7]

Rekristallisation

Unter Rekristallisation versteht man die Gefügebildung bei der Wärmebehandlung verformter Metalle. Die neu gebildeten Körner haben eine geringere Versetzungsdichte und somit eine niedrigere Festigkeit als die ursprünglichen, verformten Körner. Die Gefügebildung vollzieht sich durch Entstehung und Bewegung von Großwinkelkongrenzen unter Beseitigung der Verformungsstruktur. Grundsätzlich wird bei der Rekristallisation wie auch bei der Erholung unterschieden ob die Prozesse während der Verformung (dynamisch) oder im Anschluss an die Kaltverformung während der Glühbehandlung (statisch) stattfinden. Tritt Rekristallisation bei der Wärmebehandlung eines hinreichend stark kaltverformten Metalls auf, so beobachtet man zunächst die Entstehung sehr kleiner Körner, die dann auf Kosten des verformten Gefüges wachsen bis sie zusammenstoßen, bzw. das gesamte verformte Gefüge vollständig aufgezehrt haben [24]. Ist das Gefüge vollständig aufgezehrt, kommt es zum Kornwachstum. Die Triebkraft liegt dabei in der Minimierung der freien Oberflächenenergie. Ob ein Korn wächst oder nicht, hängt von seiner Krümmung ab [25]. Die Kinetik der Rekristallisation kann quantitativ mit der Avrami-Johnson-Mehl-Kolmogorov-Gleichung (2.2) beschreiben werden [26].

$$X = 1 - \exp \left\{ - \left(\frac{t}{t_{0,5}} \right)^a \right\} \quad (2.2)$$

X ist dabei der rekristallisierte Anteil zum Zeitpunkt t , $t_{0,5}$ die Zeit bis 50 % des Gefüges rekristallisiert sind und a ein Fitparameter.

Abbildung 2.15 zeigt den rekristallisierten Bruchteil in Abhängigkeit von der Zeit. Die spezielle Form der Kurve ergibt sich aus der thermischen Aktivierung der Rekristallisationsmechanismen (Keimbildung und –wachstum).

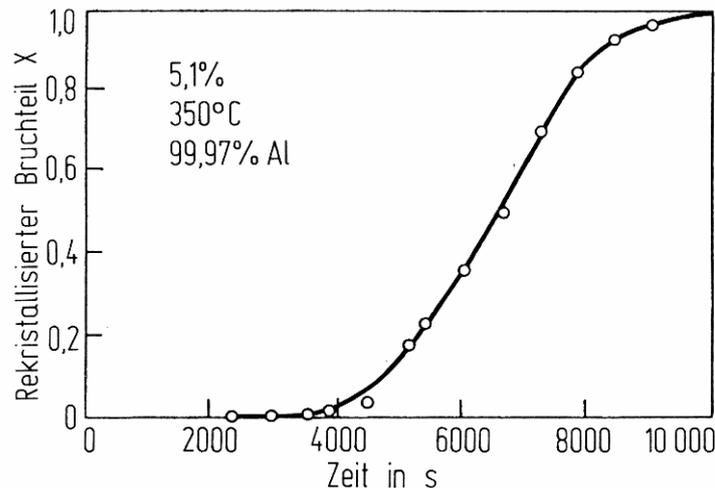


Abbildung 2.15: Kinetik der Rekristallisation bei Reinstaluminium [18]

Der Rekristallisation geht stets eine Erholung voraus, bzw. diese läuft parallel dazu ab. Ist die Erholung durch ein weites Aufspalten der Versetzungen in genügendem Maße erschwert (geringe Stapelfehlerenergie), so setzt ab einem kritischen Umformgrad und ausreichender Temperatur die Rekristallisation ein. In Abbildung 2.16 ist der Zusammenhang zwischen rekristallisierter Korngröße, Verformungsgrad und Temperatur ersichtlich. Häufig ragt dabei die sekundäre Rekristallisation, welche sich durch unerwünschtes abnormales Kornwachstum auszeichnet, heraus [20].

In Abbildung 2.17 ist ersichtlich, dass bei homogenen Legierungen geringste Mengen an Legierungselementen einen starken Einfluss auf die Rekristallisationszeit nehmen. Dies hat seinen Grund darin, dass sich Fremdatome bevorzugt an Korngrenzen anlagern, da die Energie dort am geringsten ist. Da die Fremdatome mit der Korngrenze mitdiffundieren müssen, üben sie eine rücktreibende Kraft auf diese aus, wodurch die Rekristallisation verzögert wird. Bei hohen Korngrenzengeschwindigkeiten kann sich die Korngrenze jedoch von der Fremdatomwolke losreißen und frei bewegen [24].

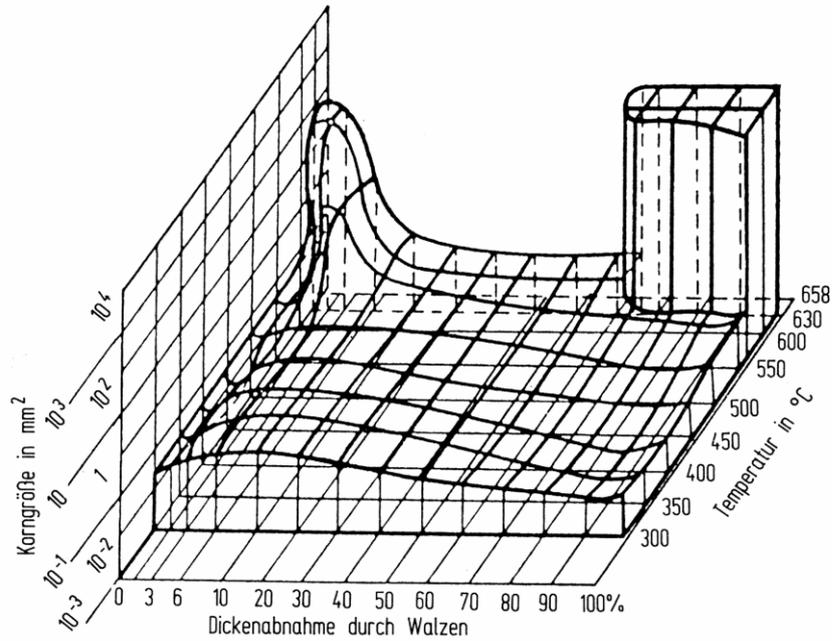


Abbildung 2.16: Rekristallisationsdiagramm von 99,6 %-igem Aluminium für $t = 2$ h [20]

Nach [27] liegen die Bedingungen für Rekristallisations- und Weichglühung für 99,5 %-iges Reinaluminium bei $320\text{ °C} - 350\text{ °C}$ für $0,5\text{ h} - 2\text{ h}$ mit unkontrollierter Ofenabkühlung. Aufgrund des stark übersättigten Mischkristalls des kontinuierlichen Gussbandes müssen die Glühparameter jedoch deutlich angehoben werden. Laut Zhou et. al. [21] erhöht sich die Rekristallisationstemperatur bei kontinuierlich vergossenen Blechen um $70\text{ °C} - 100\text{ °C}$. Bei Neuman Aluminium Austria erfolgt die Weichglühung in Kammeröfen bei einer Temperatur von ca. 500 °C mit einer Haltedauer von etwa 2 h. Die Glüh­temperatur wird über eine definierte Aufheizrampe angefahren. Die weichgeglühten Butzen dürfen nach der Wärmebehandlung eine Härte von $20 - 21\text{ HB}$ nicht überschreiten.

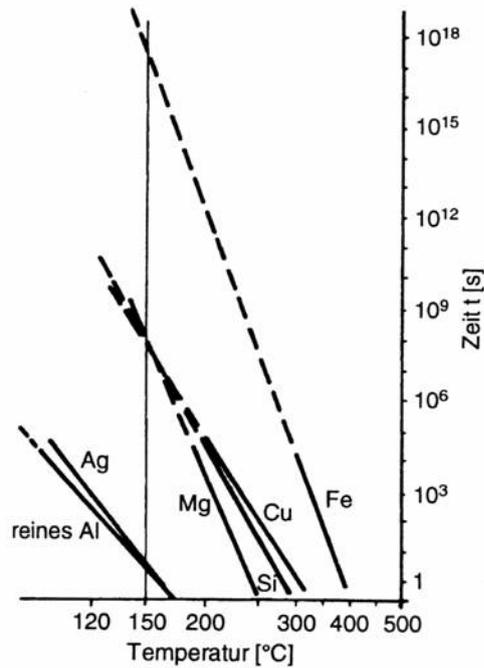


Abbildung 2.17: Rekristallisationsverhalten von Reinaluminium mit 1/100 Atomprozent eines zweiten Elements [24]

2.1.5 Oberflächenbehandlung

Im Anschluss werden die aus Bändern gestanzten und weichgeglühten Butzen entgratet. Dies erfolgt durch Trommeln oder Strahlen. Dadurch werden scharfe Kanten gebrochen und Oberflächen gleichmäßig eingeebnet. Dies begünstigt die Schmierstoffhaftung. In Abbildung 2.18 a) und b) sind ausgeschnittene Aluminiumbutzen, vor und nach dem Entgraten durch Trommeln gezeigt [1].

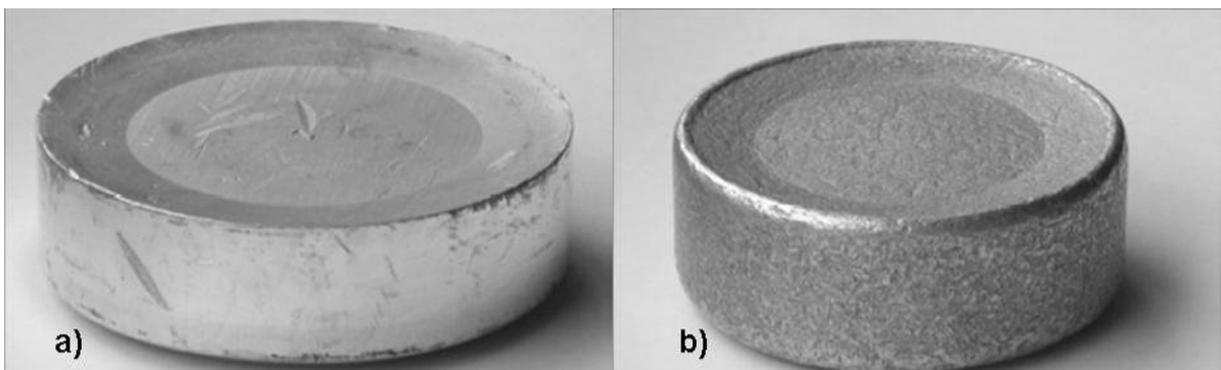


Abbildung 2.18: Aluminiumbutzen a) vor der Oberflächenbehandlung und b) getrommelt [1]

Bei den in dieser Arbeit untersuchten Dosenabmessungen werden vorzugsweise sandgestrahlte Butzen verwendet. Beide Varianten, ob Trommeln oder Sandstrahlen, weisen eine leichte Kaltverfestigung der Randschicht, die wenige μm in das Material hineinwirkt, auf.

Nach der Oberflächenbehandlung werden die Butzen vom Strahlgranulat befreit, verpackt und an die jeweiligen Fließpresswerke versandt.

2.2 Aerosoldosen Herstellung

Der zweite Schritt der untersuchten Produktionskette ist die Aerosoldosen-Herstellung. Dieser Teil findet im betrachteten Fall bei TUBEX in Rangendingen (Deutschland) statt und umfasst die folgenden Fertigungsschritte:

- Befetten von etwa 200 kg Butzen in Befettungstrommeln.
- Napf-Rückwärtsfließpressen gefolgt von Ablängen und Bürsten der Näpfe,
- Reinigung der zylindrischen Dosenroherteile und anschließender Durchlauftrocknung.
- Aufbringung des Innenlacks mit anschließender Durchlauftrocknung.
- Aufwalzen des Außenlacks in drei Schichten (Grundierung, Farbschicht und Decklack).
- Einformen der Dosenkontur mittels Steckumformen in einer Revolveranlage.

2.2.1 Napf-Rückwärts-Kaltfließpressen

Befetten

Die verpackten Butzen werden einige Tage bis zu einer Woche in der Werkshalle des Fließpresswerkes vorgelagert um Raumtemperatur annehmen und eventuelles Kondenswasser abdampfen zu können. Danach werden sie in Trommeln (Abbildung 2.19) mit einer Füllmenge von ca. 200 kg befettet. Für Aluminiumwerkstoffe wird als Schmierstoff bevorzugt Zinkstearat verwendet, welches im Allgemeinen durch Trommeln aufgebracht wird.

Die Schmierstoffschicht wirkt als Gleitschicht und vermindert die Reibung zwischen Pressteil und Werkzeug. Die Schmierschicht darf nicht abreißen, da sonst Kaltverschweißungen (Fresser) und Riefen entstehen. Weiters kann bei sich verändernden Reibverhältnissen während des Fließpressens, der Stempel im Butzenwerkstoff verlaufen und es ergeben sich Einbußen in der Pressteilpräzision.



Abbildung 2.19: Trommel zum Schmierstoffbeschichten von Aluminiumbutzen (Schuler AG) [1]

Fließpressen

Nach DIN 8583 gehört das Fließpressen zum Druckumformen, Untergruppe Durchdrücken. Beim Fließpressen mit starrem Werkzeug (im Gegensatz zu Fließpressen mit Wirkmedien) wird das Rohteil (Butze) in eine Matrize gelegt. Mit Hilfe eines Stempels wird der Werkstoff unter Druck zur plastischen Formänderung gebracht, und zwar so, dass der Werkstoff entweder durch die in der Matrize oder zwischen dem Stempel und der Matrize befindlichen Freiräume fließt. Eine Grobeinteilung der Fließpressverfahren wird durch die Relativbewegung des umzuformenden Werkstoffes zum Stempel vorgenommen. Es ergeben sich daher drei Varianten:

- Vorwärts – Fließpressen → Fließpressen mit Werkstofffluss in Wirkrichtung der Maschine.
- Rückwärts – Fließpressen → Fließpressen mit Werkstofffluss entgegen der Wirkrichtung der Maschine.
- Quer – Fließpressen → Fließpressen mit Werkstofffluss quer zur Wirkrichtung der Maschine.

Die weitere Aufteilung erfolgt nach der Geometrie des fließgepressten Werkstückes in:

- Voll – Fließpressen
- Hohl – Fließpressen

- Napf – Fließpressen

Daraus ergeben sich neun verschiedene Verfahren, die in DIN 8583-6 zusammengefasst sind. Abbildung 2.20 zeigt zur Verdeutlichung Prinzipskizzen der Grundverfahren des Fließpressens mit starrem Werkzeug [28], [29]. Das fett umrandete Teilbild in Abbildung 2.20 zeigt das in dieser Arbeit behandelte Napf-Rückwärtsfließpressen.

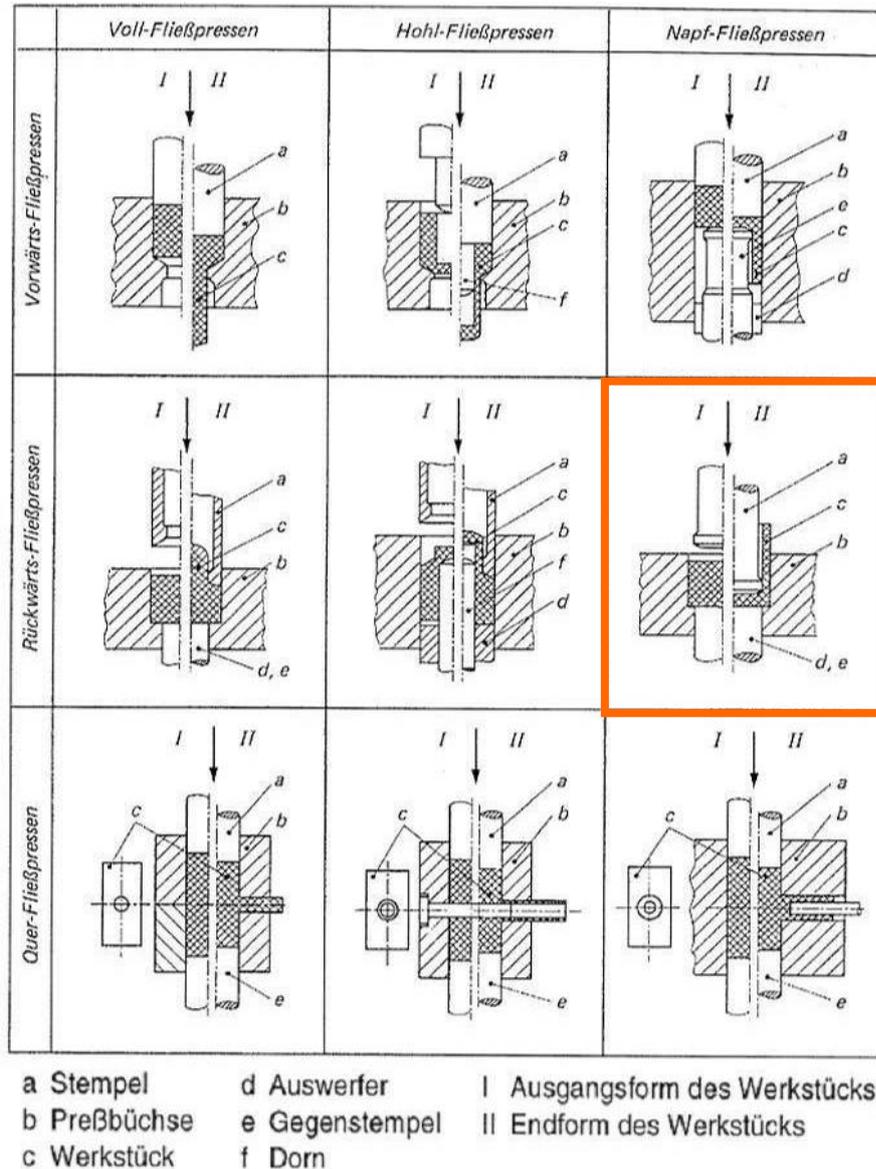


Abbildung 2.20: Werkzeugelemente und Grundverfahren des Fließpressens (DIN 8583-6) [29]

Betrachtet man den Spannungszustand beim Napfrückwärtsfließpressen so stellt man fest, dass nach dem Auftreffen des Stempels auf die Butze nahezu das gesamte Rohteil unter einer äußeren Druckspannung steht. Es ergeben sich Druckspannungen in axialer, tangentialer und radialer Richtung, wodurch sehr große Umformgrade erreichbar sind. Lediglich die im Verlauf des plastischen Fließens austretende Hülsenwand bleibt spannungs-

frei (nicht von Eigenspannungen) [29]. Abbildung 2.21 zeigt Simulationsergebnisse des Napfrückwärtsfließpressens. Dargestellt ist das Geschwindigkeitsfeld im umgeformten Werkstück sowie die Dehnungs- und Spannungsentwicklung bei der Umformung. Die vertikale Linie in der Kraft-Weg Kurve zeigt den Zeitpunkt der Spannungs- und Dehnungsverteilungsermittlung.

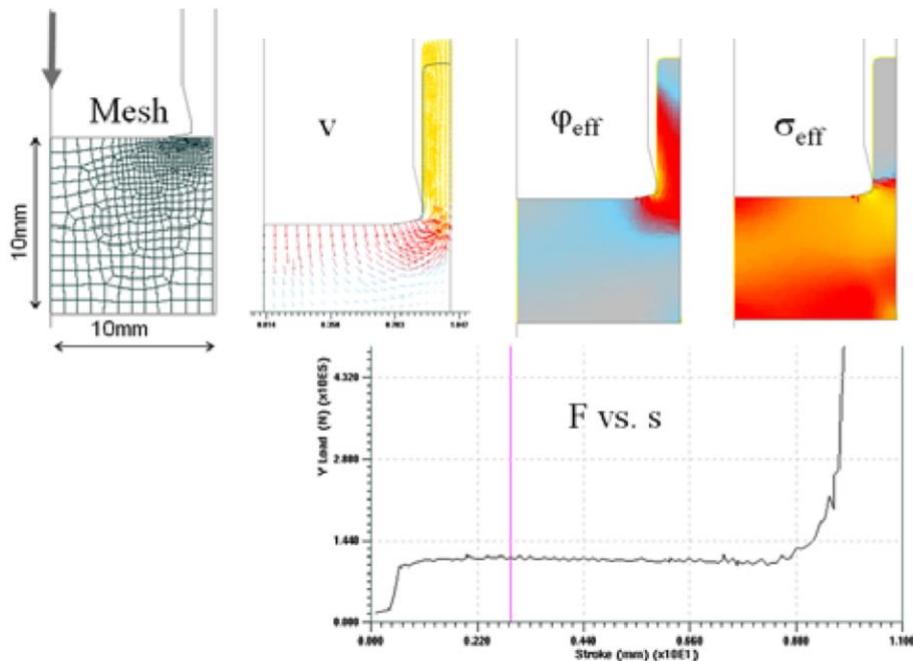


Abbildung 2.21: Umformsimulation des Napfrückwärtsfließpressens mittels FE-Software DEFORM[®] 2D [30]

Die Formänderung beim Fließpressen wird in der Regel mit der bezogene Querschnittsänderung, nach Gleichung (2.3), beschrieben.

$$\varepsilon_A = \frac{A_0 - A_1}{A_0} \quad (2.3)$$

A_0 bezeichnet dabei die Kreisfläche der Butze und A_1 die Kreisringfläche der austretenden Hülsenwand.

Der Fließvorgang beginnt mit dem Eintauchen des Stempels in die Butze. Bis zum Erreichen der Spritzkante wird die Butze gestaucht, wodurch ihr Außendurchmesser das Maß des Matrizenringinnendurchmessers erreicht. Bis zu dieser Stelle steigt die Stempelkraft F_{St} nur langsam an. Danach erfolgt ein erheblicher Kraftanstieg im Verlauf dessen auch der Stempel elastisch gestaucht wird. Laut Becker [28] erfolgt der tatsächliche Fließbeginn schon vor Erreichen der Maximalkraft, wodurch schon zuvor ein Teil der Hülsenwand entsteht. Die Stempelkraft F_{St} als Funktion des Umformgrades hat bei den meisten Werkstoffen bei $\varepsilon_A \approx 0,5$ ein Minimum und nimmt mit größeren Werten zu. Bei dünnen Böden gegen Ende des

Vorganges können die Stempelkräfte infolge der ungünstigen Geometrieverhältnisse und der Stirnreibung schnell ansteigen [1].

Der Werkstofffluss beim Fließpressen ist instationär und seine Ausbildung hängt ausschließlich vom Umformgrad ab. Für Querschnittsänderungen $\varepsilon_A < 0,8$ ergibt sich ein anderes Bild als für größere Formänderungen. Bei kleinen Formänderungen ist die örtliche Streckung der Körner innerhalb der Hülsenwand sehr unterschiedlich. Während die Innenfläche der Hülsenwand eine starke Verformung aufweist, sind die Körner in der Mitte und außen wenig bis kaum verformt. Der Werkstofffluss ähnelt hier mehr der Verformung beim Stanzen.

Bei Verformungen $\varepsilon_A > 0,8$ ergibt sich ein gänzlich anderer Werkstofffluss. Die Verformung in der Hülsenwand ist über den gesamten Querschnitt homogen. Die Körner fließen ausgehend von der Butzenmitte unter einem Winkel von 30° bis 45° in die austretende Hülsenwand. Unmittelbar vor Eintritt der Körner in die Wand bildet sich ein trichterförmiger Werkstofffluss aus [28]. Abbildung 2.22 stellt die Ausbildung des Werkstoffflusses bei unterschiedlicher Querschnittsänderung gegenüber.

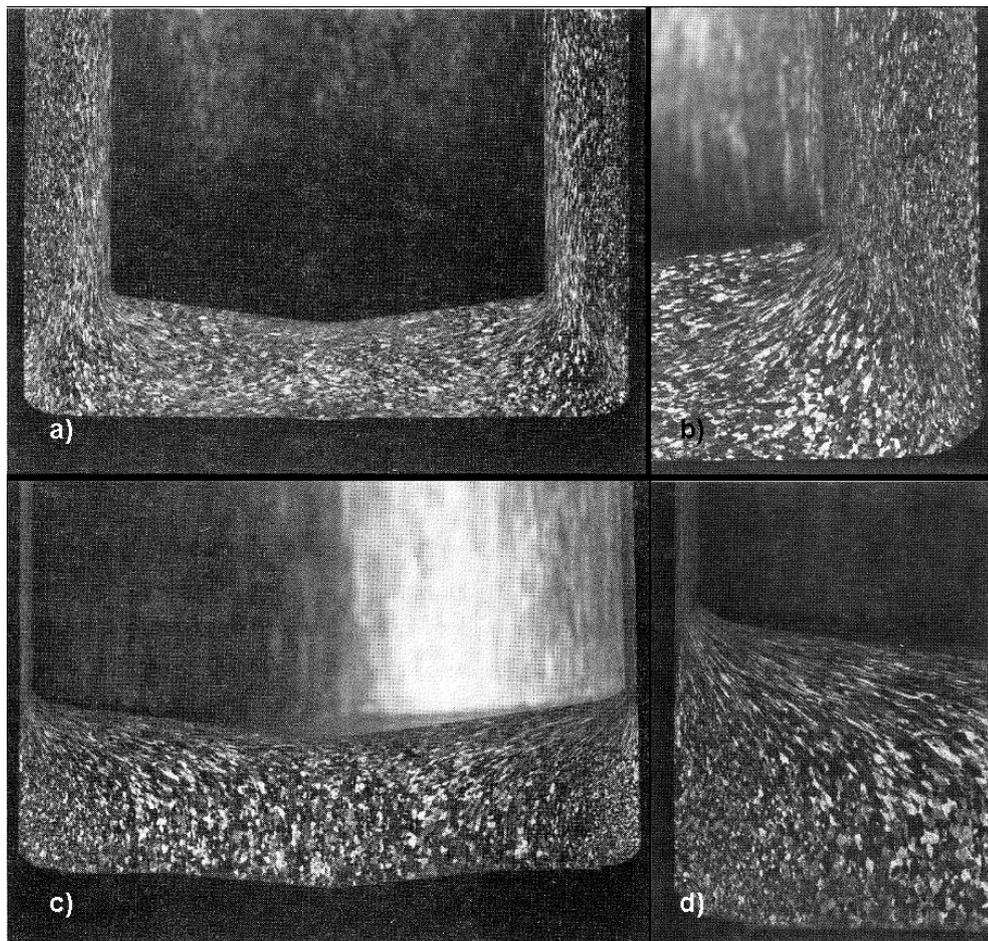


Abbildung 2.22: Ausbildung des Werkstoffflusses bei unterschiedlicher Querschnittsänderung, a) und b) $\varepsilon_A = 0,51$ / c) und d) $\varepsilon_A = 0,92$ [28]

Da es sich beim Napf-Rückwärtsfließpressen um einen Vorgang mit sehr inhomogenem Formänderungszustand handelt, wird zur Berechnung und Beurteilung der Umformung in der Praxis anstelle des Umformgrades φ die schon besprochene bezogene Querschnittsänderung ε_A herangezogen. Um ein Gefühl für die Höhe der erreichbaren Umformung beim Napf-Rückwärtsfließpressen zu bekommen soll jedoch kurz auf den Umformgrad φ eingegangen werden. Der Umformgrad φ bei Höhenabnahme berechnet sich aus Gleichung (2.1). Bei einer Butzendicke von $h_0 = 7 \text{ mm}$ und einem Dosenboden mit $h_1 = 0,5 \text{ mm}$ Dicke ergibt sich so ein Umformgrad $\varphi = 2,64$. Dies entspricht nach Gleichung (2.4) einer Dehnung von etwa 93 %.

$$\varepsilon = e^{(\varphi)} - 1 \quad (2.4)$$

Dipper [31] schlägt vor, den Bereich der Umformzone in Sektoren aufzuteilen und einzelne örtliche Formänderungen zu bestimmen. Er fasst das Napf-Rückwärtsfließpressen als einen doppelten Stauchvorgang auf. Abbildung 2.23 zeigt das Prinzip des Doppelstauchens. Zum einen wird die Butze zwischen dem Stempel und dem Werkzeugboden in axialer Richtung gestaucht (Bereich I) und zum anderen wird der seitlich austretende Werkstoff zwischen dem Werkstückteil unter dem Stempel und der Matrizenwand in radialer Richtung gestaucht (Bereich II).

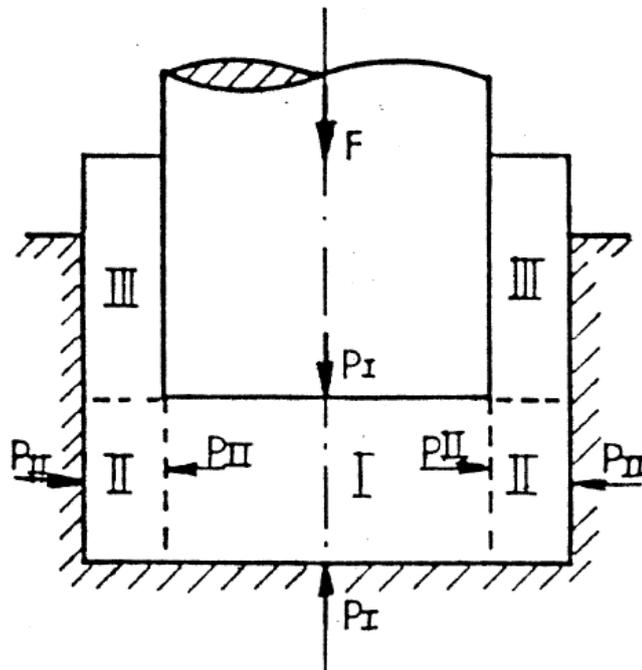


Abbildung 2.23: Napf-Rückwärtsfließpressen als doppelter Stauchvorgang [31]

Den Bereichen entsprechend werden zwei Umformgrade definiert [31]:

- Für Bereich I gilt die allgemein bekannte Formulierung nach Gleichung (2.1).
- Im Bereich II ergibt sich die Stauchung nach:

$$\varphi_2 = \ln \frac{h_0}{h_1} \cdot \left(1 + \frac{d_1}{8s} \right) \quad (2.5)$$

- Der Gesamtumformgrad, die Summe aus Bereichen I und II, ergibt utopische Werte von $\varphi = 60$ bis 80 . Daher wird hier in der Regel mit dem mittleren Umformgrad φ_m gerechnet [1]:

$$\varphi_m = \frac{\varphi_1 d_1^2 + \varphi_2 (d_2^2 - d_1^2)}{d_1^2 + (d_2^2 - d_1^2)} \quad (2.6)$$

d_1 bezeichnet dabei den Hülseninnen- und d_2 den Hülsenaußendurchmesser. Mit s wird die Dicke der Dosenwand angegeben.

Im untersuchten Fall werden die fertig befetteten Butzen einer Kniehebelpresse zugeführt und in dieser zu Näpfen gepresst. Auf die Lage der Stanzrichtung zur Fließrichtung wird dabei nicht geachtet. Die entstandenen Becher haben im Fall der $\varnothing 44,55$ mm x 7 mm Butze eine mittlere Länge von 19 cm. Aus Einsparungsgründen (Gewicht und Materialpreis) hat die Dose im oberen Bereich eine Wanddicke von ca. 0,35 mm und im unteren Bereich der Dose von ca. 0,25 mm. Dies entspricht einer bezogenen Querschnittsänderung von $\varepsilon_A = 0,97$ für die obere Dosenhälfte und $\varepsilon_A = 0,98$ für die Untere. Nach Lange K. et. al. [1] entspricht dies der maximal ertragbaren Querschnittsänderung für AA 1050. Nach Dipper [31] ergibt sich so ein mittlerer Umformgrad von $\varphi_m = 3,94$. Nach Gleichung (2.4) entspricht das einer Dehnung von 98 %. Aus den hohen Formänderungen, welche das Material während des Fließpressens auf sich nimmt, lässt sich ein stark kaltverfestigter Zustand der fließgepressten Dose erahnen.

Die Kniehebelpresse sowie alle folgenden Aggregate arbeiten im betrachteten Fall mit einer Taktung von 150 Dosen/min.

2.2.2 Einformen der Aerosoldosen-Endkontur

Die durch Fließpressen erzeugten Dosen werden im Anschluss auf eine einheitliche Länge von 17,4 cm abgelängt und die äußere Mantelfläche gebürstet. Danach werden sie vom Schleifstaub und Fließpressfett gereinigt und getrocknet.

Im nächsten Schritt wird der Epoxydharz basierter Innenlack, durch Sprühen aufgetragen. Dieser wird in einem Durchlaufofen getrocknet, wobei die Dose für einige Minuten eine Temperatur von etwa 200 °C annimmt.

Der Außenlack wird bereits vor der Einformung der Endkontur in drei Schichten (Grundierung, Farbschicht und Decklack) aufgewalzt.

Im Anschluss erfolgt die Formgebung der zylindrischen Dose in einer Revolveranlage mittels Steckumformung. Bei der untersuchten Dosenform erfolgt dies in 24 Einzelschritten, welche in Abbildung 2.24 dargestellt sind. Tatsächlich umgeformt wird die Dose allerdings nur bis Schritt 19. In Schritt 20 werden Spanbrechnuten in den Dosenhals gefräst und in Schritt 21 wird dieser durch Fräsen vom Außenlack befreit. Danach wird in Schritt 22 gebördelt. In Schritt 23 und 24 folgen eine Bildprüfung der Bördelung sowie eine Dichtheitsprüfung der Dose.

Abschließend werden die in Prozessschritt 23 und 24 als fehlerhaft eingestuft Dosen ausgeschieden und die fehlerfreien Dosen verpackt und zu den jeweiligen Lohnabfüllern versandt.



Abbildung 2.24: Einzelschritte des Konifikationsvorganges

Bei der Formgebung der Dose handelt es sich um einen Rohraufweite- bzw. –verjüngungsprozess. Abbildung 2.25 zeigt eine Prinzipskizze des Einformvorganges.

Der Prozess wird im Wesentlichen von zwei Versagensmechanismen limitiert. Der Erste ist das Ausbeulen der Dosenwand im unverformten Teil der Dose. Der Zweite ist plastisches Versagen der Dosenwand mit Ausbildung einer lokalen Einschnürung und anschließendem Riss [32]. Welche Versagensursache auftritt hängt vor allem vom Stempelwinkel α (Abbildung 2.25), sowie von den Reibverhältnissen zwischen Stempel und Dosenwand ab [33].

Zum Auftreten von plastischem Versagen kommt es in Folge einer periodischen Ausbildung von Dehnungsspitzen am aufgeweiteten Umfang [34].

Beim Verjüngen des Durchmessers kommt es ebenfalls aufgrund periodischer Dehnungsspitzen zu einer Faltenbildung [32].

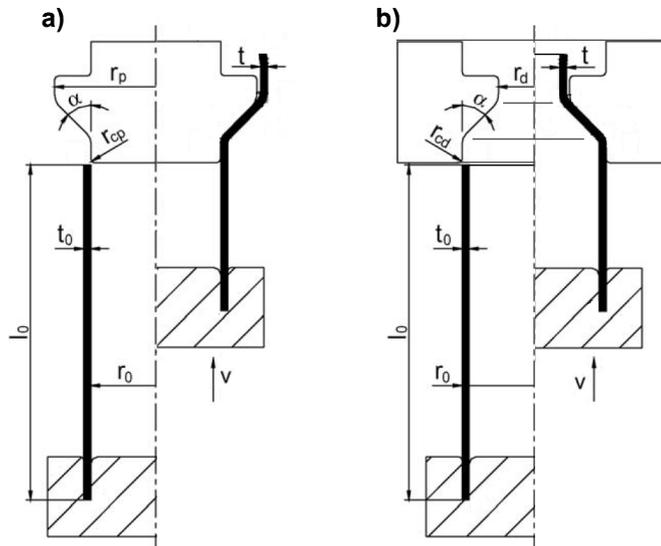


Abbildung 2.25: Prinzipskizze des Eiformvorganges a) Aufweiten und b) Verjüngen [32]

Nach FEM-Simulationen von Daxner T. et. al. [34] liegen die tangentialen Dehnungen beim Aufweiten bis zum Auftreten einer Einschnürung, deutlich über den Dehnungswerten aus dem einachsigen Zugversuch. Dies wird durch einen stabilisierenden Effekt der Rohrwand erklärt. In Abbildung 2.26 zeigt sich, dass bis zum Erreichen eines kritischen Umformgrades keine periodische Ausbildung der Dehnung stattfindet. Erst nach Überschreiten einer kritischen Dehnung (in Abbildung 2.26 ca. bei $\varphi_t = 0,5$) kommt es zur periodischen Ausbildung der Dehnung.

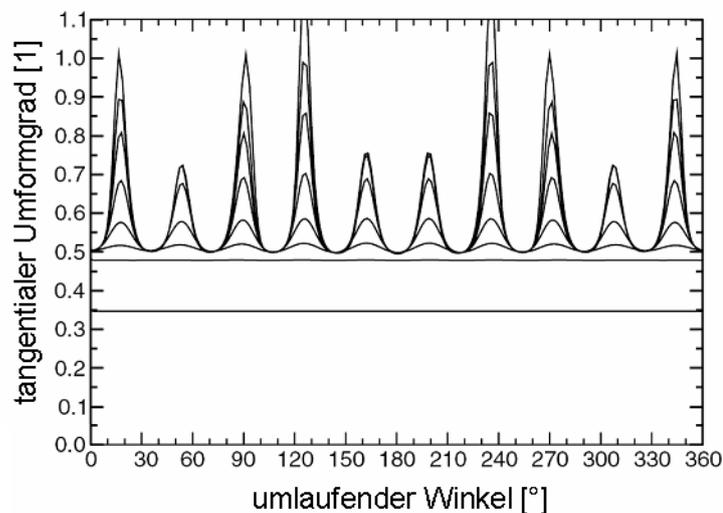


Abbildung 2.26: Ausbildung der tangentialen Dehnung an der Außenkante einer aufgeweiteten Hülse [34]

3. Umformbarkeit von Reinaluminium

In diesem Abschnitt soll die Umformbarkeit von Reinaluminium näher behandelt werden. Dazu sollen zunächst Begriffe, welche die Umformbarkeit definieren, näher erläutert werden und weiters auf die Einfluss nehmenden Parameter eingegangen werden. Außerdem wird die Aufnahme der für eine Bewertung der Umformbarkeit relevanten Kennwerte erklärt.

3.1 Definition der Umformbarkeit

Nach VDI-Richtlinie 3137 ist die Umformbarkeit die Fähigkeit eines Werkstoffes zur plastischen Formänderung ohne Werkstofftrennung. Sie umfasst sowohl die Höhe der Fließspannung als auch das Formänderungsvermögen (Abbildung 3.1 und Abbildung 3.4).

In der VDI-Richtlinie 3137 [35] sind folgende Begriffe, die die Umformbarkeit betreffen, definiert:

- Bruchdehnung: Bleibende Längenänderung nach dem Bruch der Probe, bezogen auf die Ausgangslänge (Zugversuch).
- Brucheinschnürung: Querschnittsänderung beim Zugversuch nach dem Bruch der Probe, bezogen auf den Ausgangsquerschnitt.
- Formänderungsvermögen (Umformvermögen, Umformbarkeit): Allgemeiner Ausdruck für die Eigenschaft eines metallischen Werkstoffes bleibende Formänderungen ohne Werkstofftrennung zu ertragen. Für Grundvorgänge der Werkstoffprüfung (Zug-, Druck-, Verdrehversuch) kann als Maß für das Formänderungsvermögen der Bruchumformgrad φ_B benutzt werden.
- Grenzumformgrad: Größter Vergleichsumformgrad bei Umformvorgängen, abhängig von Werkstückstoff, Werkzeug u. ä.; beim Überschreiten treten Schäden am Werkstück und/oder Werkzeug auf.

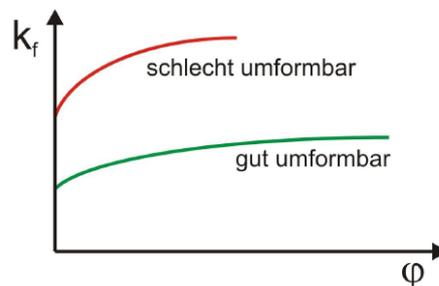


Abbildung 3.1: Vergleich der Fließkurven eines gut und eines schlecht umformbaren Werkstoffes [36]

Die am häufigsten verwendete Kennzahl für das Formänderungsvermögen ist der Grenz- oder Bruchumformgrad φ_B . Weitere wichtige Kennzahlen sind:

- Bruchdehnung A [%]
- Gleichmaßdehnung A_g [%]
- Brucheinschnürung Z [%]
- Verfestigungsexponent n
- Dehnratenexponent m
- Grenzformänderungsschaubild (FLD)
- senkrechte Anisotropie r

Bruchdehnung A

Als Maß für die Duktilität dient die Bruchdehnung A , die sich aus der Gleichmassdehnung und – nach Erreichen der Maximallast – einer lokalen Einschnürdehnung zusammensetzt. Dadurch ergibt sich eine Messlängenabhängigkeit der Bruchdehnung, die je nach Wahl des Probestabes (Rund- oder Flachzugprobe) bzw. der gewählten Messlänge bezeichnet wird und unterschiedliche Wertangaben beinhaltet. Durch die Messlängenabhängigkeit ist die Bruchdehnung folglich kein grundlegender Duktilitätswert, kann aber als Verformbarkeitsmerkmal für vergleichende Qualitätsbeurteilung herangezogen werden [15].

Gleichmassdehnung A_g

Die Gleichmaßdehnung A_g , stellt das Werkstoffverhalten unter definiertem einachsigen Spannungszustand dar. Als Werkstoffkennwert für die Verformbarkeit ist die Gleichmaßdehnung deshalb aussagefähiger als die Bruchdehnung, die die lokale Dehnungskonzentration im Einschnürbereich unter dem dort herrschenden mehrachsigen Spannungszustand enthält. Der Wert der Gleichmaßdehnung aus dem einachsigen Zugversuch ändert sich jedoch mit dem Spannungs- und Dehnungszustand, siehe Verlauf der Grenzformänderungskurve in Abschnitt 3.2.3. Die Gleichmaßdehnung erreicht bei Aluminiumknetlegierungen höchste Werte in den Zuständen lösungsgeglüht und weichgeglüht und nimmt mit zunehmender Kaltverfestigung und Aushärtung ab [15].

Brucheinschnürung Z

Die Brucheinschnürung Z wird häufig als grundlegender Duktilitätswert oder als Maß für die Grenzumformbarkeit des Werkstoffs betrachtet, da sie die Umformbarkeit im Augenblick des einsetzenden Trennbruchs darstellt. Der Wert der Brucheinschnürung enthält die Auswirkungen der mikrostrukturellen Vorgänge der Bruchbildung und gibt Hinweise auf das

Bruchverhalten. Als Brucharten treten der Einschnürbruch (Tasse-Kegel-Bruch), der Scherbruch oder ein Mischbruch beider Arten auf. Für die Aussagefähigkeit und Vergleichbarkeit der Brucheinschnürung sind die Probenform sowie die Bruchart und -lage zu berücksichtigen. Durch die bei duktilen Werkstoffen auftretende Einschnürung unterliegen die Bruchmechanismen dem Einfluss des Spannungszustands, der zur Probenachse hin an Mehrachsigkeit zunimmt.

Während bei zylindrischen Probenquerschnitten und mäßiger Anisotropie die Ermittlung von Z relativ zuverlässige Messwerte ergibt, ist bei dünnen Flachproben dieser Duktilitätswert mit einer gewissen Messunsicherheit behaftet. Hinzu kommt, dass die Einschnürzone bei Flachproben normalerweise nicht senkrecht zur Probenachse verläuft, sondern unter einem Winkel, der theoretisch bei einem isotropen Werkstoff $54,7^\circ$ beträgt (Hill 1950, McClintock et al. 1966). Abweichungen vom theoretischen Winkel lassen auf Textureinflüsse schließen. In der Praxis streuen die Winkel der Einschnürung bei Flachproben zwischen 52° und 66° [15].

Abbildung 3.2 stellt die oben besprochenen Kennwerte in einer Spannungs- Dehnungskurve sowie die umgerechnete Fließkurve dar.

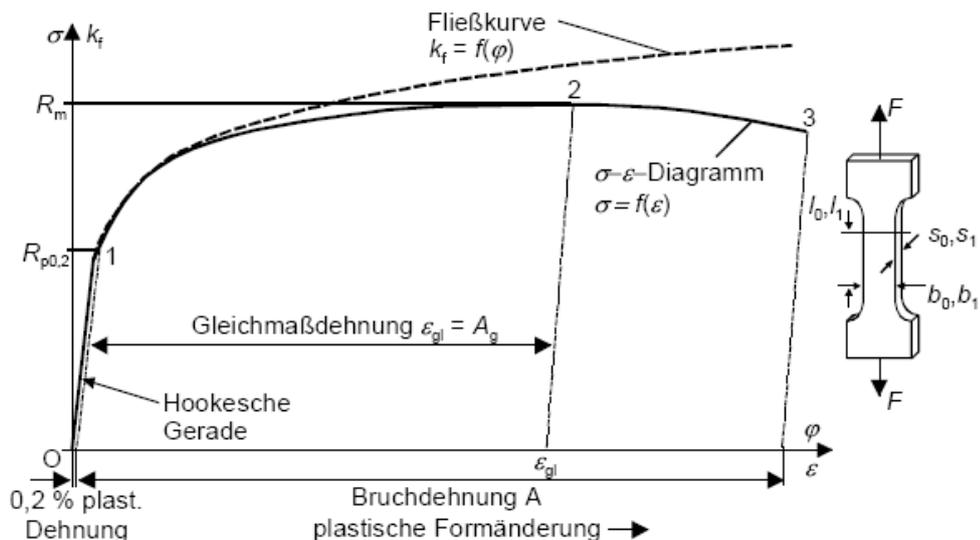


Abbildung 3.2: Spannungs- Dehnungs-Diagramm sowie Fließkurve aus dem Zugversuch [37]

Zugfestigkeit und Bruchdehnung sind als Kennwerte des technischen Zugversuchs keine physikalischen Größen, weil die Kraft nicht auf den wirklichen Querschnitt bezogen wird und der Bruchdehnungsbetrag durch die Inhomogenität in der Einschnürung keine eindeutige Messgröße darstellt. Nur die Dehnbeträge im Bereich der Gleichmassdehnung sind mit Messungen im physikalischen Zugversuch vergleichbar [38].

3.2 Einflüsse auf die Umformbarkeit

Jeder beliebige Umformprozess kann systematisch in acht Bereiche eingeteilt werden. Diese acht Bereiche haben auch einen Einfluss auf die Umformbarkeit [17].

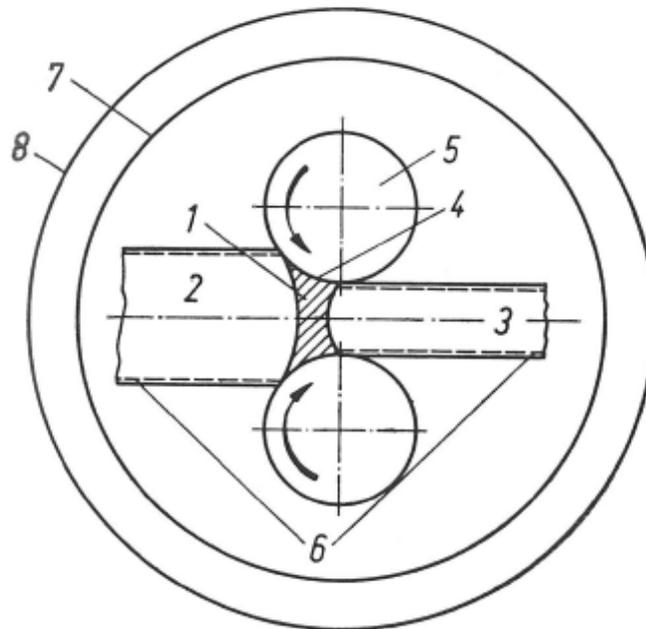


Abbildung 3.3: Schematische Betrachtung des Umformvorganges [17]

- Bereich 1: Umformzone. Verhalten des Werkstoffes im plastischen Zustand, Werkstofffluss, Gefügeänderung, Eigenschaftsänderung.
- Bereich 2: Werkstoffeigenschaften vor dem Umformen. Chemische Zusammensetzung, Kristallstruktur, Gefügeausbildung, Wärmebehandlungszustand, Textur, mechanische Eigenschaften, Vorgeschichte, Oberflächenbeschaffenheit.
- Bereich 3: Werkstoffeigenschaften nach dem Umformen. Kristallstruktur, Gefügeausbildung, Wärmebehandlungszustand, Textur, mechanische Eigenschaften, Oberflächenbeschaffenheit.
- Bereich 4: Kontaktzone zwischen Werkzeug und Werkstück. Reibung, Verschleiß, Wärmeübergang, Oberflächenbeschaffenheit des Werkzeuges.
- Bereich 5: Umformwerkzeug. Werkstoff, Oberfläche, Konstruktion, Genauigkeit.
- Bereich 6: Freie Werkstückoberfläche. Reaktionen mit der Umgebung, Oxidation, Gasaufnahme, Verunreinigung.
- Bereich 7: Umformaggregat. Kraft, Arbeitsvermögen, Geschwindigkeit, Genauigkeit.
- Bereich 8: Betriebliches Umfeld.

Die Haupteinflussgrößen auf die Umformbarkeit sind:

- Werkstoff (intrinsic workability)
- Umformprozess
(Spannungszustand, Umformtemperatur, Umformgeschwindigkeit, Verformungspfad, Reibungsbedingungen und Geometrie)

3.2.1 Werkstoff

Als erstes Grundmerkmal des Werkstoffes kann die Legierung und ihre Kristallstruktur betrachtet werden. Kfz-Metalle haben andere Eigenschaften als krz- und hdp-Metalle. Auch innerhalb der verschiedenen Kristallstrukturen haben die Legierungstypen grundlegend unterschiedliche Eigenschaften.

Im Allgemeinen wird Aluminium als gut umformbar bezeichnet. Die im Gegensatz zu Stahl niedrige Fließspannung ist ein Grund dafür [17].

Werkstoffe mit hexagonalem Gitter haben nur drei ideale Gleitsysteme, sie sind schlecht umformbar. Werkstoffe mit kfz-Gitter gelten im Allgemeinen als besser umformbar als solche mit krz-Gitter, obwohl sie gleich viele Gleitsysteme haben. Zum einen ist das kfz-Gitter dichter gepackt, daher ist auch der zu überwindende Atomabstand geringer. Zum anderen ergibt sich durch die größere Anzahl der Gleitrichtungen pro Gleitebene ($\langle 111 \rangle$ mit 3 Gleitrichtungen) geometrisch ein geringerer maximaler Winkel zwischen der Gleitrichtung und der maximalen Schubspannung und damit statistisch eine bessere Orientierung [37].

Im realen Kristall erfolgt die Gleitung nicht durch das starre Abgleiten der gesamten Atom-ebenen gegeneinander, sondern durch die Wanderung von Gitterbaufehlern, den Versetzungen. Für die Versetzungsgleitung ist eine deutlich geringere Schubspannung erforderlich als für die starre Abgleitung der ganzen Ebene [24].

Im Allgemeinen hat ein Werkstoff mit höherer Fließspannung ein geringeres Umformvermögen als ein Werkstoff mit geringerer. Grob ergibt sich der in Abbildung 3.4 dargestellte Zusammenhang, insbesondere innerhalb eines bestimmten Legierungssystems.

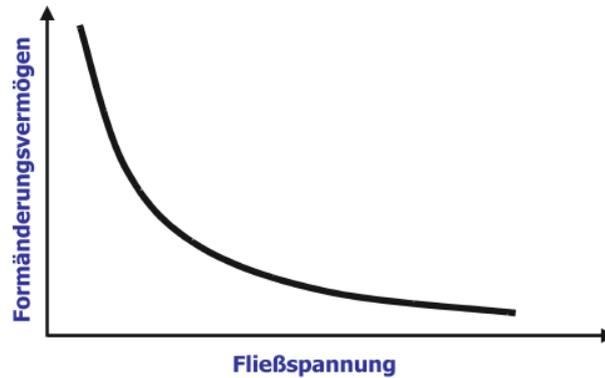


Abbildung 3.4: Allgemeines Verhalten der Metalle in Bezug auf Formänderungsvermögen zu Fließspannung [36]

Auch bei Aluminium gibt es eine sehr große Vielfalt an Legierungen, deren Eigenschaften sehr weit auseinander liegen. Die in dieser Arbeit untersuchte Legierung AA 1050 gehört dabei zu den Legierungen mit der geringsten Festigkeit und besten Umformbarkeit. Abbildung 3.5 zeigt einen Vergleich unterschiedlicher Al-Legierungen nach ihrer Festigkeit.

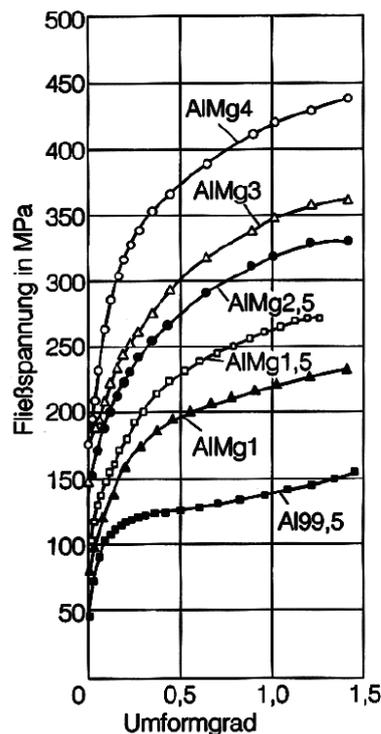


Abbildung 3.5: Fließkurven unterschiedlicher Al-Legierungen [27]

Die nächsten wichtigen Einflüsse sind die klassischen Verfestigungsmechanismen Feinkornhärtung, Mischkristallverfestigung, Ausscheidungshärtung und Kaltverfestigung. In diesen Mechanismen spielen auch der Zustand bzw. die Vorgeschichte des Werkstoffes hinein. Auch die Textur (Anisotropie) eines Werkstoffes kann bedeutend sein [37].

Bei der untersuchten Reinaluminiumlegierung kann Mischkristall- oder Ausscheidungshärtung vernachlässigt werden. Auch ein festigkeitssteigernder Effekt durch Kornfeinung ist

aufgrund der Wärmebehandlung bei der das Augenmerk auf der Minimierung der Härte liegt, vernachlässigbar. Lediglich ein Festigkeitsanstieg infolge Kaltverfestigung ist zu erwarten. Dieser wird aufgrund der sehr hohen Verformung beim Kaltfließpressen vollständig ausgenützt.

Der Beginn der plastischen Verformung ist durch die Dehngrenze R_p gekennzeichnet. Für einen technischen Werkstoff setzt sich die Dehngrenze R_p zusammen aus [37]:

$$R_p = R_{\min} + \Delta R_V + \Delta R_{KG} + \Delta R_{MK} + \Delta R_T \quad (3.1)$$

R_{\min} : Grundfestigkeit eines Gitters (Peierls Spannung)

ΔR_V : Festigkeitssteigerung durch Versetzungen

ΔR_{KG} : Festigkeitssteigerung durch Korn- und Zwillingsgrenzen

ΔR_{MK} : Festigkeitssteigerung durch im Gitter gelöste Fremdatome (Mischkristall)

ΔR_T : Festigkeitssteigerung durch ausgeschiedene Teilchen

Im Zuge der plastischen Verformung kommt es zu einer Verfestigung des Werkstoffes. Verformungsverfestigung ist das Ergebnis von Versetzungsmultiplikation und der Anordnung der Versetzungen in bestimmten Strukturen. Mit der Zunahme der Versetzungsdichte und der Reaktion der Versetzungen untereinander wird der Fließwiderstand erhöht. Gleichzeitig kommt es zu einer energetisch günstigeren Anordnung und gegenseitiger Auslöschung von Versetzungen, was sich in einer Abflachung der Fließkurve äußert. Der Verfestigungsprozess wird daher zunehmend überlagert von einem dynamischen Erholungsprozess [15], siehe auch Abschnitt 2.1.4.

Verfestigungsexponent n und Dehnratenexponent m

Das Verhalten des Werkstoffes während der plastischen Verformung wird durch die Fließkurve beschrieben. Sie wird für die meisten Werkstoffe bei Kaltumformung von der Ludwik-Gleichung (Gleichung (3.2)) hinreichend gut beschrieben.

$$k_f = C \cdot \dot{\varphi}^n \quad (3.2)$$

Der Exponent n heißt Verfestigungsexponent, C ist eine Werkstoffkonstante.

Bei Auftragung der Fließkurve in einem doppelt logarithmischen Maßstab erhält man den Verfestigungsexponenten als Steigung der Geraden im Bereich der Gleichmaßdehnung A_g .

Der Verfestigungsexponent n beschreibt die Verfestigung eines Werkstoffes während der Umformung und ist ein Maß für die Streckziehbarkeit von Blechwerkstoffen. Beim Streckziehen (zweiachsiger Zug) nimmt bei großem n-Wert die Gefahr örtlich hoher Dehnungen und damit die Neigung zur Einschnürung ab.

Große n-Werte gehören demnach zu Werkstoffzuständen, die durch große Verfestigung bei gleichzeitig großer Gleichmaßdehnung gekennzeichnet sind. Der Verfestigungsexponent

liegt für die meisten Metalle im Bereich $0,1 < n < 0,5$ [22]. Abbildung 3.6 zeigt die unterschiedliche Darstellung von Fließkurven. Die Größe des Verfestigungsexponenten n hängt im Allgemeinen vom Gefügestand ab. Mit zunehmender Korngröße wird n kleiner. Da zugleich die Einflüsse, welche die Korngröße verringern, die Festigkeit erhöhen, gilt: ansteigende Werte für die Festigkeitseigenschaften entsprechen einem kleineren n -Wert [15].

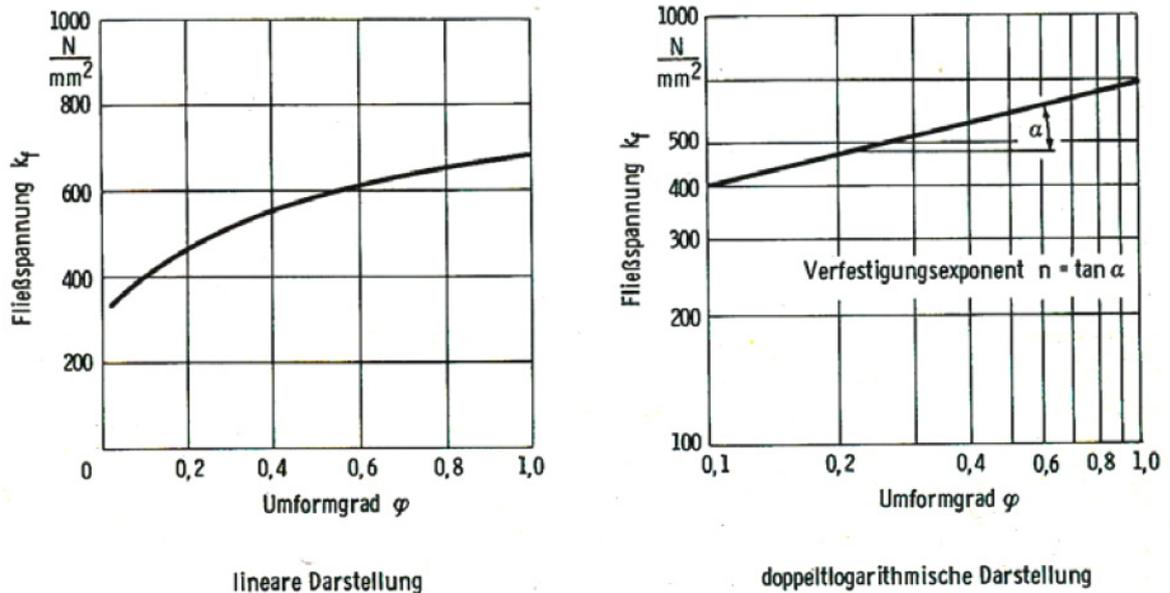


Abbildung 3.6: Unterschiedliche Darstellung von Fließkurven [22]

Für die meisten Aluminiumwerkstoffe gilt, dass mit zunehmender Formänderungsgeschwindigkeit, $d\varphi/dt = \dot{\varphi}$, sowohl die Fließspannung k_f als auch die Verfestigungsrate $d\sigma/d\varphi$ zunehmen. Das Fließverhalten in Abhängigkeit von der Dehnrates wird häufig mit der nachstehenden Beziehung wiedergegeben:

$$k_f = C \cdot \varphi^n \cdot \dot{\varphi}^m \quad (3.3)$$

mit k_f = Fließspannung, C = Werkstoffkonstante, φ = Umformgrad, n = Verfestigungsexponent, $\dot{\varphi}$ = Dehngeschwindigkeit und m = Dehnratesexponent, der den Grad der Abhängigkeit der Fließspannung (bei gegebenem Verformungsgrad) von der Dehngeschwindigkeit – die sogenannte Dehnratesempfindlichkeit – angibt. Die Konstanten C , n und m sind temperaturabhängig [15]. Bei niedrigen Temperaturen ist in kfz-Metallen $m \approx 1/100$ wodurch kein großer Einfluss auf k_f zu erwarten ist [24].

Stapelfehlerenergie

Ein weiterer wichtiger Werkstoffkennwert ist die Stapelfehlerenergie. Diese beeinflusst das Verhalten des Werkstoffes bei der Warmumformung sowie den Gefügestand nach einer

Wärmebehandlung und so indirekt die Umformbarkeit. Die Stapelfehlerenergie bestimmt das statische und dynamische Erholungs- bzw. Rekristallisationsverhalten.

Eine Versetzung kann sich aus energetischen Gründen in zwei Teilversetzungen aufspalten. Durch die Aufspaltung entsteht ein Stapelfehler [24]. Abbildung 3.7 zeigt die Aufspaltung einer Versetzung.

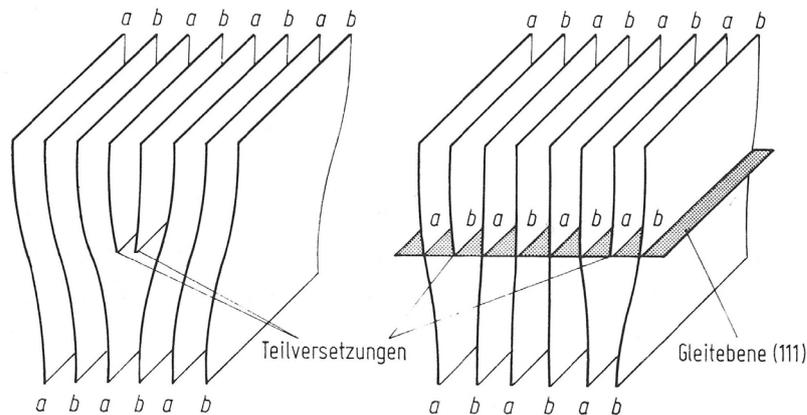


Abbildung 3.7: Das Aufspalten einer Versetzung in zwei Teilversetzungen führt zu einem Stapelfehler [17]

Wie weit sich eine Versetzung aufspaltet, wird von der materialabhängigen Stapelfehlerenergie bestimmt. Ist die Stapelfehlerenergie hoch, so spalten sich die Versetzungen nur wenig auf, ist sie niedrig, können sie sich weit aufspalten. Durch die Aufspaltung verlieren Schraubenversetzungen ihre Eigenschaft nicht an eine Gleitebene gebunden zu sein. Um Quergleiten zu können, müssen sie sich auf einer gewissen Länge wieder vereinigen (einschnüren). Je weiter eine Versetzung aufgespalten ist (also desto geringer die Stapelfehlerenergie ist), desto mehr Energie ist notwendig um die Teilversetzungen wieder zu vereinigen und Quergleiten zu ermöglichen. Dieser Vorgang ist thermisch aktiviert [24]. Abbildung 3.8 zeigt die Ausbildung der Warmfließkurve bei Metallen mit hoher und niedriger Stapelfehlerenergie (SFE).

Niedrige Stapelfehlerenergie (hauptsächlich kfz-Metalle) führt zu:

- großer Aufspaltung von Versetzungen
- geringer Beweglichkeit der Versetzungen
- geringer Erholungsneigung
- statischer Rekristallisation
- hohem Verfestigungsexponent n

Hohe Stapelfehlerenergie (hauptsächlich krz-Metalle, Aluminium und hexagonale Metalle) führt zu:

- geringer Aufspaltung von Versetzungen
- hoher Beweglichkeit der Versetzungen
- dynamischer Erholung
- geringer Rektistallisationsneigung
- kleinem Verfestigungsexponent n

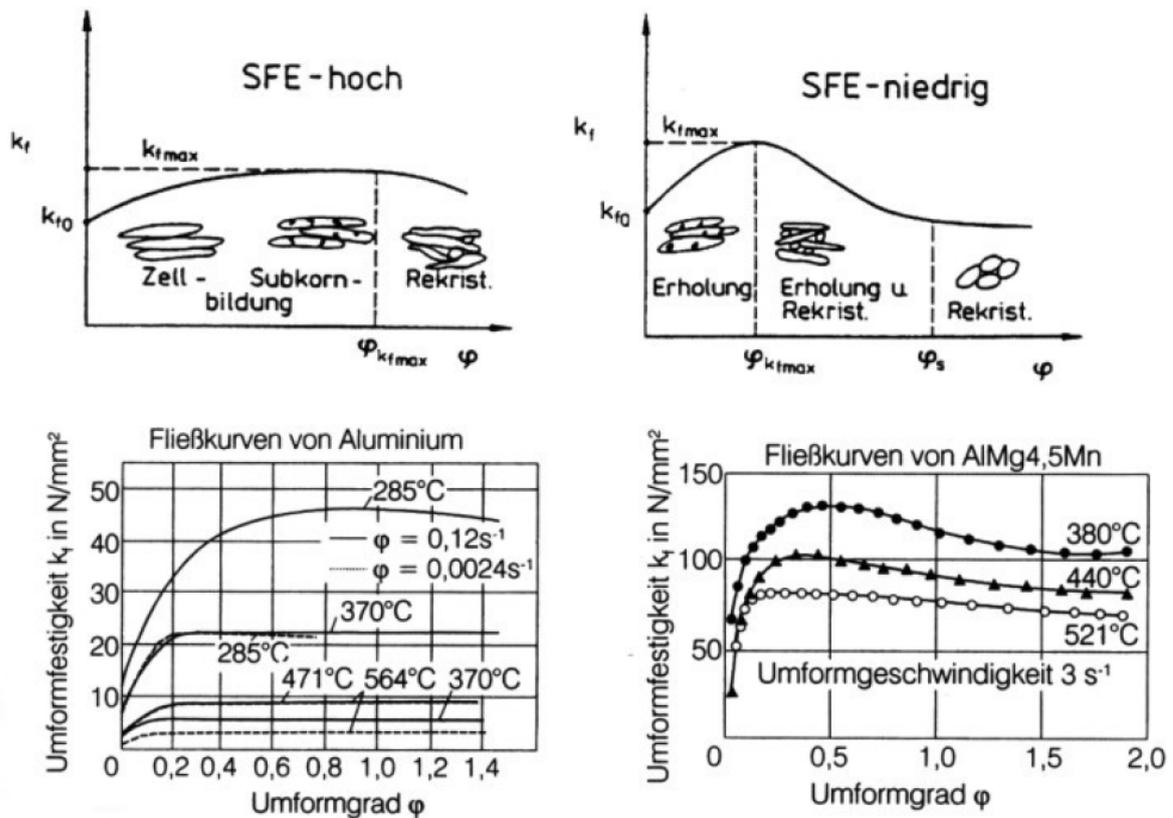


Abbildung 3.8: Einfluss der Stapelfehlerenergie auf die Warmfließkurve und auf Erholung und Rekristallisation [27].

3.2.2 Umformprozess

Spannungszustand

Der Spannungszustand hat einen sehr großen Einfluss auf das Formänderungsvermögen. Ein großer Anteil an Druckspannung erhöht das Formänderungsvermögen [36]. Die Überlagerung eines hydrostatischen Druckes ermöglicht z.B. sogar die Umformung von Marmor [39]. Im Stenger-Diagramm (Abbildung 3.9) wird dieser Einfluss wiedergegeben. Fließpressen ist ein Verfahren mit besonders hohem Druckspannungsanteil. Es eignet sich deshalb auch für schwer umformbare Werkstoffe, bzw. Werkstoffe mit an sich geringem

Formänderungsvermögen. Eine ähnliche Darstellung ist auch mittels der Mohrschen Hüllparabel möglich. Allerdings ist hier der Einfluss der mittleren Hauptnormalspannung (σ_2) nicht berücksichtigt (Abbildung 3.10).

Eine Vorstellung warum sich allseitiger Druck positiv auf die erreichbare Formänderung auswirkt kann wie folgt lauten:

Während der Umformung versuchen sich mikroskopisch kleine Risse im Werkstückwerkstoff zu öffnen und durch das ganze Werkstück hindurchzulaufen. Allseitige Druckspannungen sind bestrebt, diese Mikrorisse zu schließen und ihr Ausbreiten zu behindern. Aus dieser Deutung folgt sofort, dass nur mittlere Druckspannungen, also negative Werte von σ_m , die maximal erreichbaren Umformgrade steigern können. Mittlere Zugspannungen dagegen sind äußerst ungünstig, da sie die Risse öffnen und ihre Ausbreitung begünstigen [22].

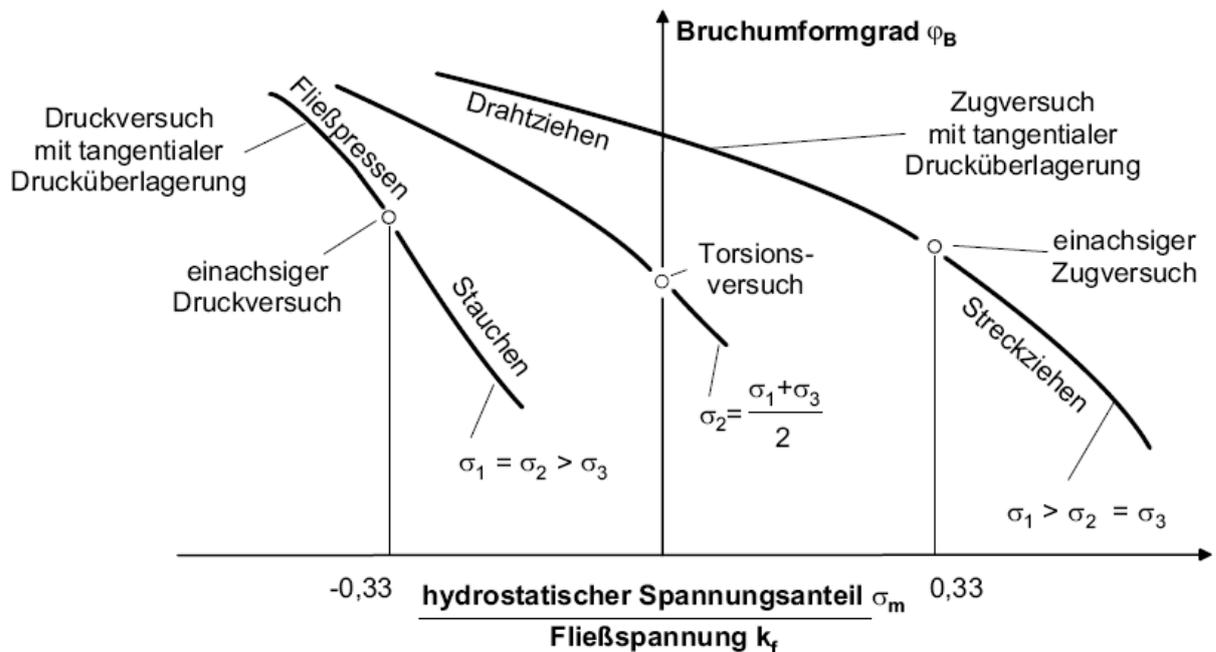


Abbildung 3.9: Abhängigkeit des Formänderungsvermögens vom bezogenen Spannungsmittelwert, schematisch nach Stenger [40]

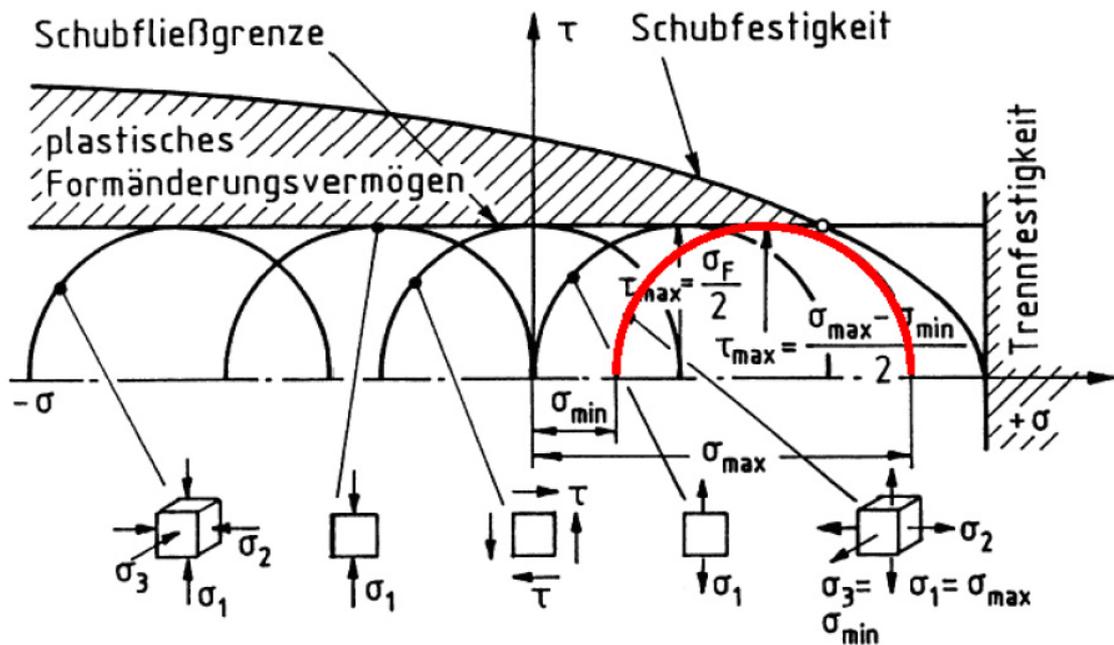


Abbildung 3.10: Mohrsche Hüllparabel [36]

Auch die Höhe der Fließspannung und somit der Fließbeginn wird erheblich vom Spannungszustand beeinflusst. Die Formänderungsfestigkeit oder Fließspannung ist die im einachsigen Spannungszustand ermittelte Normalspannung, die im Werkstoff die kritische zum Fließen erforderliche Schubspannung hervorruft. Ein real herrschender mehrachsiger Spannungszustand wird mittels der Vergleichsspannung (nach Mises oder Tresca) auf den einachsigen Spannungszustand „umgerechnet“. Entscheidend ist, dass die Vergleichsspannung die Fließspannung erreicht und nicht wie der Spannungszustand im Detail aussieht [37].

Betrachtet man den einachsigen Zug, so führt das Überlagern eines Druckes in einer anderen Richtung dazu, dass das Fließen bereits bei einer niedrigeren Zugspannung eintritt. Die Vergleichsspannung bleibt aber gleich groß.

Spannungspfad (Bauschinger-Effekt)

Ebenso wie der Spannungszustand hat auch der Spannungs- oder Belastungspfad, bei mehrstufigen Umformprozessen, einen wesentlichen Einfluss auf die Fließspannung. Eine vorhergehende Kaltumformung erhöht die Fließspannung. Wird die nachfolgende Umformung jedoch in die Gegenrichtung durchgeführt (also eine Lastumkehr z.B. von Zug auf Druck), so fließt der Werkstoff bereits bei einer geringeren Fließspannung. Dies wird als Bauschinger-Effekt bezeichnet und ist in Abbildung 3.11 dargestellt.

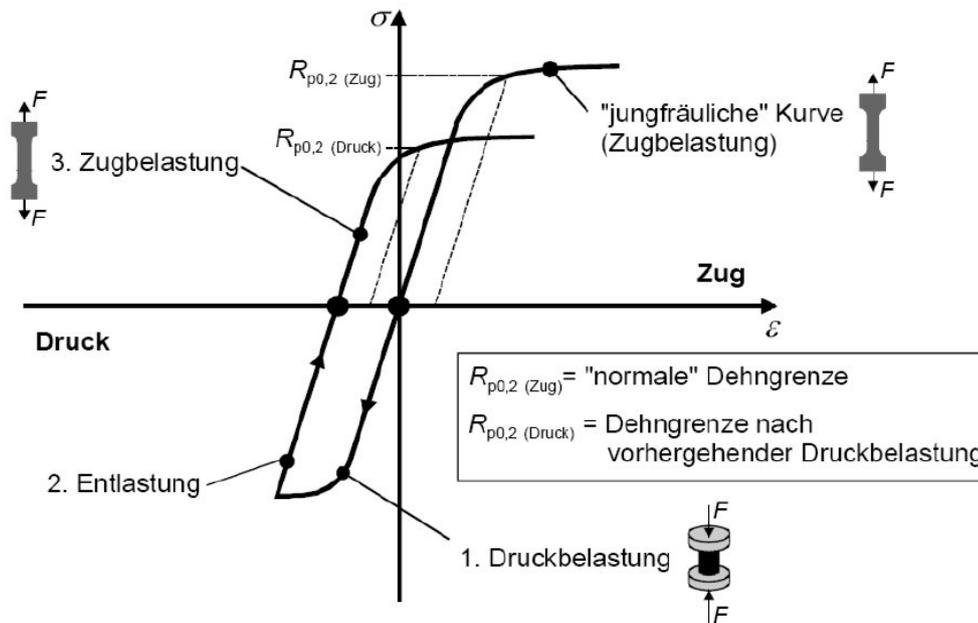


Abbildung 3.11: Bauschinger-Effekt [37]

Bei Einkristallen kann man den Bauschinger-Effekt über die Versetzungen erklären, die an einem Ende ihres möglichen Weges aufgestaut und durch ihre Spannungsfelder gegenseitig beeinflusst werden. Diese Spannungsfelder begünstigen die Versetzungsbewegung in der Gegenrichtung. Bei Vielkristallen und mehrphasigen Werkstoffen haben die einzelnen Körner durch ihre voneinander verschiedenen Orientierungen oder Eigenschaften eine unterschiedliche Festigkeit. Damit verbleiben nach der Umformung Eigenspannungen im Gefüge, die die Verformung in die Gegenrichtung begünstigen, da sie dabei abgebaut werden. Je feiner das Gefüge ist, desto ausgeprägter ist der Bauschinger-Effekt [37].

3.2.3 Sonderfall Blechumformung

Bei der Blechumformung ist durch die Reduzierung auf die Ebene eine gesonderte Betrachtungsweise angebracht. Hierbei wird die Formänderung vor allem durch das Auftreten von Einschnürung, duktilem Bruch oder durch Faltenbildung limitiert [41]. In Abbildung 3.12 sind die Formgebungslimits bei der ebenen Formänderung dargestellt.

Zur Beurteilung von Blechwerkstoffen nach ihrer Neigung zum Versagen durch Einschnürung oder Rissbildung wird das Grenzformänderungsschaubild herangezogen. Dabei werden die beiden Hauptformänderungen in der Blechebene aufgetragen.

Weitere wichtige Kennwerte für die Blechumformung sind der bereits in Abschnitt 3.2.1 erwähnte n -Wert, sowie die senkrechte Anisotropie, der r -Wert. Während der n -Wert eine große Rolle für die Streckziehbarkeit spielt, ist der r -Wert vor allem für die Eignung zum Tiefziehen ausschlaggebend [22], [36].

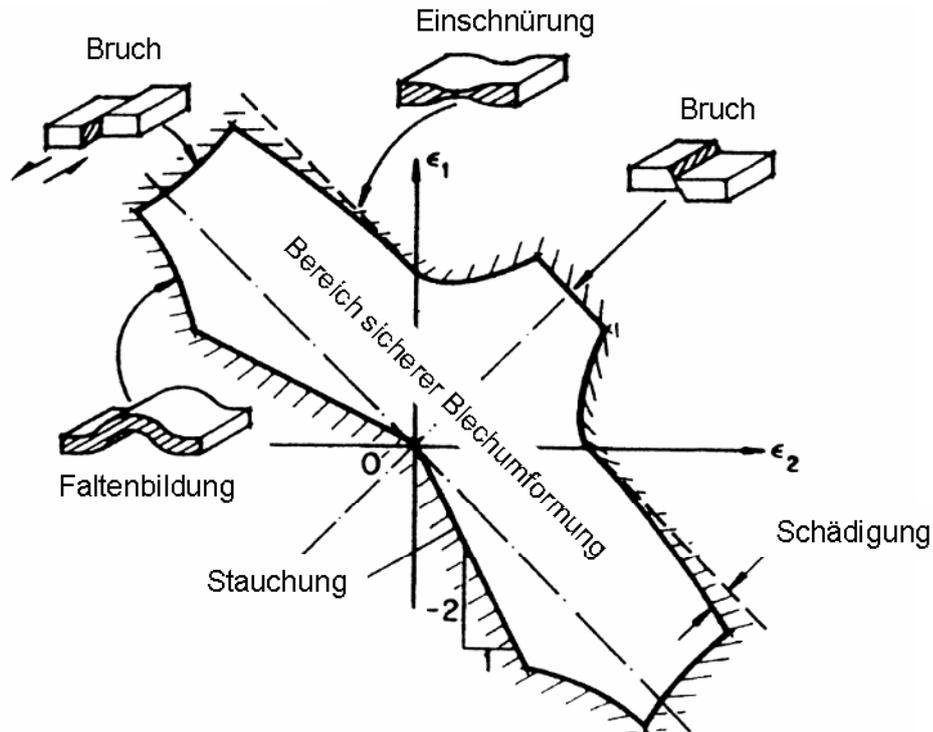


Abbildung 3.12: Formgebungslimits bei der Blechumformung [41]

Grenzformänderungsdiagramm FLD

Das wichtigste Schaubild ist das Grenzformänderungsdiagramm (Forming Limit Diagram – FLD). Als Grenzformänderung wird in der Umformtechnik die Verformbarkeitsgrenze bezeichnet, bei der unter den gegebenen Spannungs- und Dehnungszuständen plastische Instabilität durch lokales Einschnüren beginnt, womit in der Blechumformung die Versagensgrenzen vorgegeben sind. Im einachsigen Zugversuch gilt nach dieser Definition die (wahre) Gleichmaßdehnung als Formänderungsgrenze. Bei äquibiaxialer Dehnung (z.B. bei hydraulischer Tiefung) zeigt der gleiche Werkstoff eine deutlich größere, bei ebenem Dehnungszustand eine deutlich geringere Grenzformänderung [15]. Diese Zusammenhänge in einem einzigen Diagramm darzustellen, ist der Verdienst von Keeler und Goodwin [42], [43].

Im FLD wird der Hauptumformgrad φ_1 , den das Blech bei einem bestimmten Nebenumformgrad φ_2 gerade noch erträgt, über φ_2 aufgetragen (Abbildung 3.13). Die Grenzformänderungskurve gibt also für verschiedenste zweiachsige Beanspruchungen jene $\varphi_1 - \varphi_2$ – Kombinationen an, ab denen der Werkstoff versagt.

Die linke Seite des Diagramms ($\varphi_2 < 0$) in Abbildung 3.13, entspricht dem Bereich der Zug-Druck-Umformung (z.B. Tiefziehen) während die rechte Seite ($\varphi_2 > 0$) dem Bereich der Zug-Zug-Umformung entspricht (z.B. Streckziehen). Bei $\varphi_2 = 0$ liegt ein ebener Dehnungszustand

vor. Der schraffierte Bereich auf der rechten Seite des Diagramms kann keine gültigen Werte enthalten, da der Nebenumformgrad den Hauptumformgrad nicht übersteigen kann.

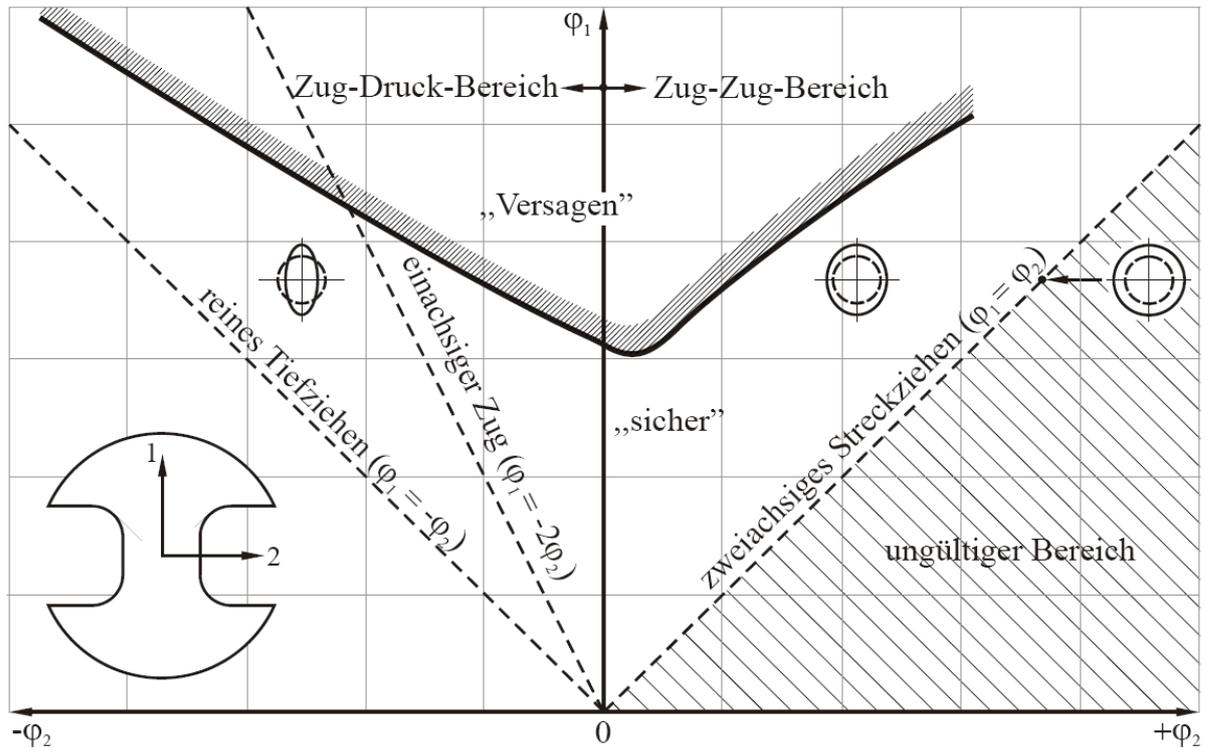


Abbildung 3.13: Grenzformänderungsdiagramm (schematisch) mit entsprechender Probe (links unten) [44]

Liegt eine Beanspruchung ($\varphi_1 - \varphi_2$ - Kombinationen) unter der FLD-Kurve, wird der Prozess als sicher angenommen, liegt sie über der Versagenslinie, wird Versagen prognostiziert. Die Verformungspfade bei der Ermittlung von FLDs sind im Allgemeinen (annähernd) linear, d.h., die $\varphi_1 - \varphi_2$ - Verhältnisse bleiben bis zum Versagen konstant. Dies entspricht aber keineswegs der Realität in der Blechverarbeitung, wo sehr komplexe Verformungspfade auftreten. Aus diesem Grund ist die Aussagekraft von FLDs stark eingeschränkt [15], [44]. Abbildung 3.14 zeigt die Abhängigkeit der Grenzformänderungskurve vom Dehnungspfad. Die Komplexität der Einflüsse auf die Grenzformänderungskurve hat dazu geführt, dehnungspfadunabhängige, spannungsbasierte Grenzformänderungskriterien zu entwickeln, sogenannte Grenzformspannungsdiagramme [15], [45].

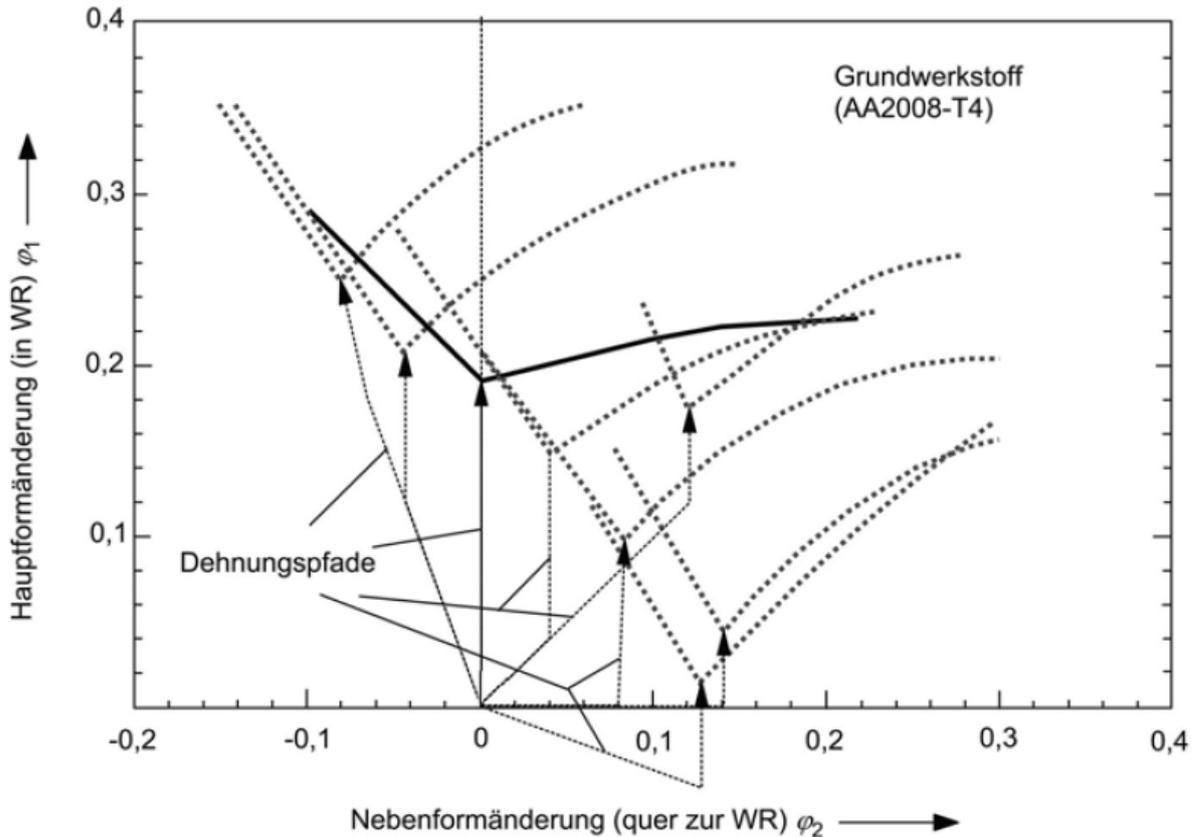


Abbildung 3.14: Dehnungspfadabhängigkeit der Grenzformänderungskurve [15]

Senkrechte Anisotropie r

Von besonderem Interesse für die Beschreibung des plastischen Verhaltens von Blechen ist die sogenannte „senkrechte Anisotropie“ r . Sie ist definiert als das Verhältnis der logarithmischen Formänderungen in Breitenrichtung φ_b , zur Dickenrichtung φ_s , eines Zugstabes bei einer bestimmten Längsdehnung φ_l , im Bereich der Gleichmaßdehnung:

$$r = \frac{\varphi_b}{\varphi_s} = \frac{\ln(b_1 / b_0)}{\ln(s_1 / s_0)} \quad (3.4)$$

wobei s und b für die Dicke bzw. Breite der Blechzugprobe vor (Index 0) und nach (Index 1) der Umformung stehen. Da die Längenformänderung von Zugproben mit weitaus größerer Genauigkeit gemessen werden kann als die Breitenformänderung, ist in der Praxis die folgende Formel (3.6), die sich aus dem Gesetz der Volumenkonstanz (Gleichung (3.5)) ergibt, zu verwenden:

$$\sum_i \varphi_i = 0 \quad \text{oder} \quad \varphi_l + \varphi_b + \varphi_s = 0 \quad (3.5)$$

$$r = \frac{\ln(b_1 / b_0)}{\ln(l_0 b_0 / l_1 b_1)} \quad (3.6)$$

wobei l für die Länge der Zugprobe steht [44].

Nach DIN EN 10130 A ist der r -Wert für eine plastische Dehnung von 20 % zu bestimmen. Sollte die Gleichmaßdehnung < 20 % sein, so darf auch ein anderer Dehnungswert gewählt werden.

Bei einem Wert von $r = 1$ liegt isotropes Verhalten vor. Gut umformbare Aluminiumwerkstoffe liegen meistens in geglühten, rekristallisierten Zuständen vor, haben allerdings in diesen Zuständen r -Werte < 1 . In diesem Fall ist der Fließwiderstand in Blechdickenrichtung geringer als in Breitenrichtung, wodurch bei Streckziehvorgängen plastische Instabilität durch Einschnürung begünstigt wird. Der r -Wert ist texturabhängig und ändert sich folglich mit der Orientierung in der Blechebene. Er wird daher sowohl in Walzrichtung (WR, 0°), quer zur Walzrichtung (QR, 90°) als auch unter 45° zur Walzrichtung ermittelt. Den mittleren r -Wert r_m erhält man gemäß:

$$r_m = \frac{r_{0^\circ} + 2 * r_{45^\circ} + r_{90^\circ}}{4} \quad (3.7)$$

Beispiele für die Orientierungsabhängigkeit der senkrechten Anisotropie zeigt Abbildung 3.15. Kaltverfestigte Legierungen haben allgemein eine stärkere Orientierungsabhängigkeit als Legierungen in weich- oder lösungsgeglühten Zuständen. Allerdings hängt der r -Wert stark von den thermo-mechanischen Parametern des verwendeten Walzprozesses ab und ist deshalb produkt- bzw. herstellerabhängig [15], [44].

Allgemein ist ein möglichst hoher und gleichmäßiger r -Wert in der Blechebene für gutes Umformverhalten vorzuziehen. Die Höhe und Verteilung des r -Wertes in der Blechebene hat Auswirkungen auf die Form der Fließortkurve und kann zur groben Bestimmung der Fließortkurve herangezogen werden. Bei größeren r -Wertunterschieden bilden sich beim Tiefziehen von Näpfen Zipfel und messbare Schwankungen in der Wanddicke aus. Die Variation des r -Wertes in der Blechebene wird als ebene Anisotropie Δr bezeichnet und ausgedrückt durch:

$$\Delta r = \frac{r_{0^\circ} - 2 * r_{45^\circ} + r_{90^\circ}}{2} \quad (3.8)$$

Die ebene Anisotropie Δr kann positive oder negative Werte annehmen, wodurch die Lage der Zipfel zur Walzrichtung bestimmt wird [15], [44].

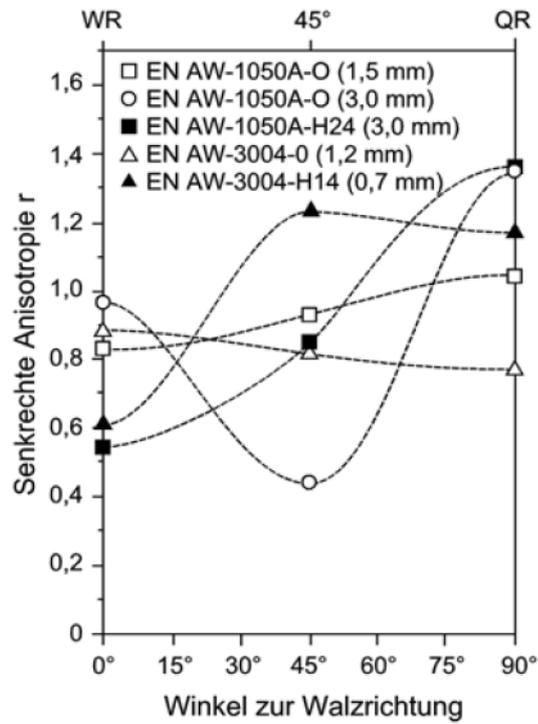


Abbildung 3.15: Senkrechte Anisotropie r in Abhängigkeit von der Orientierung zur Walzrichtung für verschiedene Aluminiumlegierungen nach [15]

4. Untersuchungsumfang

Im vorliegenden Abschnitt sind die durchgeführten Untersuchungen sowie die daraus erhaltenen Ergebnisse dokumentiert.

Der Untersuchungsumfang gliedert sich in folgende Punkte:

- Die metallografische Untersuchung der Gefügeentwicklung während der gesamten Prozesskette und die Suche nach eventuellen fehlerauslösenden Größen.
- Die Ermittlung der mechanischen Kennwerte sowie der Umformbarkeit des Materials im fließgepressten Zustand.
- Die Ermittlung der tatsächlich auftretenden Belastungen bei der Konturgebung der Dose.
- Die Ermittlung des Einflusses des Warm- und Kaltwalzgrades auf die Umformbarkeit des Aluminiums.
- Die Ermittlung des Einflusses der Erstarrungsgeschwindigkeit am Gießrad auf die Umformbarkeit des Aluminiums

4.1 Metallografische Untersuchungen der Prozesskette

Zunächst wurde die Gefügeentwicklung in den einzelnen Fertigungsschritten mittels metallografischer Untersuchungen ermittelt. Ziel war es, eventuelle fehlerauslösende Größen wie Unregelmäßigkeiten in der Gefügebildung oder Einschlüsse zu detektieren.

4.1.1 Methodik

Die Präparation der Schiffe erfolgte mittels des elektrolytischen Ätzverfahrens nach Barker [46]. Die Aufnahme und Beurteilung der Bilder wurde mit einem Olympus Inversmikroskop GX51 durchgeführt. Untersucht wurde dabei der Gefügestand des Gussbandes, des Walzgefüges, der weichgeglühten und sandgestrahlten Butze sowie der fertig lackierten und eingeformten Dose im Bereich der Fehlererscheinungen.

4.1.2 Ergebnisse

Gussband

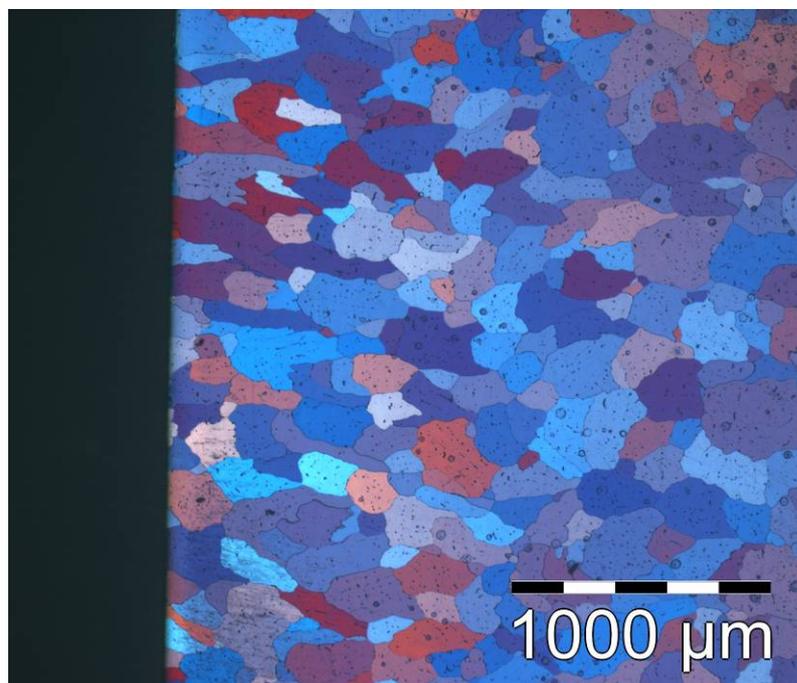


Abbildung 4.1: Gussgefüge gießradseitig (Kontaktfläche schwarzer Rand)

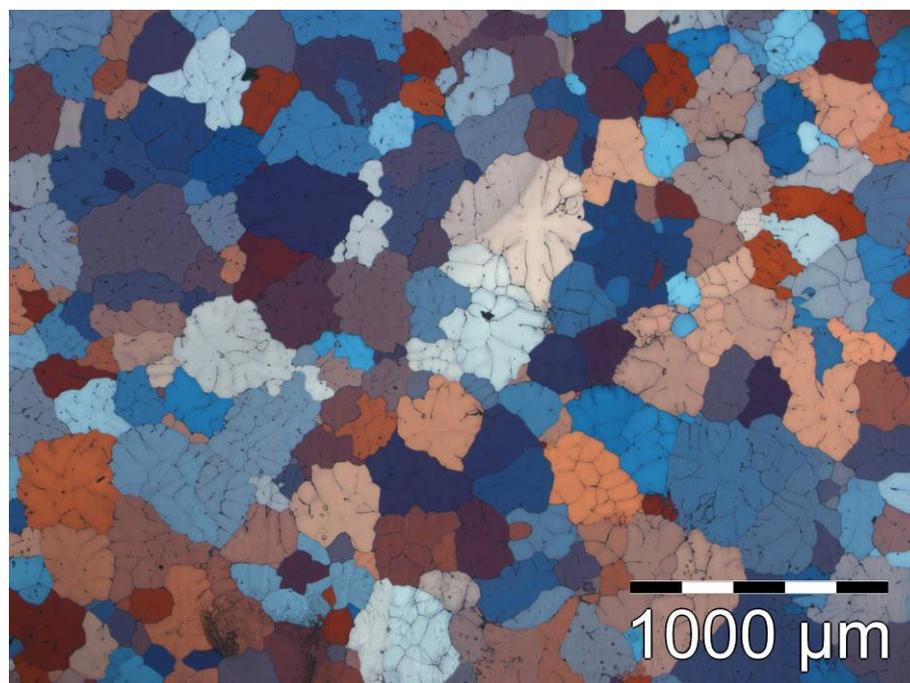


Abbildung 4.2: Gussgefüge Bandmitte

Die metallografische Untersuchung zeigt die zu erwartende Gefügeausbildung des Gussbandes. In Abbildung 4.1 zeigt sich eine gerichtete Erstarrung von der Kokillenwand in Richtung Bandmitte mit einem gleitenden Übergang von länglichen Stängelkristallen zu rundlichen Globuliten und in Abbildung 4.2 die konzentrisch erstarrte Dendritenstruktur in der Bandmitte.

Warm- und kaltgewalztes Band

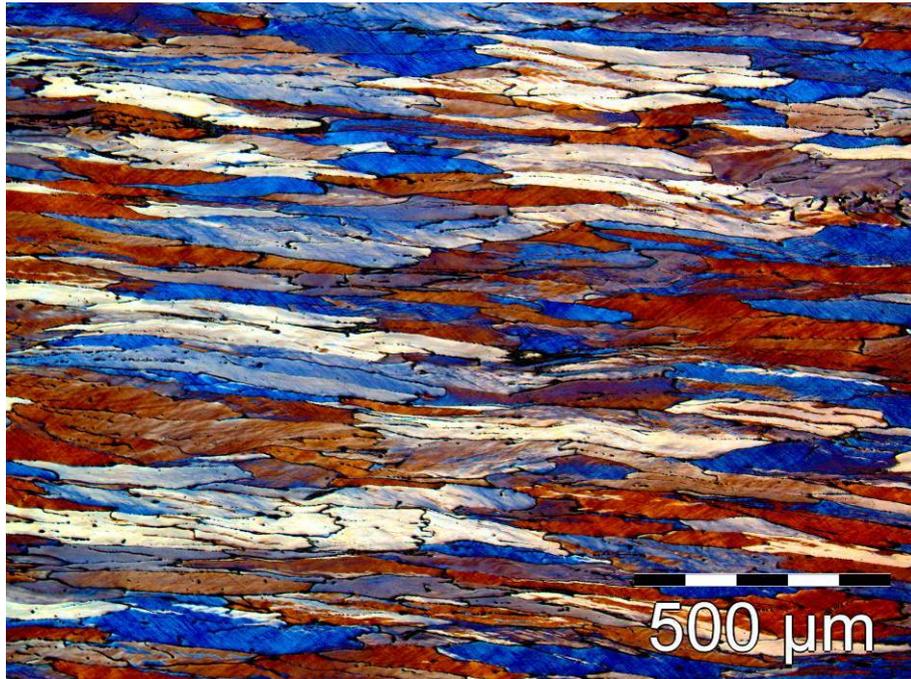


Abbildung 4.3: Walztextur nach dem Kaltwalzen

Im kaltgewalzten Zustand ist die zeilige Anordnung der Primärphasen erkennbar (Abbildung 4.3).

Gestanzte und geglühte Butze

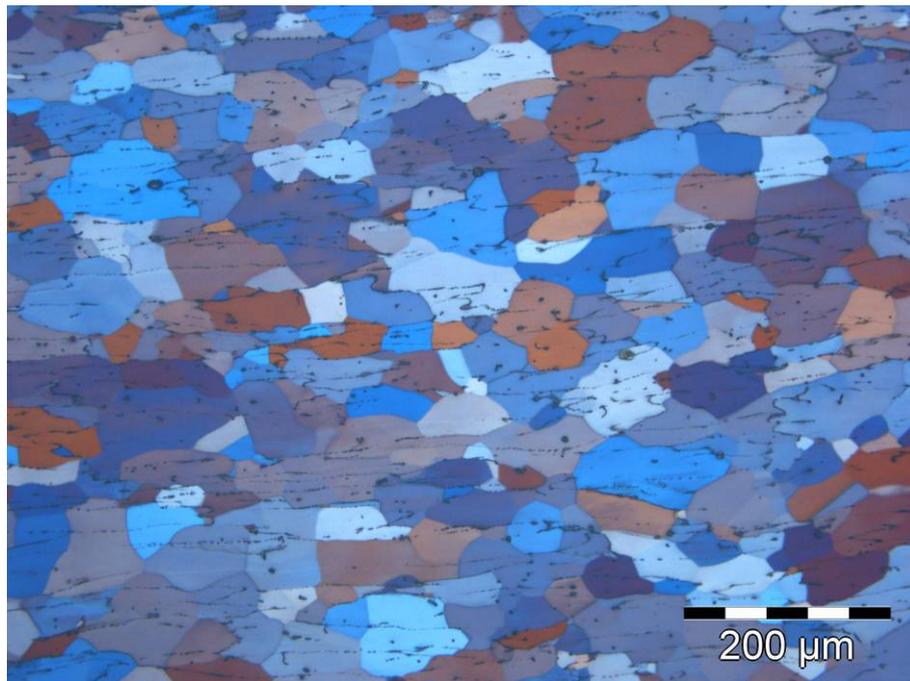


Abbildung 4.4: Weichgeglühtes Butzengefüge mit verformter Primärstruktur

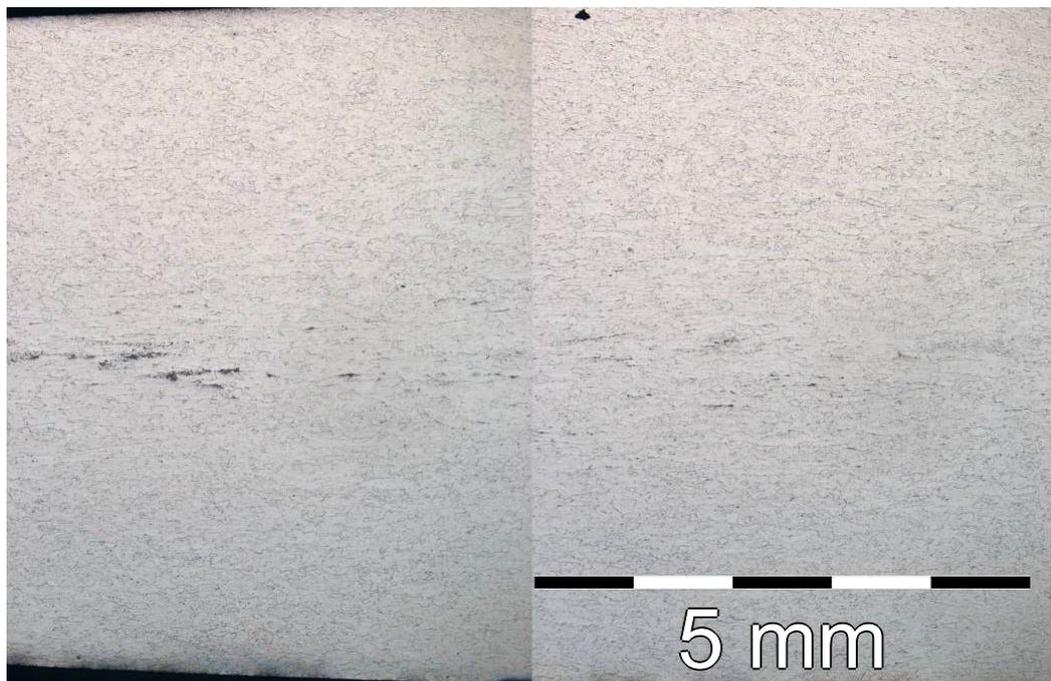


Abbildung 4.5: Querschnitt durch die Butze mit Makroseigerungen in der Butzenmitte

Nach dem Weichglühen stellt sich ein vollständig rekristallisiertes Gefüge ein, wobei die Primärphasen weiterhin in der stark gestreckten, zeiligen Anordnung der Walztextur vorliegen (Abbildung 4.4). Bei Betrachtung einer gesamten Butze im Querschnitt erkennt man eine Anhäufung von Makroseigerungen sowie erhöhte Porosität entlang der Butzenmitte (Abbildung 4.5).

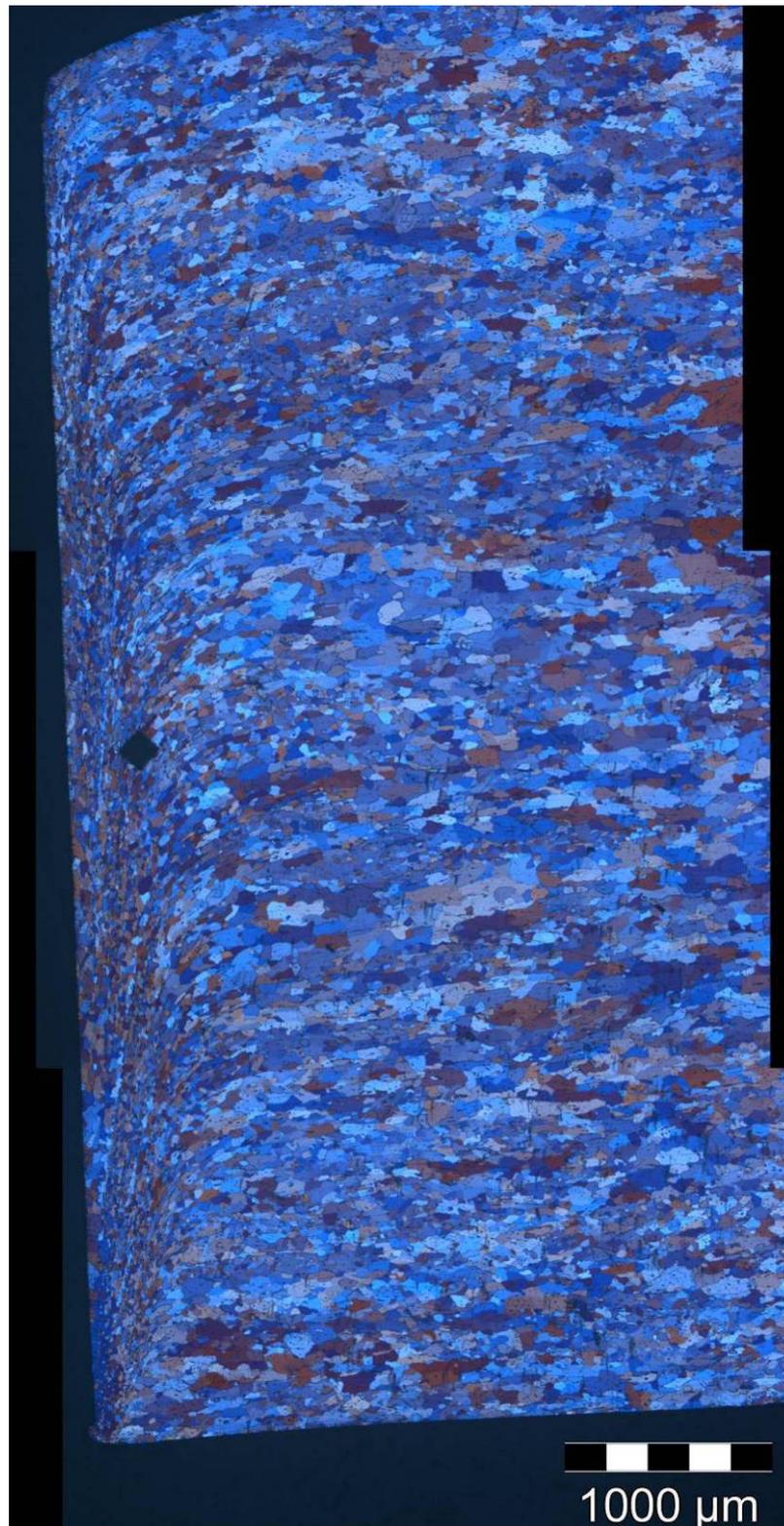


Abbildung 4.6: Stanzkante an der Butze im Querschnitt mit Härteeindruck

Abbildung 4.6 zeigt die Stanzkante an einer Butze im Querschnitt und die feine Gefügeausbildung in diesem Bereich dieser. Aufgrund der höheren Kaltverformung durch Abscherung beim Stanzen stellt sich beim Weichglühen im Randbereich der Butze ein deutlich feineres Korn ein.

Fließgepresste und eingeformte Aerosoldose

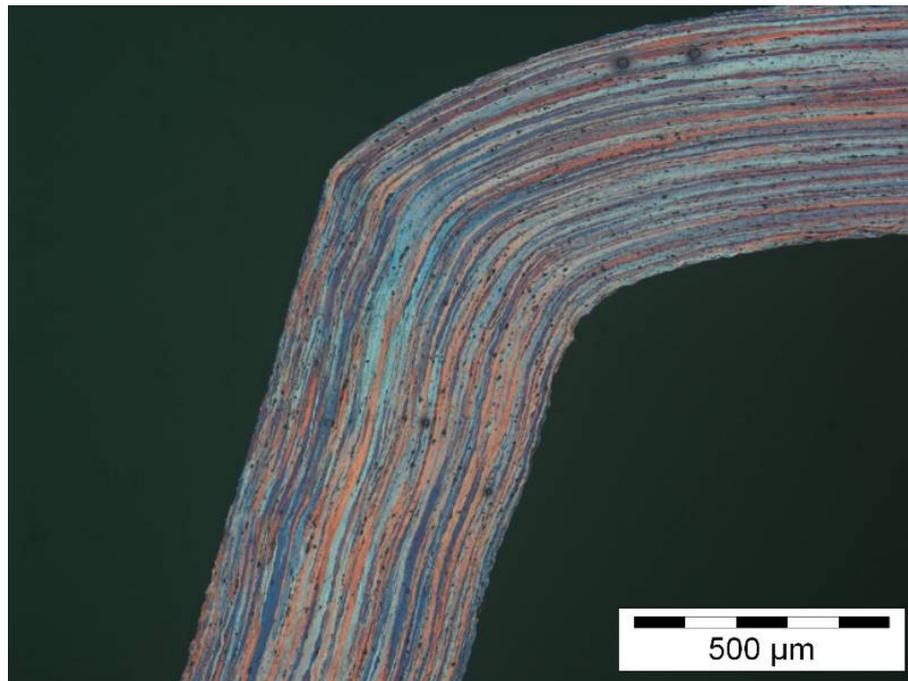


Abbildung 4.7: Querschnitt der Dosenwand im Fehlerbereich (obere Einzugskante)

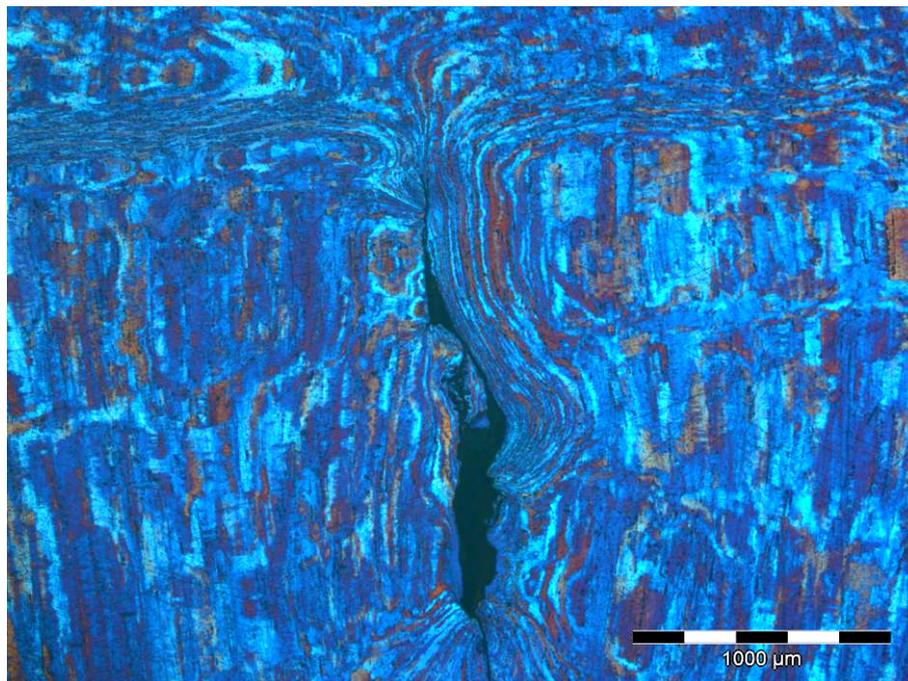


Abbildung 4.8: Dosengefüge um einen Riss (Draufsicht)

Abbildung 4.7 und Abbildung 4.8 zeigen das Gefüge der bereits fertig eingeformten Aerosoldose. Das Fließpressgefüge besteht aus sehr langen und flachgedrückten Körnern, welche auf eine hohe Kaltverfestigung schließen lassen. Rund um den Riss (Abbildung 4.8) ist eine Zone stark lokalisierter Verformung erkennbar.

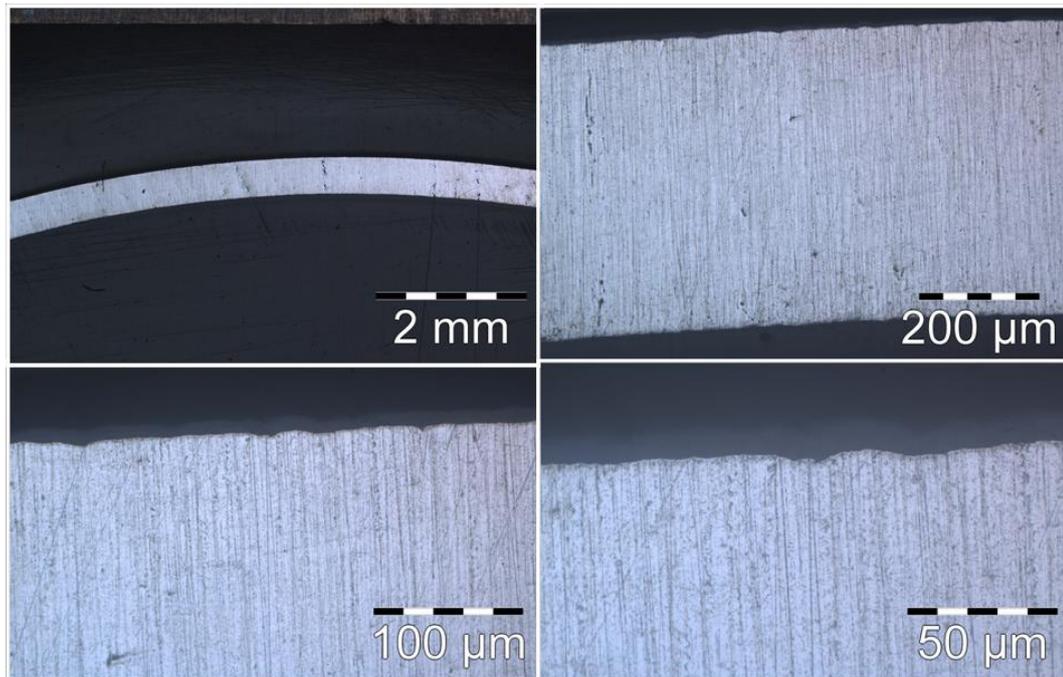


Abbildung 4.9: Verjüngter Dosenhals in unterschiedlicher Vergrößerung

Abbildung 4.9 stellt einen Kreisring aus dem vollständig verjüngten Dosenhals (Produktionsschritt 5, Abbildung 2.24) in unterschiedlicher Vergrößerung dar. Die Ausbildung einer welligen Oberfläche mit Faltenbildung im μm -Bereich ist erkennbar.

4.1.3 Diskussion

Die Untersuchung der Mikrostrukturentwicklung bei der Herstellung der Aerosolspraydosen ließ keine metallurgisch bedingten Fehler erkennen. Das Gussgefüge zeigt die zu erwartende Ausbildung und der Werkstoff ist nach dem Glühen vollständig, mit homogener Korngrößenverteilung rekristallisiert. Lediglich die Seigerungszone in der Butzenmitte birgt ein gewisses Fehlerrisiko. Allerdings tritt diese praktisch im gesamten Band auf und steht somit in keinem Verhältnis zur geringen Häufigkeit der Risse. Ebenso konnten keine Partikelanhäufungen in der rissnahen Umgebung gefunden werden. Ein Einfluss des feinen Randgefüges an der Stanzkante auf die Fließigenschaften des Aluminiums, insbesondere auf den Fließbeginn, kann unter Berücksichtigung der Hall-Petch Beziehung (Gleichung (4.1)) nicht ausgeschlossen werden [24].

$$\sigma = \sigma_K + \frac{k}{\sqrt{d}} \quad (4.1)$$

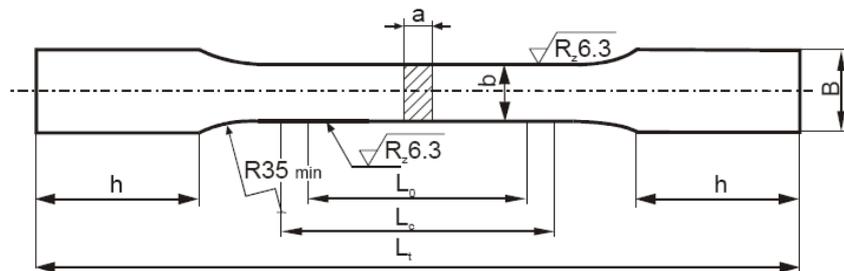
4.2 Bestimmung der Umformbarkeit des Dosenmaterials nach dem Fließpressen

Zur Bestimmung der Umformbarkeit des fließgepressten Reinaluminiums wurden Zugversuche an Proben, welche dem fertig lackierten Dosen-Rohzylinder entnommen wurden, durchgeführt sowie zwei Grenzformänderungsdiagramme (FLD) des Rohdosenmaterials, einmal im Fließpresszustand und einmal nach dem Lackieren, angefertigt. Zusätzlich wurden Dickenmessungen der Dosenwand nach dem Lackieren durchgeführt, um eventuelle Dickenschwankungen, welche Einfluss auf die Verformbarkeit der Dose haben, zu erfassen.

4.2.1 Methodik

Zugversuche aus dem Dosenmaterial

Die Zugversuche wurden an Flachzugproben nach DIN 50125-E5*16*50 Anhang B durchgeführt. In Abbildung 4.10 und Tabelle 4.1 sind die Probenform und die Hauptabmessungen dargestellt.



- a: Probendicke
 b: Probenbreite
 B: Korbweite ($\sim 1,2b+3$ mm)
 h: Kopfhöhe ($\sim 2b+10$ mm)
 L_0 : Anfangsmesslänge
 L_c : Versuchslänge ($L_c > L_0 + 1.5(S_0)^{1/2}$)
 L_1 : Gesamtlänge

Bezeichnung einer Zugprobe Form E mit Probenbreite $b=16$ mm und Anfangsmesslänge $L_0=50$ mm:

Abbildung 4.10: Probenform für eine Flachzugprobe nach DIN 50125-E5*50

Tabelle 4.1: Hauptabmessungen der gewählten Probengeometrie nach Abbildung 4.10

a = 0,43 mm	$L_0 = 50$ mm
b = 12,5 mm	$L_c = 75$ mm



Abbildung 4.11: Zugprobe aus lackiertem und unverformtem Dosenmaterial

Die Entnahme der Zugproben erfolgte in der oberen Hälfte der Dose (Bereich höherer Wandstärke) 90° zur Fließpressrichtung (Abbildung 4.11).

Durchgeführt wurden die Versuche auf einer Universalprüfmaschine Zwick 250 kN.

Grenzformänderungsdiagramme (FLD)

Abbildung 4.12 zeigt die Geometrie der Nakazima-Probe nach ISO/WD 12004. Bei einem Stempeldurchmesser von 100 mm wird eine Schaftlänge l von 25 – 50 mm und ein Radius r in der Verjüngung von 20 – 30 mm vorgeschrieben. Die Schaftbreite b ist zur Einstellung verschiedener Umformpfade zu variieren. Der Schaft der Probenkörper muss bei Aluminium-Proben parallel zur Walzrichtung orientiert sein.

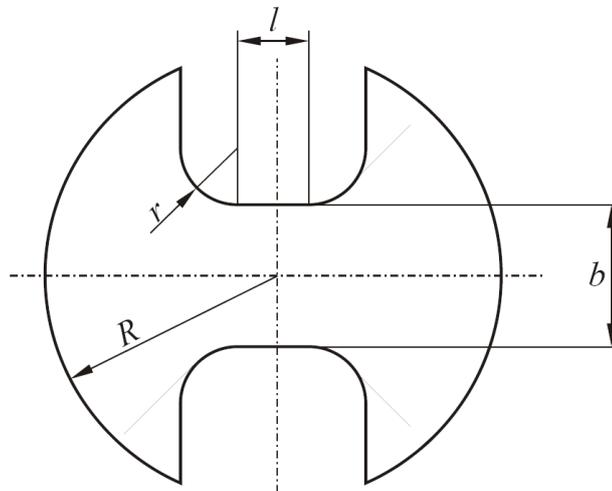


Abbildung 4.12: Probenkörper nach ISO/WD 12004 [44]

Zur Erstellung der FLDs wurde die Probengeometrie nach Nakazima (ISO/WD 12004) mit Stegbreiten b von

15 mm, 20 mm, 40 mm, 70 mm, 90 mm, 110 mm und 140 mm

gewählt. Die Proben wurden der Mantelfläche der Rohdose entnommen (Abbildung 4.13).



Abbildung 4.13: Nakazima-Proben aus der lackierten Rohdosenmantelfläche

Für eine normgerechte Erstellung wurden von jeder Probengeometrie 3 gültige Versuche, auf einer Blechumformprüfmaschine Zwick BUP 200 durchgeführt.

Die Bestimmung der Haupt- und Nebenformänderungen wurde mit dem berührungslosen Dehnmesssystem ARAMIS[®] durchgeführt.

ARAMIS[®] ist ein System zur optischen 3D-Verformungsanalyse. Es eignet sich besonders dazu, mit hoher Zeit- und Ortsauflösung sowie hoher Genauigkeit dreidimensionale Verformungen und Dehnungen an realen Bauteilen und Werkstoffproben zu messen.

ARAMIS[®] erfasst in digitalen Bildern die vorbehandelte Oberflächenstruktur der Messprobe und ordnet Bildpixeln Koordinaten zu. Die ersten Koordinaten entstehen bereits bei der Aufnahme des Referenzzustandes. Diese Aufnahme stellt im Messprojekt den unverformten Zustand dar. Nach oder während der Verformung der Messprobe erfolgen weitere Aufnahmen. ARAMIS[®] vergleicht nun die digitalen Aufnahmen und berechnet die Verschiebung und Verformung der Objektmerkmale. Bei der Auswertung der Messung verwendet ARAMIS[®] quadratische oder rechteckige Bildausschnitte (Facetten). Über die Eckpunkte der Facetten und den daraus resultierenden Mittelpunkten werden die 2D-Koordinaten der Facetten bestimmt. Diese 2D-Koordinaten der rechten und der linken Kamera führen über photogrammetrische Methoden zu einer gemeinsamen 3D-Koordinate [47], [48].

Wanddickenmessungen

Es wurde an drei am halben Umfang der Dose verteilten Stellen die Wandstärke des Fließpressteils bestimmt. Für die Messung ist ein magnetisches Wanddickenmessgerät MiniTest 7400 FH verwendet worden.

4.2.2 Ergebnisse und Diskussion

Zugversuche aus dem Dosenmaterial

Aus acht gültigen Zugversuchen ergaben sich die in Tabelle 4.2 dargestellten Werte.

Tabelle 4.2: Ergebnisse der Zugversuche aus dem Dosenmaterial

Serie n = 8	S_0 [mm ²]	$R_{p0,2}$ [N/mm ²]	R_m [N/mm ²]	F_{Bruch} [N]	A_g [%]	n-Wert
MW	5,38	140,62	152,07	645,20	0,40	0,154

Abbildung 4.14 zeigt die zugehörigen Spannungs-Dehnungsverläufe.

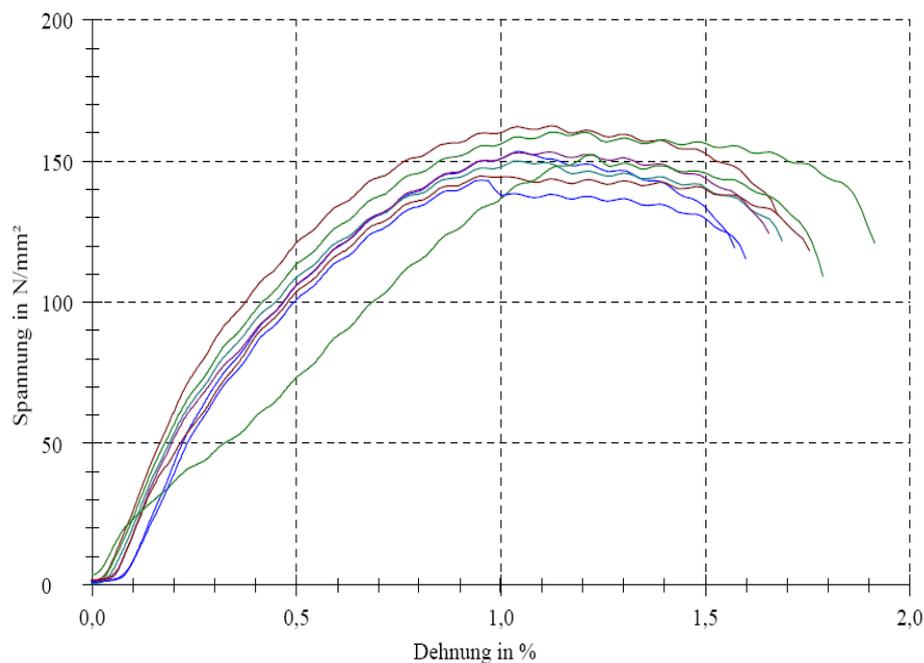


Abbildung 4.14: Spannungs-Dehnungsverläufe der Zugversuche aus Dosenmaterial

Aus der Höhe der Werte für die Proportionalitätsgrenze $R_{p0,2} = 140,6 \text{ N/mm}^2$ und die Zugfestigkeit $R_m = 152,07 \text{ N/mm}^2$ lässt sich erkennen dass sich das Reinaluminium in einem stark kaltverfestigten Zustand befindet. Auch die erzielte Gleichmaßdehnung von $A_g = 0,4 \%$ sowie ein n-Wert von rund 0,15 können als niedrig bezeichnet werden und sind für eine weitere Umformung nicht förderlich. Die Spannungs-Dehnungsverläufe in Abbildung 4.14 zeigen ebenfalls sehr geringe Bruchdehnungen zwischen 1,5 % und 2,0 %.

Grenzformänderungsdiagramme

In Abbildung 4.15 sind die beiden ermittelten Grenzformänderungskurven übereinander gezeichnet. Die schwarze Kurve steht dabei für die Rohdose nach dem Fließpressvorgang und die rote Kurve zeigt das Verhalten der Rohdose nach dem Lackieren.

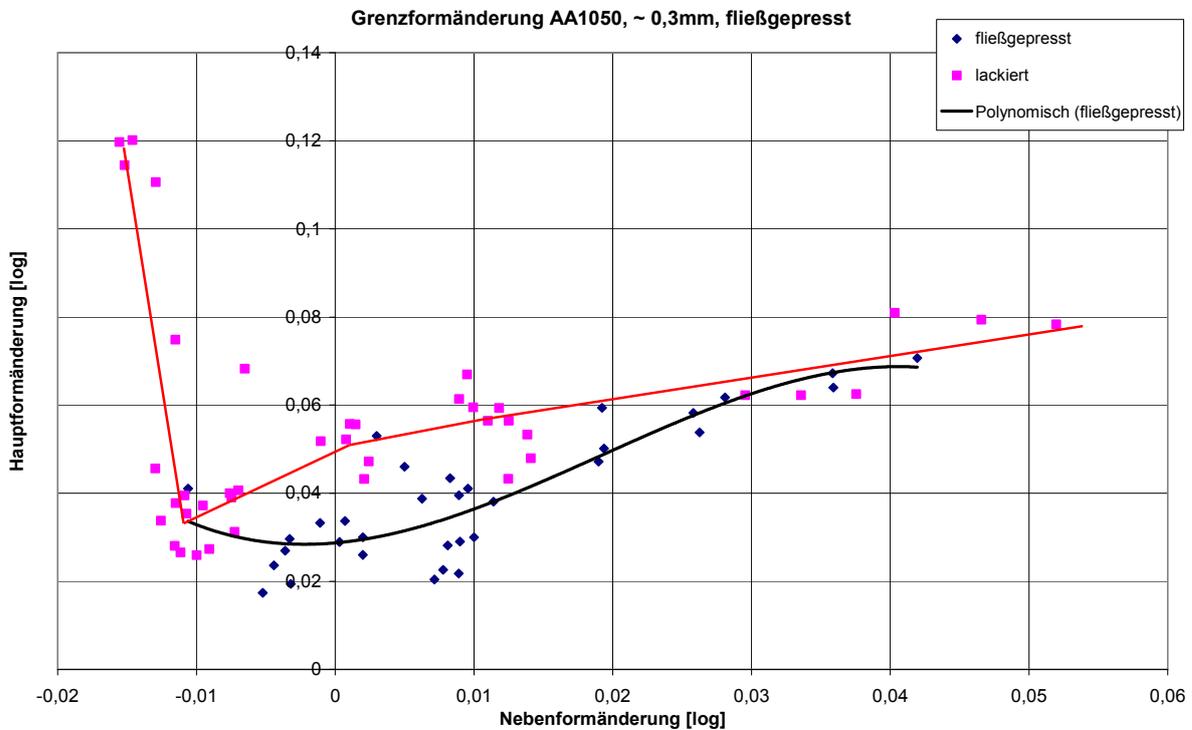


Abbildung 4.15: FLD der fließgepressten (schwarz) und der lackierten (rot) Rohdose

Die FLDs zeigen Grenzdehnungen kleiner 10 %, wobei die lackierte Dose etwas höhere Werte erreicht. Dies lässt auf Erholungsvorgänge im Aluminium während der Trocknung des Innenlackes sowie auf einen stabilisierenden Effekt der Lackierung schließen.

Hinsichtlich der Auswertung ist zu berücksichtigen, dass die Dosen zwecks Materialeinsparung in der unteren Dosenhälfte eine um ca. 0,1 mm verringerte Wanddicke als in der oberen Dosenhälfte aufweisen. Aus diesem Grund trat das Versagen der Proben mit schmalen Steg (15 mm und 20 mm) nicht in der Stegmitte sondern im Bereich der verminderten Blechdicke auf. Bei Probengeometrien mit breiterem Steg trat das Versagen immer in Stegmitte auf. Weiters liegt die Blechdicke in der oberen Dosenhälfte mit 0,36 mm (unlackiert) an der Untergrenze der Normvorgabe. Das ermittelte FLD kann daher nur als Richtwert für spätere Betrachtungen herangezogen werden.

Wanddickenmessungen

Die Toleranzen in der Dosenfertigung erlauben Dickenschwankungen von $\pm 0,02$ mm. Wie in Abbildung 4.16 ersichtlich weist jede Dose Dickenschwankungen von bis zu 0,02 mm auf. Querschnittsabweichungen von 5 % und mehr können bei der Blechumformung eine deutliche Reduktion der maximal erreichbaren Formänderung bewirken.

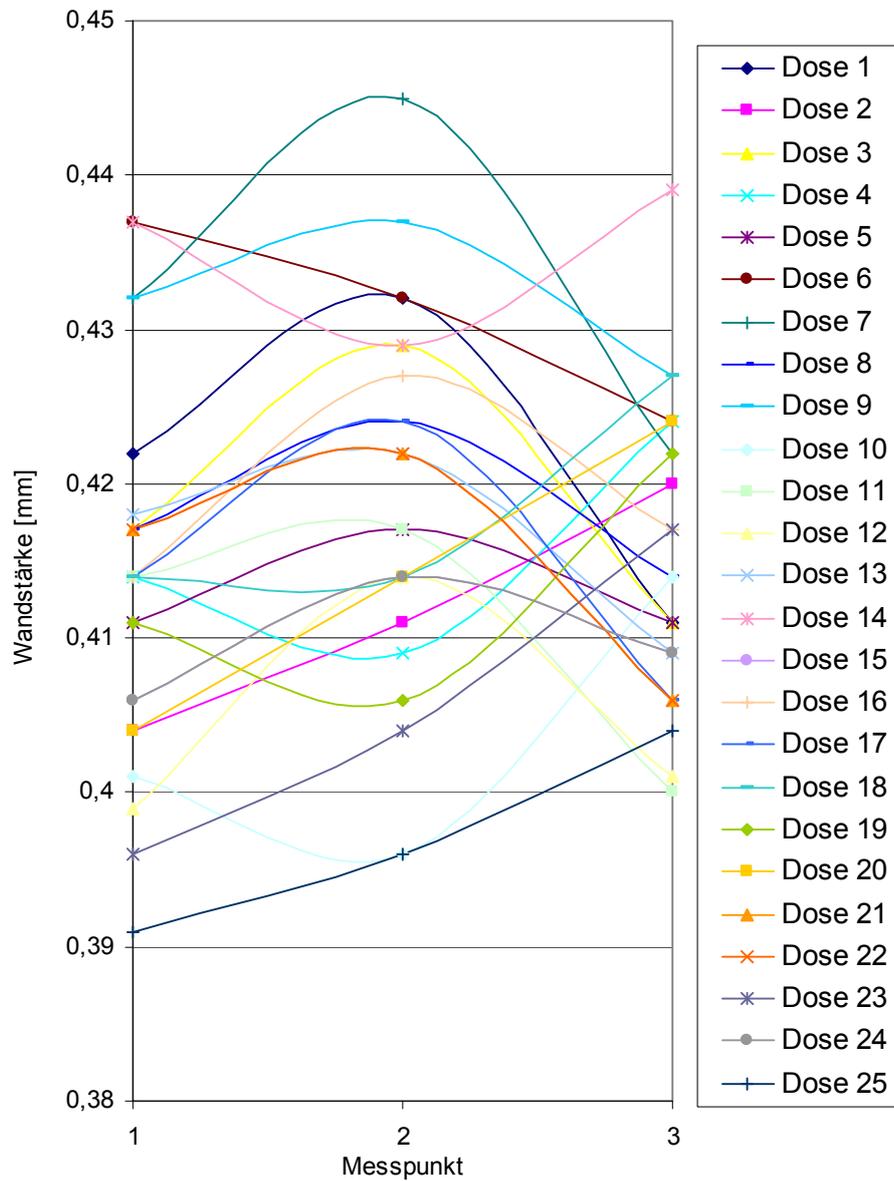


Abbildung 4.16: Wanddicken an lackierten Dosen

4.3 Ermittlung der tatsächlichen Belastungen bei der Einförmung der Dosenkontur

In diesem Abschnitt soll die Ermittlung der während der Einförmung der Dosenkontur auftretenden Belastungen erläutert werden. Zunächst wurden die Umformgrade der einzelnen Schritte bestimmt. Mit dem berührungslosen Dehnungsmesssystem ARAMIS[®] wurden die tatsächlich auftretenden Dehnungsverhältnisse beim Einförmvorgang bestimmt und mit den zulässigen Dehnungen aus Abschnitt 4.2 verglichen.

4.3.1 Methodik

Bestimmung der Einzelumformgrade

Um eine Vorhersage des möglichen Versagenszeitpunktes zu ermöglichen, wurden die logarithmischen Hauptformänderungen bestimmt. Diese sind in tangentialer Richtung φ_t , die Änderung des Dosendurchmessers, in radialer Richtung φ_r , die Änderung der Dosenwandstärke sowie in axialer Richtung φ_{ax} , die gesamte Längenänderung der Dose. Die Änderungen in tangentialer und axialer Richtung wurden dabei mittel Schiebelehre gemessen und die radiale Formänderung durch Annahme von Volumenkonstanz (Gleichung (3.5)) berechnet.

Bestimmung der tatsächlichen Dehnungsverhältnisse mittels ARAMIS[®]-System

Hierfür wurden Dosen mit einem stochastischen Musteraufdruck (Abbildung 4.17) versehen und nach jedem der 24 Umformschritte vermessen.

Bei der Herstellung der Dosen mit Musterdruck konnte der Einförmrevolver nur im Richtbetrieb betrieben werden wodurch der Arbeitstakt auf 20 Dosen/min absank.

Weiters wurde an fünf Punkten im Fehlerbereich der Belastungspfad aufgenommen und dieser in das in Abschnitt 4.2 ermittelte FLD eingezeichnet.



Abbildung 4.17: Dosen mit Musteraufdruck in unterschiedlichen Umformstadien

4.3.2 Ergebnisse und Diskussion

Bestimmung der Einzelumformgrade

An der oberen Kante der Dosenkontur (Abbildung 4.17 rechts) ergaben sich max. Dehnungen von:

$\varepsilon_t = -32 \%$	$\varphi_t = -0,28$	in tangentialer Richtung und
$\varepsilon_{ax} = 5 \%$	$\varphi_{ax} = 0,05$	in axialer Richtung und
$\varepsilon_r = 26 \%$	$\varphi_r = 0,23$	in radialer Dickenrichtung.

In Abbildung 4.18 sind die Einzelumformgrade bei der Konturgebung der Dosen aufsummiert dargestellt. Die Bezeichnung Kante verweist dabei auf die obere Kante. Mit 2. Verjüngung ist der sich, zum Dosendeckel hin, wieder verjüngende Schulterbereich der Dose gemeint.

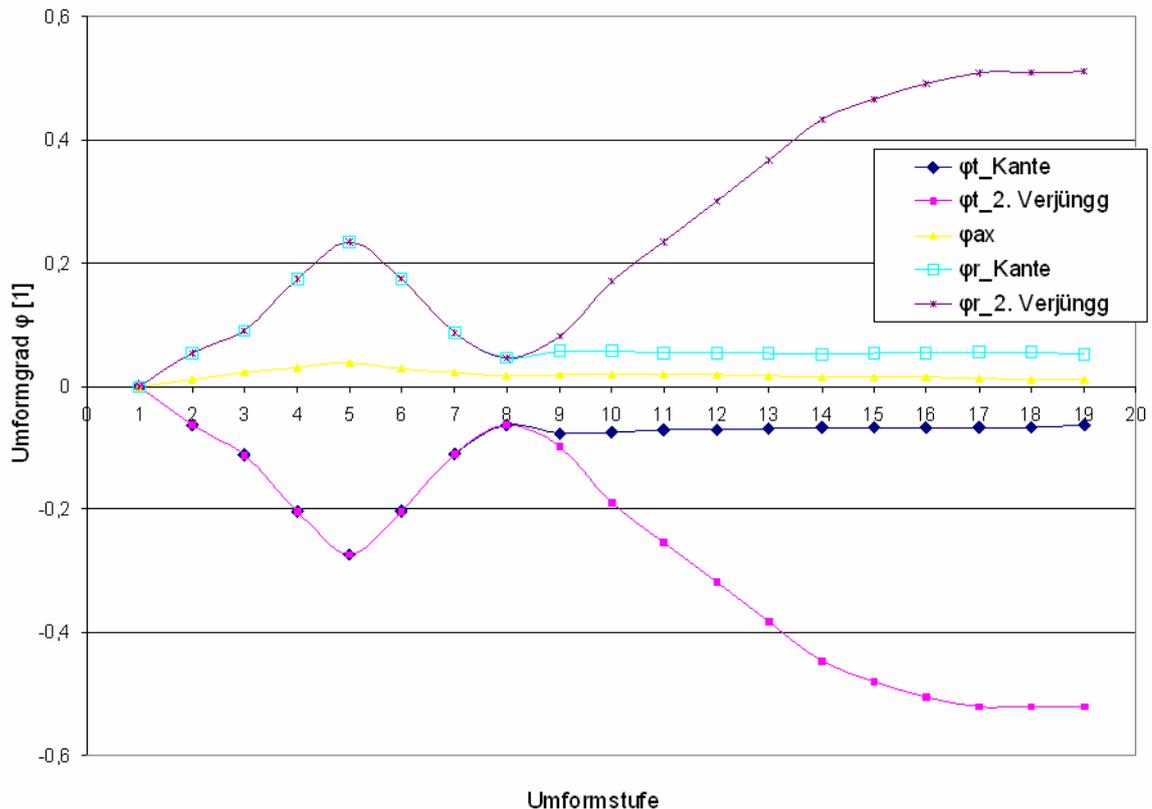


Abbildung 4.18: Aufsummierte Umformgrade bei der Kontureinformung der Aerosoldosen

Aus diesem Diagramm kann eine Vorhersage der Rissindizierung getroffen werden. Das Versagen des Bauteils muss zwischen den Bearbeitungsstufen 5 und 9 erfolgen, da nur hier tangentielle Zugbelastung herrscht und die Dosenwand nur in diesen Stufen ausdünnst. In den folgenden Bearbeitungsschritten erfährt der Bereich der Kante fast keine Umformung mehr. Die obere Verjüngung hingegen wird tangential auf Druck belastet, was zu einer Verringerung des Durchmessers und einer Zunahme der Wanddicke führt. Dabei kommt es zu keiner Schädigung des Materials.

Bestimmung der tatsächlichen Dehnungsverhältnisse mittels ARAMIS®-System

Die optische Messung ergab maximale Dehnungen von:

$$\begin{aligned} \epsilon_t &= -32 \% ; \phi_t = -0,28 && \text{in tangentialer Richtung und} \\ \epsilon_{ax} &= 12 \% ; \phi_{ax} = 0,11 && \text{in axialer und} \\ \epsilon_r &= 18 \% ; \phi_r = 0,17 && \text{in Dickenrichtung.} \end{aligned}$$

Die optisch ermittelten Dehnungswerte zeigen die gleiche max. Dehnung in tangentialer Richtung wie die zuvor aus Messung der Durchmesseränderung ermittelten. Die Dehnungswerte in axialer und in radialer Richtung weichen jedoch voneinander ab. Dieser Effekt wird von der wesentlich kleineren Umformgeschwindigkeit bei der Herstellung der Musterdruck-Dosen (20 Dosen/min im Gegensatz zum Normaltakt von 150 Dosen/min)

hervorgehoben. Bei langsamerer Umformung verläuft die Verformung in den drei Raumrichtungen homogener als bei schneller Umformung, wobei ein Großteil der Gesamtformänderung in radialer Richtung auftritt. Mögliche Einflussgrößen sind die Entwicklung des Reibwerts bei unterschiedlichen Umformgeschwindigkeiten sowie die Dehnratenabhängigkeit des Aluminiums und des Innenlackes. Eine genauere Untersuchung dieser Effekte konnte im Rahmen dieser Arbeit nicht durchgeführt werden.

In Abbildung 4.19 ist die Lage der gewählten Stufenpunkte, für welche der Belastungspfad bestimmt wurde (Abbildung 4.20), dargestellt.

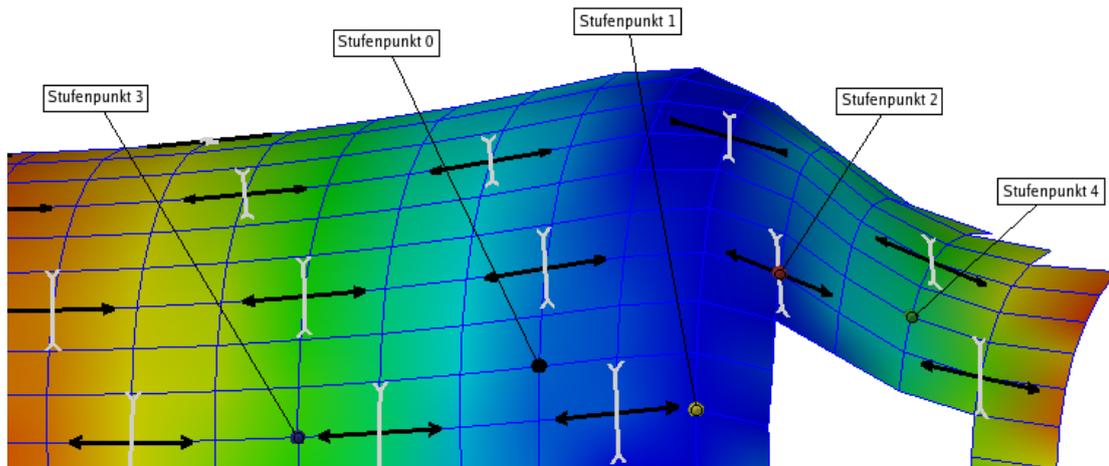


Abbildung 4.19: Lage der Stufenpunkte auf der Dosenkontur

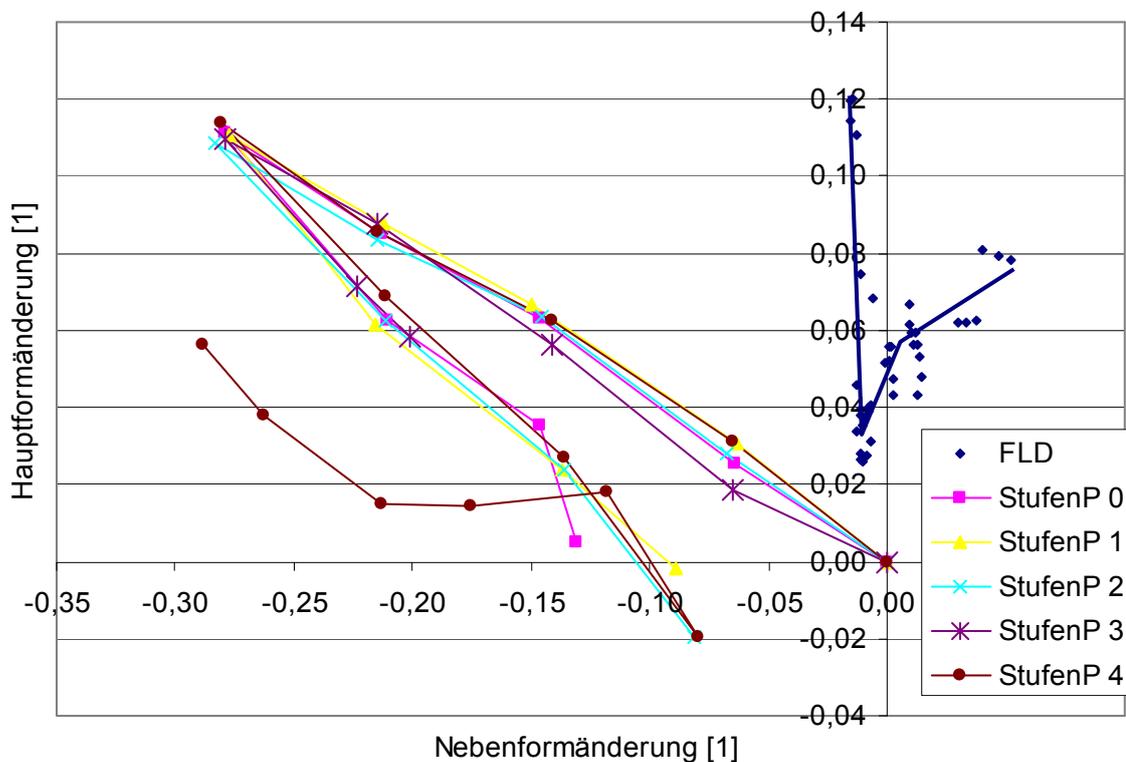


Abbildung 4.20: Optisch bestimmter Belastungspfad bei der Einförmigkeit der Dosenkontur und in Abschnitt 4.2 bestimmtes FLD

In Abbildung 4.20 sind die Belastungspfade der fünf Punkte in das zuvor erstellte Grenzformänderungsschaubild eingezeichnet. Hierbei ist die Längenänderung der Dose die Hauptformänderung, da sie positiv ist und die tangentielle Änderung stellt die Nebenformänderung dar, da diese in Summe immer negativ ist. Beginnend im Ursprung (fließgepresster Zustand) wird zuerst der Dosenhals verjüngt. Ab Schritt 6 wird dieser wieder aufgeweitet und ab Schritt 9 nimmt nur noch Stufenpunkt 4 an der Verformung teil.

Die Belastung, die bei diesem Ablauf auftritt, liegt unter der Grenzformänderungskurve und daher im gültigen Bereich. Dazu ist jedoch zu erwähnen, dass ein FLD streng genommen nur für Belastungswege mit konstantem φ_1/φ_2 gilt. Bei aufeinander folgenden mehreren Verformungsschritten kann sich aber das FLD deutlich verschieben. Diese Verschiebung kann nur durch Erstellung einzelner FLDs für jeden Einzelumformschritt des gesamten Belastungspfades ermittelt werden.

Betrachtet man nun die Verformungen in den drei als fehlerkritisch bewerteten Schritten 5→6, 6→7 und 7→8, so zeigt sich in allen drei Schritten das in Abbildung 4.21 dargestellte Bild. Wie schon T. Daxner et al. [34] in Simulationen zeigte, kommt es zur Ausbildung einer periodischen Dehnungsverteilung über den Umfang. Die tangentialen Dehnungen alternieren zwischen 4 % und 8 %. In der gesamten Umformfolge wird dieser Effekt wieder aufgehoben, da zuvor höher gedehnte Bereiche stärker verfestigen und so im Folgeschritt weniger stark verfestigte Bereiche den größeren Teil zur Formänderung beitragen.

Die gemessenen Dehnungen liegen um das Zwei- bis Vierfache über den Bruchdehnungswerten aus den in Abschnitt 4.2.2 erläuterten Zugversuchen. Das verspätete Auftreten einer Einschnürung kann auf einen stabilisierenden Effekt der Rohrwand zurückgeführt werden. Es ist anzunehmen, dass es bei Auftreten einer eventuellen Schwächung des Materials (Einschluss, lokale Wanddickenschwankung) und derart hohen Dehnungen ε_t zur Ausbildung eines Risses kommen kann.

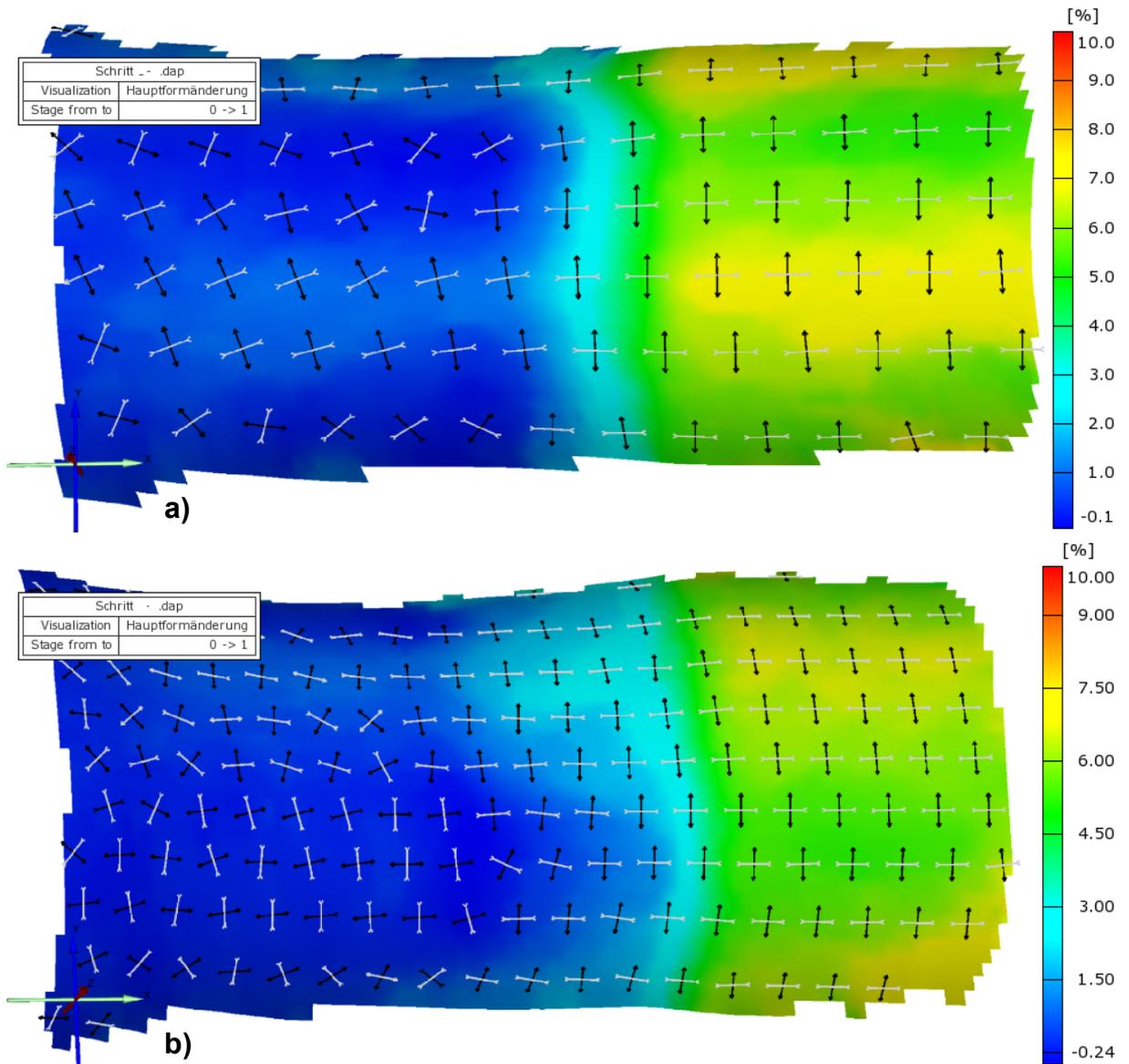


Abbildung 4.21: ARAMIS® Dehnungsmessung der Schritte a) 5→6 und b) 6→7
 Visualisierung: tangentielle Dehnung ϵ_t [%]

4.4 Einfluss der Walzbedingungen auf die Verformbarkeit von kontinuierlich vergossenem Reinaluminium

In diesem Abschnitt wurde der Einfluss der Abwalzgrade auf die Eigenschaften des Butzenmaterials untersucht. Hierzu wurden die Primärphasenanordnung nach dem Walzen sowie das Rekristallisationsverhalten bei der anschließenden Glühbehandlung in Abhängigkeit der Stichabnahmen metallografisch untersucht. Weiters wurden Zugversuche aus Bändern vor und nach dem Weichglühen durchgeführt und die Änderung der Materialkennwerte betrachtet. In Verarbeitungsversuchen wurden Dosen aus unterschiedlich gefertigten Butzen hergestellt und der Fehleranteil dokumentiert.

4.4.1 Walzvarianten

Aufgrund der Ausgangsdicke des Gussbandes von 23 mm und einer erforderlichen Dicke der Butzen von 7 mm (im untersuchten Fall, bei anderen Dosengrößen andere Butzendicke erforderlich) beeinflusst die Höhe des Umformgrades im Warmwalzstich, den Umformgrad im Kaltwalzstich und umgekehrt.

In der Versuchsserie wurden fünf Varianten mit unterschiedlichen Umformgraden untersucht. Tabelle 4.3 zeigt die Abwalzgrade der einzelnen Varianten. Variante IV stellt die bisher verwendeten Walzeinstellungen dar.

Die Warmwalztemperatur lag bei allen fünf Varianten zwischen 470 °C und 480 °C. Am Austritt betrug die Temperatur etwa 335 °C.

Tabelle 4.3: Walzparameter der Varianten I bis V

Walzvarianten	Eingusstemp. [°C]	Gussbanddicke [mm]	Φ_{warm}	Φ_{kalt}
I	689 - 690	23	0,966	0,223
II	690 - 692	23	0,833	0,357
III	693 - 696	23	0,711	0,479
IV	698 - 700	23	0,61	0,58
V	694 - 698	23	0,496	0,693

4.4.2 Untersuchungsumfang

Metallografische Untersuchungen

Für die Untersuchung der Mikrostrukturentwicklung wurden Schliffe aus bereits weichgeglühten Butzen der fünf Varianten angefertigt. Die Schliffe wurden mittels Ätzung nach Barker [46] elektrolytisch aufbereitet, wodurch unter Verwendung von polarisiertem Licht und eines λ -1/4 Filters das rekristallisierte Gefüge nach dem Glühen sichtbar wird. Bei der Aufnahme ohne Polarisator ist nur die gestreckte Anordnung der AlFe-Phasen der Warmwalztextur sichtbar. Die Aufnahme und Beurteilung der Bilder erfolgte mit einem Olympus Inversmikroskop GX51 und der zugehörigen Bildverarbeitungssoftware Analysis[®]. Mit dieser wurde auch die im Folgenden beschriebene Bestimmung des Rekristallisationsgrades durchgeführt.

Der Rekristallisationsgrad jeder Variante wurde durch Bestimmung des Flächenanteils rekristallisierter Körner ermittelt. Die Klassierung erfolgte mittels Analysis[®] nach Korngröße, Elongation, Konvexität und Rundheit der Körner. Tabelle 4.4 gibt die Klasseneinteilung nach der Kornfläche wieder.

Tabelle 4.4: Klassierung nach dem Flächeninhalt der Körner

Klasse	Von [μm^2]	Bis [μm^2]
1 (rot)	0,00	5000
2 (grün)	5001	10000
3 (blau)	10001	15000
4 (gelb)	15001	20000
5 (türkis)	20001	25000
6 (pink)	25001	30000

Der Flächeninhalt wurde mittels planimetrischer Messung bestimmt. In Abbildung 4.22 sind die Schliffbilder der Varianten I bis V mit den für die planimetrische Messung benötigten händisch angefertigten Blaupausen der Korngrenzen dargestellt. Für eine zufriedenstellende Auswertung benötigt die Bilderkennungssoftware Bilder mit sehr hohem Kontrast, wodurch es notwendig wird, die Gefügestruktur per Hand nachzuzeichnen und die Messung an den erhaltenen Schwarz-Weiß Bildern durchzuführen.

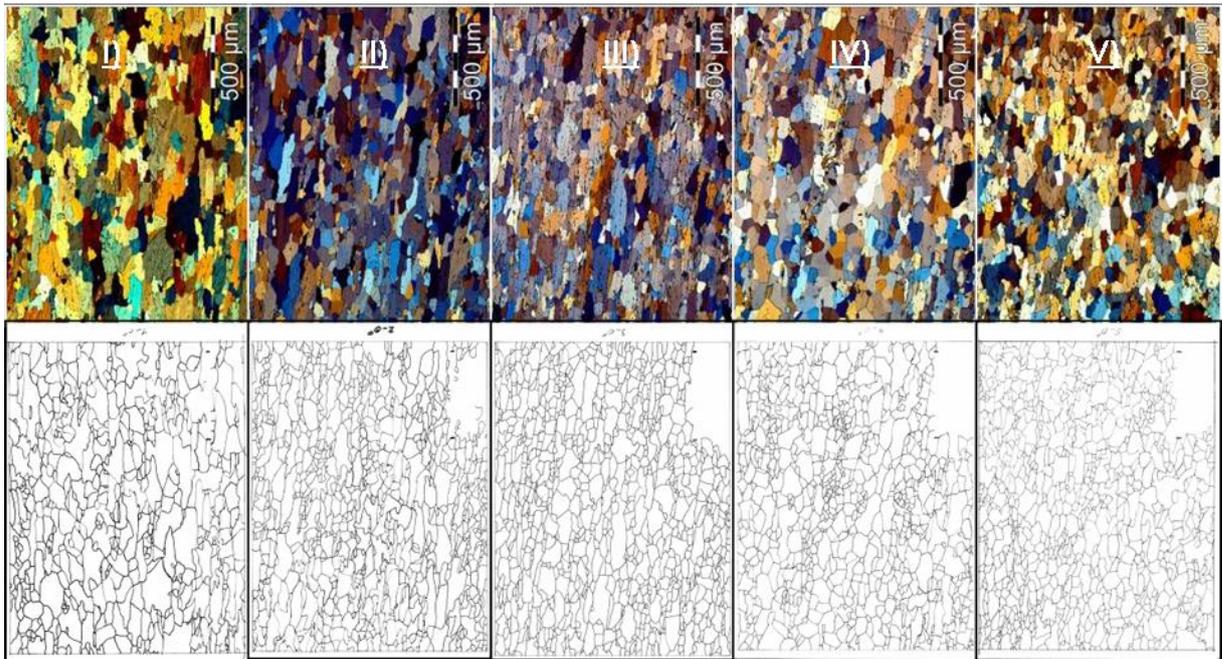


Abbildung 4.22: Rekristallisations-Gefüge der Varianten I bis V mit den zugehörigen Blaupausen

Zugversuche aus Bändern vor und nach der Glühbehandlung

Es wurden Zugversuche aus ungeglühten und weichgeglühten Bandabschnitten der fünf Varianten an einer Zwick 250 kN Universalprüfmaschine durchgeführt. Abbildung 4.23 zeigt die Abmessungen und Lage der Entnahme der Flachzugproben nach DIN 50125-E5*50 (Abbildung 4.10).

Zur Bestimmung der Anisotropie der Fließeigenschaften wurden die Proben jeweils 0°, 45° und 90° zur Walzrichtung entnommen. Von jeder Richtung wurden je drei Zugversuche durchgeführt.

Folgende Materialkennwerte wurden ermittelt:

- 0,2% Proportionalitätsgrenze ($R_{p0,2}$),
- Zugfestigkeit (R_m),
- Gleichmaßdehnung (A_g),
- Bruchdehnung (A),
- Brucheinschnürung (Z),
- Verfestigungsexponent (n),
- senkrechte sowie ebene Anisotropie (r , r_m , Δr);

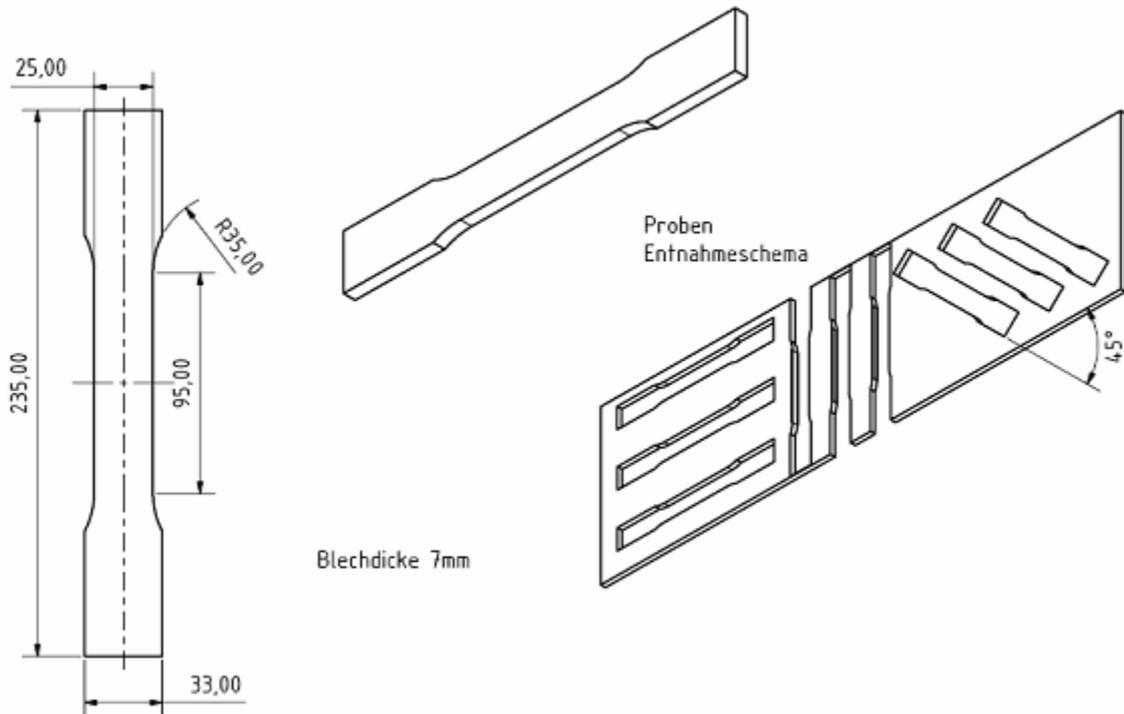


Abbildung 4.23: Abmessungen und Entnahmeschema der Zugproben nach DIN 50125

Verarbeitungsversuche der Walzvarianten I bis V

Die aus den fünf Varianten gefertigten Butzen wurden zur Fa. TUBEX in Rangendingen (D) geliefert und dort zu Aerosolspraydosen weiterverarbeitet. Die Verarbeitung wurde persönlich überwacht und der aufgetretene Fehleranteil dokumentiert und diskutiert.

4.4.3 Ergebnisse und Diskussion

Metallografische Untersuchungen

- Einfluss des Warmwalzgrades:

Repräsentativ für die Ergebnisse der Untersuchung ist in Abbildung 4.24 eine Gegenüberstellung der ehemaligen Gusskorn Grenzen der Varianten I und IV dargestellt.

Die linke Spalte zeigt Schlibfbilder unterschiedlicher Vergrößerung der Variante I, mit einem Warmumformgrad von $\varphi_{\text{warm}} = 0,966$. In der rechten Spalte ist Variante IV dargestellt, welche mit $\varphi_{\text{warm}} = 0,61$ die bisherige Standardherstellbedingung repräsentiert.

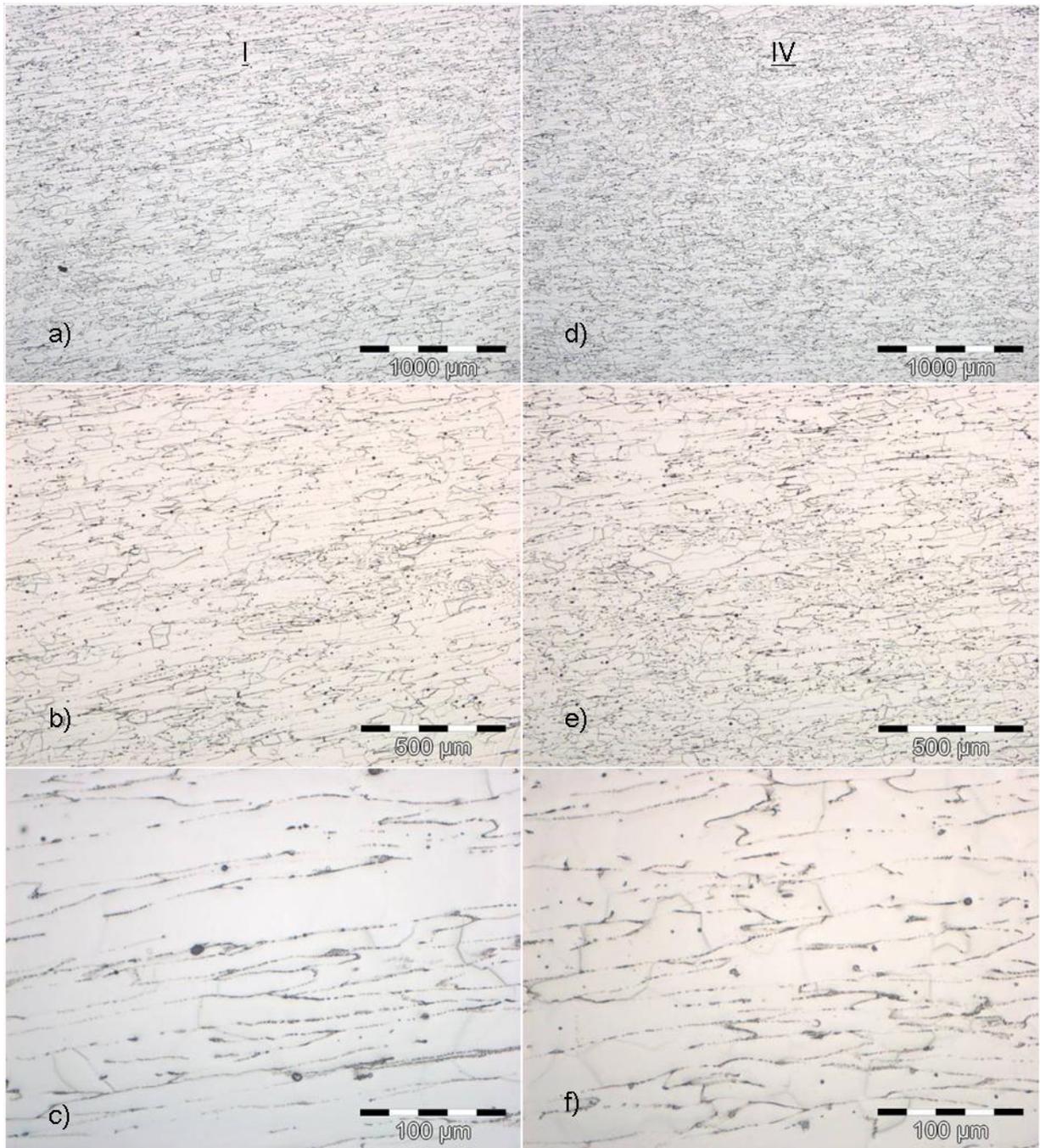


Abbildung 4.24: Ehemalige Gusskorngrenzen in unterschiedlicher Vergrößerung,
 Variante I: a), b) und c) / Variante IV: d), e) und f)

Schon bei kleiner Vergrößerung lässt sich ein deutlicher Unterschied in der Verteilung der Primärphasen erkennen. Es zeigt sich, dass es bei größerer Warmverformung (Abbildung 4.24 a, b und c) zu einer scheinbar geringeren Verteilung der Al₃Fe-Partikel als bei Variante IV (Abbildung 4.24 d, e und f), kommt. Das Material erscheint „reiner“. Bei hoher Warmverformung kommt es zum Anstieg des Diffusionskoeffizienten, wodurch es zu einer besseren Verteilung des gelösten Eisens im Gefüge kommt und sich daher der Ausscheidungsanteil verringert.

Aufgrund der höheren Streckung der Gusskörner werden die verbleibenden Korngrenzsäume aus der Primärphase zerteilt und fallen dünner aus. Das kontinuierliche Primärphasen-Eutektikum wird erst bei hohen Warmwalzgraden zerrissen und geht in einen diskontinuierlich verteilten Gefügebestandteil über. Die Eutektikumsbruchstücke werden von der zäheren Matrix eingebettet. Bei starker Streckung befindet sich mehr Matrix zwischen den Bruchstücken, was zu einer verbesserten Verformbarkeit des Aluminiums führt.

- Einfluss des Kaltwalzgrades:

In Abbildung 4.25 ist die Klassierung der Korngrößen dargestellt. Rot eingefärbte Körner wurden aufgrund ihrer Größe und Form als rekristallisiert eingestuft. Tabelle 4.5 zeigt den prozentualen Anteil an „roten“ Körnern jedes Bildes.

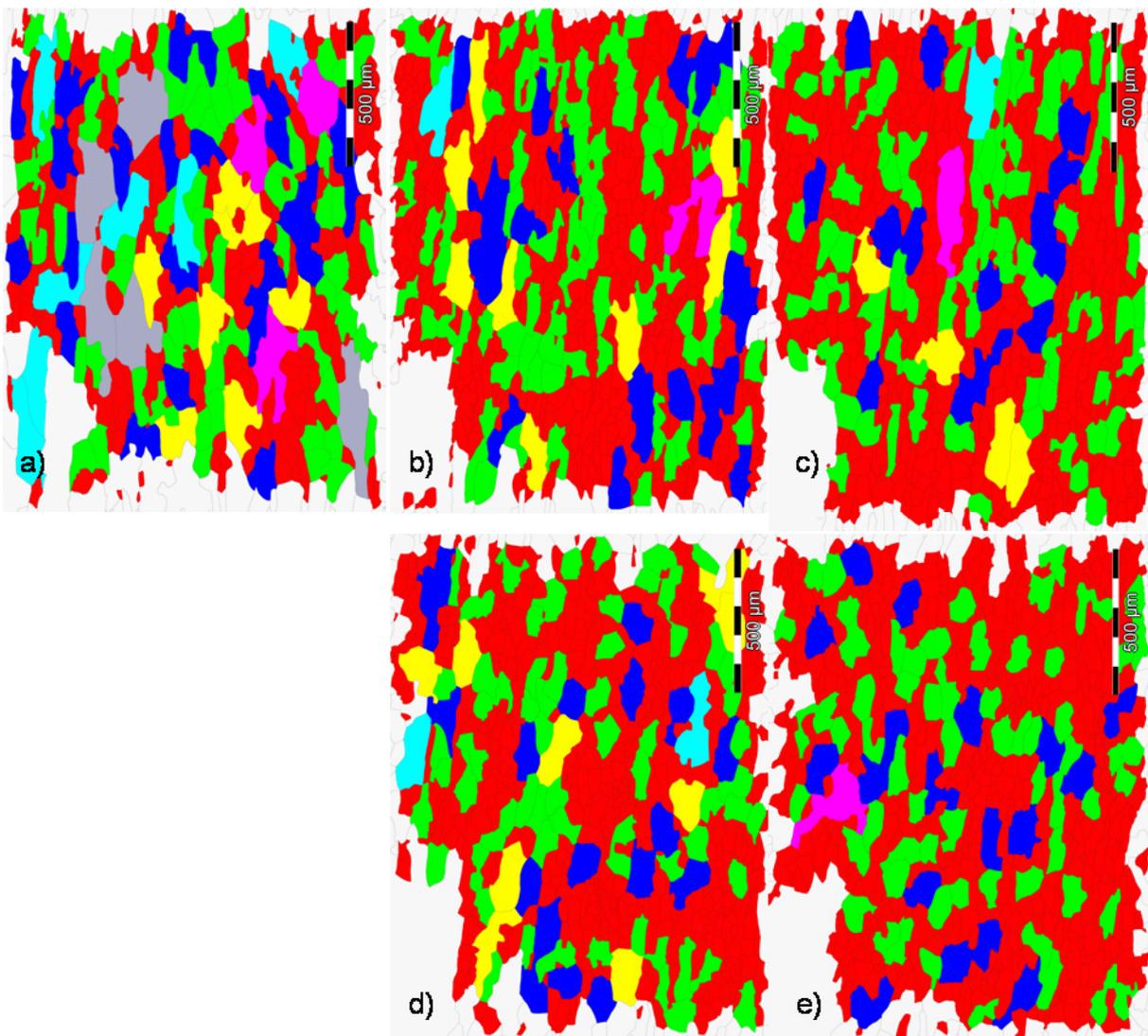


Abbildung 4.25: Klassierung der Butzengefüge der Varianten I (a), II (b), III (c), IV (d) und V (e)

Tabelle 4.5: Flächenanteile an rekristallisiertem Korn der Varianten I bis V

Bezeichnung	R _{xx} [%]
I (a)	24,53
II (b)	41,25
III (c)	47,74
IV (d)	42,60
V (e)	49,81

Es zeigt sich, dass es bei zu geringer Kaltverformung wie bei Variante I mit $\varphi_{kalt} = 0,223$, zu keiner ausreichenden Rekristallisation des Aluminiums kommt. Ab einer gewissen Höhe der Kaltverformung spielt der Abwalzgrad keine allzu große Rolle mehr, da die Varianten II bis V sehr ähnliche Flächenanteile an rundem Korn aufweisen.

Wie in Abbildung 4.26 erkennbar, kommt es in der Randzone von Variante I sehr wohl zur Ausbildung eines feinen Rekristallisationsgefüges. Zur Mitte hin bleiben jedoch die gestreckten Körner der Walzverformung erhalten. Daraus kann geschlossen werden, dass bei einer Dickenabnahme von 1,75 mm und einem daraus resultierenden globalen Umformgrad von $\varphi_{kalt} = 0,223$ die für statische Rekristallisation notwendigen 20 % Formänderung lokal nicht erreicht werden.

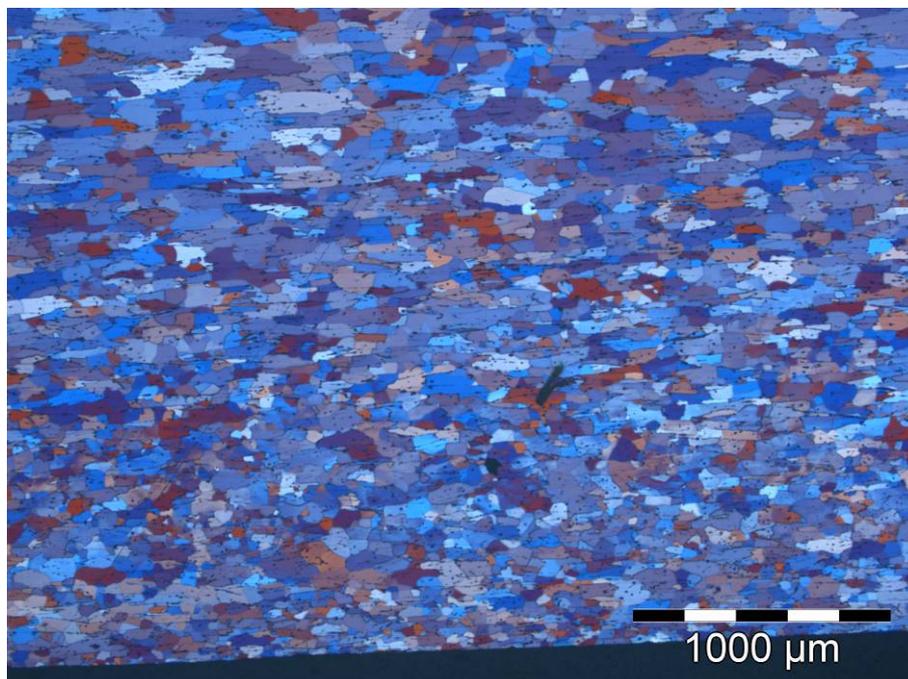


Abbildung 4.26: Gefügeausbildung in der Randzone einer Butze der Variante I

Zugversuche aus Bändern vor und nach der Glühbehandlung

In Abbildung 4.27, Abbildung 4.28 und Abbildung 4.29 sind stellvertretend für alle durchgeführten Zugversuche die Fließkurven und die senkrechte Anisotropie (r-Wert) der Variante III in den drei Lagen zur Walzrichtung und im weichgeglühten Zustand dargestellt.

Die ermittelten Werte zeigen das erwartete Ergebnis: den geringsten r-Wert in 45° zur Walzrichtung und die niedrigste Fließspannung 90° zur Walzrichtung.

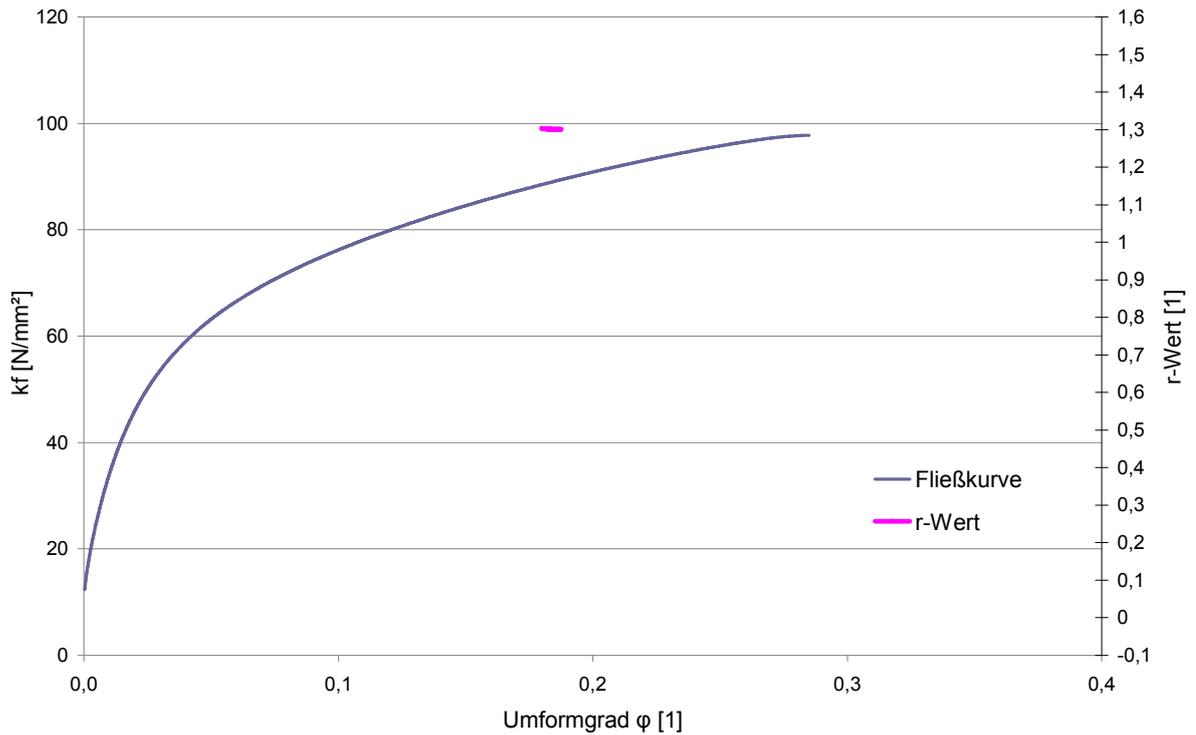


Abbildung 4.27: Fließkurve und r-Wert der Variante III, 0° zur Walzrichtung, Zustand weichgeglüht

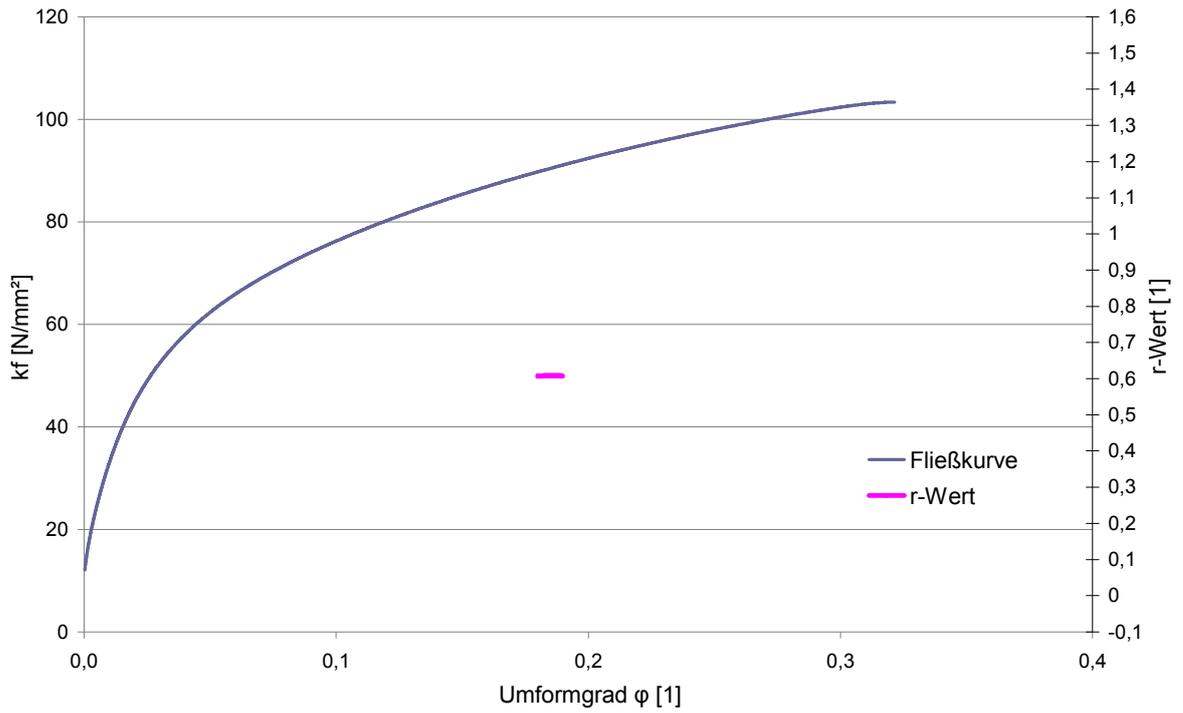


Abbildung 4.28: Fließkurve und r-Wert der Variante III, 45° zur Walzrichtung, Zustand weichgeglüht

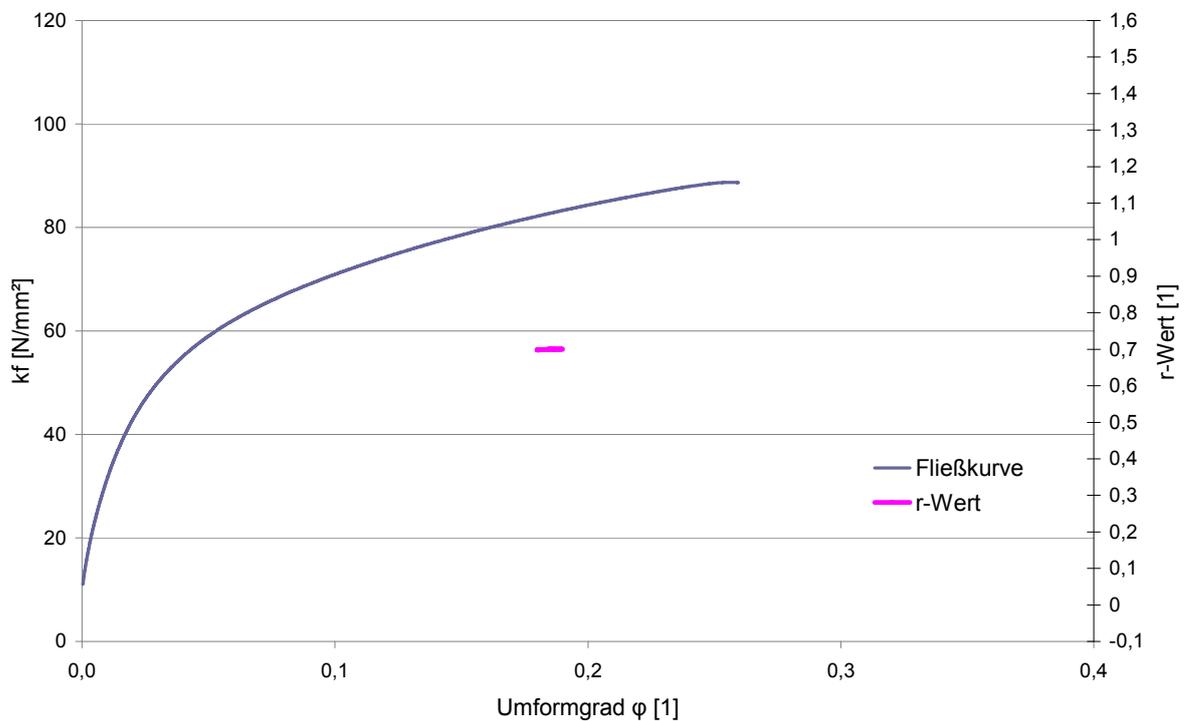


Abbildung 4.29: Fließkurve und r-Wert der Variante III, 90° zur Walzrichtung, Zustand weichgeglüht

In Tabelle 4.6 sind die Ergebnisse für die mittlere senkrechte Anisotropie r_m , sowie der ebenen Anisotropie Δr der einzelnen Walzvarianten eingetragen.

Tabelle 4.6: Mittlere senkrechte und ebene Anisotropie der Walzvarianten I bis V

Bezeichnung	r_m	Δr
I	0,575	0,228
II	0,589	0,226
III	0,624	0,348
IV	0,636	0,343
V	0,645	0,361

Um einen besseren Überblick über die erhaltenen Messwerte zu bekommen, wurden die Mittelwerte jedes Kennwertes in den drei Entnahmerichtungen, für alle fünf Varianten, gebildet. Die Änderung der Materialkennwerte mit der Glühbehandlung sind in Abbildung 4.30 bis Abbildung 4.47 dargestellt. Der Verfestigungsexponent konnte bei Variante I im kaltverformten Zustand nicht ermittelt werden (Abbildung 4.47).

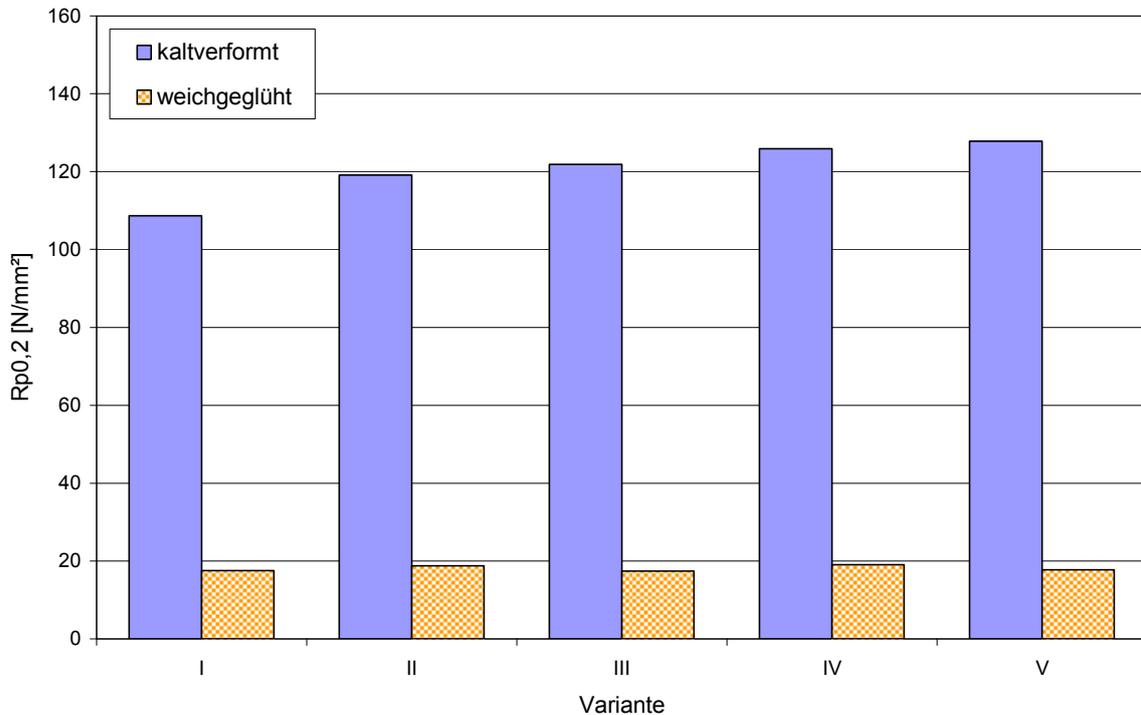


Abbildung 4.30: Proportionalitätsgrenze $R_{p0,2}$ der Varianten I bis V, 0° zur Walzrichtung, vor und nach dem Glühen

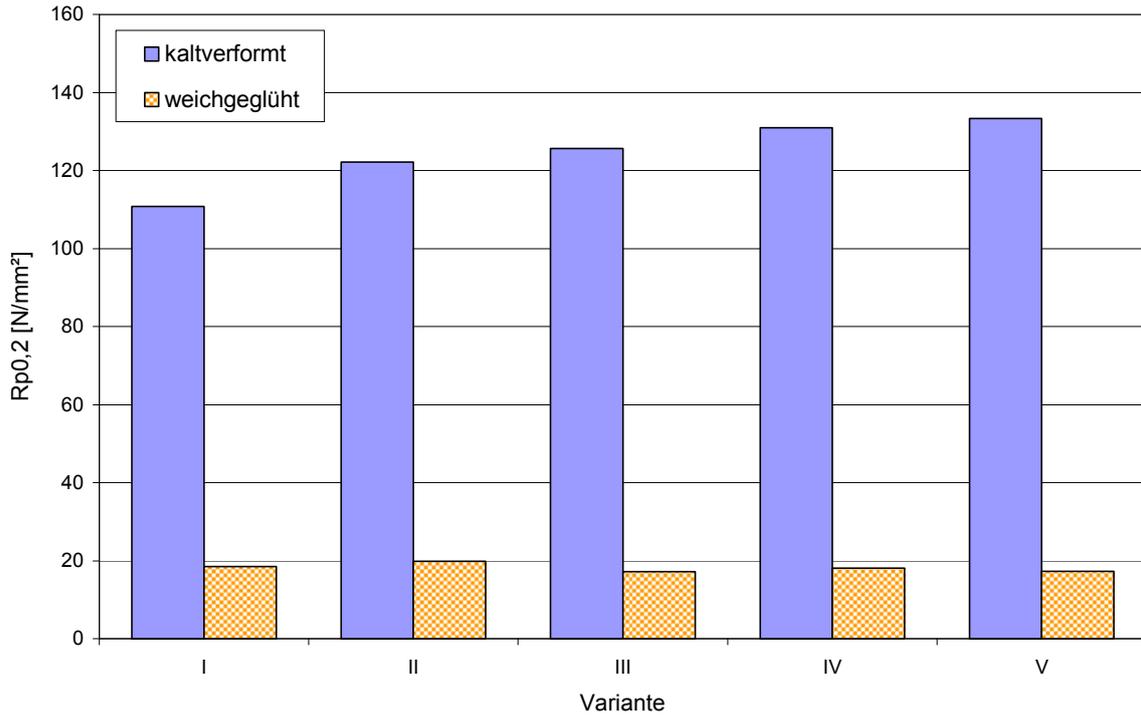


Abbildung 4.31: Proportionalitätsgrenze $R_{p0,2}$ der Varianten I bis V, 45° zur Walzrichtung, vor und nach dem Glühen

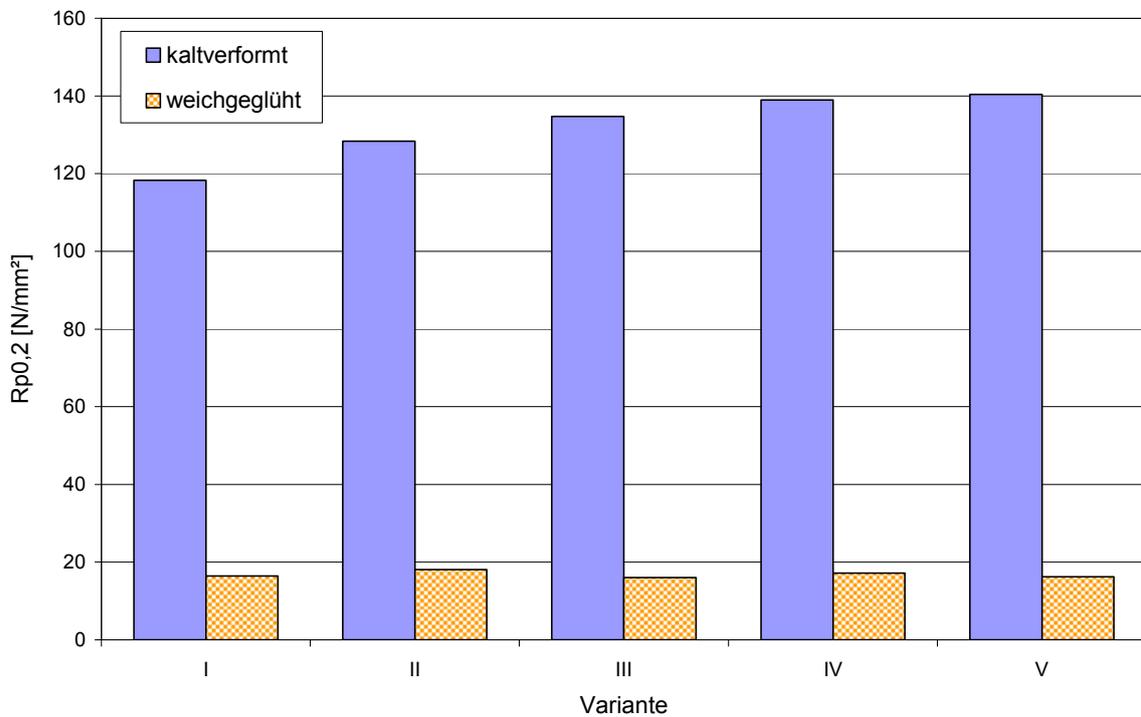


Abbildung 4.32: Proportionalitätsgrenze $R_{p0,2}$ der Varianten I bis V, 90° zur Walzrichtung, vor und nach dem Glühen

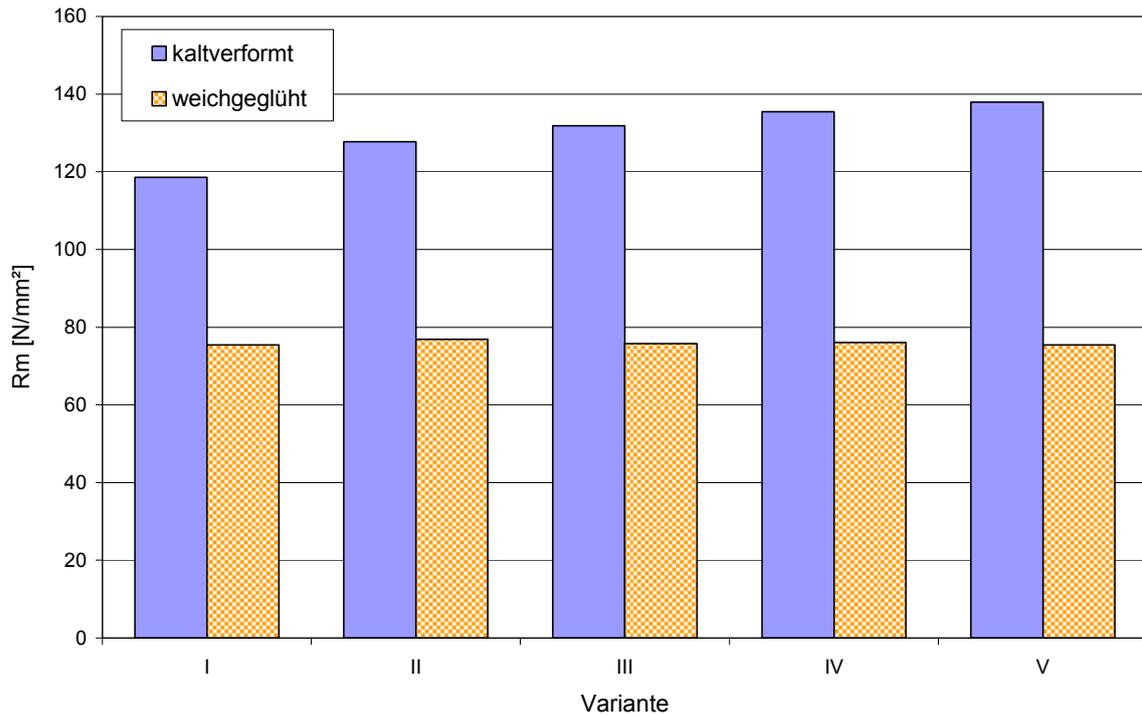


Abbildung 4.33: Zugfestigkeit R_m der Varianten I bis V, 0° zur Walzrichtung, vor und nach dem Glühen

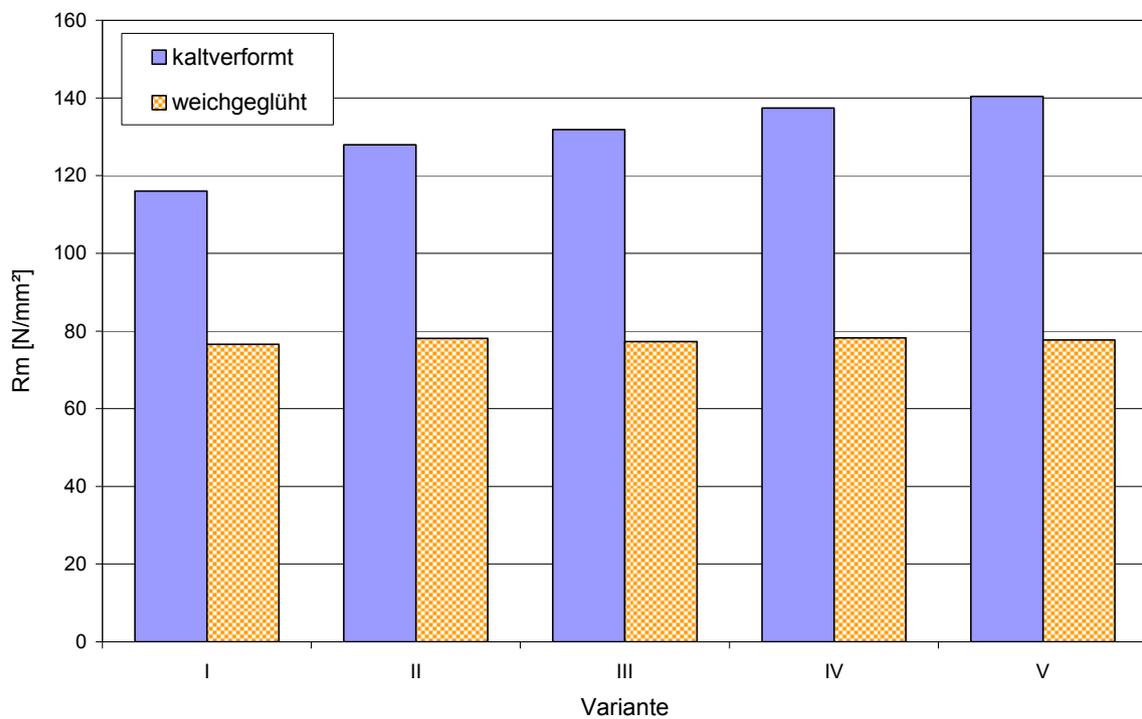


Abbildung 4.34: Zugfestigkeit R_m der Varianten I bis V, 45° zur Walzrichtung, vor und nach dem Glühen

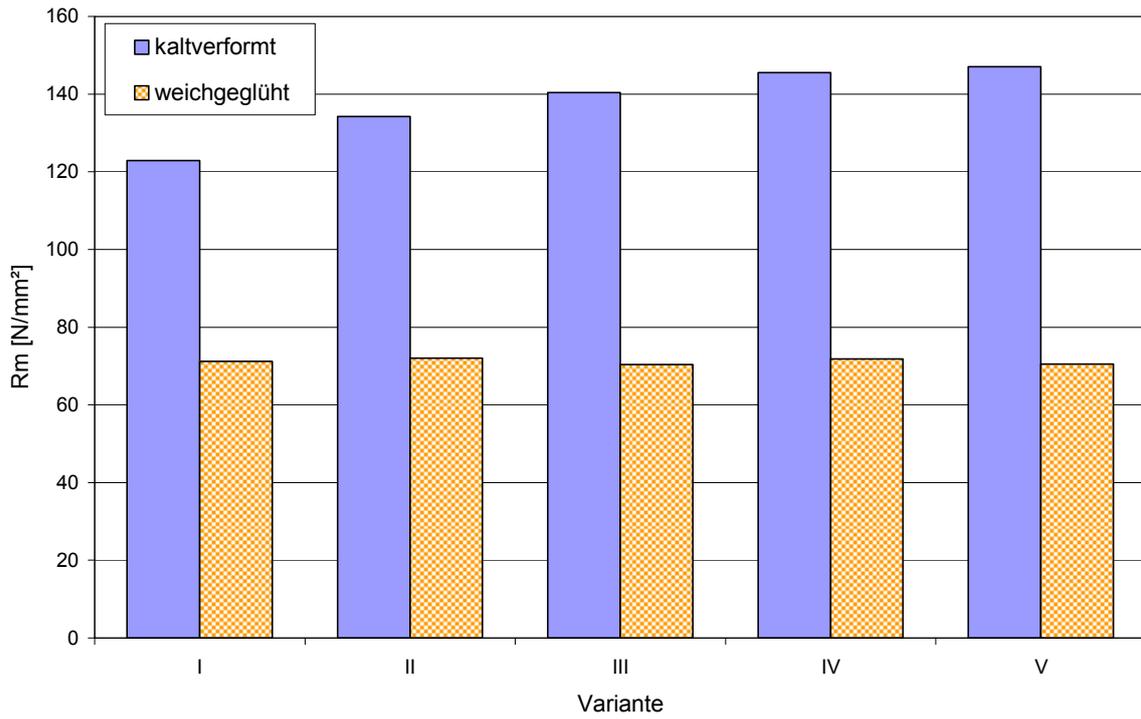


Abbildung 4.35: Zugfestigkeit Rm der Varianten I bis V, 90° zur Walzrichtung, vor und nach dem Glühen

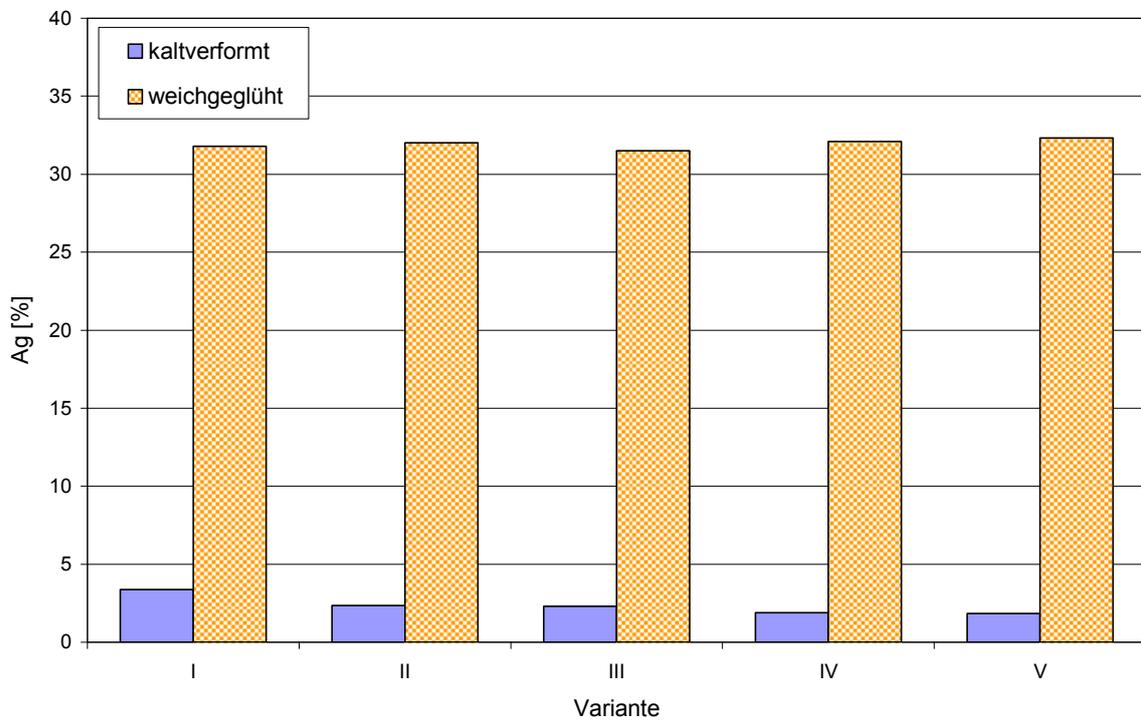


Abbildung 4.36: Gleichmaßdehnung Ag der Varianten I bis V, 0° zur Walzrichtung, vor und nach dem Glühen

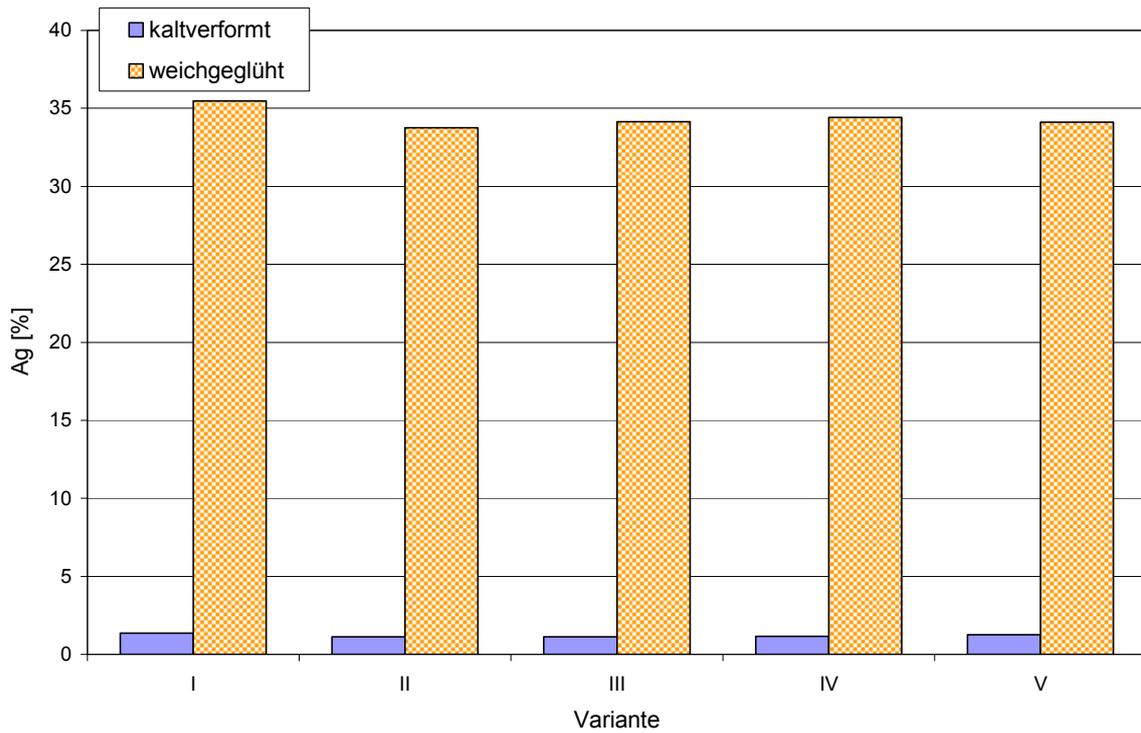


Abbildung 4.37: Gleichmaßdehnung Ag der Varianten I bis V, 45° zur Walzrichtung, vor und nach dem Glühen

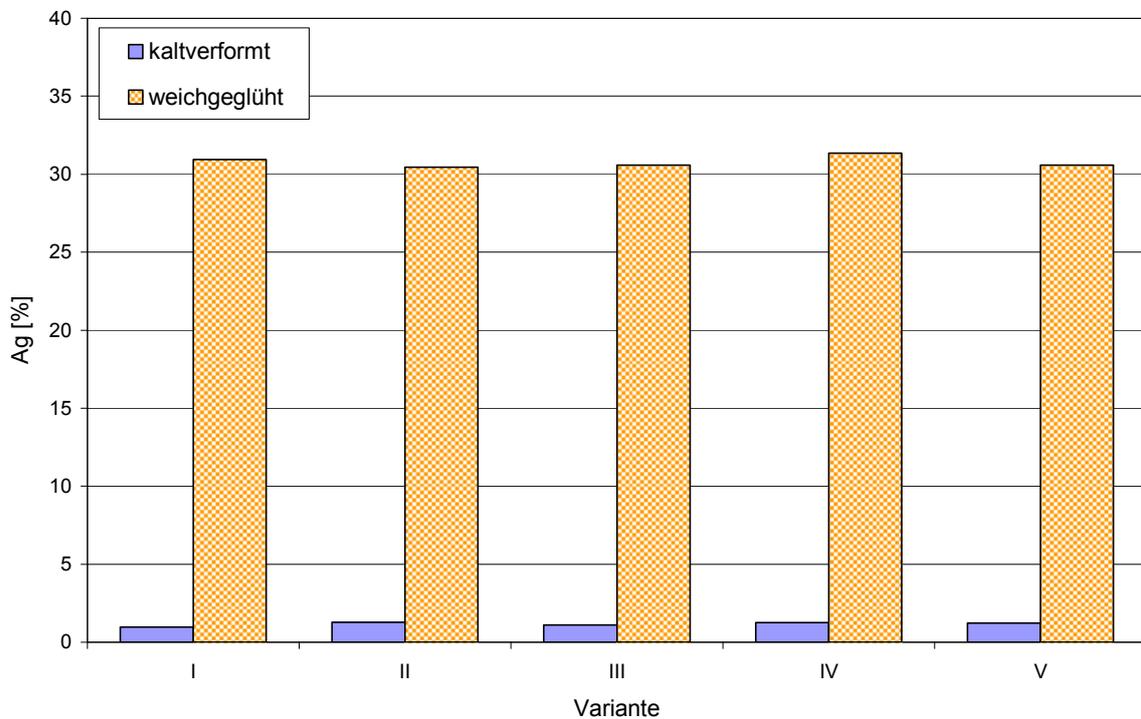


Abbildung 4.38: Gleichmaßdehnung Ag der Varianten I bis V, 90° zur Walzrichtung, vor und nach dem Glühen

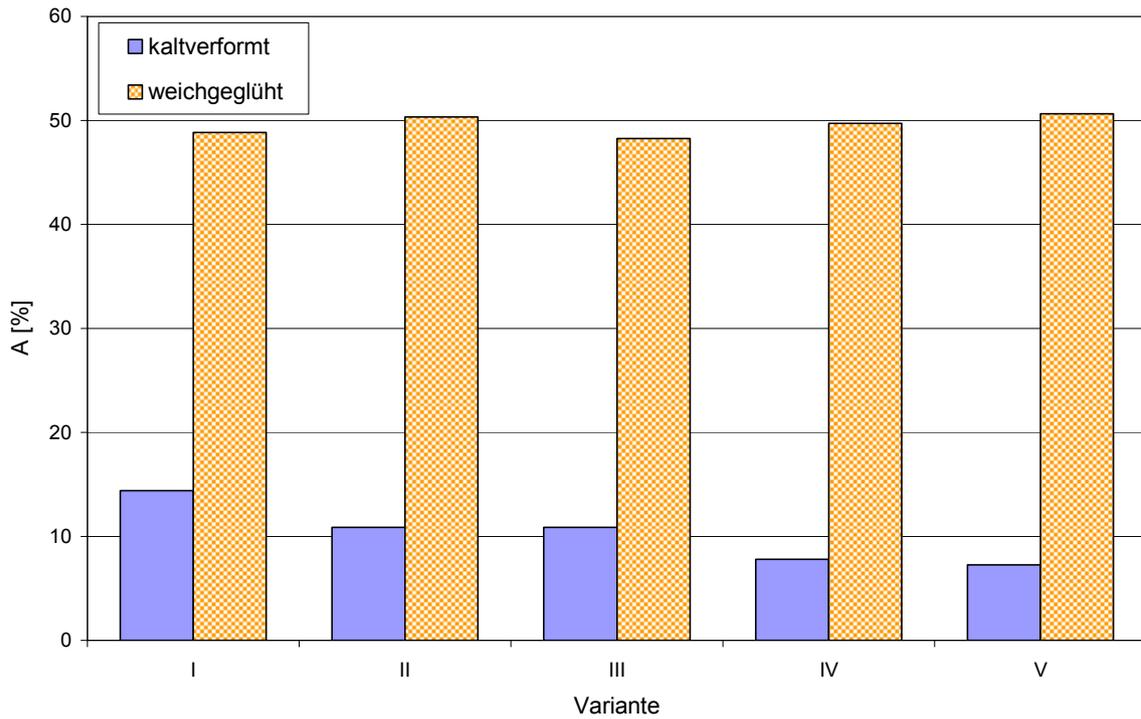


Abbildung 4.39: Bruchdehnung A der Varianten I bis V, 0° zur Walzrichtung, vor und nach dem Glühen

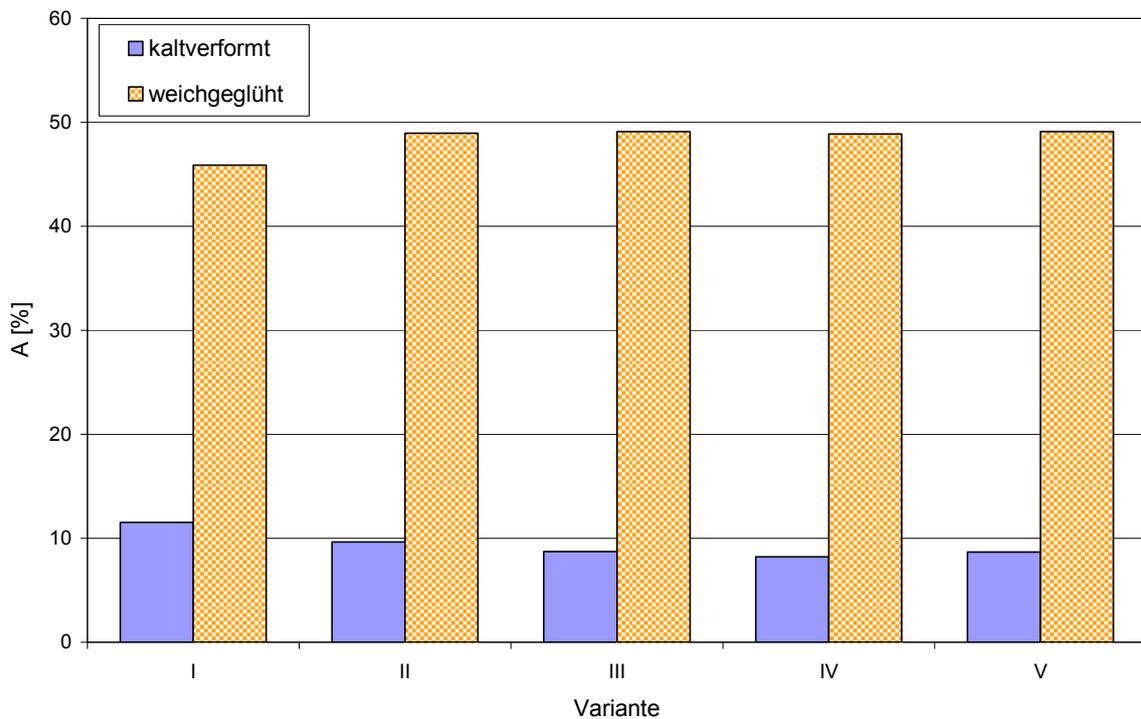


Abbildung 4.40: Bruchdehnung A der Varianten I bis V, 45° zur Walzrichtung, vor und nach dem Glühen

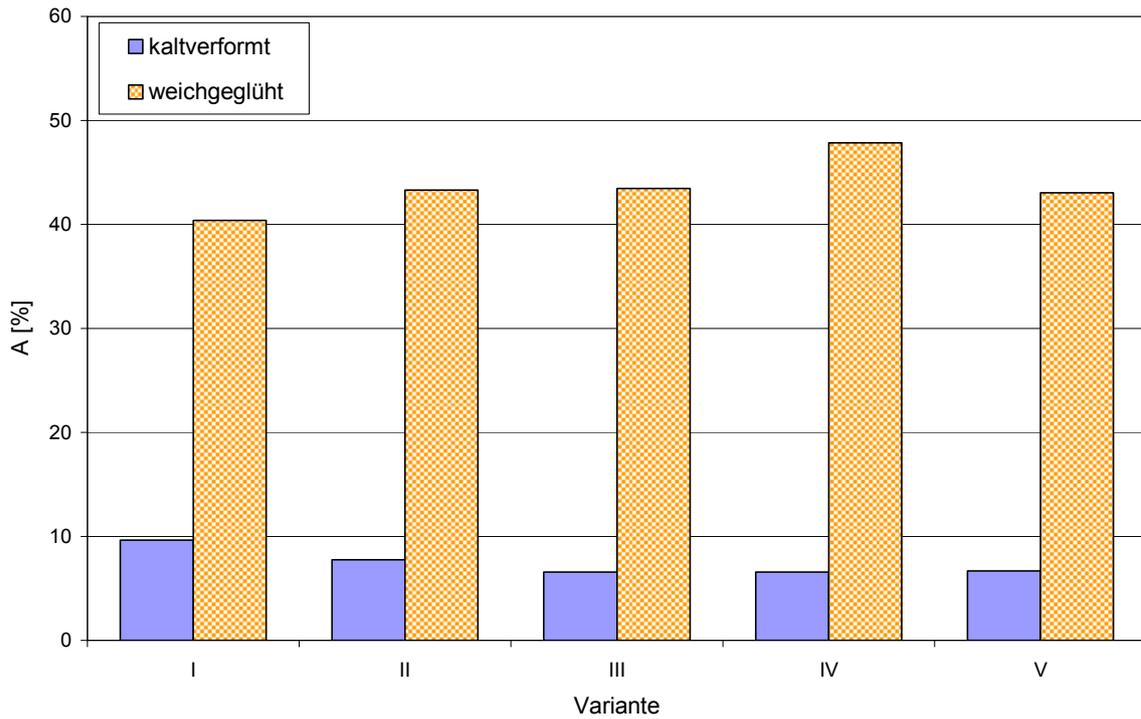


Abbildung 4.41: Bruchdehnung A der Varianten I bis V, 90° zur Walzrichtung, vor und nach dem Glühen

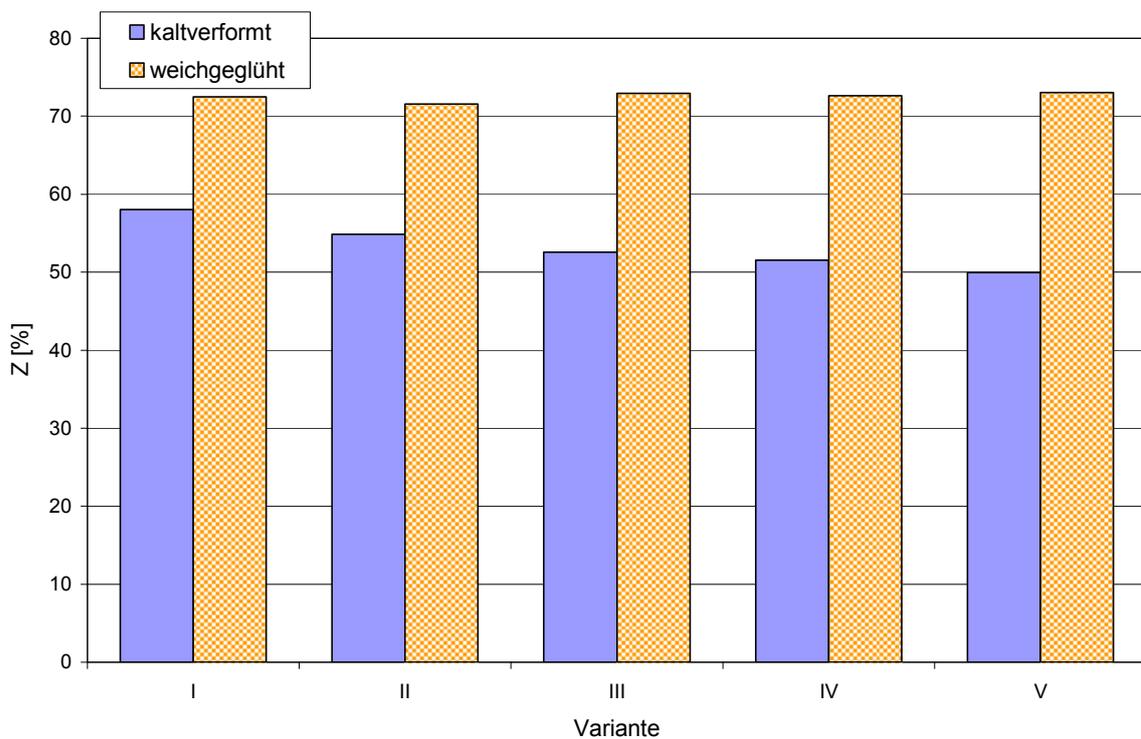


Abbildung 4.42: Brucheinschnürung Z der Varianten I bis V, 0° zur Walzrichtung, vor und nach dem Glühen

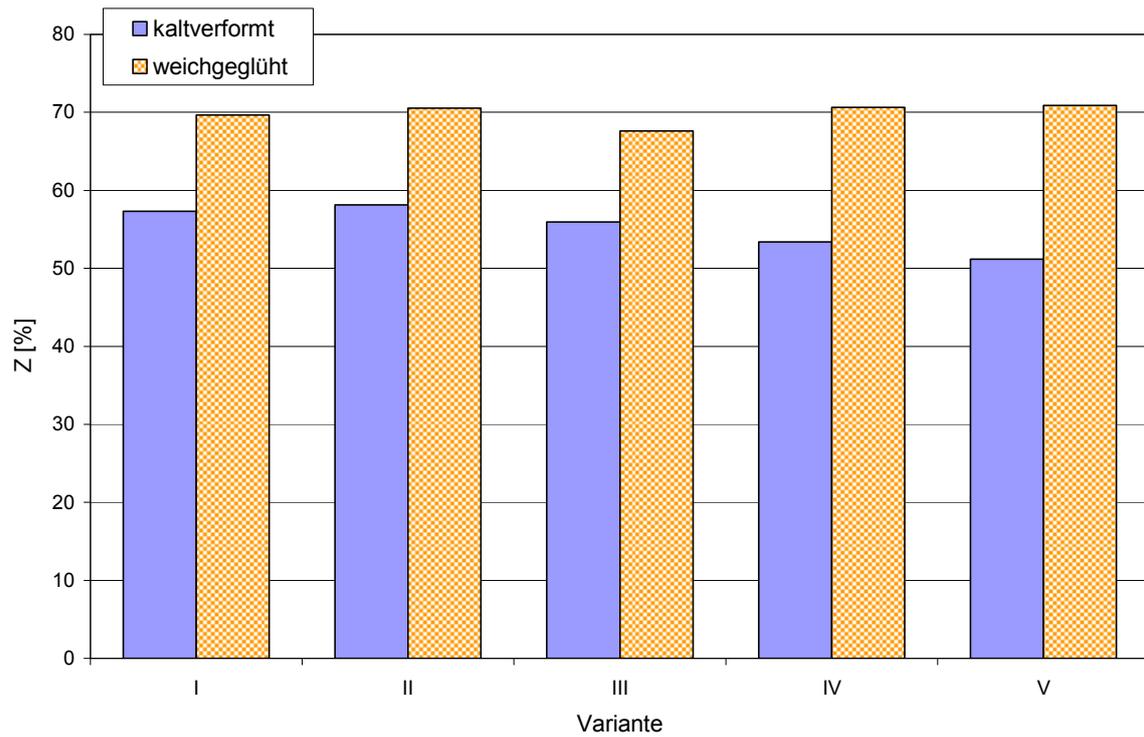


Abbildung 4.43: Brucheinschnürung Z der Varianten I bis V, 45° zur Walzrichtung, vor und nach dem Glühen

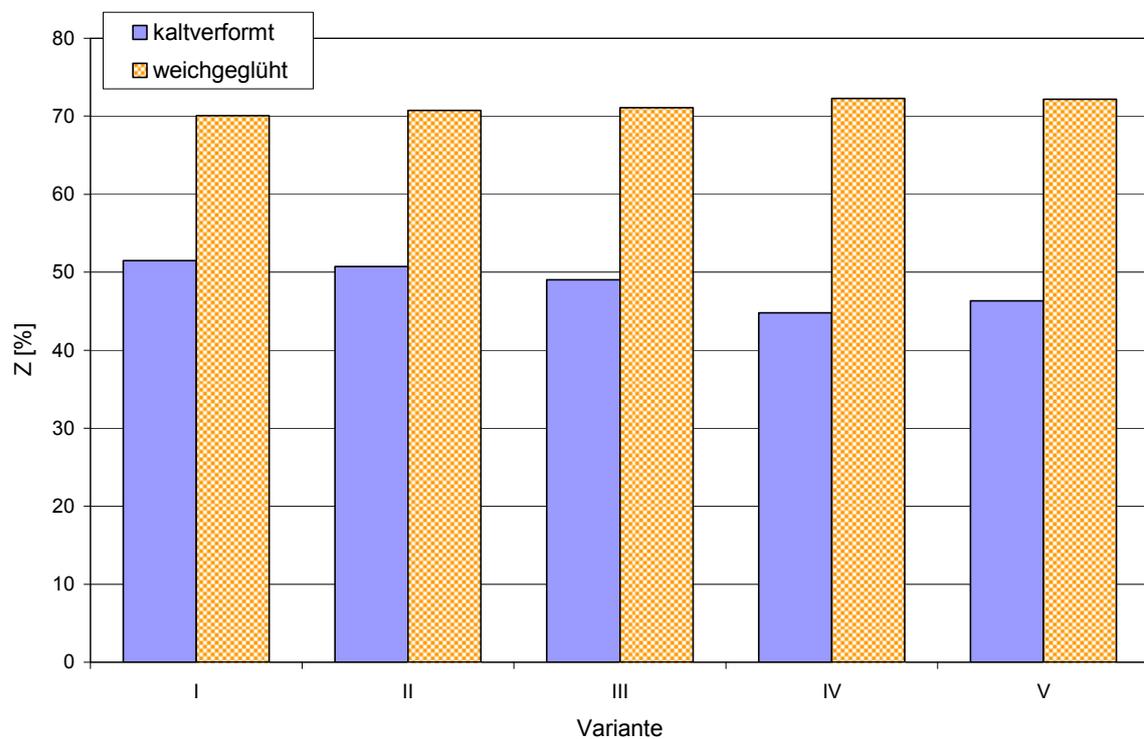


Abbildung 4.44: Brucheinschnürung Z der Varianten I bis V, 90° zur Walzrichtung, vor und nach dem Glühen

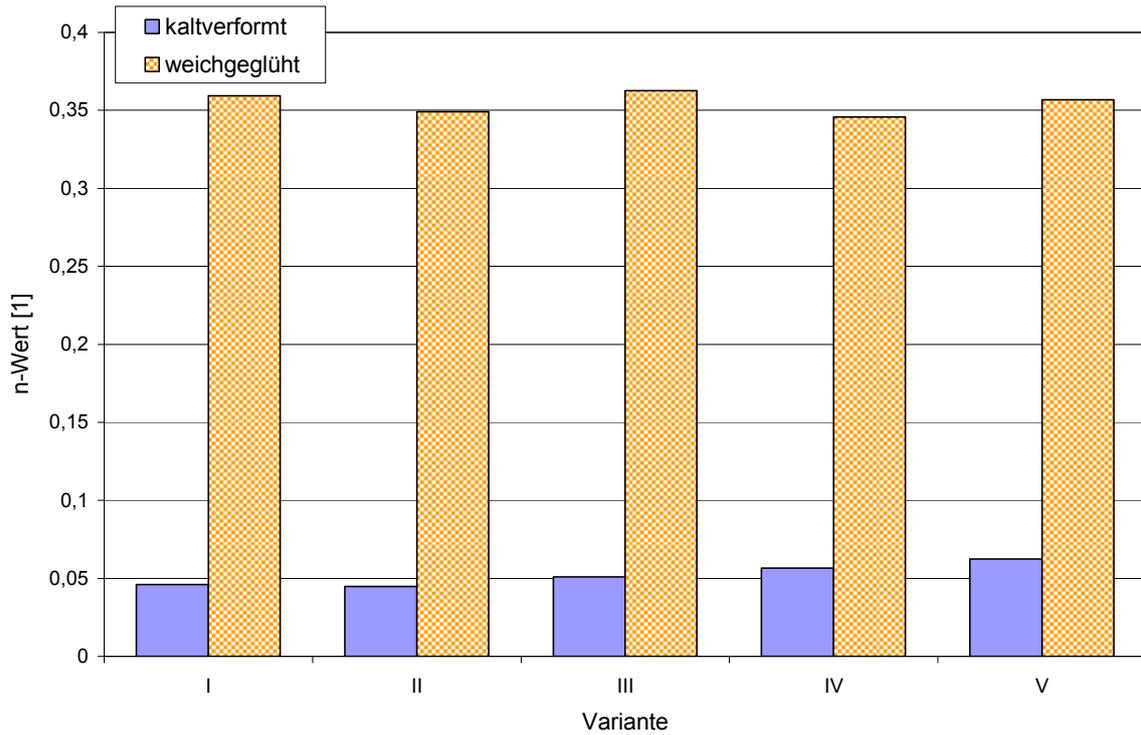


Abbildung 4.45: Verfestigungsexponent n der Varianten I bis V, 0° zur Walzrichtung, vor und nach dem Glühen

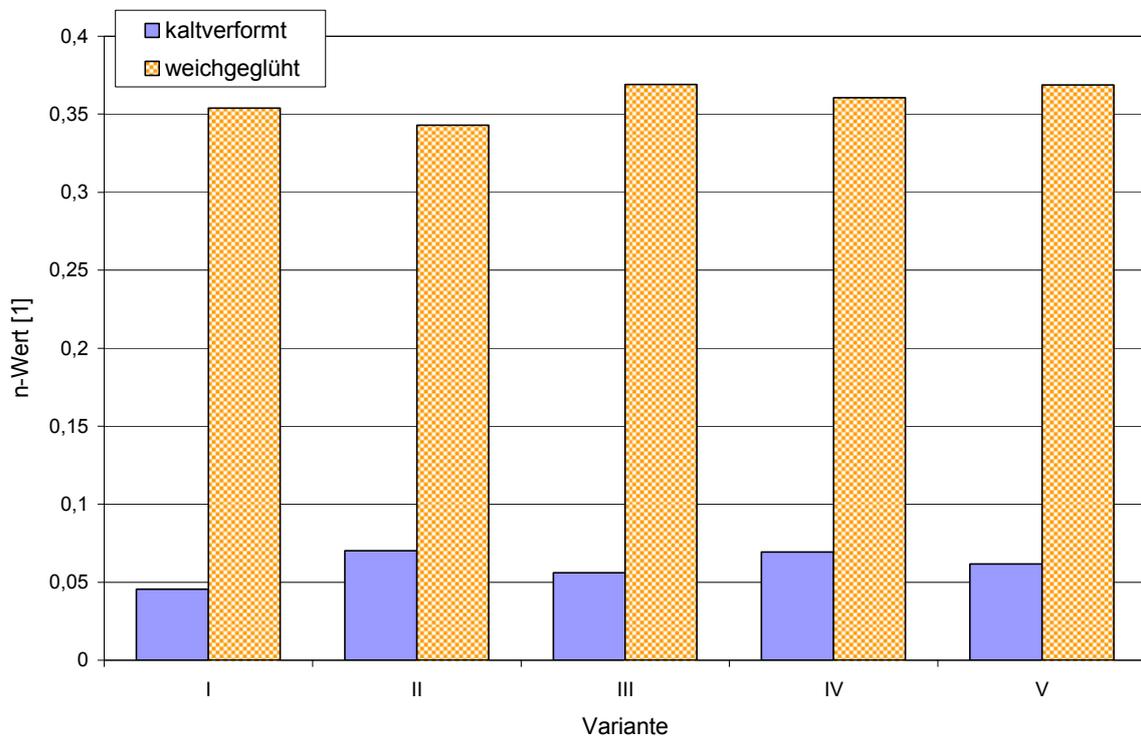


Abbildung 4.46: Verfestigungsexponent n der Varianten I bis V, 45° zur Walzrichtung, vor und nach dem Glühen

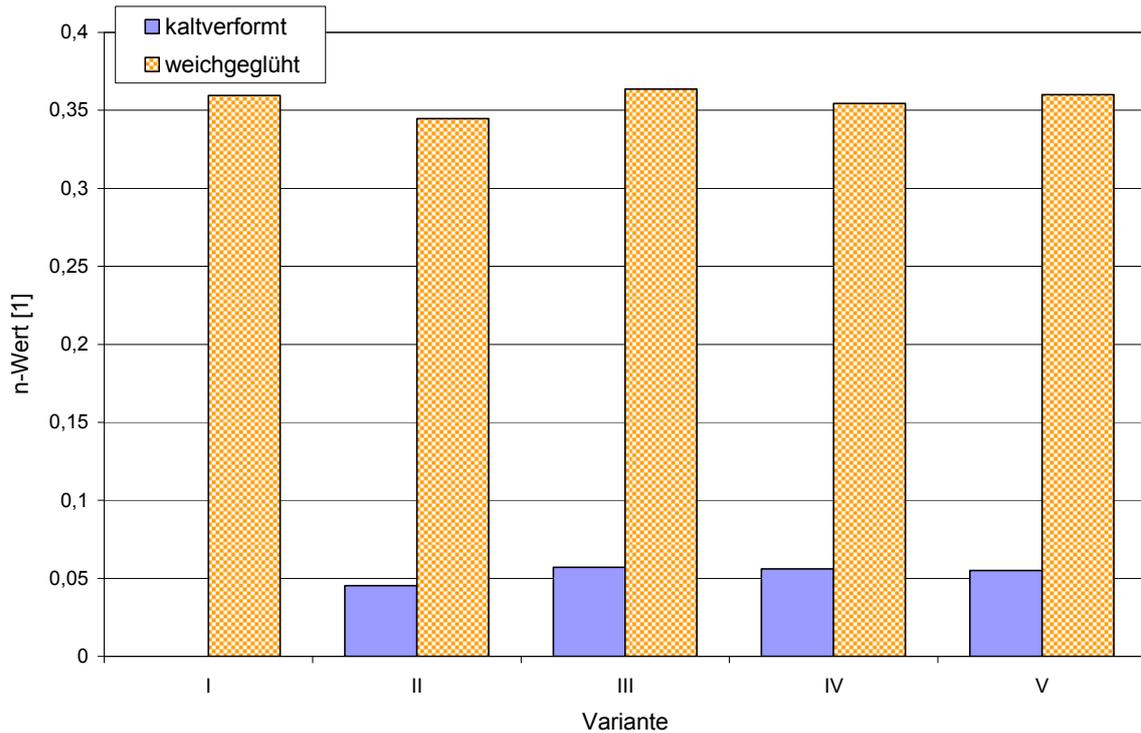


Abbildung 4.47: Verfestigungsexponent n der Varianten I bis V, 90° zur Walzrichtung, vor und nach dem Glühen

Wie zu erkennen ist, sind die Unterschiede der Walzvarianten nach dem Weichglühen sehr gering und lassen keine eindeutige Aussage über eine eventuell bessere bzw. schlechtere Verarbeitbarkeit zu.

Vor der Glühbehandlung sind deutliche Unterschiede der Festigkeit und Zähigkeit aufgrund der unterschiedlich starken Kaltverfestigung zu erkennen. Diese werden durch die Glühbehandlung fast gänzlich aufgehoben.

Es ist anzunehmen, dass ein Einfluss der Gefügeausbildung auf die Umformbarkeit erst nach dem Fließpressen zum tragen kommt und Unterschiede dann deutlicher hervortreten. Bei Zugproben aus dem Walzband mit einer Dicke von 7mm haben mikrostrukturelle Effekte noch keinen signifikanten Einfluss auf die erreichbaren Dehnungen.

Walzvariante III erzielt nach dem Glühen in allen drei Richtungen immer den höchsten n -Wert. Dieser hat Einfluss auf einen homogenen Werkstofffluss beim Fließpressen und bewirkt so eine gleichmäßige Dehnungsverteilung über die Dosenwand.

Ein Vergleich mit den Ergebnissen aus Punkt 4.2.2 in dem nach dem Fließpressen ein n -Wert von ca. 0,15 ermittelt wurde, lässt vermuten, dass ein höherer Ausgangswert auch einen höheren Endwert zur Folge hat.

Verarbeitungsversuche der Walzvarianten I bis V

Bei der Herstellung von Aerosolspraydosen aus Butzen der Varianten I bis V traten die in Tabelle 4.7 dargestellten Fehleranteile auf.

Tabelle 4.7: Fehleranteil bei der Dosenfertigung aus Butzen der Walzvariationen I bis V

Bezeichnung	überwachte Dosenmenge [Stk]	aufgetretener Fehleranteil [%]
I	1807	0,055
II	5759	0,087
III	3135	0,032
IV	3559	0,169
V	2700	0,296

Der niedrigste Fehleranteil ergibt sich bei Dosen der Variante III. Beachtlich ist, dass der Fehleranteil bei Variante I, welche den geringsten Rekristallisationsgrad aufweist, nicht wesentlich höher ist als bei Variante III. Bei der Verarbeitung von Varianten, welche mit geringer Warmverformung hergestellt wurden, steigt der Fehleranteil signifikant an.

Dieses Ergebnis zeigt einen größeren Einfluss der Verteilung der Primärphasen an ehemaligen Gusskorngrenzen als des Rekristallisationsgrades auf die Grenzverformbarkeit des Aluminiums.

4.5 Einfluss der Erstarrung am Gießrad auf die Umformbarkeit von kontinuierlich vergossenem Reinaluminium

Der Einfluss der Erstarrung am Gießrad auf den Grenzformgrad der Aluminiumbutze wurde durch Änderung der Erstarrungsgeschwindigkeit des Aluminiums in der Gießmaschine ermittelt. Das so erhaltene Band wurde metallografisch mittels Zugversuchen und im Verhalten bei der Verarbeitung untersucht. Die Herstellbedingungen, sowie Ergebnisse der durchgeführten Untersuchungen sind im folgenden Abschnitt dokumentiert.

4.5.1 Gießvarianten

Zur Ermittlung des Einflusses der Erstarrung des Aluminiums am Gießrad wurde die Gießgeschwindigkeit durch Drosselung der Drehzahl des Gießrades variiert.

Es wurde dabei von der Annahme ausgegangen, dass bei verminderter Drehzahl des Gießrades und gleichbleibender Kühlleistung im Rad sowie am Stahlband, die Erstarrung rascher abläuft. Dies ist gewährleistet, da bei Verminderung der Drehzahl der einlaufende Massenstrom abnimmt und so eine geringere Wärmemenge entzogen werden muss. Bei gleichbleibender Kühlleistung erstarrt die Schmelze rascher.

Eine Bestimmung der Temperaturverläufe während des Erstarrungsvorganges war aufgrund der schlechten Zugänglichkeit der Gießmaschine nicht möglich.

Begonnen wurde die Versuchsreihe mit Variante „S“ (Standard) welche die üblichen Produktionsbedingungen darstellt. Nach dem Abguss von zwei Ringen wurde die Drehgeschwindigkeit des Gießrades so weit gedrosselt, dass gerade noch ein rissfreies Band produziert werden konnte. Mit konstanten Durchflusswerten der Kühldüsen und der verminderten Drehgeschwindigkeit wurden zwei Ringe der Variante „L“ (Langsam) abgegossen.

Aufgrund der verminderten Drehgeschwindigkeit des Gießrades fließt die Schmelze in der Zuführung langsamer und kühlt deshalb zwischen Ofenabstich und Einguss stärker ab. Um die Eingusstemperatur der beiden Versuchsvarianten konstant zu halten, wurde die Gießofentemperatur zu Beginn der Variante „L“, leicht angehoben.

In Abbildung 4.48 ist die Anordnung und Nummerierung der inneren und äußeren Kühldüsen der Gießmaschine schematisch dargestellt und in Tabelle 4.8 sind alle wichtigen Parameter der beiden Gussvarianten aufgelistet.

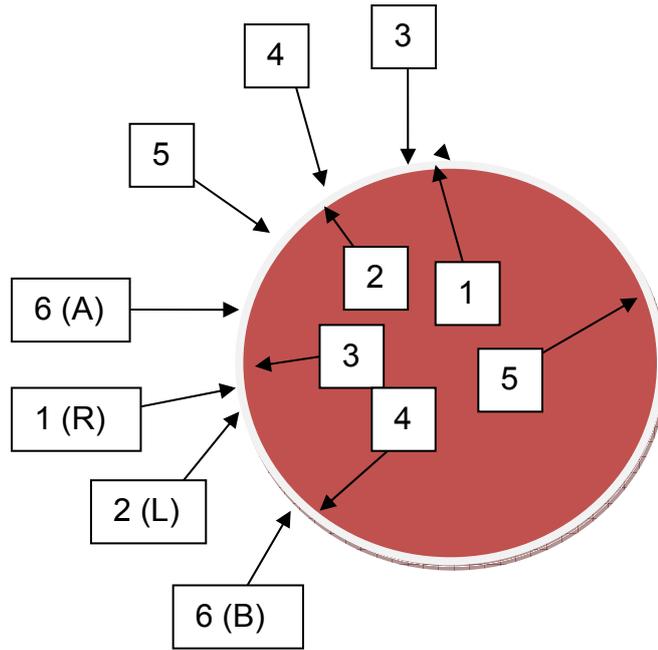


Abbildung 4.48: Bezeichnung und Anordnung der Kühlzonen im und um das Gießrad

Tabelle 4.8: Parameter der Varianten „S“ und „L“

Variante „S“:				Variante „L“:			
Bandgeschwindigkeit 5,0 – 5,1 m/min				Bandgeschwindigkeit: 3,7 – 3,8 m/min (1.Ring) 3,4 – 3,5 m/min (2.Ring)			
Ofenbad Temperatur: 720°C				Ofenbad Temperatur: 736°C – 784°C			
Eingusstemp.: 687°C – 690°C				Eingusstemp.: 684°C – 700°C			
Band-Austrittstemp.: 508°C				Band-Austrittstemp.: 435°C – 460°C			
WW-Temperatur: 470°C – 480°C				WW-Temperatur: 410°C – 435°C			
<u>Kühlzonen - Durchflussmenge</u>				<u>Kühlzonen - Durchflussmenge</u>			
Äußere Zonen		Innere Zonen		Äußere Zonen		Innere Zonen	
Z 1	0,0 l/min	Z 1	18,6 l/min	Z 1	0,0 l/min	Z 1	18 l/min
Z 2	9,6 l/min	Z 2	21,8 l/min	Z 2	9,5 l/min	Z 2	22,1 l/min
Z 3	31,6 l/min	Z 3	0,0 l/min	Z 3	30 l/min	Z 3	0,0 l/min
Z 4	43,5 l/min	Z 4	29,5 l/min	Z 4	45 l/min	Z 4	30 l/min
Z 5	42,1 l/min	Z 5	0,0 l/min	Z 5	42,8 l/min	Z 5	0,0 l/min
Z 6 (A+B)	35,0 l/min			Z 6 (A+B)	35,1 l/min		

Kühlwassertemperatur Zulauf: 25,6°C
Ablauf: 52,7°C

TiB – Draht Zuführungsgeschwindigkeit: 37 cm/min

Abwalzgrade wie Variante III in Abschnitt 4.4

Aufgrund der verminderten Drehzahl bei Variante „L“ verweilt das Gussband länger in der Kühlzone. Daraus resultiert eine geringere Austrittstemperatur und Warmwalztemperatur (Tabelle 4.8).

Die Zuführgeschwindigkeit des TiB-Drahtes wurde aus produktionstechnischen Gründen bei der Umstellung von „S“ auf „L“ beibehalten weshalb das Band, das nach Variante „L“ hergestellt wurde, einen höheren TiB-Gehalt aufweist.

Da in Abschnitt 4.4 mit Variante III die besten Verarbeitungsergebnisse erzielt werden konnten, wurden die dort angewandten Walzeinstellungen für die Gießvarianten übernommen.

Aus den beiden Varianten wurden Butzen der Abmessung $\varnothing 49,55$ mm x 8,20 mm hergestellt.

4.5.2 Untersuchungsumfang

Metallografische Untersuchungen

Aus den bereits sandgestrahlten Butzen der beiden Varianten „S“ und „L“ wurden metallografische Schliffe angefertigt. Anhand dieser sollte die oben getroffene Annahme der schnelleren Erstarrung durch eine verminderte Gießgeschwindigkeit überprüft werden. Bei schnellerer Erstarrung muss die konzentrisch erstarrte Zone in der Bandmitte schmaler ausfallen.

Die Präparation der Schliffe erfolgte mittels Ätzmethode nach Flick [46]. Hiermit wurden lediglich die ehemaligen Gusskorngrenzen mit den dort befindlichen Primärphasen sichtbar gemacht.

Der Unterschied der beiden Varianten wurde durch Bestimmung der Primärphasenanteile an den ehemaligen Gusskorngrenzen quantifiziert. Die Messung der Flächenanteile erfolgte mittels der Bilderkennungssoftware Analysis[®] und dem Inversmikroskop Olympus GX51.

Zugversuche aus gewalztem Butzenmaterial der Varianten „S“ und „L“

Es wurden wieder Zugversuche an Proben aus dem Butzenmaterial der beiden Varianten durchgeführt und Fließkurven erstellt. Aus den Fließkurven wurden die senkrechte Anisotropie (r-Wert) und der Verfestigungsexponent (n-Wert) bestimmt.

Bei der Herstellung der Flachzugproben nach DIN 50125-E5*50 (Abbildung 4.49) wurde versucht den stark kaltverfestigten Zustand des Materials nach dem Fließpressen nachzubilden. Dazu wurden Butzen der Varianten „S“ und „L“ zu 30 mm breiten Streifen zugeschnitten und mit einem DUO Versuchswalzwerk in neun Stichen zu Streifen mit einer Enddicke von 0,5 mm, ausgewalzt. Ziel war es, eine der Dosenwand ähnliche Probendicke zu erreichen, sowie den Fließpresszustand in angemessener Größe nachzustellen, um die aufwändige und fehlerbehaftete Probenfertigung aus der Dosenwand zu umgehen. In

Tabelle 4.9 ist der bei der Herstellung der Bandstreifen verwendete Stichplan eingetragen. Ausgangsdicke der zugeschnittenen Butzen war 8,2 mm. Der Walzendurchmesser betrug 203 mm und die Walzendrehzahl $30,30 \text{ min}^{-1}$.

Tabelle 4.9: Stichplan zur Herstellung der Zugproben-Blechstreifen

Walz-Stich	Banddicke [mm]	Stichabnahme ϵ [%]
I	6,7	18,3
II	5,7	14,9
III	4,0	29,8
IV	3,6	10,0
V	2,6	27,8
VI	2,0	23,1
VII	1,3	35,0
VIII	0,6	53,8
IX	0,5	16,7

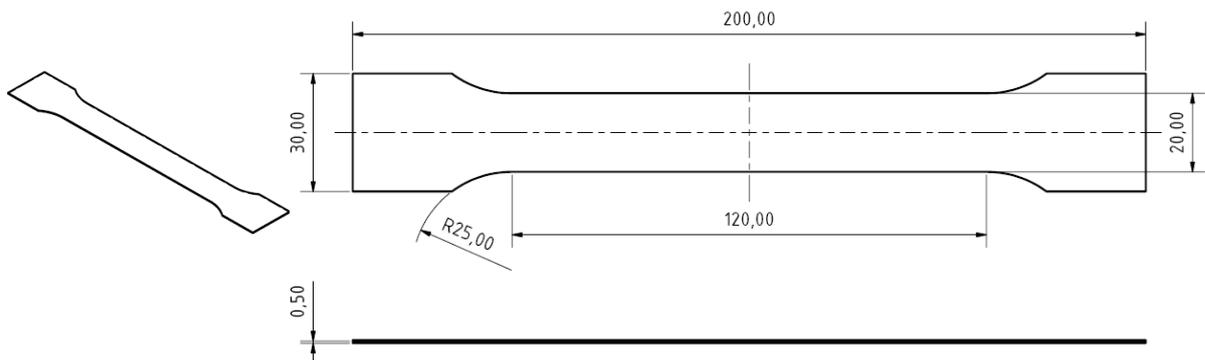


Abbildung 4.49: Abmessung der Zugproben nach DIN 50125-E5*50 aus „S“ und „L“

Bei einer Zugprobenlänge von 200 mm (Abbildung 4.49) konnten so aus jeder Butze drei Zugproben hergestellt werden.

Von jeder der beiden Varianten wurden zwei Streifen gewalzt, einmal in Warmwalzrichtung des Gussbandes und einmal 90° zu dieser. Daraus ergaben sich 12 Zugproben, wovon zwei beim Zuschneiden mit der Wasserstrahlschneidanlage verrutschten und zerstört wurden. Es wurden 10 Zugversuche ausgewertet.

Es wurden Fließkurven aus den ermittelten Spannungs-Dehnungs-Verläufen errechnet und miteinander verglichen. Aus diesen wurden die n- und r-Werte der Bänder ermittelt.

Die n-Werte wurden graphisch mittels linearer Regression aus der doppelt logarithmisch aufgetragenen Fließkurve bestimmt.

Der r-Wert ist laut Definition bei 20% bleibender Dehnung zu bestimmen. Da die erzielten Dehnungen bei weitem nicht an diesen Wert heranreichten, wurde er im gesamten Bereich der Fließkurve errechnet und über den Gleichmaßbereich gemittelt.

Verarbeitungsversuche der Gießvarianten „S“ und „L“

Die aus den beiden Erstarrungsversuchsvarianten „S“ und „L“ hergestellten Butzen wurden beim Aerosol-Spraydosen Hersteller TUBEX in Rangendingen (D) zu Dosen verarbeitet. Beginnend mit Variante „L“ wurden je 200kg Butzen befettet und in der Linie verpresst, lackiert und anschließend konifiziert. Der gesamte Verarbeitungsvorgang wurde überwacht und auftretende Fehler dokumentiert.

4.5.3 Ergebnisse und Diskussion

Metallografische Untersuchungen

Bei der metallografischen Untersuchung der beiden Gussvarianten bestätigt sich die oben getroffene Annahme, dass eine Verminderung der Rotationsgeschwindigkeit des Gießrades eine Erhöhung der Erstarrungsgeschwindigkeit zur Folge hat.

Abbildung 4.50 zeigt Schliffbilder aus der Butzenmitte der Gussvariante „S“ und Abbildung 4.51 jene der Variante „L“.

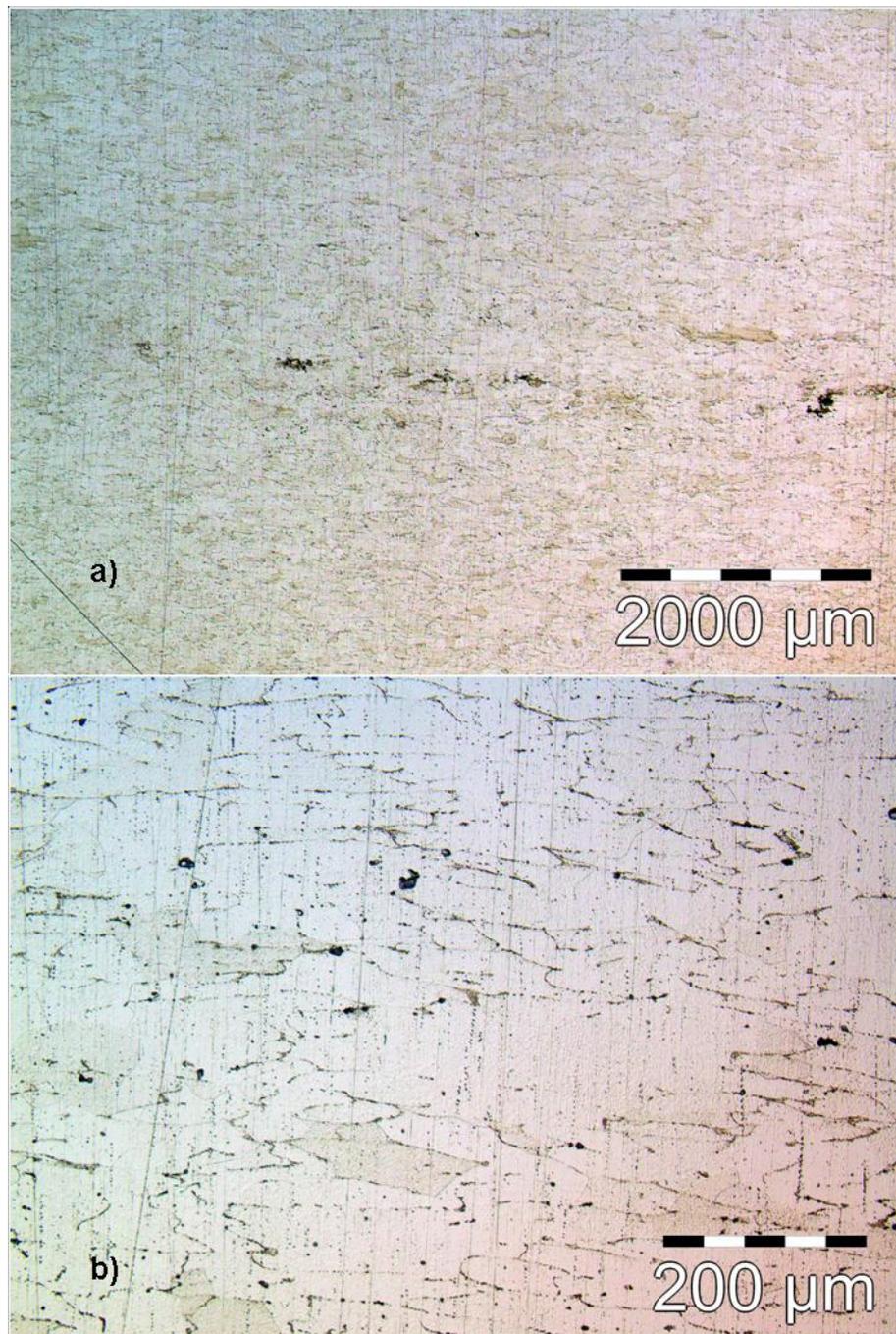


Abbildung 4.50 a und b: Butzenmitte der Gussvariante „S“ in unterschiedlicher Vergrößerung

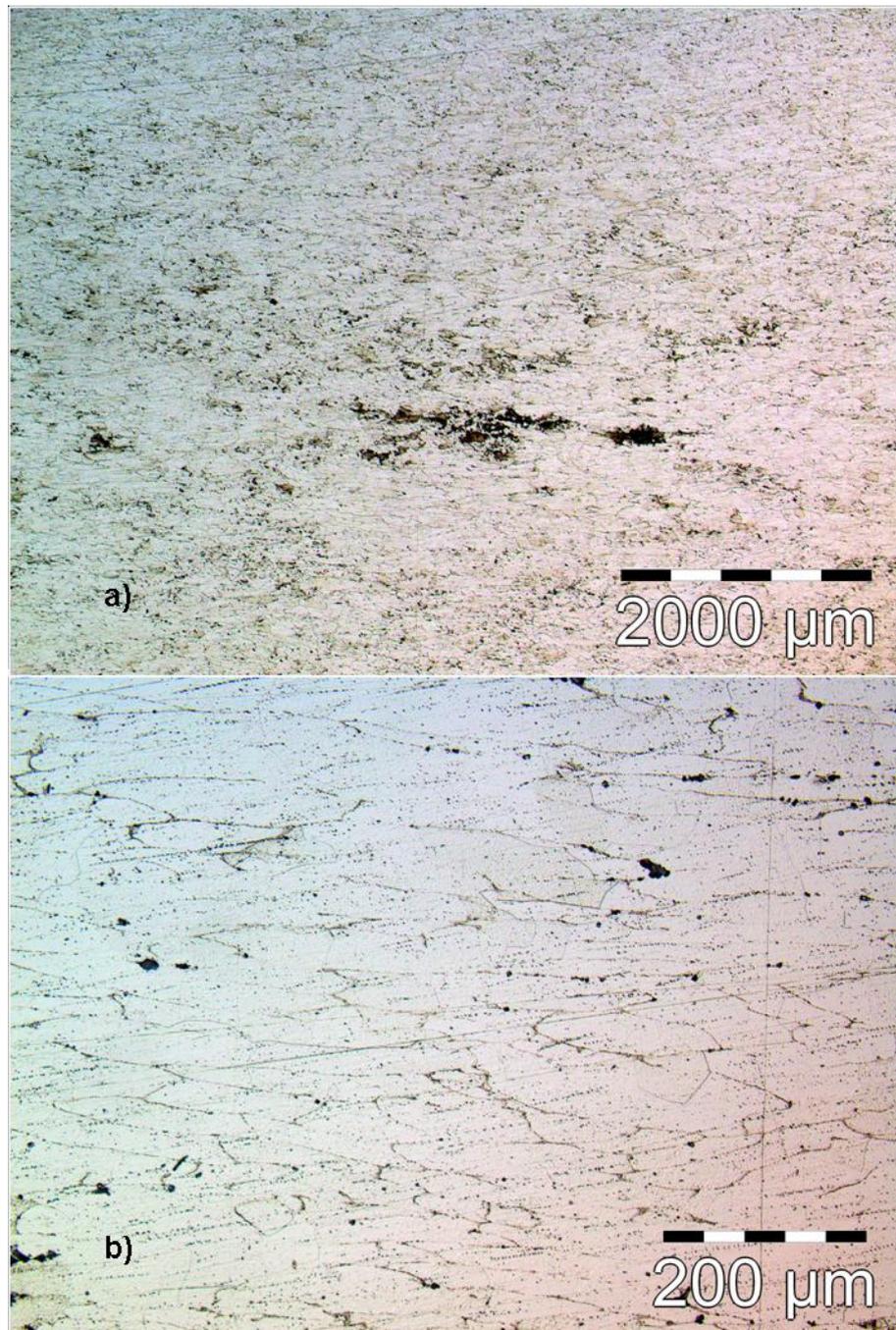


Abbildung 4.51 a und b: Butzenmitte der Gussvariante „L“ in unterschiedlicher Vergrößerung

Ein Vergleich der ehemaligen Gusskorn Grenzen in Abbildung 4.50 b) und Abbildung 4.51 b) lässt auf unterschiedlich rasches Fortschreiten der Erstarrungsfront schließen. Während bei Variante „S“ (Abbildung 4.50), aufgrund der rundlich angeordneten Primärphasen auf eine dendritische Erstarrung geschlossen werden kann, sind bei Variante „L“ (Abbildung 4.51) Korngrenzen-Tripelpunkte mit 120° Anordnung erkennbar. Diese lassen eine zelluläre Ausbildung der Gussstruktur erahnen. Weiters ist zu erkennen, dass die Belegung der Korngrenzensäume, durch Primärphasen bei zellulärer Erstarrung deutlich feiner ausfällt. In Abbildung 4.51 a) ist eine deutlich erhöhte Porosität in Butzenmitte erkennbar. Aus diesem Umstand kann ebenfalls darauf geschlossen werden, dass das Band rascher erstarrt.

Abbildung 4.52 a und b zeigt die Ermittlung des Flächenanteils der ehemaligen Gusskorn-
grenzen in Butzenmitte. Die automatisch ermittelten Korngrenzenanteile wurden dabei rot
eingefärbt. Bei der Erstellung wurde darauf geachtet, dass eventuelle Poren und Kratzer,
welche von der Präparation herrühren, in der Auswertung nicht berücksichtigt wurden. In
Tabelle 4.10 sind die Ergebnisse der Flächenmessung dargestellt.

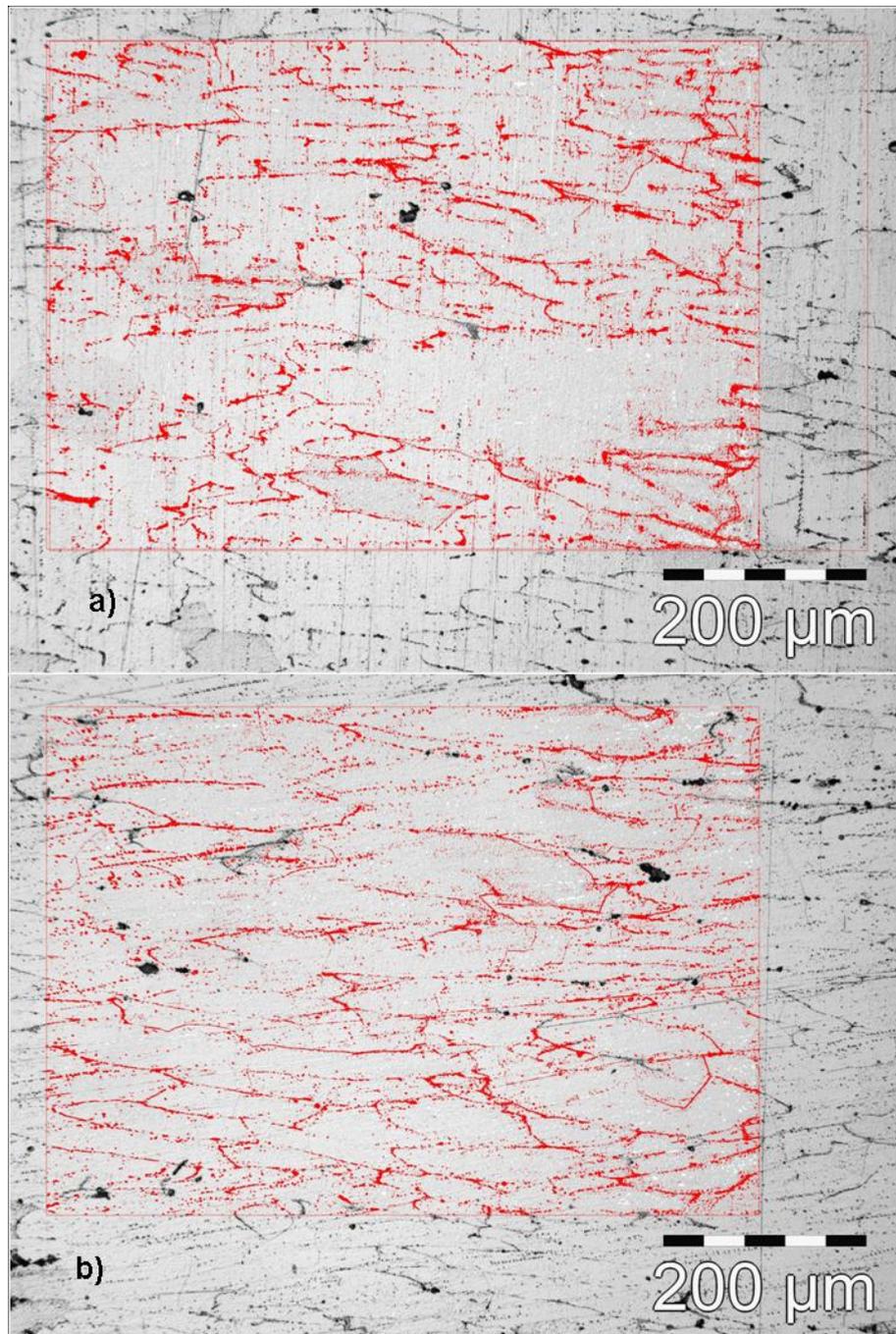


Abbildung 4.52: Bestimmung des Flächenanteils ehemaliger Gusskorn-
grenzen der Gussvarianten a) „S“ und b) „L“

Tabelle 4.10: Flächenanteile der in Abbildung 4.52 detektierten ehemaligen Gusskorngrenzen

Bezeichnung	untersuchte Fläche [μm^2]	Flächenanteil Rot [%]
S	354353,65	11,11
L	354353,65	9,55

Wie in Tabelle 4.10 ersichtlich weist die rasch erstarrte Variante „L“ einen deutlich verminderten Anteil an Primärphasen an den ehemaligen Gusskorngrenzen auf.

Zugversuche aus gewalztem Butzenmaterial der Varianten „S“ und „L“

Tabelle 4.11 zeigt die Bezeichnung der Zugproben in Abhängigkeit der Gussvarianten und der Entnahmerichtung zur Walzrichtung. In Abbildung 4.53 sind die aus den Zugversuchen ermittelten Fließkurven dargestellt.

Tabelle 4.11: Probenbezeichnung der Zugproben aus Variante „S“ und „L“

Probenbezeichnung	Variante	Entnahmerichtung zur Walzrichtung
1_S_1	S	0°
1_S_2	S	0°
2_S_1	S	90°
2_S_2	S	90°
3_L_1	L	0°
3_L_2	L	0°
3_L_3	L	0°
4_L_1	L	90°
4_L_2	L	90°
4_L_3	L	90°

Die Höhe und Lage der Fließkurven zeigt, dass der fließgepresste Zustand durch das Auswalzen der Butzen zu Bändern sehr gut nachgestellt wurde (Vergleich Abbildung 4.14). Aus den ermittelten Fließkurven (Abbildung 4.53) lassen sich keine eindeutigen Aussagen über die Unterschiede der beiden Versuchsvarianten treffen. Die Form und Lage der Fließkurven ist bei beiden Varianten ähnlich und auch die Gleichmaßdehnung A_g schwankt bei beiden Varianten gleich.

In Tabelle 4.12 sind die aus den Fließkurven ermittelten n- und r-Werte aufgelistet.

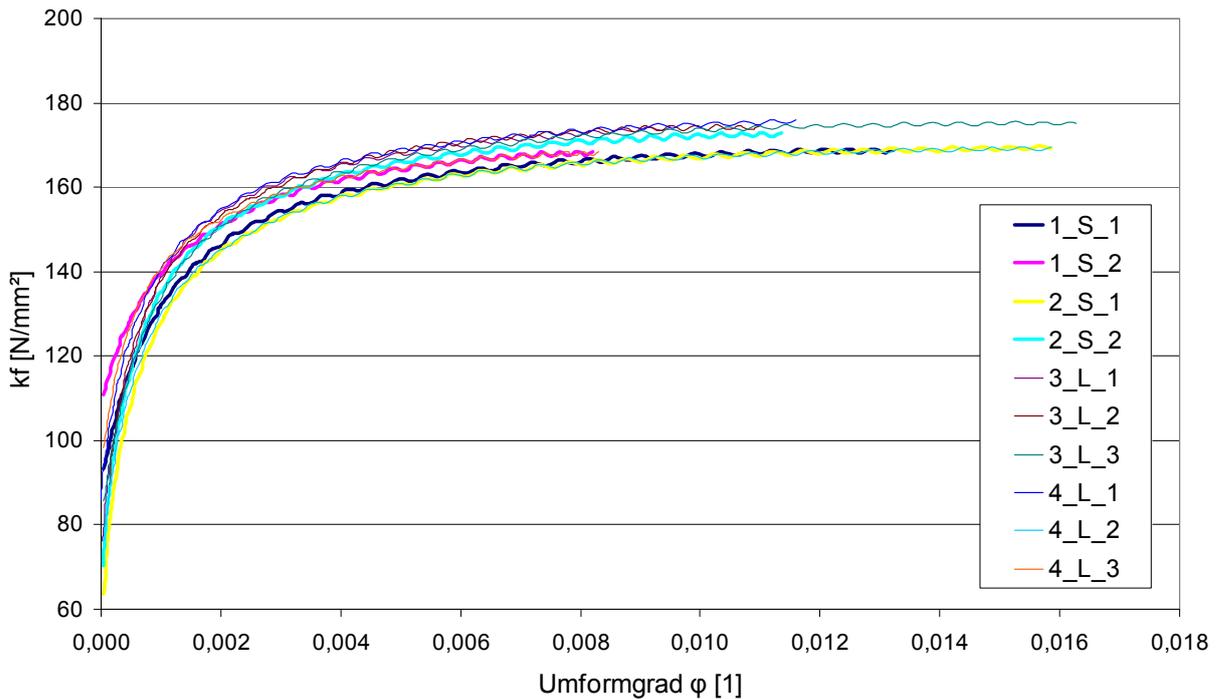


Abbildung 4.53: Fließkurven der Zugversuche aus Variante „S“ und „L“

Tabelle 4.12: n- und r-Werte der Walzbänder aus Variante „S“ und „L“

Zugprobe	n-Wert	r-Wert
1_S_1	0,119	0,4 – 0,5
1_S_2	0,073	0,2 – 0,3
2_S_1	0,080	0,2
2_S_2	0,087	0,5
3_L_1	0,064	0,4 – 0,5
3_L_2	0,115	0,4 – 0,5
3_L_3	0,102	0,4
4_L_1	0,087	0,3
4_L_2	0,085	0,2
4_L_3	0,080	0,5

Die Verfestigungsexponenten bewegen sich in einem Bereich um 0,08. Derart niedrige Verfestigungsexponenten begünstigen eine Lokalisierung der Dehnung und sind für die Blechverformung nicht günstig. Stark lokalisierte Dehnung mit folgender Einschnürung zeigten auch die Zugproben aus den Walzbändern. Abbildung 4.54 zeigt vier der bereits gezogenen und gerissenen Zugproben. Im Bereich des Bruches lässt sich nur eine sehr kleine eingeschnürte Zone erkennen sowie weitere stark lokalisiert gedehnte Bereiche mit beginnender Einschnürung unter 50° bis 60° zur Zugrichtung.

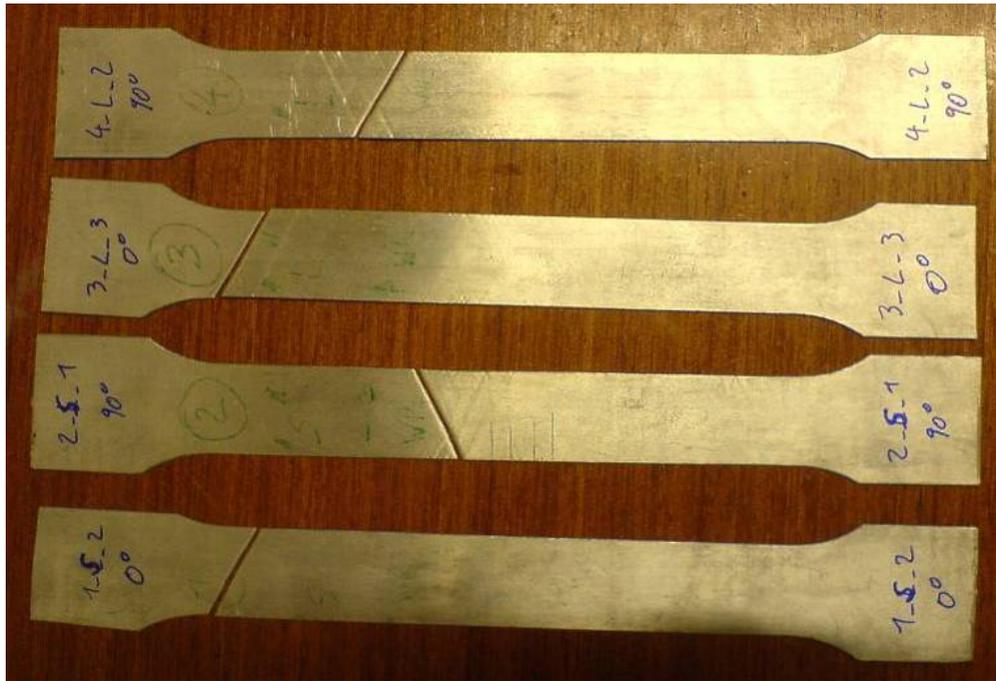


Abbildung 4.54: Gezogene Zugproben der Gussvarianten „S“ und „L“

Die r -Werte liegen in einem Bereich zwischen 0,2 bis 0,5. Daraus resultiert, dass die Dickenformänderung viel höher als die Breitenänderung ist. Dieser Umstand schränkt die Formbarkeit der Dose noch weiter ein.

Verarbeitungsversuche der Gießvarianten „S“ und „L“

Bei der Herstellung von Aerosoldosen aus Butzen der Varianten „S“ und „L“ ergaben sich die in Tabelle 4.13 gezeigten Fehleranteile.

Tabelle 4.13: Fehleranteil bei der Dosenfertigung aus Butzen der Variante „S“ und „L“

Bezeichnung	überwachte Dosenmenge [Stk]	aufgetretener Fehleranteil [%]
S	4104	0,171
L	4446	0,045

Es zeigte sich ein deutlicher Anstieg der Ausschussmenge beim Wechsel von Variante „L“ auf „S“. Die durch eine höhere Erstarrungsgeschwindigkeit, sowie durch eine niedrigere Warmwalztemperatur gekennzeichnete Variante „L“ lieferte deutlich bessere Ergebnisse in der Konifikation. Auch die Oberfläche der aus Variante „L“ erzeugten Dosen ist glatter als jene der Standardvariante „S“.

Die erhöhte Porosität bei Variante „L“ hat aufgrund des hohen hydrostatischen Druckspannungsanteils beim Fließpressen, der die Poren schließt, keine Auswirkungen auf die Endproduktqualität.

5. Zusammenfassung und Ausblick

Die vorliegende Arbeit wurde aufgrund von Fehlern an geformten Aluminium-Aerosoldosen initiiert. Ziel war es zum einen, eine Ursache oder zumindest den Entstehungszeitpunkt dieser Fehler zu finden und zum anderen, mögliche Änderungen im Herstellungsprozess vorzuschlagen, um die Fehlerhäufigkeit zu minimieren.

In einer ersten metallografischen Beurteilung der Gefügeentwicklung in den einzelnen Produktionsschritten konnten keine Fehler verursachenden Anomalien gefunden werden. Die metallografische Untersuchung der Prozesskette brachte jedoch einen umfangreichen Überblick über die Besonderheiten des mittels Bandgießen erzeugten Aluminiumbandes. Es lässt sich ein deutlicher Einfluss der Erstarrungsbedingungen am Gießrad auf die weitere Verarbeitbarkeit des Bandes erkennen. Die Ausbildung der Seigerungszone sowie die Menge an ausgeschiedenen Primärphasen hängen stark von der Gussgefügeausbildung und somit vom Erstarrungsvorgang ab.

Die Verteilung der Primärphasen im Walzprozess lässt auf einen erheblichen Einfluss auf die weitere Verformbarkeit des Aluminiums schließen.

Auch konnte der Verlauf der Fließlinien sowie eine feinere Gefügeausbildung an der Stanzkante sichtbar gemacht werden. Ein Einfluss, aus der Orientierung der Fließlinien und der geringeren Korngröße, auf die Fließspannung und das Fließverhalten des Aluminiums ist zu erwarten [24], [49].

Die Untersuchung der fließgepressten Hülsen zeigt, dass das Gefüge aus stark gestreckten und flachen Körnern, welche nur noch sehr geringe Verformungen ertragen können, besteht. Bei der Untersuchung der rissnahen Umgebung konnten ebenfalls keine Fehler verursachenden Partikel gefunden werden. Es zeigt sich jedoch die starke Lokalisierung der Verformung bei der Ausbildung des Risses.

Die Oberfläche des verjüngten Dosenhalses zeigt Wellen- und Faltenbildung, welche bei der folgenden Aufweitung Instabilitäten darstellen und das Auftreten lokalisierter Dehnungen begünstigen.

Die mechanischen Kennwerte der Hülsen nach dem Fließpressen bestätigen die aus der metallografischen Beurteilung getroffenen Annahmen. Das Aluminium befindet sich in einem stark kaltverfestigten Zustand, welcher nur noch geringe Restdehnungen zulässt. Kennwerte wie Proportionalitätsgrenze, Gleichmaßdehnung und Verfestigungsexponent bestätigen die schlechte Verformbarkeit des Materials.

Die Veränderung der Grenzformänderungskurve nach der Trocknung des Innenlackes zeigt, dass das Aluminium während des Trocknens zu Erholen beginnt. Allerdings zeigt auch das FLD maximale Grenzformänderungen von nur wenigen Prozent.

Aus einer Messung der Wandstärke der Hülsen ergaben sich über den Umfang verteilte Wanddickenschwankungen von 5 % bis 10 %. Diese begünstigen ebenfalls eine Lokalisierung der Dehnung und können so zur Ausbildung einer Einschnürung mit plastischem Versagen führen.

Die Bestimmung der tatsächlich auftretenden Belastungen, bei der Einförmigkeit der Dosenkontur zeigte die fehlerkritischen Umformschritte. Die Entstehung eines Risses ist lediglich in jenen Schritten möglich, in denen der bereits verjüngte Dosenhals wieder aufgeweitet wird (Umformschritte 5 bis 9), da es nur hierbei zum Auftreten von tangentialen Zugspannungen in der Dosenwand kommt.

Durch optische Dehnungsmessungen konnte außerdem gezeigt werden, dass es beim Aufweiten des Dosendurchmessers zur Ausbildung von Dehnungsspitzen über den Umfang kommt. Die dabei auftretenden tangentialen Dehnungen übersteigen im Zugversuch ermittelte Bruchdehnungswerte um ein Vielfaches. Aufgrund des stabilisierenden Effektes der Dosenwand kommt es hierbei zu einem gegenüber dem Zugversuch verspäteten Auftreten einer Einschnürung.

Aus einer Variation der Abwalzgrade konnte gefunden werden, dass sich ein hoher Warmwalzgrad besser auf die Verformbarkeit des Aluminiums auswirkt als die Höhe des rekristallisierten Gefügeanteils.

Bei starker Warmverformung wird die Gussstruktur mehr verformt und so das Primärphasennetzwerk stärker gestreckt. Dadurch wird das Primärphasennetz zerteilt und von zäherem Matrixmaterial umgeben, was die Verformbarkeit positiv beeinflusst.

Bei einer Erhöhung des Warmwalzgrades ergibt sich zwangsläufig ein geringerer Kaltwalzgrad. Bei zu geringer Kaltumformung wird nicht mehr genügend Verformungsenergie in das Material eingebracht, um ausreichend Triebkraft für die Rekristallisation bereitzustellen. Dadurch ergibt sich bei Varianten mit geringer Kaltumformung ein deutlich verringerter Rekristallisationsgrad.

Die besten Verarbeitungsergebnisse wurden mit Variante III, welche eine Warmumformung von $\varphi_{warm} = 0,711$ und eine Kaltumformung von $\varphi_{kalt} = 0,479$ aufweist, erzielt.

Allerdings zeigt jene Variante mit der geringsten Kaltverformung einen kleineren Fehleranteil bei der Formgebung als jene mit der geringsten Warmverformung und dem höchsten Kaltwalzgrad.

Demnach ist der Einfluss ob vollständig erholtes oder vollständig rekristallisiertes Aluminium vorliegt auf die Umformbarkeit, geringer als jener eines zusammenhängenden Primärphasennetzwerkes.

Mit steigender Erstarrungsgeschwindigkeit konnte die Zone konzentrischer Erstarrung verkleinert sowie die Ausbildung von Dendriten fast vollständig unterdrückt werden. Dies führt zu einer Verringerung des Korngrenzenanteils in der Bandmitte. Weniger Korngrenzen bieten weniger Platz zur Anlagerung von Primärphasen und mit steigender Erstarrungsgeschwindigkeit verringert sich die Zeit die zur Ausscheidung dieser zur Verfügung steht. Da die Verformbarkeit von Reinaluminium im Wesentlichen von den spröden Primärphasenteilen beeinflusst wird, wirkt sich eine raschere Erstarrung am Gießrad positiv auf den Grenzumformgrad aus.

Abschließend kann gesagt werden, dass der Einfurmungsprozess an der Belastungsgrenze des Materials liegt. Daher kann ein plastisches Versagen des Materials bei der Formgebung nicht zu 100 % ausgeschlossen werden. Es wurde jedoch gezeigt, dass durch Verbesserung des Herstellprozesses das Auftreten einer Einschnürung hinausgezögert werden kann und es so weniger häufig zur Ausbildung von Rissen bei der Einfurmung der Dosen kommt.

Eine Aufteilung des Aufweitungsvorganges auf mehrere Stufen könnte zu einer Absenkung der auftretenden Dehnungsspitzen oder sogar zu homogener Verformung führen und so das Defektrisiko ebenfalls verkleinern.

Eine Änderung in der Konstruktion der Einfurmungswerkzeuge könnte ebenfalls zu einer gewünschten Verbesserung des Prozesses führen. Beispielsweise könnte durch Einbringen von axialem Druck beim Aufweiten des Dosenhalses einer Ausdünnung der Wand entgegengewirkt werden.

Wie in den Untersuchungen gezeigt wurde, trägt eine Erhöhung der Erstarrungsgeschwindigkeit am Gießrad ebenfalls zu einer Verringerung des Fehleranteils bei. Dies kann durch Anwendung neuer Kühlkonzepte bei gleichbleibender Produktivität erreicht werden.

Abkürzungsverzeichnis

FLD	forming limit diagram
NAM	Neuman Aluminium Austria (Marktl)
MW	Mittelwert
X	Rekristallisierter Gefügeanteil
t	Zeit
$t_{0,5}$	Zeit bis 50 % rekristallisiert
a	Avrami-Johnson-Mehl-Kolmogorov Fitparameter
k_f	Fließspannung
n	Verfestigungsexponent
m	Dehnratenexponent
r	senkrechte Anisotropie
r_m	mittlere senkrechte Anisotropie
Δr	ebene Anisotropie
σ	Spannung
ε	Formänderung
φ	logarithmische Formänderung
$\dot{\varphi}$	Dehnraten
SFE	Stapelfehlerenergie
h_0	Ausgangshöhe (-dicke)
h_1	Endhöhe (-dicke)
A_0	Ausgangsquerschnittsfläche
A_1	Endquerschnittsfläche
d_1	Hülseninnendurchmesser
d_2	Hülsenaußendurchmesser
Index t	tangential
Index r	radial
Index ax	axial
Index b	Breite
Index s	Dicke
Index l	Länge
σ_K	Nennfestigkeit des Kristalls
K	Hall-Petch Konstante
d	Korngröße
L_c	Versuchslänge
L_0	Anfangslänge

Literaturverzeichnis

- [1] Lange, K., Kammerer, M., Pöhlandt, K., Schöck, J., Fließpressen, Springer, Berlin, 2008, 1.Auflage.
- [2] Nyallay, V., Optimization of an Aluminium Strip Casting Process, Diplomarbeit, Montanuniversität Leoben, 2001.
- [3] Kammer, C., Continuous casting of aluminium, TALAT Lecture 3210, 1999, S. 1 – 27.
- [4] Thym, G., Buxmann, K., Gyöngyös, I., Verfahrenstechnische und metallkundliche Besonderheiten des Bandgießens von Aluminium, 6. Internationale Leichtmetalltagung, Leoben - Wien, 1975, S. 217 - 219.
- [5] Staatsma, E.N., Kool, W.H., Katgerman, L., Single Roll Strip Casting of Aluminium Alloys. Light Metals, 1999, S. 76-81.
- [6] Callister, W.D.Jr., Materials, Science and Engineering, John Wiley and Sons. Inc., USA, 1997, 5. Auflage.
- [7] Bargel, H.J., Schulze, G., Werkstoffkunde für Ingenieure, Springer, Berlin, 2005, 9. Auflage.
- [8] Mehrotra, S.P., Srinivasa Rao, G., Gupta, S.P., Evaluation of Properties of Aluminium Strips Produced Using a laboratory Scale Single Roll continuous Strip Caster, Indian Institute of Metallurgy, vol. 52. Number 5, 1999, S. 313-325.
- [9] Birol, Y., Analysis of macro segregation in twin-roll cast aluminium strips via solidification curves, Journal of Alloys and Compounds, 2009, S. 5, article in press.
- [10] Biloni, S., Boettinger, W.J., Physical Metallurgy, Joun. BV, 1996.
- [11] Cooper, P., Trends in Rod Addition Point Increase Demands on TIBAl Quality, Metallurg Aluminium, 2006.
- [12] Wieser, D., Einfluß der Herstellungs- und Verarbeitungsbedingungen auf die Eigenschaften von AlFe - Gußband, Diplomarbeit, Montanuniversität Leoben, 1983.
- [13] Allen, C.M., O'Reilly, K.A.Q., Cantor, B., Evans, P.V., Intermetallic phase selection in 1XXX Al alloys, Progress in Materials Science, 43, 1998, S. 89 – 170.
- [14] Hirsch, J., Textures in industrial aluminum alloys, J.T. Staley Symposium Indianapolis ed. by M. Tiryakioglu ASM-International Materials Park Ohio, 2001, S. 276–281.
- [15] Ostermann, F., Anwendungstechnologie Aluminium, Springer, Berlin, 2007, 2. Auflage.
- [16] Miki, I., Kosuge, H., Nagahama, K., Supersaturation and Decomposition of AlFe Alloys during Solidification, Journal Jap. Institute Light Metals, Nr.25, 1975, S. 1 – 9.
- [17] Lange, K., Umformtechnik – Handbuch für Industrie und Wissenschaft – Band 1, Springer, Berlin Heidelberg, 1984, 2. Auflage.

- [18] Dahl, W., Kopp, R., Pawelski, O., Umformtechnik Plastomechanik und Werkstoffkunde, Stahleisen/Springer, Düsseldorf, 1993.
- [19] Wusatowski, Z., Grundlagen des Walzens, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1963.
- [20] Kammer, C., Aluminium Taschenbuch Band 1, Aluminium, Düsseldorf, 2002, 16. Auflage.
- [21] Zhou, S.X., Zhong, J., Mao, D., Funke, P., Experimental study on material properties of hot rolled and continuously cast aluminium strips in cold rolling, Journal of Materials Processing Technology, 134, 2003, S. 363-373.
- [22] Klocke, F., König, W., Fertigungsverfahren 4 - Umformen, Springer, Berlin Heidelberg, 2006, 5. Auflage.
- [23] Birzer, F., Lange, K., Umformen und Feinschneiden - Handbuch für Verfahren, Werkstoffe und Teilegestaltung, Hallwag AG, Bern Schweiz, 1997.
- [24] Gottstein, G., Physikalische Grundlagen der Materialkunde, Springer, Berlin Heidelberg, 2001, 2. Auflage.
- [25] Verhoeven, J. D., Fundamentals of Physical Metallurgy, John Wiley and Sons, New York, 1975, 1. Auflage
- [26] Buchmayr, B., Werkstoff- und Produktionstechnik mit Mathcad, Springer, Berlin, 2002, 1. Auflage.
- [27] Drossel, G., Friedrich, S., Huppatz, W., Kammer, C., et. al., Aluminium Taschenbuch Band 2, Aluminium, Düsseldorf, 1999, 15. Auflage.
- [28] Becker, H., Untersuchungen zum Napfrückwärtsfließpressen von Aluminiumwerkstoffen, Dissertation, Technische Universität Berlin, 1987.
- [29] VDI-Richtlinien, Kaltmassivumformen von Stählen und NE-Metallen – Grundlagen für das Kaltfließpressen, VDI 3138, Beuth, Berlin, März 1998.
- [30] Buchmayr, B., Kaltumformung – Eine systematische Betrachtung, Tagungsband - 4. Sommerschule Umformtechnik, 2009, S. 5-9.
- [31] Dipper, M., Das Fließpressen von Hülsen in Rechnung und Versuch, Dissertation, TH Stuttgart, 1949.
- [32] Alves, M.L., Almeida, B.P.P., Rosa, P.A.R., Martins, P.A.F., End forming of thin-walled tubes, Journal of Materials Processing Technology, 177, 2006, S. 183-187.
- [33] Almeida, B.P.P, Alves, M.L., Rosa, P.A.R., Brito, A.G., Martens, P.A.F., Expansion and reduction of thin-walled tubes using a die: Experimental and theoretical investigation, International Journal of Machine Tools & Manufacture, 46, 2006, S. 1643-1652.

- [34] Daxner, T. Rammerstorfer, F.G., Fischer, F.D., Instability phenomena during the conical expansion of circular cylindrical shells, *Comput.Methods Appl. Mech. Engrg*, 194, 2005, S. 2591-2603.
- [35] VDI-Richtlinien, Begriffe, Benennungen, Kenngrößen des Umformens, VDI 3137, Beuth, Berlin, Januar 1976.
- [36] Lehofer, H., Umformbarkeit metallischer Werkstoffe, Vorlesungsskriptum, Lehrstuhl für Umformtechnik, Montanuniversität Leoben, WS 2008/2009.
- [37] Doege, E., Behrens, B.A., *Handbuch Umformtechnik – Grundlagen, Technologien, Maschinen*, Springer, Berlin Heidelberg, 2007.
- [38] Hornbogen, E., Warlimont, H., *Metalle – Struktur und Eigenschaften der Metalle und Legierungen*, Springer, Berlin Heidelberg, 2006, 5. Auflage.
- [39] v. Karman, Th., Festigkeitsversuche unter allseitigem Druck, *Zeitschrift des Vereins deutscher Ingenieure*, 55, 1911, S. 1747-1756.
- [40] Stenger, H., Über die Abhängigkeit des Formänderungsvermögens metallischer Werkstoffe vom Spannungszustand, Dissertation, TH Aachen, 1965.
- [41] Marciniak, Z., Duncan, J., *Mechanics of Sheet Metal Forming*, Arnold, London, 1992.
- [42] Keeler, S.P., Determination of Forming Limits in Automotive Stampings, *Society of Automotive Engineers Technical Paper*, No. 650535, 1961.
- [43] Goodwin, G.M., Application of Strain Analysis to Sheet Metal Forming Problems in the Press Shop, *Society of Automotive Engineers Technical Paper*, No. 680093, 1968.
- [44] Buchner, B., Übungen zu Umformtechnik und –maschinen II - Ermittlung von Grenzformänderungsdiagrammen, Lehrveranstaltungsunterlagen, Lehrstuhl für Umformtechnik, Montanuniversität Leoben, SS 2007.
- [45] Kaluza, W., Kim, I., Bleck, W., Ermittlung von Grenzformspannungsdiagrammen zur Werkstoffcharakterisierung für die Blechumformung, *Kolloquium Wirkmedien Blechumformung - Sheet Metal Hydroforming*, 2001, S. 35-49.
- [46] Schumann, H., Oettel, H., *Metallografie*, Wiley-VCH, Weinheim, 2005, 14. Auflage.
- [47] Forstner, K., Buchmayr, B., Optische Messungen zur Ermittlung von Eigenstressungen an Kaltbändern, *Tagungsband - 4. Sommerschule Umformtechnik*, 2009, S. 119-124.
- [48] *Handbuch ARAMIS®. V5.4.1*, 2005.
- [49] Stüwe, H.P., *Mechanische Anisotropie*, Springer, Wien New York, 1974.

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1.1: Form und Lage der Fehlererscheinungen	1
Abbildung 2.1: Mögliche Einflussfaktoren auf die Umformbarkeit der Aluminiumbutze.....	4
Abbildung 2.2: Prinzip des Bandgießens [3].....	5
Abbildung 2.3: Prinzipskizze einer Rotary-Bandgussanlage [6]	6
Abbildung 2.4: Zellulare und dendritische Gefügeausbildung bei gerichteter und konzentrischer Erstarrung [2].....	7
Abbildung 2.5: Ausschnitt aus dem Al – Fe System bis 6 % Fe [12]	9
Abbildung 2.6: Einfluss der Abkühlrate auf die Bildung von Al-Fe Eutektika in untereutektischen Al-Fe Legierungen [13].....	10
Abbildung 2.7: Abhängigkeit des gelösten Eisens in einer AlFe-Legierung von der Abkühlgeschwindigkeit [16]	11
Abbildung 2.8: Verteilung der intermetallischen Phasen im Stranggussbarren (links) und im Gussband (rechts) in Al 99,5 [12].	11
Abbildung 2.9: Statische und dynamische Gefügeveränderung beim Warmwalzen [17]	13
Abbildung 2.10: Schematische Darstellung des Stanzens aus Bändern [1].....	14
Abbildung 2.11: Formfehler an der Schneid- bzw. Stanzkante [22].....	14
Abbildung 2.12: Schnittflächenvergleich a) feingeschnitten und b) normalgeschnitten [22]..	15
Abbildung 2.13: Gegenüberstellung Normalschneiden – Feinschneiden [23].....	15
Abbildung 2.14: Ausheilen und Umlagern von Versetzungen [7]	17
Abbildung 2.15: Kinetik der Rekristallisation bei Reinstaluminium [18]	18
Abbildung 2.16: Rekristallisationsdiagramm von 99,6 %-igem Aluminium für $t = 2 \text{ h}$ [20].....	19
Abbildung 2.17: Rekristallisationsverhalten von Reinaluminium mit 1/100 Atomprozent eines zweiten Elements [24]	20
Abbildung 2.18: Aluminiumbutzen a) vor der Oberflächenbehandlung und b) getrommelt [1].....	20
Abbildung 2.19: Trommel zum Schmierstoffbeschichten von Aluminiumbutzen (Schuler AG) [1]	22
Abbildung 2.20: Werkzeugelemente und Grundverfahren des Fließpressens (DIN 8583- 6) [29].....	23
Abbildung 2.21: Umformsimulation des Napf-Rückwärtsfließpressens mittels FE- Software DEFORM® 2D [30]	24
Abbildung 2.22: Ausbildung des Werkstoffflusses bei unterschiedlicher Querschnittsänderung, a) und b) $\epsilon_A = 0,51$ / c) und d) $\epsilon_A = 0,92$ [28]	25
Abbildung 2.23: Napf-Rückwärtsfließpressen als doppelter Stauchvorgang [31].....	26
Abbildung 2.24: Einzelschritte des Konfigurationsvorganges	28

Abbildung 2.25: Prinzipskizze des Eiformvorganges a) Aufweiten und b) Verjüngen [32] ..	29
Abbildung 2.26: Ausbildung der tangentialen Dehnung an der Außenkante einer aufgeweiteten Hülse [34]	29
Abbildung 3.1: Vergleich der Fließkurven eines gut und eines schlecht umformbaren Werkstoffes [36].....	30
Abbildung 3.2: Spannungs- Dehnungs-Diagramm sowie Fließkurve aus dem Zugversuch [37].....	32
Abbildung 3.3: Schematische Betrachtung des Umformvorganges [17]	33
Abbildung 3.4: Allgemeines Verhalten der Metalle in Bezug auf Formänderungsvermögen zu Fließspannung [36].....	35
Abbildung 3.5: Fließkurven unterschiedlicher Al-Legierungen [27]	35
Abbildung 3.6: Unterschiedliche Darstellung von Fließkurven [22]	37
Abbildung 3.7: Das Aufspalten einer Versetzung in zwei Teilversetzungen führt zu einem Stapelfehler [17].....	38
Abbildung 3.8: Einfluss der Stapelfehlerenergie auf die Warmfließkurve und auf Erholung und Rekristallisation [27].	39
Abbildung 3.9: Abhängigkeit des Formänderungsvermögens vom bezogenen Spannungsmittelwert, schematisch nach Stenger [40].....	40
Abbildung 3.10: Mohrsche Hüllparabel [36].....	41
Abbildung 3.11: Bauschinger-Effekt [37]	42
Abbildung 3.12: Formgebungslimits bei der Blechumformung [41]	43
Abbildung 3.13: Grenzformänderungsdiagramm (schematisch) mit entsprechender Probe (links unten) [44].....	44
Abbildung 3.14: Dehnungspfadabhängigkeit der Grenzformänderungskurve [15]	45
Abbildung 3.15: Senkrechte Anisotropie r in Abhängigkeit von der Orientierung zur Walzrichtung für verschiedene Aluminiumlegierungen nach [15]	47
Abbildung 4.1: Gussgefüge gießradseitig (Kontaktfläche schwarzer Rand).....	49
Abbildung 4.2: Gussgefüge Bandmitte	49
Abbildung 4.3: Walztextur nach dem Kaltwalzen.....	50
Abbildung 4.4: Weichgeglühtes Butzengefüge mit verformter Primärstruktur	51
Abbildung 4.5: Querschnitt durch die Butze mit Makroseigerungen in der Butzenmitte	51
Abbildung 4.6: Stanzkante an der Butze im Querschnitt mit Härteeindruck	52
Abbildung 4.7: Querschnitt der Dosenwand im Fehlerbereich (obere Einzugskante)	53
Abbildung 4.8: Dosengefüge um einen Riss (Draufsicht).....	53
Abbildung 4.9: Verjüngter Dosenhals in unterschiedlicher Vergrößerung	54
Abbildung 4.10: Probenform für eine Flachzugprobe nach DIN 50125-E5*50	55
Abbildung 4.11: Zugprobe aus lackiertem und unverformtem Dosenmaterial.....	56

Abbildung 4.12: Probenkörper nach ISO/WD 12004 [44].....	56
Abbildung 4.13: Nakazima-Proben aus der lackierten Rohdosenmantelfläche.....	57
Abbildung 4.14: Spannungs-Dehnungsverläufe der Zugversuche aus Dosenmaterial	58
Abbildung 4.15: FLD der fließgepressten (schwarz) und der lackierten (rot) Rohdose	59
Abbildung 4.16: Wanddicken an lackierten Dosen	60
Abbildung 4.17: Dosen mit Musteraufdruck in unterschiedlichen Umformstadien.....	62
Abbildung 4.18: Aufsummierte Umformgrade bei der Kontureinformung der Aerosoldosen.....	63
Abbildung 4.19: Lage der Stufenpunkte auf der Dosenkontur.....	64
Abbildung 4.20: Optisch bestimmter Belastungspfad bei der Einformung der Dosenkontur und in Abschnitt 4.2 bestimmtes FLD.....	64
Abbildung 4.21: ARAMIS® Dehnungsmessung der Schritte a) 5→6 und b) 6→7 Visualisierung: tangentielle Dehnung ε_t [%].....	66
Abbildung 4.22: Rekristallisations-Gefüge der Varianten I bis V mit den zugehörigen Blaupausen.....	69
Abbildung 4.23: Abmessungen und Entnahmeschema der Zugproben nach DIN 50125	70
Abbildung 4.24: Ehemalige Gusskorngrenzen in unterschiedlicher Vergrößerung, Variante I: a), b) und c) / Variante IV: d), e) und f).....	71
Abbildung 4.25: Klassierung der Butzengefüge der Varianten I (a), II (b), III (c), IV (d) und V (e).....	72
Abbildung 4.26: Gefügeausbildung in der Randzone einer Butze der Variante I	73
Abbildung 4.27: Fließkurve und r-Wert der Variante III, 0° zur Walzrichtung, Zustand weichgeglüht.....	74
Abbildung 4.28: Fließkurve und r-Wert der Variante III, 45° zur Walzrichtung, Zustand weichgeglüht.....	75
Abbildung 4.29: Fließkurve und r-Wert der Variante III, 90° zur Walzrichtung, Zustand weichgeglüht.....	75
Abbildung 4.30: Proportionalitätsgrenze $R_{p0,2}$ der Varianten I bis V, 0° zur Walzrichtung, vor und nach dem Glühen	76
Abbildung 4.31: Proportionalitätsgrenze $R_{p0,2}$ der Varianten I bis V, 45° zur Walzrichtung, vor und nach dem Glühen.....	77
Abbildung 4.32: Proportionalitätsgrenze $R_{p0,2}$ der Varianten I bis V, 90° zur Walzrichtung, vor und nach dem Glühen.....	77
Abbildung 4.33: Zugfestigkeit R_m der Varianten I bis V, 0° zur Walzrichtung, vor und nach dem Glühen	78
Abbildung 4.34: Zugfestigkeit R_m der Varianten I bis V, 45° zur Walzrichtung, vor und nach dem Glühen	78

Abbildung 4.35: Zugfestigkeit R_m der Varianten I bis V, 90° zur Walzrichtung, vor und nach dem Glühen	79
Abbildung 4.36: Gleichmaßdehnung A_g der Varianten I bis V, 0° zur Walzrichtung, vor und nach dem Glühen	79
Abbildung 4.37: Gleichmaßdehnung A_g der Varianten I bis V, 45° zur Walzrichtung, vor und nach dem Glühen	80
Abbildung 4.38: Gleichmaßdehnung A_g der Varianten I bis V, 90° zur Walzrichtung, vor und nach dem Glühen	80
Abbildung 4.39: Bruchdehnung A der Varianten I bis V, 0° zur Walzrichtung, vor und nach dem Glühen	81
Abbildung 4.40: Bruchdehnung A der Varianten I bis V, 45° zur Walzrichtung, vor und nach dem Glühen	81
Abbildung 4.41: Bruchdehnung A der Varianten I bis V, 90° zur Walzrichtung, vor und nach dem Glühen	82
Abbildung 4.42: Brucheinschnürung Z der Varianten I bis V, 0° zur Walzrichtung, vor und nach dem Glühen	82
Abbildung 4.43: Brucheinschnürung Z der Varianten I bis V, 45° zur Walzrichtung, vor und nach dem Glühen	83
Abbildung 4.44: Brucheinschnürung Z der Varianten I bis V, 90° zur Walzrichtung, vor und nach dem Glühen	83
Abbildung 4.45: Verfestigungsexponent n der Varianten I bis V, 0° zur Walzrichtung, vor und nach dem Glühen	84
Abbildung 4.46: Verfestigungsexponent n der Varianten I bis V, 45° zur Walzrichtung, vor und nach dem Glühen	84
Abbildung 4.47: Verfestigungsexponent n der Varianten I bis V, 90° zur Walzrichtung, vor und nach dem Glühen	85
Abbildung 4.48: Bezeichnung und Anordnung der Kühlzonen im und um das Gießrad.....	88
Abbildung 4.49: Abmessung der Zugproben nach DIN 50125-E5*50 aus „S“ und „L“	90
Abbildung 4.50 a und b: Butzenmitte der Gussvariante „S“ in unterschiedlicher Vergrößerung.....	92
Abbildung 4.51 a und b: Butzenmitte der Gussvariante „L“ in unterschiedlicher Vergrößerung.....	93
Abbildung 4.52: Bestimmung des Flächenanteils ehemaliger Gusskorngrenzen der Gussvarianten a) „S“ und b) „L“	94
Abbildung 4.53: Fließkurven der Zugversuche aus Variante „S“ und „L“	96
Abbildung 4.54: Gezogene Zugproben der Gussvarianten „S“ und „L“	97

Tabellenverzeichnis

Tabelle 2.1: Mittlere Zusammensetzung der Legierungselemente in Gew.-% für die Aluminiumlegierung AA 1050 bei NAM.....	8
Tabelle 4.1: Hauptabmessungen der gewählten Probengeometrie nach Abbildung 4.10.....	55
Tabelle 4.2: Ergebnisse der Zugversuche aus dem Dosenmaterial	58
Tabelle 4.3: Walzparameter der Varianten I bis V	67
Tabelle 4.4: Klassierung nach dem Flächeninhalt der Körner	68
Tabelle 4.5: Flächenanteile an rekristallisiertem Korn der Varianten I bis V	73
Tabelle 4.6: Mittlere senkrechte und ebene Anisotropie der Walzvarianten I bis V.....	76
Tabelle 4.7: Fehleranteil bei der Dosenfertigung aus Butzen der Walzvariationen I bis V	86
Tabelle 4.8: Parameter der Varianten „S“ und „L“	88
Tabelle 4.9: Stichplan zur Herstellung der Zugproben-Blechstreifen	90
Tabelle 4.10: Flächenanteile der in Abbildung 4.52 detektierten ehemaligen Gusskorngrenzen	95
Tabelle 4.11: Probenbezeichnung der Zugproben aus Variante „S“ und „L“	95
Tabelle 4.12: n- und r-Werte der Walzbänder aus Variante „S“ und „L“	96
Tabelle 4.13: Fehleranteil bei der Dosenfertigung aus Butzen der Variante „S“ und „L“	97