

Untersuchungen zum Strangpressen von Aluminiumhohlprofilen mit axial variabler Wandstärke

vorgelegt von
Dipl.-Ing.
Maik Negendank
geb. in Stralsund

von der Fakultät III – Prozesswissenschaften
der Technischen Universität Berlin
zur Erlangung des akademischen Grades

Doktor der Ingenieurwissenschaften
- Dr.-Ing. -

genehmigte Dissertation

Promotionsausschuss:

Vorsitzender:	Prof. Dr. Aleksander Gurlo
Gutachter:	Prof. Dr. rer. nat. Walter Reimers
Gutachter:	Prof. Dr.-Ing. A. Erman Tekkaya

Tag der wissenschaftlichen Aussprache: 31.03.2017

Berlin 2017

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Forschungszentrum Strangpressen des Fachgebiets Metallische Werkstoffe an der Technischen Universität Berlin. Für das Zustandekommen möchte ich mich bei einer Reihe von Personen bedanken.

Zunächst möchte ich mich besonders bei Herrn Prof. Dr. rer. nat. W. Reimers für das stete Interesse am Fortgang dieser Arbeit, die hilfreichen Diskussionen und Hinweise sowie die Übernahme eines Gutachtens bedanken.

Herrn Prof. Dr.-Ing. A. E. Tekkaya danke ich herzlich für die Übernahme des Gutachtens und das große Interesse an dieser Arbeit.

Ferner bedanke ich mich bei Prof. Dr. A. Gurlo für die Übernahme des Vorsitzes im Promotionsausschuss.

Zudem danke ich Herrn Dr. S. Müller für die Anregung zu diesem Thema, die Betreuung und die Unterstützung zur Ermöglichung der vorliegenden Arbeit. Darüber hinaus möchte ich Herrn Dr.-Ing. S. Gall für die zahlreichen und wertvollen Diskussionen danken. Herrn Dr.-Ing. Vidal Sanabria sowie C. Müller und S. Timm danke ich sehr für Ihre maschinenbauliche Unterstützung bei der Werkzeugentwicklung. Zudem möchte ich mich beim gesamten Team der Forschungszentrums Strangpressen insbesondere Dr.-Ing. W. Thedja, Dipl.-Ing. M. Jähnke, A. Nitschke, Dipl.-Ing. R. Nitschke und Dipl.-Ing. F. Gensch für Ihren Beitrag zur Versuchsdurchführung bedanken. Herrn Dr. Hans-Michael Mayer danke ich für die Unterstützung bei den zahlreichen Zug- und Stauchversuchen.

Herrn A. Treff, Frau M. Paulisch sowie Herrn Dr. T. Link danke ich für die Unterstützung bei den TEM-Untersuchungen. Bei Herrn J. Nissen und I. Driehorst möchte ich mich für die Durchführung der EBSD-Analysen und die Hilfestellungen bei deren Auswertung bedanken.

Im Rahmen der Bearbeitung des Projekts aus dem diese Arbeit hervorging entstanden zahlreiche studentische Abschlussarbeiten, die jeweils ebenfalls einen Beitrag zum Gelingen leisteten. Dafür bedanke ich mich bei Herrn J. Eichler, Herrn A. Treff, Herrn S. Schmidt, Herrn U. A. Taparli, Herrn K. Zakirov und Herrn A. Radwan.

Abschließend gilt mein besonderer Dank meiner Frau Swantje und meinem Sohn Jannik für ihr Verständnis und ihre stetige Unterstützung.

Kurzfassung

Untersuchungen zum Strangpressen von Aluminiumhohlprofilen mit axial variabler Wandstärke

Ein möglichst ressourcenschonender Umgang mit den auf der Erde vorhandenen natürlichen Rohstoffen, insbesondere den fossilen Energieträgern, dem Ziel einer Minderung der globalen CO₂-Emissionen und einer Begrenzung der Erderwärmung machen im industriellen Transportsektor innovative Leichtbauentwicklungen notwendig. Aluminiumlegierungen sind derzeit im Leichtbaubereich der am häufigsten eingesetzte Werkstoff. Die Verarbeitung erfolgt u. a. über den Strangpressprozess. Dabei können durch die starren Werkzeuge im konventionellen Prozess jedoch lediglich konstante Querschnitte über die Profillänge erzeugt werden. Eine Flexibilisierung des Strangpressprozesses und dessen Produktportfolios im Hinblick auf lokal lastangepasste Profilquerschnitte sind jedoch wünschenswert. Daher wird in der vorliegenden Arbeit das Strangpressen von Aluminiumhohlprofilen mit axial variabler Wandstärke untersucht.

Zunächst kam dabei das Verfahren des Strangpressens über einen Dorn mit abgestufter Dornspitze zum Einsatz. Durch axiale Dornbewegung während des Pressens wurde der formgebende Spalt und somit die Wanddicke von nahtlosen Hohlprofilen erfolgreich mehrfach über die Profillänge verändert. Dabei wurde in den Übergangsbereichen eine Reduktion des Außendurchmessers festgestellt. Mittels numerischer Materialflussuntersuchungen wurde die Ursache dieses unerwünschten Effekts ermittelt und verschiedene Maßnahmen zu dessen Minderung untersucht. Des Weiteren wurde der Pressprozess hinsichtlich wichtiger Prozesskenngrößen charakterisiert. Da die Mikrostruktur die mechanischen Werkstoffeigenschaften beeinflusst, wurde die Mikrostruktur zum einen entlang des Umformwegs und zum anderen in Abhängigkeit von den Prozessparametern mittels Licht- und Elektronenmikroskopie untersucht und mit den mechanischen Eigenschaften in Verbindung gebracht.

Das Verfahren des Strangpressens über Dorn ist auf einfache Profilquerschnitte beschränkt. Daher wurde weiterhin ein Verfahren bzw. ein Werkzeug zum Strangpressen von nahtbehafteten Hohlprofilen auf Basis eines Kammerwerkzeugs entwickelt und die experimentelle Machbarkeit einer Wanddickenänderung beim Strangpressen erfolgreich gezeigt.

Abstract

Investigations on the extrusion of aluminum hollow profiles with axial variable wall thickness

Since natural resources especially those of fossil fuels are limited and due to the aim of significantly reducing CO₂-emissions in order to limit the effect of global warming there is a need for innovative lightweight solutions in the field of transportation. Currently aluminum alloys are widely used for lightweight constructions. Besides rolling aluminum alloys are mainly processed via the extrusion process. Due to the rigid dies in conventional extrusion only profiles with a constant cross section over a profile's length can be manufactured. Thus, a flexibilization of the extrusion process and its product portfolio with regard to load adapted cross sections is desirable for the innovative enhancements in the field of lightweight constructions. Therefore, in this work investigations on the extrusion of aluminum hollow profiles with axial variable wall thickness were carried out.

In a first stage the process of tube extrusion using a mandrel with a stepped tip was applied. The wall thickness was varied by axial movement of the mandrel during extrusion. Thus, the gap between die bearing and mandrel tip and hence the wall thickness was changed. In regions of wall thickness transitions a reduction of the outer tube diameter was found. With help of numerical investigations of the material flow, the reason for its origin was revealed and different steps towards a reduction of the occurring phenomenon were investigated. Additionally, the extrusion process was characterized by means of important process indicators. Since the microstructure significantly influences the material properties, its development was investigated along the deformation path as well as in relation to the process parameters using light optical and electron microscopy. Furthermore, the microstructure was correlated to the mechanical material properties.

Due to the limitation of only simple hollow profile cross sections when using mandrel extrusion, a process or rather a die set for the extrusion of hollow profiles with seamwelds on the basis of a porthole die was developed. The feasibility of profile extrusion with axial variable wall thickness using the developed tool was successfully shown in experimental trials.

Symbolverzeichnis

A_0	Aufnehmerquerschnittsfläche
A_B	Querschnittsfläche des aufgetauchten Bolzens im Aufnehmer
A_D	Querschnittsfläche von Rohrdruckproben
$\mathbf{b}$	Burgersvektor
B	Außendurchmesser der Breitseite von Vierkanthohlprofilen
b	Innendurchmesser der Breitseite von Vierkanthohlprofilen
c_{spez}	spezifische Wärmekapazität
D_A	Aufnehmerdurchmesser
D_a	Rohraußendurchmesser
$D_{a,M}$	mittlerer Außendurchmesser
$\Delta D_{a,\text{max}}$	maximale Außendurchmesserdifferenz
D_{AR}	Auflagerrollendurchmesser
D_{BR}	Biegerollendurchmesser
$D_{B,a}$	Außendurchmesser eines Bolzens
$D_{B,i}$	Innendurchmesser eines Bolzens
D_D	Durchmesser des Dornschafts
D_{DM}	Dorndurchmesser in Matriz
D_{DS}	Durchmesser der Dornspitze
D_i	Rohrinnendurchmesser
$D_{i,M}$	mittlerer Innendurchmesser
$\Delta D_{i,\text{max}}$	maximale Innendurchmesserdifferenz
D_M	Matrizendurchmesser
d_s	Subkorngröße
E	E-Modul
ϵ_{Br}	Bruchdehnung
E_D	gespeicherte Verformungsenergie
E_{Vers}	Energie einer Versetzungslinie pro Einheitslänge
F	allgemeine Kraft
F_D	Dornzugkraft
$F_{D,m}$	mittlere im Druckversuch vorherrschende Kraft
$F_{D,\text{max}}$	erstes Kraftmaximum im axialen Druckversuch
F_{ges}	Gesamtkraft
$F_{\text{ges, stat}}$	Gesamtkraft im stationären Prozessbereich
F_K	Knickkraft
F_M	Matrizenkraft
F_R	Reibkraft
$F_{R,A}$	Reibungskraft Aufnehmer/Bolzen

$F_{R,A \max}$	maximale Reibungskraft zwischen Bolzen und Aufnehmerinnenwandung
$F_{R, KW}$	Zusammengefasste Reibkräfte bei Verwendung von Kammerwerkzeugen
$F_{R,D \text{ UZ}}$	Reibkraft zwischen Umformgut und Dorn in der Umformzone
G	Schubmodul
H	Außendurchmesser der Hochseite von Vierkanthohlprofilen
h	Innendurchmesser der Hochseite von Vierkanthohlprofilen
I bzw. I_y	axiales Flächenträgheitsmoment
k_B	Boltzmannkonstante
l	Länge
l_{AR}	Abstand zwischen den Auflagerrollen
l_B	Bolzenlänge
l_{BS}	aufgestauchte Bolzenlänge
l_{DP}	Probenlänge im axialen Stauchversuch
l_K	Knicklänge
l_u	Länge der Umformzone
m	Probenmasse
M_b	Biegemoment
$M_{b,max}$	maximales Biegemoment
$M_{b,zul}$	zulässiges Biegemoment
m_R	Reibungskoeffizient
m_S	Schmid-Faktor
P_G	spezifischer Pressdruck
$\overline{P_{G,stat}}$	spezifischer Pressdruck im stationären Prozessbereich
$\dot{\phi}_{ges}$	mittlere Hauptformänderungsgeschwindigkeit
ϕ_{ges}	Gesamthauptformänderung
ϕ_D	Umformgrad im axialen Druckversuch
R	Pressverhältnis
$R_{p 0,2}$	Dehngrenze
R_m	Zugfestigkeit
ρ	Dichte
ρ_{Vers}	Versetzungsdichte
s_B	Traversenverfahrweg im Dreipunktbiegeversuch
S_B	Sicherheitsfaktor gegen Gewaltbruch
s_D	Stempelverfahrweg im axialen Druckversuch
S_F	Sicherheitsfaktor gegen plastische Deformation
S_K	Sicherheitsfaktor gegen Knicken
σ	Normalspannung
σ_v	Vergleichsspannung
σ_b	Biegespannung

$\sigma_{D,max}$	maximale Druckfestigkeit im axialen Druckversuch
σ_{wirk}	wirksame Spannung
σ_{zul}	zulässige Spannung
t	Rohrwanddicke
t_M	Mittelwert der Wanddicke
t_{min}	minimale Rohrwanddicke
t_{max}	maximale Rohrwanddicke
Δt_{max}	maximaler Wanddickenunterschied
t_N	Nennwanddicke
T_B	Bolzeneinsatztemperatur
T_h	homologe Temperatur
T_O	Ofentemperatur
T_p	Profilaustrittstemperatur
$T_{p,max}$	maximale Profilaustrittstemperatur
T_S	Schmelztemperatur
ΔT	Temperaturdifferenz
τ	Schubspannung
τ_S	kritische Scherrspannung
W	Widerstandsmoment
$W_{b,erf}$	erforderliches Widerstandsmoment
z	Abstand von der neutralen Faser

Inhaltsverzeichnis

1. Einleitung	1
2. Stand der Kenntnisse	3
2.1. Aluminium und Aluminiumlegierungen	3
2.1.1. Allgemeine Eigenschaften von Aluminium	3
2.1.2. Aluminiumlegierungen der EN AW-6xxx Klasse	4
2.1.3. Ausscheidungshärtung bei EN AW-6xxx-Legierungen	6
2.1.4. Verformung von Aluminium	10
2.1.5. Erholung, Rekristallisation und Kornwachstum	12
2.1.5.1. Erholung	12
2.1.5.2. Rekristallisation	14
2.1.5.3. Kornwachstum	17
2.2. Strangpressen von Hohlprofilen	17
2.2.1. Strangpressen von nahtlosen Hohlprofilen	17
2.2.2. Strangpressen von nahtbehafteten Hohlprofilen	18
2.2.3. Lastfälle und Auslegung	20
2.3. Grundlagen der Modellierung von Strangpressprozessen mittels FEM	26
2.3.1. Die Methode der finiten Elemente	26
2.3.2. Kontinuumsmechanische Modellierung des Materialflusses	26
3. Zielsetzung	28
4. Experimentelle Grundlagen und Versuchsdurchführung	29
4.1. Verwendete Aluminiumlegierungen und Bolzenvorbereitung	29
4.2. Strangpressen von Aluminiumhohlprofilen	30
4.2.1. Indirektes Strangpressen von nahtlosen Rohren mit konstanter Wanddicke	30
4.2.2. Indirektes Strangpressen von nahtlosen Rohren mit axial variabler Wanddicke	35
4.3. Wärmebehandlung	37
4.4. Mikrostrukturelle Analyse	39
4.4.1. Metallographische Probenpräparation	39
4.4.2. Lichtmikroskopie	39
4.4.3. Electron Backscatter Diffraction (EBSD)	40
4.4.4. Ausscheidungscharakterisierung mittels Transelektronenmikroskopie	

(TEM)	41
4.5. Analyse von mechanischen Werkstoff- und Bauteileigenschaften	42
4.5.1. Flachzugversuche	42
4.5.2. Axiale Stauchversuche von Profilsegmenten	43
4.5.3. Dreipunktbiegeversuche an Profilabschnitten	45
5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und –charakterisierung	47
5.1. Indirektes Strangpressen von nahtlosen Rohren konstanter Wanddicke	47
5.1.1. Prozesscharakterisierung	47
5.1.1.1. Einflüsse der Strangpressparameter auf den spezifischen Pressdruck beim indirekten Strangpressen über stehenden Dorn	47
5.1.1.2. Einflüsse der Strangpressparameter auf die Profilaustritts- temperatur	50
5.1.2. Charakterisierung der Rohrmaße	52
5.2. Indirektes Strangpressen von nahtlosen Rohren mit axial variabler Wanddicke	56
5.2.1. Prozesscharakterisierung	57
5.2.1.1. Einflüsse der Strangpressparameter auf den spezifischen Press- druck beim indirekten Strangpressen nahtloser Rohre mit axial variabler Wanddicke	57
5.2.1.2. Einfluss der Strangpressparameter auf die Profilaustrittstem- peratur beim indirekten Strangpressen nahtloser Rohre mit axial variabler Wanddicke	60
5.2.1.3. Charakterisierung der Maße von Rund- sowie Vierkantrohren in dick- und dünnwandigen Rohrabschnitten mit konstanter Wanddicke	64
5.2.1.4. Charakterisierung der Rohrmaße entlang der Rohrlänge insbe- sondere in kontinuierlichen und diskontinuierlichen Wanddicken- übergangsbereichen	67
5.2.1.5. Einfluss der Strangpressparameter auf die Rohrmaße im Bereich der kontinuierlichen Wanddickenabnahme	71
5.2.1.6. Ansatz zur Verbesserung der Maßhaltigkeit in diskontinuierlichen Wandstärkenübergängen	72
5.2.2. Modellierung des Strangpressens von nahtlosen Rohren mit axial	

variabler Wanddicke	72
5.2.2.1. Modellaufbau	72
5.2.2.2. Darstellung der Simulationsergebnisse	75
5.3. Entwicklung eines Werkzeugs zum direkten Strangpressen von nahtbehafteten Hohlprofilen mit axial variabler Wanddicke	81
5.3.1. Prinzipbeschreibung des Werkzeugkonzepts	82
5.3.2. Modellierung des Strangpressens von nahtbehafteten Hohlprofilen mit axial variabler Wanddicke	83
5.3.2.1. Numerische Materialflussuntersuchungen unter Berücksichtigung der Keilbewegung	83
5.3.2.2. Bestimmung der bei der Keilbewegung auftretenden Kräfte	86
5.3.2.3. Numerische Werkzeugbelastungsanalyse	88
5.3.3. Strangpressversuche von nahtbehafteten Hohlprofilen mit axial variabler Wanddicke unter Verwendung des zuvor entwickelten Kammerwerkzeugs	95
5.3.3.1. Versuchsdurchführung	95
5.3.3.2. Charakterisierung der Profilabmaße	98
6. Ergebnisdarstellung zur Profilcharakterisierung	104
6.1. Mikrostrukturelle Charakterisierung	104
6.1.1. Mikrostruktur der Stranggussbolzen	104
6.1.2. Mikrostrukturentwicklung während der Umformung	105
6.1.3. Mikrostrukturentwicklung in dickwandigen und dünnwandigen Profilabschnitten in Abhängigkeit von den Strangpressparametern	109
6.1.4. Axiale Mikrostrukturentwicklung bei kontinuierlicher Wanddickenreduktion	119
6.1.5. Ausscheidungscharakterisierung	122
6.1.6. Gefügedarstellung von direkt unter Verwendung des entwickelten Werkzeugs stranggepressten Profilbereichen	125
6.2. Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften unter quasi-statischer Zugbelastung	125
6.2.1. Einfluss der Strangpressparameter auf die mechanischen Eigenschaften unter Zugbelastung im stranggepressten Zustand (as-extruded)	125
6.2.2. Einfluss der Wärmebehandlung auf die mechanischen Material-	

Eigenschaften unter Zugbelastung	128
6.2.3. Einfluss der Strangpressparameter auf die mechanischen Eigenschaften unter Zugbelastung im warmausgelagerten Zustand	129
6.3. Charakterisierung mechanischer Eigenschaften von Profilsegmenten	132
6.3.1. Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften von Profilabschnitten bei axialer Druckbelastung	132
6.3.1.1. Charakterisierung des Verformungsverhaltens unter axialer Druckbelastung	132
6.3.1.2. Einfluss der Wärmebehandlung auf die Kennwerte des axialen Druckversuchs an nahtlosen Rohrabchnitten	136
6.3.1.3. Einfluss der Strangpressparameter auf die Kennwerte des axialen Druckversuchs	137
6.3.2. Charakterisierung von Profilabschnitten unter Dreipunktbiegebeanspruchung	141
6.3.2.1. Charakterisierung des Verformungsverhaltens unter Dreipunktbiegebelastung	141
6.3.2.2. Einfluss der Strangpressparameter auf die Kennwerte des Dreipunktbiegeversuchs	142
7. Diskussion der Versuchsergebnisse	146
7.1. Strangpressen von Aluminiumhohlprofilen	146
7.1.1. Einflüsse auf den Strangpressprozess	146
7.1.1.1. Einfluss der Bolzeneinsatztemperatur	146
7.1.1.2. Einfluss der Stempel- bzw. Produktgeschwindigkeit	149
7.1.1.3. Einfluss des Pressverhältnisses	151
7.1.1.4. Legierungseinfluss	152
7.1.1.5. Einfluss des Strangpressverfahrens	152
7.1.2. Einflüsse auf die Mikrostruktur	157
7.1.2.1. Gefügeentwicklung der Legierung EN AW-6060 während des indirekten Strangpressens über Dorn	157
7.1.2.2. Einflüsse der Strangpressparameter auf das Gefüge	159
7.1.2.3. Einfluss der Legierung	165
7.1.3. Einflüsse auf die quasi-statischen mechanischen Eigenschaften	167
7.1.3.1. Einflüsse der Strangpressparameter	167

7.1.3.2. Einfluss der Rohrkühlung	170
7.1.3.3. Legierungseinfluss	172
7.1.3.4. Einfluss des dickwandigen Anteils an der Gesamtprobenlänge auf die Lastkapazität von Profilabschnitten unter Dreipunkt- biegebeanspruchung	174
7.2. Einfluss konstruktiver Werkzeugänderungen auf die Ausbildung von Oberflächeneinschnürungen im kontinuierlichen Waddickenübergang	175
7.2.1. Verlängerung des Bereichs der Querschnittsänderung am Dorn	175
7.2.2. Erhöhung des Einlaufradius an der Flachmatrize in Kombination mit verlängertem Querschnittsübergang am Dorn	177
7.2.3. Konischer Matrizenführungs kanal	178
7.2.4. Einfügen einer zusätzlichen Stufe am Querschnittsübergang des Dorns	179
7.3. Gegenüberstellung des im Rahmen dieser Arbeit entwickelten Verfahrens zum Strangpressen von Hohlprofilen mit axial variabler Wanddicke über Kammerwerkzeug mit alternativen Herstellungsverfahren	182
8. Zusammenfassung	188
Literaturverzeichnis	192

1. Einleitung

Die Vorkommen natürlicher Rohstoffe auf der Erde, insbesondere die der fossilen Energieträger Erdöl und Erdgas, sind limitiert. Bei globaler Betrachtung ist die Nachfrage danach jedoch hoch und steigt im Zuge des Wirtschafts- und Bevölkerungswachstums weiter an. Daher sollte im Sinne der Ressourcenschonung einer übermäßigen Nutzung entgegengewirkt werden und u. a. materialeffiziente Produktionsprozesse gefördert werden [UBA13]. Eine weitere Problematik stellt die Erwärmung des Erdklimas dar. Der Weltklimarat (IPCC) bezeichnet es in seinem fünften Sachstandsbericht als „äußerst wahrscheinlich“, dass der menschliche Einfluss als Hauptursache für die beobachtete Erwärmung seit Mitte des 20. Jahrhunderts anzusehen ist [IPC16a, IPC16b]. Demnach befinden sich die Konzentrationen von Treibhausgasen auf den höchsten Stand der letzten 800000 Jahre [IPC16b]. Vor diesem Hintergrund verpflichtete sich die internationale Staatengemeinschaft im sog. Kyoto-Protokoll erstmals auf rechtlich verbindliche Zielwerte für eine deutliche Absenkung von Treibhausgasemissionen [o.V.98]. Auf der 21. UN-Klimakonferenz im Dezember 2015 wurde im Rahmen des sog. „Übereinkommen von Paris“ von der Weltgemeinschaft dann das Ziel einer Begrenzung der Erderwärmung auf deutlich unter 2°C im Vergleich zu vorindustriellen Werten beschlossen [o.V.16]. Die deutsche Bundesregierung legte im sog. Klimaschutzplan 2050 für das Handlungsfeld Verkehr bis zum Jahr 2030 eine Minderung der CO₂-Emissionen gegenüber dem Jahr 1990 von mindestens 40% fest [o.V.16]. Zur Erreichung dieser Ziele sind einerseits Maßnahmen wie Effizienzsteigerungen von Verbrennungsantrieben notwendig. Zum anderen sollen mittel- und längerfristig alternative Antriebstechnologien wie die Elektromobilität weiterentwickelt und so die Anzahl von elektrisch betriebenen Fahrzeugen deutlich erhöht werden [o.V.16]. Eine Absenkung des Gewichts von Transportmitteln wirkt sich dabei deutlich auf eine Reduktion des Kraftstoffverbrauchs und die CO₂-Emissionen von Transportmitteln aus. Des Weiteren kann dadurch eine Reichweitenerhöhung von elektrisch angetriebenen Vehikeln ermöglicht werden.

Aufgrund seiner geringen Dichte von $\rho_{Al}=2,7\text{g/cm}^3$, den guten gewichtsspezifischen Festigkeiten und der sehr guten Umformbarkeit, sind Aluminiumlegierungen ein attraktiver Werkstoff für Leichtbauanwendungen. Die industrielle Verarbeitung von Aluminium erfolgt primär mittels Walzen zu Blechen sowie über das Strangpressen zu Profilen. Die konventionellen Strangpressverfahren verwenden starre formgebende Werkzeuge, sodass sich damit über die Stranglänge lediglich konstante Profilquerschnitte erzielen lassen. Bei der

konstruktiven Bauteilauslegung wird die maximal zu erwartende Belastung zu Grunde gelegt und der Querschnitt dementsprechend ausgestaltet. Im technischen Einsatz ist die Lastverteilung über die Länge eines Bauteils oftmals jedoch nicht homogen verteilt, sodass sich in weniger stark beanspruchten Bereichen Überdimensionierungen ergeben. Wäre es technisch also möglich, den Querschnitt von Profilen lokal an die real zu erwartenden Belastungen anzupassen, ließe sich der Materialeinsatz für ein Bauteil oder eine Komponente und somit sein Gewicht reduzieren und das Leichtbaupotential erhöhen. Für mögliche Anwendungen in der Transportindustrie könnte mittels lastangepasster bzw. maßgeschneiderter (tailored) Profile, das Gewicht von Transportfahrzeugen vermindert werden. Folglich würden Kraftstoffverbrauch und Abgasemissionen von mit fossilen Brennstoffen betriebenen Transportmitteln reduziert und die Reichweite von elektrisch betriebenen Vehikeln gesteigert werden. Daher beschäftigt sich die vorliegende Arbeit mit Untersuchungen zum Strangpressen von Hohlprofilen mit einer über die Profillänge gesehen variablen Wanddicke.

2. Stand der Kenntnisse

2.1. Aluminium und Aluminiumlegierungen

2.1.1. Allgemeine Eigenschaften von Aluminium

Aluminium ist mit der Ordnungszahl 13 im Periodensystem der Elemente in der Hauptgruppe III angesiedelt und hat eine relative Atommasse von ca. 26,98. Es ist nach Sauerstoff und Silizium das dritthäufigste Element in der Erdkruste [ROO05]. Seine Dichte beträgt mit $\rho=2,7\text{g/cm}^3$ lediglich ein Drittel der von Stahl ($\rho=7,8\text{g/cm}^3$). Daher wird es zu den Leichtmetallen gezählt. Aluminium kommt in der Natur nicht als Reinmetall, sondern durch seine starke Affinität zu Nichtmetallen nur in Form von Aluminiumchlorid oder -oxid vor. Als technischer Werkstoff in relevantem Umfang konnte es im Vergleich zu Kupfer oder Stahl erst sehr spät, nach der Erfindung der Dynamomaschine durch Siemens im Jahre 1866 und der Entwicklung des Hall-Heroult-Prozesses 1886, erzeugt werden. Dieser Prozess bildet bis heute das Grundprinzip der Herstellung von Primäraluminium mittels Elektrolyse. [KAM02]

Aluminium weist zahlreiche positive physikalische Eigenschaften auf und ist somit vielseitig einsetzbar. Dies zeigt sich auch durch die große Anzahl an Hauptmärkten für den Einsatz von Aluminium in Deutschland (Abbildung 2.1a). Neben seinem geringen spezifischen Gewicht zeigt es gute mechanische Eigenschaften. So deckt es einen großen Festigkeitsbereich von ca. 70-800MPa ab [OST14]. Dies resultiert in sehr guten gewichtsspezifischen mechanischen Eigenschaften und macht es somit zu einem überaus attraktiven Material für den konstruktiven Leichtbau. Aluminium kristallisiert im kubisch-flächenzentrierten Gitter. Dieses verfügt bei Raumtemperatur über 12 aktive Gleitsysteme, wobei die Gleitung auf den $\{111\}$ Ebenen in $\langle 110 \rangle$ Richtungen stattfindet. Die große Anzahl an zur Verfügung stehenden Gleitsystemen ist der Grund für die hohe Duktilität des Aluminiums. Hieraus ergeben sich zahlreiche Möglichkeiten der Herstellung und Verarbeitung wie z. B. über Walzen, Schmieden, Strangpressen, Ziehen, Spanen, Biegen oder Tiefziehen [OST14]. Die Duktilität bleibt auch bei tiefen Temperaturen erhalten, wodurch sich Aluminium besonders gut für Anwendungen in der Luft- und Raumfahrt eignet. Weiterhin verfügt Aluminium hinter Silber, Kupfer und Gold über die viert höchste elektrische Leitfähigkeit aller Metalle [IVE07] und ist somit als Leitermaterial für elektrischen Strom geeignet. Absolut betrachtet beträgt die Leitfähigkeit von Aluminium bei Raumtemperatur 57% der von Kupfer. Bei gewichtsspezifischer Betrachtung jedoch ist seine Leitfähigkeit verglichen mit Kupfer doppelt so groß [OST14]. So wird Aluminium bei besonders gewichtssensitiven Anforderungen wie z. B. in der Luftfahrt im Airbus A380

gegenüber Kupfer als Leitermaterial bevorzugt [HEL07]. Neben der guten elektrischen zeigt es auch eine hohe thermische Leitfähigkeit. Diese Eigenschaft in Kombination mit seiner guten Umformbarkeit ermöglichen seinen Einsatz als Material für Wärmetauscher. Des Weiteren bietet Aluminium eine gute Korrosionsbeständigkeit in vielen Medien. Hintergrund hierbei ist die Ausbildung einer dünnen aber dichten Aluminiumoxidschicht, sobald es einer sauerstoffhaltigen Atmosphäre ausgesetzt wird. Aluminium wird im Allgemeinen als gesundheitlich unbedenklich angesehen. Auch deshalb wird es häufig als Verpackungsmaterial in der Lebensmittelindustrie eingesetzt. Gelangt es hingegen in den menschlichen Organismus, insbesondere in den Blutkreislauf, ist Aluminium neurotoxisch und steht im Verdacht Krankheiten wie z. B. Alzheimer, Autismus und Krebs auszulösen [YOK00, YOK16]. Allerdings werden diese Zusammenhänge derzeit noch kontrovers diskutiert. Schließlich verfügen Aluminiumoberflächen über eine ansprechende Optik, welche durch Eloxieren noch verbessert werden kann. Dies ermöglicht seine Verwendung in Form von Fassadenteilen, Zierleisten z. B. in Automobilen oder als Gehäusematerial für Computer und Mobiltelefone [OST14, KAM02, BAU01].

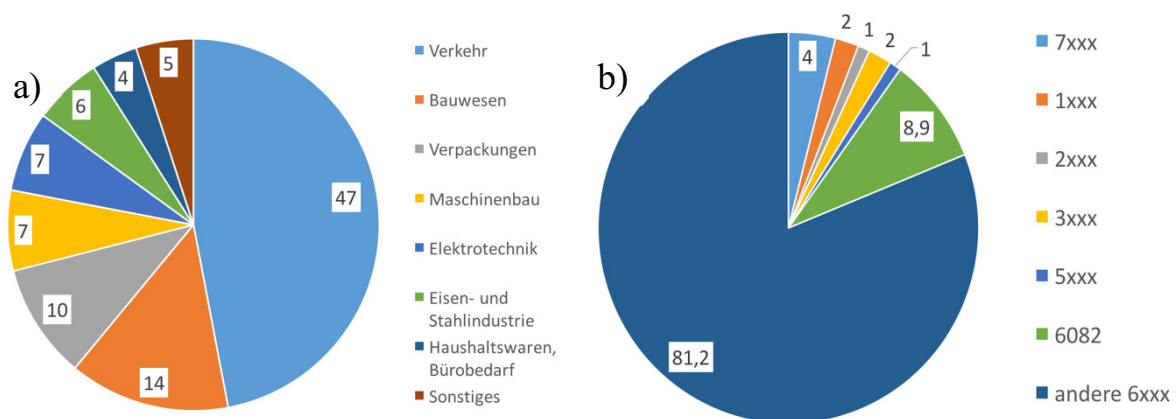


Abbildung 2.1: Verwendung von Aluminium a) Nach Hauptabsatzmärkten in Deutschland im Jahr 2014 in Prozent [GDA15] b) Nach dem prozentualen Anteil von Aluminiumklassen die im Jahr 2000 über Strangpressen verarbeitet wurden [REI04]

2.1.2. Aluminiumlegierungen der EN AW-6xxx Klasse

Die Gruppe der EN AW-6xxx Legierungen enthält Magnesium und Silizium als Hauptlegierungselemente. Charakteristisch für diese Klasse ist die Möglichkeit zur Aushärtung über die Phase Mg_2Si . Die dadurch erzielbaren Festigkeiten sind im mittleren Bereich für Aluminiumlegierungen angesiedelt. Als weitere allgemeine Eigenschaften der 6xxx-Legierungen können die gute Korrosionsbeständigkeit, die hohe Bruchzähigkeit, sowie die im Vergleich zu anderen Legierungsklassen gute Schweißbarkeit angeführt werden. Besonders hervorzuheben ist jedoch die sehr gute Umformbarkeit dieser Legierungsgruppe. Hierdurch

ergibt sich eine hervorragende Eignung zur Verarbeitung durch Umformverfahren wie Walzen, Schmieden und Strangpressen. Die Kombination der genannten positiven Eigenschaften mit der leichten Verarbeitbarkeit begründet die breite Anwendung dieser Klasse im Leichtbau [OST14]. Bei der Verarbeitung mittels Strangpressen stellen die 6xxx-Legierungen mit über 90% den Abstand größten Anteil dar (Abbildung 2.1b) [SHE99, REI04].

Durch Variation des zulegierten Gehalts an Mg sowie Si und somit des Mg_2Si -Anteils nach Warmauslagerung kann die Festigkeit deutlich beeinflusst werden. Technisch relevante Legierungen enthalten 0,3-1,5% Mg sowie 0,2-1,6% Si. Das entspricht einem Mg_2Si -Gehalt von ca. 0,4-1,6% [KAM02]. Die maximale Löslichkeit für Mg_2Si im Aluminiummischkristall beträgt bei 595°C 1,85% (Abbildung 2.2a). Dabei führt eine Erhöhung des Mg_2Si -Anteils zu einer gesteigerten Festigkeit. Es ist jedoch auch zu erwähnen, dass ein größerer Gehalt an Legierungselementen die Fließspannung des Materials steigert und sich somit die Verarbeitbarkeit durch z. B. Strangpressen (Pressbarkeit) verschlechtert [OST14, SHE99].

Das stöchiometrische Verhältnis von Magnesium zu Silizium der Gleichgewichtsphase Mg_2Si wird in der Literatur mit ca. 1,7:1 angegeben [MAT94, MUR99, SHE99]. Dieses Verhältnis ist in Abbildung 2.2b durch die Mg_2Si -Linie gekennzeichnet. Es wird ersichtlich, dass die zulässigen Bereiche der dargestellten Legierungen z. T. deutlich von einer stöchiometrischen Zusammensetzung abweichen. Eine Legierung kann also einen Si- oder einen Mg-Überschuss aufweisen. Ein Siliziumüberschuss kann zu höheren Festigkeiten als bei stöchiometrischer Zusammensetzung führen, da es die Ausscheidungsprozesse fördert, das Verhältnis Mg/Si gegenüber dem stöchiometrischen Gleichgewicht reduziert und somit eine höhere Anzahl an festigkeitssteigenden Ausscheidungen gebildet werden können [GUP01]. Auch ein Magnesiumüberschuss bewirkt eine gesteigerte Festigkeit, allerdings weniger effektiv als bei Silizium, da es gleichzeitig die Löslichkeit von Mg_2Si reduziert. Des Weiteren führt überschüssiges Magnesium ab einem Si-Gehalt von 1,2% zu einer Reduktion der Festigkeit und Umformbarkeit [KAM02, BLA76]. Daher wird in der Praxis entweder mit Siliziumüberschuss (Europa) oder mit der Zugabe weiterer festigkeitssteigernder Elemente wie Kupfer oder Chrom (USA) gearbeitet [KAM02]. Ein weiteres nennenswertes Legierungselement stellt Mangan dar, welches in Mengen bis zu 1% hinzulegiert wird. Es wirkt wie auch Chrom rekristallisationshemmend, da es feine Ausscheidungen bildet, die die Bewegung von Korngrenzen erschweren bzw. behindern [LOD00, YAN00, HUM04a]. Häufig verwendete Legierungen der EN AW-6xxx-Gruppe sind EN AW-6060, EN AW-6063, EN AW-6005, EN AW-6061 sowie EN AW-6082. Abbildung 2.2b zeigt die Bereiche möglicher

Zusammensetzungen dieser Legierungen in Abhängigkeit vom Mg- und Si-Gehalt. Durch den geringen Anteil an Mg_2Si wird ersichtlich, dass die Legierungen EN AW-6060 und EN AW-6063 den Einsatzbereich für geringe bis mittlere mechanische Festigkeit abdecken. EN AW-6005 und das kupferhaltige EN AW-6061 decken hingegen den mittleren bis erhöhten Festigkeitsbereich ab, während EN AW-6082 die höchsten Festigkeiten aufweist und somit für stark belastete Komponenten zum Einsatz kommt.

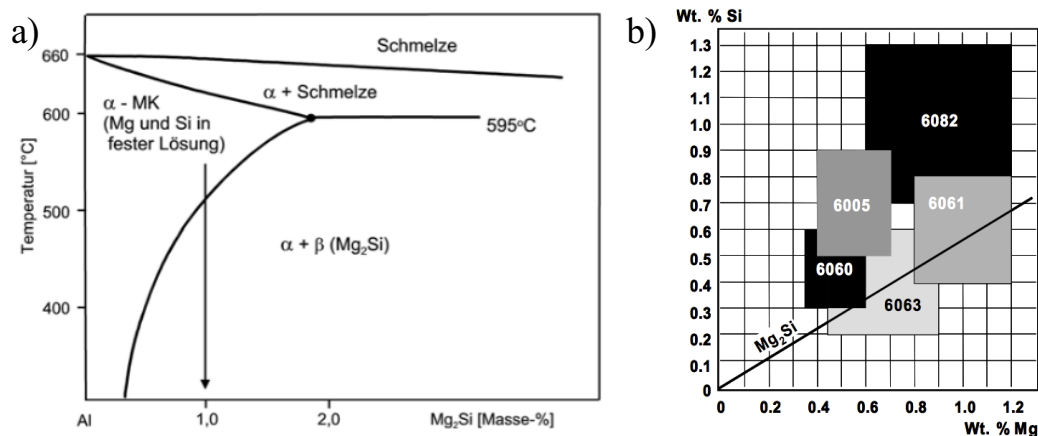


Abbildung 2.2: a) Quasibinäres Al-Mg₂Si Phasendiagramm [OST07] b) Mg- und Si-Gehalte wichtiger 6xxx-Legierungen [REI04]

2.1.3. Ausscheidungshärtung bei EN AW-6xxx-Legierungen

EN AW-6xxx-Aluminiumlegierungen erreichen ihre maximale Festigkeit erst nach einer sogenannten Aushärtung. Daher ist die Ausscheidungshärtung der dominierende Verfestigungsmechanismus für diese Legierungsklasse. Grundvoraussetzung für die Möglichkeit zur Ausscheidungshärtung ist ein Legierungssystem, das mit sinkender Temperatur eine abnehmende Löslichkeit einer Zweitphase aufweist. Abbildung 2.2a zeigt, dass diese Voraussetzung für das quasibinäre System Al-Mg₂Si, das für die 6xxx-Legierungen relevant ist, gegeben ist. Des Weiteren muss diese Zweitphase mit Versetzungen wechselwirken und dabei deren Bewegung während der Verformung des Werkstoffs erschweren können. Eine Zweitphase ist von der Matrix stets durch eine Phasengrenze abgegrenzt. Diese kann entweder inkohärent, teilkohärent oder kohärent sein (Abbildung 2.3). Inkohärente Phasengrenzen stellen für Versetzungen ein unüberwindliches Hindernis dar, das nur mittels des Orowan-Mechanismus umgangen werden kann. Bei kohärenten und teilkohärenten Phasengrenzen setzen sich die kristallographischen Ebenen und Richtungen der Matrix in der Ausscheidung mit einer leichten Verzerrung fort. Das heißt, dass sich Versetzungen durch Ausscheidungen hindurchbewegen können. Hierfür ist jedoch ein erhöhter Kraftaufwand notwendig. Dieser muss durch die angelegte mechanische Spannung aufgebracht

werden und erklärt die festigkeitssteigernde Wirkung der Ausscheidungshärtung. Die Festigkeitssteigerung ist dabei umso effektiver, je kleiner der Abstand zwischen den Ausscheidungen ist. [GOT07]

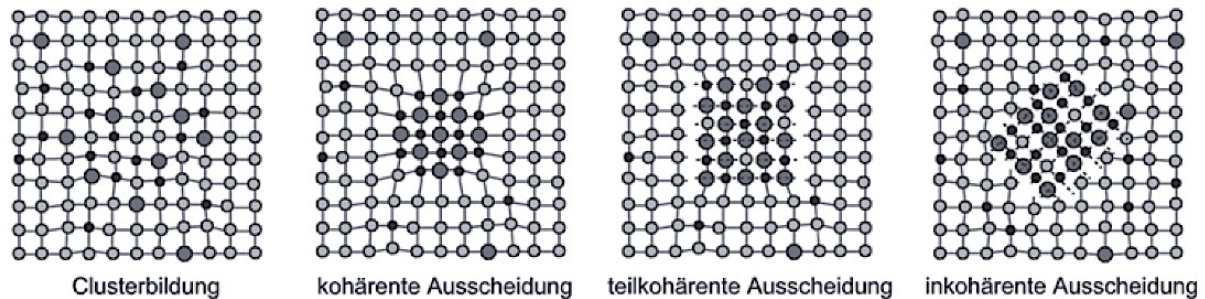


Abbildung 2.3: Entwicklung der Kohärenz für verschiedene Ausscheidungsstadien ohne Berücksichtigung von Leerstellen [OST14]

Die Prozessführung der Ausscheidungshärtung besteht grundsätzlich aus den drei Schritten Lösungsglühen, Abschrecken und Auslagern (Abbildung 2.4). Ziel des Lösungsglühens ist es, einen homogenen Aluminiummischkristall zu erzeugen. Das heißt, im Gefüge gegebenenfalls vorliegende grobe Mg_2Si -Ausscheidungen, die auf Grund ihrer Größe für eine Festigkeitssteigerung nicht relevant sind, müssen zunächst in Lösung gebracht werden. Erst danach ist sichergestellt, dass für die maximal erreichbare Festigkeit einer Legierung nach der eigentlichen Aushärtung genügend hohe Gehalte von Magnesium und Silizium im Mischkristall gelöst sind. Für die 6xxx-Legierungen wird die Lösungsglühtemperatur im Allgemeinen im Bereich zwischen $520-540^\circ\text{C}$ angegeben [KAM02].

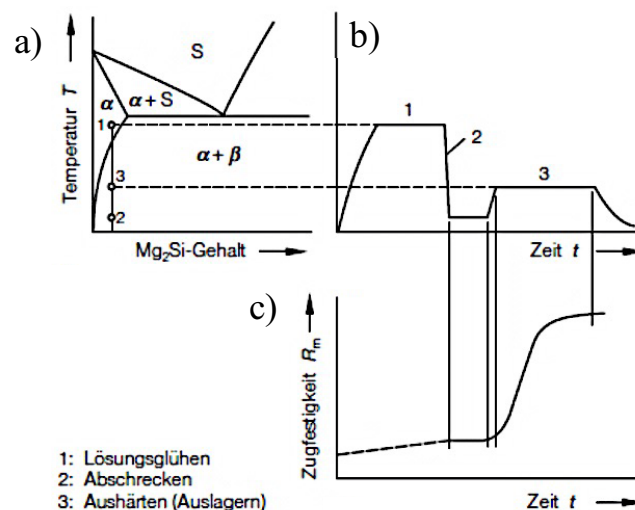
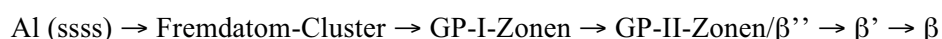


Abbildung 2.4: Prozessführung bei der Ausscheidungshärtung a) Temperaturführung bei der Ausscheidungshärtung im quasi-binären $Al-Mg_2Si$ -Phasendiagramm b) Schematischer zeitlicher Temperaturverlauf c) Auswirkung der Warmauslagerung auf die Zugfestigkeit [BAR05]

Im zweiten Prozessschritt folgt die hinreichend schnelle Abkühlung (Abschrecken) aus dem Einphasengebiet des Aluminiummischkristalls. Durch das Abschrecken sollen Diffusionsprozesse, die zur vorzeitigen Bildung von Ausscheidungen führen, unterbunden werden. Der kritische Temperaturbereich liegt dabei zwischen der Lösungsglühtemperatur und etwa 200°C [KAM02]. Folglich liegt nach dem Abschrecken ein übersättigter Mischkristall vor, der größere Mengen an Fremdatomen enthält, als unter Gleichgewichtsbedingungen, also bei sehr langsamer Abkühlung, möglich wäre. Des Weiteren werden auch Leerstellen, die beim Lösungsglühen entstanden sind, beim Abschrecken „eingefroren“ [KLO08]. Die kritische Abkühlgeschwindigkeit, bei der Ausscheidungsprozesse noch vollständig unterdrückt werden und somit keine Beeinträchtigung der erreichbaren mechanischen Eigenschaften eintritt, ist von der Legierungszusammensetzung abhängig und steigt mit zunehmenden Legierungsgehalten an [KAM02]. Dabei spielen neben dem allgemeinen Anteil an Legierungselementen insbesondere die Gehalte von Mn, Cr und Fe eine wichtige Rolle. Diese Elemente führen bereits während der Homogenisierung zur Ausscheidung von Dispersoiden, die Orte für heterogene Keimbildung für grobe Mg₂Si-Ausscheidungen darstellen. Für die wichtigsten EN AW-6xxx-Legierungen kann also eine steigende Abschreckempfindlichkeit in der Reihenfolge EN AW-6060, EN AW-6005, EN AW-6061 und EN AW-6082 festgestellt werden [STR11].

Grundsätzlich kann die Auslagerung je nach Temperatur, bei der dieser Prozess stattfindet, zwischen Kaltaushärtung bei relativ niedrigen Temperaturen zwischen -50°C bis ca. 100°C und Warmaushärtung bei legierungsspezifischen erhöhten Temperaturen im Bereich zwischen etwa 100°C und 230°C unterschieden werden. Bei der Auslagerung kommt es zur Bildung von Ausscheidungen aus dem übersättigten Mischkristall, da dieser aus thermodynamischer Sicht keinen stabilen Zustand darstellt. Durch Erhöhung der Temperatur und somit von thermischer Energie werden Diffusionsvorgänge ermöglicht, die zur Bildung von Ausscheidungen führen. Dabei wird ausgehend vom übersättigten Mischkristall (englisch: super saturated solid solution (ssss)) eine Ausscheidungssequenz durchlaufen, die bei den EN AW-6xxx-Legierungen bei der Gleichgewichtsphase Mg₂Si (β) endet. Die Sequenz für das Legierungssystem Al-Mg-Si wird allgemein wie folgt angegeben [DUT91]:



Allerdings gibt es bis heute immer wieder Hinweise darauf, dass noch weitere metastabile Phasen an dieser Ausscheidungssequenz beteiligt sein könnten [EDW98], sodass diese offenbar noch nicht abschließend aufgeklärt ist.

Direkt nach dem Abschrecken kommt es zur Bildung von Leerstellen-Fremdatom-Komplexen, die zunächst zur Entstehung von Si-Clustern an eingefrorenen Leerstellen führen [BAN11]. Während der sogenannten Kaltauslagerung, diffundieren Mg-Atome zu diesen Clustern und es kommt zur Bildung von Mg-Si-Coclustern. Im weiteren Verlauf dienen diese Cluster als Keimbildungsorte für sog. Guinier-Preston Zonen (GP-I-Zonen). Hierbei handelt es sich um globulare Ausscheidungen mit einem Durchmesser von ca. 1-3nm [AND98], die kohärent zur Aluminiummatrix vorliegen. Die Struktur dieser Phase ist noch nicht aufgeklärt. Das Mg/Si-Verhältnis liegt hier bei unter 1 [EDW94a]. [EDW94b, KOV72]

Durch Warmauslagerung bei erhöhten Temperaturen im Zweiphasengebiet des quasibinären Phasendiagramms können deutlich höhere Festigkeiten als nach einer Kaltauslagerung erreicht werden. Dies wird auf die Bildung von Ausscheidungen der β'' -Phase (bzw. GP-II-Zonen) zurückgeführt. Diese nadelförmigen Ausscheidungen sind entlang der Nadelachse kohärent zur Matrix [OST14, AND98] und haben einen Querschnitt in der Größenordnung von ca. 4nm x 4nm, sowie eine Länge von ca. 50nm [EDW94b, AND95]. Sie entstehen jeweils parallel zu den drei $\langle 100 \rangle$ -Richtungen des Aluminiumkristalls [EDW98, AND98, MUR99]. Das Mg/Si-Verhältnis dieser Phase liegt bei 1 bzw. leicht darunter. Als Zusammensetzung ist heute Mg_5Si_6 akzeptiert und die Kristallstruktur der β'' -Ausscheidungen als monoklin identifiziert [AND98].

Bei längerer Wärmebehandlungsdauer wird zunehmend die Umwandlung von β'' in die nächste Phase der Ausscheidungssequenz beobachtet. Diese wird als β' bezeichnet und unterscheidet sich von der β'' -Phase dadurch, dass sie eine stäbchenförmige Gestalt hat, also größer und länger ist. Ihre Größe wird mit ca. 20nm x 20nm x 500nm angegeben [AND98]. Durch diese Dimensionen kann eine Behinderung der Versetzungsbewegung nicht mehr so effektiv erfolgen wie bei der Phase β'' . Daher sind Ausscheidungen dieses Typs bei überalterten Probenzuständen zu beobachten, also wenn entweder die Warmauslagerungstemperatur zu hoch oder die Auslagerungsdauer zu lang gewählt wurden. Ein weiteres Unterscheidungsmerkmal stellt das Verhältnis Mg/Si dar. Dieses beträgt hier ca. 1,7 [LYN82, MAT94]. Die Kristallstruktur von β' ist hexagonal [VIS07, MAT94] und seine Zusammensetzung mit Mg_9Si_5 angegeben [VIS07].

Schließlich kann nach langen Wärmebehandlungszeiten die Gleichgewichtsphase Mg_2Si erreicht werden. Diese liegt entlang der $\langle 100 \rangle$ -Richtungen in Form von Platten in der Größenordnung von Mikrometern vor und ist aufgrund ihrer Größe und der inkohärenten Phasengrenze zur Aluminiummatrix nicht für Wechselwirkungen mit Versetzungen und somit

nicht für eine festigkeitssteigernde Wirkung geeignet. Sie besitzt eine kubisch-flächenzentrierte Struktur vom Typ Ca_2F [AND98].

2.1.4. Verformung von Aluminium

Versetzungen sind linienförmige Gitterfehler in Kristallen. Die Verformung von metallischen Werkstoffen kann grundsätzlich entweder durch das Gleiten von Versetzungen oder über Zwillingsbildung getragen werden. Neben der Anzahl an zur Verfügung stehenden Gleitsystemen, entscheidet der Wert der Stapelfehlerenergie (SFE), welcher der beiden Mechanismen zum Tragen kommt. Die Stapelfehlerenergie gibt an, in wie weit sich Versetzungen in Partialversetzungen aufspalten. Bei Metallen mit hoher SFE sind Versetzungen weniger weit aufgespalten als bei niedriger. Dementsprechend ist hier das Klettern und Quergleiten von Versetzungen erleichtert [HUM04a, BER02]. Die SFE für Aluminium beträgt $\gamma_{\text{SFE}} = 166 \text{ mJ/m}^2$ und ist damit als hoch einzustufen [HUM04a, MUR75]. Die plastische Deformation im Fall des Werkstoffs Aluminium wird demnach durch Versetzungsbewegungen im Kristall getragen. Dabei stehen für eine Gleitbewegung die 4 $\{111\}$ -Ebenen des kfz-Kristalls und die 3 $\langle 110 \rangle$ -Richtungen zur Verfügung (Abbildung 2.5). Folglich ergeben sich 12 aktivierbare Gleitsysteme.

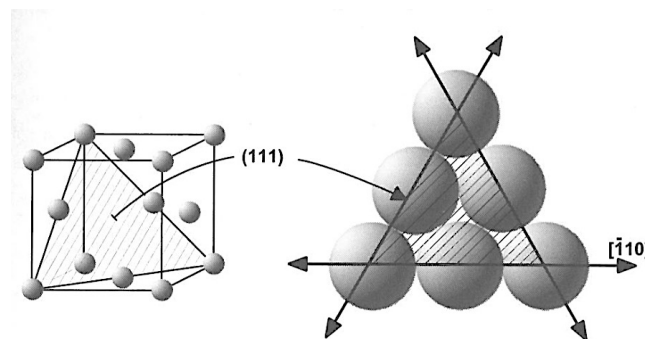


Abbildung 2.5: Kfz-Gitter mit einer (111)-Gleitebene und 3 $[110]$ -Gleitrichtungen [BER02]

Mit zunehmender Verformung steigt die Versetzungsdichte im Kristall an und das Material verfestigt. Die Versetzungsbewegung erfolgt in Folge einer Kraft, die auf eine kristallographische Ebene in eine definierte Richtung wirkt. Die Ebene, auf der die Gleitung stattfindet, wird Gleitebene und die Richtung, in die diese erfolgt, Gleitrichtung genannt. Gleitebene und Gleitrichtung ergeben gemeinsam ein Gleitsystem. Entscheidend für die Aktivierung eines Gleitsystems ist jedoch nicht die an die Probe angelegte Spannung (σ), sondern eine resultierende Schubspannung (τ) in einem Gleitsystem. Nach dem Schmid'schen Schubspannungsgesetz berechnet sich die Schubspannung τ gemäß Gl. 2.1 wie folgt [GOT07]:

$$\tau = \sigma \cos(\kappa) \cdot \cos(\lambda) = m_S \sigma \quad (\text{Gl. 2.1})$$

Hierbei ist κ der Winkel zwischen Belastungsrichtung und Gleitebenennormale und λ der Winkel zwischen Belastungsrichtung und der Gleitrichtung. Des Weiteren wird m_S als Schmid-Faktor bezeichnet. Abbildung 2.6 veranschaulicht die beschriebenen Zusammenhänge grafisch.

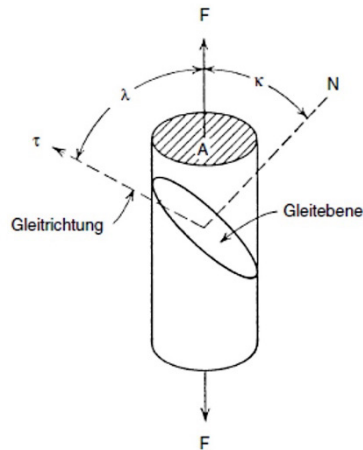


Abbildung 2.6: Grafische Veranschaulichung des Schmid'schen Schubspannungsgesetzes [GOT07]

Die im Kristall gespeicherte Energie (E_D) ist die Ursache für eine Reihe von Eigenschaftsänderungen bei Metallen. Daher wird sie im Folgenden kurz beleuchtet. Wenn die Energie des Versetzungskerns vernachlässigt wird und von isotroper Elastizität ausgegangen wird, kann die Energie einer Versetzungslinie pro Einheitslänge (E_{Vers}) nach Gl. 2.2 bestimmt werden [HUM04a].

$$E_{Vers} = \frac{Gb^2 f(v)}{4\pi} \ln\left(\frac{r}{r_0}\right) \quad (\text{Gl. 2.2})$$

Hierbei ist G der Schubmodul, b der Burgersvektor, $f(v)$ eine Funktion des Poissonverhältnisses, r die Radiusobergrenze (für gewöhnlich der Versetzungsabstand) und r_0 die Radiusuntergrenze (normalerweise zwischen b und $5b$).

Die im Material gespeicherte Verformungsenergie E_D ergibt sich nach Gl. 2.3 aus E_{Vers} und der Versetzungsdichte (ρ) im Werkstoff. Steigt also in Folge zunehmender Verformung die Versetzungsdichte im Kristall an, so erhöht sich auch E_D .

$$E_D = \rho E_{Vers} \quad (\text{Gl. 2.3})$$

2.1.5. Erholung, Rekristallisation und Kornwachstum

Den Prozessen der Erholung, Rekristallisation und Kornwachstum ist gemein, dass sie nur bei erhöhten Temperaturen oberhalb von $T_h = 0,4 \cdot T_S$ ablaufen [BER02]. Dabei bezeichnet T_h die homologe Temperatur (angegeben in Kelvin) und T_S die Schmelztemperatur des Materials. Die Ursache, dass diese Prozesse eine Mindesttemperatur erfordern, ist mit der thermischen Aktivierung der an ihnen beteiligten Mechanismen zu begründen. Eine weitere Gemeinsamkeit dieser Phänomene ist, dass Sie auf eine Reduktion der im Kristall gespeicherten Energie abzielen und somit eine entfestigende Wirkung nach sich ziehen. [HUM04a, GOT07]

2.1.5.1. Erholung

Die Kristallerholung, oder kurz Erholung, kann entweder während einer Warmverformung (dynamische Erholung) oder im Zuge einer an eine Kaltverformung anschließende Wärmebehandlung (statische Erholung) ablaufen. Der verformte Zustand eines Materials ist aus thermodynamischer Sicht stets instabil [HUM04a]. Auf Grund der in ein Material eingebrachten thermischen Energie, steigt die Mobilität von Versetzungen an [HUM04a], sodass sie auf andere Gleitebenen wechseln und somit energetisch günstigere Positionen einnehmen können. Dadurch wird die gespeicherte Energie des Materials abgesenkt. Diese Umordnungsprozesse im Kristall werden durch das Klettern von Stufen- und das Quergleiten von Schraubenversetzungen getragen. Die Umlagerung von Versetzungen führt zu einem räumlichen Verbund von Kleinwinkelkorngrenzen (KWKGs) und wird auch als Polygonisation bezeichnet. KWKGs zeichnen sich durch einen Misorientierungswinkel kleiner 5° aus, während ein Winkel von $10-15^\circ$ den Übergang zu sog. Großwinkelkorngrenzen (GWKGs) charakterisiert [MCQ10, DOH97, HUM04a]. Des Weiteren ziehen sich Versetzungen mit entgegengesetztem Vorzeichen an und löschen sich aus, wenn sie auf einer Gleitebene aufeinandertreffen. Dieser Vorgang wird als Annihilation bezeichnet und bewirkt eine Reduktion der Versetzungsdichte und folglich eine Entfestigung. [GOT07]

Abbildung 2.7 veranschaulicht die Umlagerung und Ausheilung von Versetzungen während der Erholung schematisch.

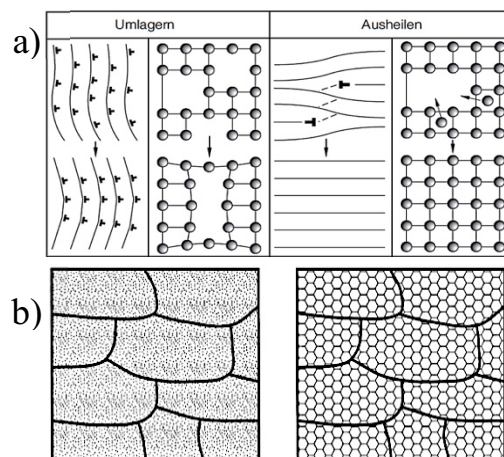


Abbildung 2.7: a) Umlagerungs- und Ausheilungsprozesse von Versetzungen bei der Erholung [BAR05], b) Bildung eines Subkornnetzwerkes (Polygonisation) im Zuge der Erholung [HUM04a]

Eine besondere Form der dynamischen Erholung stellt die sog. geometrisch dynamische Rekristallisation (gDRX) dar. Während der Warmumformung ändert sich in Folge der anliegenden Last mit zunehmendem Umformgrad zunächst die Kornmorphologie. Der Korndurchmesser in Lastrichtung nimmt ab, die Kornlänge (senkrecht zur Lastrichtung) wird hingegen erhöht (Abbildung 2.8). Währenddessen läuft zunächst die konventionelle dynamische Erholung ab, dass heißt, in den sich verformenden Körnern wird durch Versetzungsumlagerung ein Netzwerk aus Subkörnern ausgebildet. Des Weiteren bilden die GWKGs eine sägezahnförmige Struktur mit Korngrenzenwölbungen aus (Abbildung 2.8 und Abbildung 2.9). Dies ist auf lokale Umordnungsprozesse zurückzuführen, bei denen es zur Bewegung von GWKGs entlang der Subkorngrenzen kommt, damit sie ein integraler Teil des Subkornnetzwerkes werden können und die Gesamtkorngrenzenenergie somit absinkt [BLU96a, MCQ04a, MCQ95, KON95b]. Ist der Umformgrad ausreichend hoch, sodass eine Kornhöhe von etwa dem 2 bis 3 fachen des mittleren Subkorndurchmessers erreicht wird, können sich nebeneinander liegende Körngrenzenwölbungen berühren, sodass es zu einer Abschnürung (pinch-off) bzw. einer Perforation des Korns kommt (Abbildung 2.9 a und b) [SOL89, BLU96a, KON95b, MCQ04a]. Bei fortschreitender Verformung nimmt die Anzahl der Perforationen zu und die Kornlänge immer weiter ab, sodass das Gefüge schließlich aus globulitischen Körnern besteht, die nur wenige Subkörner umfassen und von GWKGs umgeben sind [MCQ95, BLU96a, KON95a, HUM04a]. Eine weitere Möglichkeit der Korngrenzenrekombination stellt das lokale Abschnüren einzelner Korngrenzenwölbungen dar (Abbildung 2.9c) [BLU96a, BLU96b]. Da es im Prozess der gDRX zur Bildung neuer Körner im deformierten Gefüge kommt, erscheint die Bezeichnung als Rekristallisation zunächst sinnvoll. Allerdings wird im

Zuge der gDRX die Versetzungsdichte nicht signifikant reduziert [BAN08, BLU96a], wie es durch die primäre Rekristallisation erfolgt. Aus diesem Grund schlug McQueen alternative Bezeichnungen der gDRX als z. B. kornteilende, korndefinierende (englisch: grain deviding oder grain defining dynamic recovery (kurz gdDRV) [MCQ10]) oder aber als kornfeinende (grain refining dynamic recovery (kurz grDRV) [MCQ95, MCQ04a]) dynamische Erholung vor. Nachfolgend soll dieser Mechanismus daher als gdDRV bezeichnet werden.

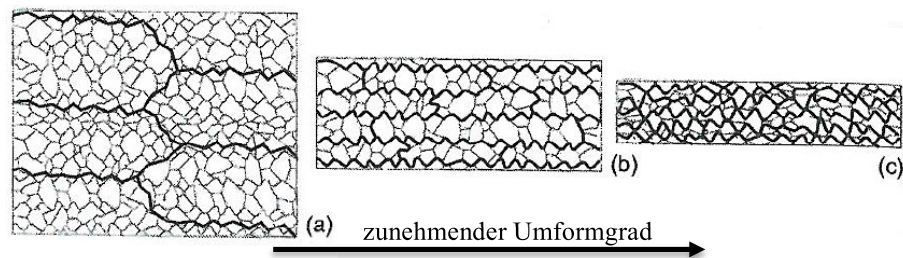


Abbildung 2.8: Abnehmender Korndurchmesser in Folge zunehmendem Umformgrads und einsetzende gdDRV [HUM04a]

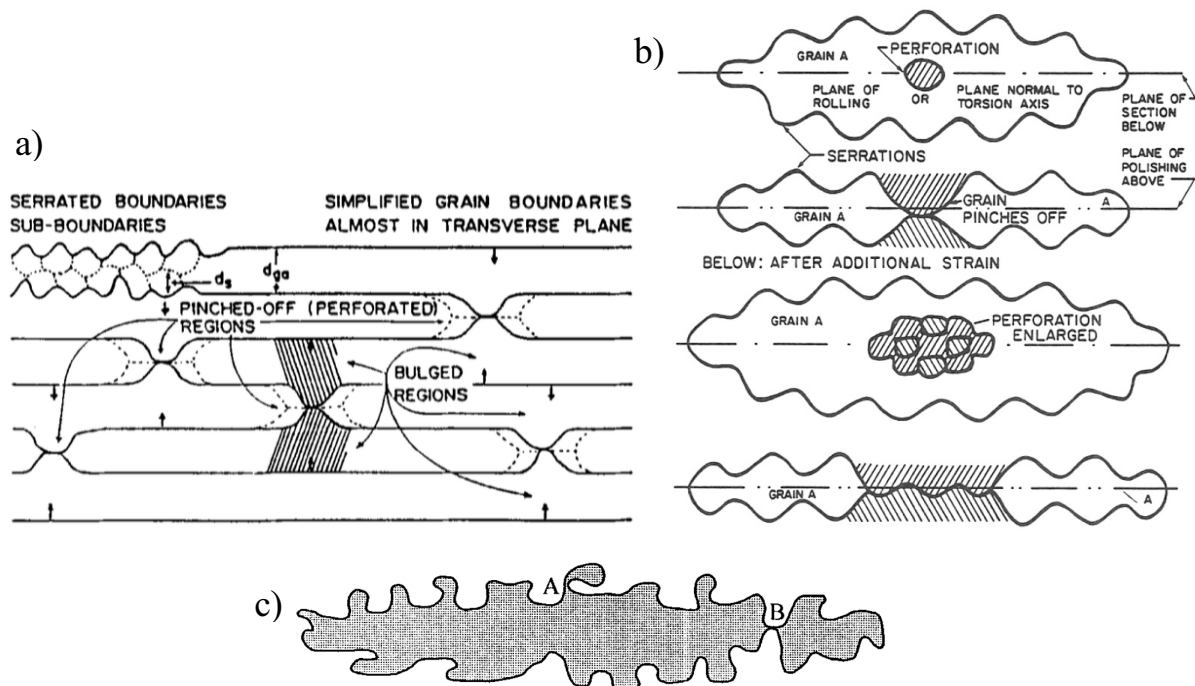


Abbildung 2.9: a) Extreme Streckung von Körnern führt zu Kornabschnürungen bzw. zu lokalen Erhöhungen der Korndurchmesser in den Nachbarkörnern [SOL89], b) Entstehung von Kornperforationen und deren Wachstum im Zuge weiterer Verformung [MCQ91], c) Abschnürung einzelner Korngrenzwölbungen (A) sowie durch Berührung von gegenüberliegenden Korngrenzen (B) [BLU96b]

2.1.5.2. Rekristallisation

Rekristallisation wird definiert als Bildung einer neuen Kornstruktur in einem verformten Material, die durch Neubildung und Bewegung von GWKGs von statten geht und deren

Triebkraft die im Werkstoff gespeicherte Energie ist [DOH97]. Die Rekristallisation zielt stets auf eine Reduzierung dieser Energie ab. Die Voraussetzungen für das Ablaufen von Rekristallisationsvorgängen sind demnach zum einen ein Material, das über ein Minimum an gespeicherter Energie in Form von Versetzungen oder Korngrenzen verfügt. Zum anderen muss eine Mindesttemperatur erreicht sein, da die Bewegung von Großwinkelkorngrenzen während der Rekristallisation erst durch thermische Energie ermöglicht wird [HUM04a, GOT07].

Analog zur Erholung kann auch bei der Rekristallisation unterschieden werden, ob diese während der Verformung (dynamische Rekristallisation (DRX)) oder im Zuge einer im Anschluss daran durchgeführten Wärmebehandlung (statische Rekristallisation (SRX)) abläuft. Eine weitere Unterscheidungsmöglichkeit für Rekristallisation kann danach erfolgen, ob sie einer Keimbildung und eines Keimwachstums bedarf oder nicht. Tritt sie gleichförmig über das Material hinweg auf, ohne dass Keimbildung und -wachstum auftreten, wird sie als kontinuierlich definiert. Läuft die Rekristallisation jedoch unter Keimbildung und -wachstum und damit lokal heterogen ab, wird sie als diskontinuierlich bezeichnet. [HUM04a, GOT07]

Auf Grund seiner hohen Stapelfehlerenergie und der damit einhergehenden bevorzugt ablaufenden Versetzungsbewegung, ist bei technisch reinem Aluminium oder Aluminiumlegierungen während der Warmumformung keine DRX zu beobachten, sondern DRV [MCQ91, MCQ04]. Aus diesem Grund tritt Rekristallisation bei Aluminiumlegierungen überwiegend erst im Anschluss an die Warmumformung, also durch SRX ein. Diskontinuierliche DRX konnte lediglich bei hochreinem Aluminium (>99,999% Al) beobachtet werden, da hier die Korngrenzenbeweglichkeit sehr hoch ist [MCQ04a, YAM92, YAM94, KAS94, PON97]. Bei geringerer Reinheit wurde diese hingegen nicht vorgefunden [MCQ04a, MCQ91, MCQ87, MCQ00]. Allerdings konnte DRX in Aluminiumlegierungen auch im Falle einer Anwesenheit großer (>1µm), harter Zweitphasen nachgewiesen werden, die sich bei der Umformung nicht deformieren [MCQ04a, MCQ91, SHE81, CAS88, HUM87]. Folglich wird im Umfeld des Zweiphasenpartikels eine Substruktur mit höherer gespeicherter Energie erzeugt, als es in weiterer Entfernung vom Partikel der Fall ist. Dieser Prozess wird als partikelstimulierte Keimbildung (kurz PSN) bezeichnet und führt lokal zu Bereichen, die für eine Keimbildung zur Rekristallisation vorteilhaft sind.

Mit der allgemeinen Bezeichnung der Rekristallisation einer verformten Mikrostruktur, ist überwiegend die primäre Rekristallisation gemeint. Hiermit soll der eigentliche Rekristallisationsvorgang von möglichen anschließenden Kornwachstumsprozessen

(sekundäre Rekristallisation und abnormales Kornwachstum) abgegrenzt werden [HUM04a, GOT07]. Die primäre Rekristallisation verläuft in zwei Phasen. Zunächst werden Ausgangsorte (Keime) für die Rekristallisation benötigt. Nach heutigem Kenntnistand wird davon ausgegangen, dass im Verformungsgefüge bereits kleine Volumina relativ ungestörter Materials (z. B. erholte Subkörner) existieren und diese zumindest teilweise von GWKGs umgeben sind, also einen relativ hohen Misorientierungswinkel zu ihrer Umgebung sowie einen Größenvorteil gegenüber anderen Subkörnern aufweisen [HUM04a, HUM04b, DOH97, RIO05]. Diese dienen als Rekristallisationskeime. Die zweite Phase der Rekristallisation, die des Wachstums, wird für den Fall des Aluminiums mit dem Zusammenwachsen (Koaleszenz) von benachbarten Subkörnern beschrieben [SAN78, RIO05, DOH97]. Abbildung 2.10 veranschaulicht die dabei ablaufenden Vorgänge schematisch. Die Wachstumsgeschwindigkeit ist dabei abhängig von der Korngrenzenbeweglichkeit und dem auf die Korngrenze wirkenden Druck [HUM04a, GOT07, RIO05]. Abbildung 2.11a zeigt eine schematische Darstellung eines teilweise rekristallisierten Gefüges, bei dem sich ausgehend von Keimbildungsstellen Großwinkelkorngrenzen in die erholte Mikrostruktur hineinbewegen. In Abbildung 2.11b ist ein vollständig rekristallisiertes Gefüge, bei dem die Subkornstruktur eliminiert wurde, dargestellt.

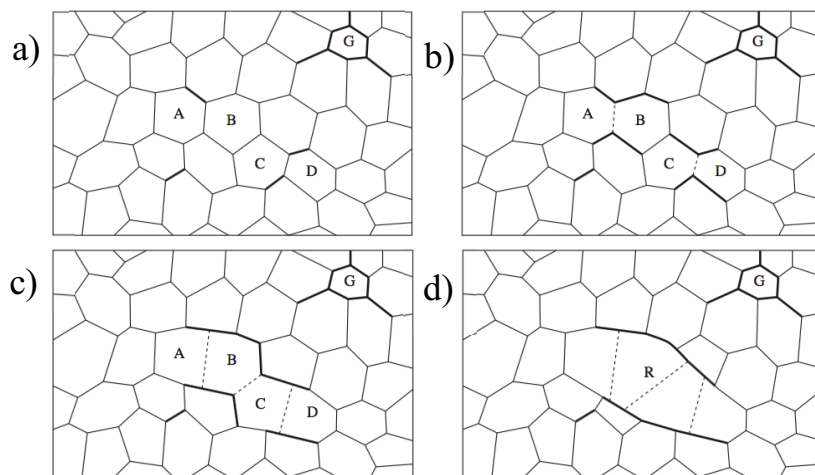


Abbildung 2.10: Schematische Darstellung zur Entwicklung eines rekristallisierten Korns (dicke Linien beschreiben GWKGs) a) Ausgangsstruktur eines verformten Gefüges b) Koaleszenz von benachbarten Subkörnern durch Subkornrotation und teilweise Eliminierung von GWKGs, c) Weitere Koaleszenz der Subkörner A und B, d) Rekristallisiertes Korn geht aus einer Gruppe zusammengewachsener Subkörnern hervor [RIO05]

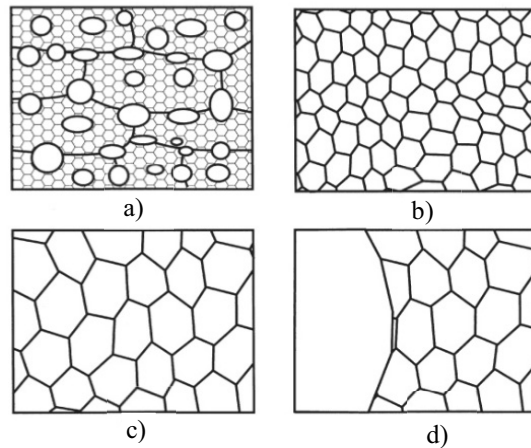


Abbildung 2.11: a) Teilweise rekristallisiertes Gefüge b) Vollständig rekristallisiertes Gefüge c) Kornwachstum nach abgeschlossener primärer Rekristallisation d) Abnormales Kornwachstum [HUM04a]

2.1.5.3. Kornwachstum

Stoßen bei der primären Rekristallisation wachsende Körner zusammen und wurde das Verformungsgefüge vollständig eliminiert, liegt ein vollständig rekristallisiertes und somit nahezu versetzungsfreies Gefüge vor. Folglich ist dann die gespeicherte Energie des Werkstoffs bereits signifikant reduziert. Allerdings stellt auch dieser Zustand noch keinen thermodynamisch stabilen Zustand dar. Dies ist mit der Existenz der Korngrenzen zu begründen, die ebenfalls zur gespeicherten Energie des Materials beitragen. Durch Korngrenzenbewegung im Anschluss an die eigentlich beendeten Rekristallisationsvorgänge, kann es im weiteren Verlauf zu Kornwachstum kommen (Abbildung 2.11c). Im Mittel wachsen dabei größere Kristallite an, während kleinere ausgelöscht werden. In einigen Fällen, z. B. bei unterschiedlichen Versetzungsdichten in der Mikrostruktur oder durch Ausscheidungen begünstigt [ROO05], kann auch selektives Wachstum auftreten. Das Gefüge besteht dann aus wenigen Körnern mit sehr hoher Korngröße, die von deutlich kleineren Körnern umgeben sind (Abbildung 2.11d). Dieser Vorgang des unstetigen Kornwachstums wird auch als sekundäre Rekristallisation bezeichnet. [GOT07, HUM04a]

2.2. Strangpressen von Hohlprofilen

2.2.1. Strangpressen von nahtlosen Hohlprofilen

Im Allgemeinen werden nahtlose Rohre eingesetzt, wenn Bauteile aufgrund bestimmter Anforderungen keine Fügenähte aufweisen dürfen [FUC15]. Hierzu können z. B. sicherheitstechnische Anforderungen zählen, die eine Homogenität der Mikrostruktur und der mechanischen Eigenschaften erfordern. Komponenten, die eine Schweißnaht aufweisen, die

somit zumindest potentiell eine Schwachstelle darstellt, erfüllen diese Vorgaben nicht grundsätzlich. Somit finden nahtlose Rohre in den Branchen Luft- und Raumfahrt, Automotive, aber auch in der Elektrotechnik Anwendung. Konkrete Anwendungsbeispiele sind z. B. medienführende Rohre für Klimaanlage, Treibstoff- und Hydraulikleitungen. Hierbei sind die Rohre einer inneren Druckbelastung ausgesetzt. Des Weiteren werden Konstruktionsrohre u. a. für Hubschrauberlandekufen, Sitz- und Türkomponenten, Antriebsrohre aber auch für Stoßdämpfer eingesetzt. Im Zweiradbereich werden Aluminiumrohre z. B. für Rahmenbauteile und Lenker, sowie in der Elektrotechnik als Leistungsschalter und Leiterrohre verwendet. [ALU15]

Nahtlose Rohre aus Aluminium und Aluminiumlegierungen lassen sich mittels Strangpressen herstellen. Hierbei wird ein Aluminiumblock durch ein formgebendes Werkzeug (Matrize) hindurchgedrückt. Die Außengeometrie der Rohre wird durch die Form der Matrizenöffnung definiert, während die Rohrinnegeometrie durch die Gestalt eines Pressdorns festgelegt wird. Der Dorn ist über einen Halter an einer hydraulischen Lochvorrichtung fixiert, die ihrerseits wiederum mit der Strangpresse verbunden ist [BAU01]. Zu den Vorteilen der Rohrherstellung durch das Strangpressverfahren mittels Dorn zählen neben der zuvor erwähnten Vermeidung von Fügenähten, dass es sich um ein relativ einfaches Verfahren handelt, die Werkzeugkosten gering sind und dass sich damit auch schwer pressbare Legierungen zu Hohlprofilen umformen lassen [ADE15]. Dieses Verfahren bringt jedoch auch Einschränkungen bzw. Nachteile mit sich. So lassen sich etwa nur relativ einfache Profilformen (z. B. Rundrohre, Formrohre und Einkammerhohlprofile [BAU01, FUC15]) realisieren. Durch das Auftreten von Dornschwingungen während des Strangpressens können nur relativ große Toleranzen gewährleistet werden. Bei hohen Anforderungen an die Maßtoleranzen ist im Anschluss an das Strangpressen ein zusätzlicher Kalibrierprozess z. B. in Form von Rohrziehen notwendig [ADE15].

2.2.2. Strangpressen von nahtbehafteten Hohlprofilen

Die Fertigung komplexerer Hohlprofile, wie beispielsweise die von Mehrkammerhohlprofilen, kann nicht mittels des zuvor beschriebenen Verfahrens erfolgen. Stattdessen kommen in solchen Fällen sog. Kammer- oder Brückenwerkzeuge zum Einsatz. Diese bestehen aus einem Werkzeugsatz, dessen für die eigentliche Formgebung wichtigsten Komponenten das Matrizen- und das Dornteil darstellen. Analog zum Strangpressen über Dorn wird auch beim Strangpressen mittels Kammerwerkzeugen die äußere Formgebung durch das Matrizenteil

(auch Werkzeugunterteil genannt) gewährleistet. Die innere Formgebung der Hohlprofile erfolgt ebenfalls durch einen Dorn (bzw. gegebenenfalls mehrere Dorne). Jedoch ist hierbei der Dorn eines Kammerwerkzeugs nicht direkt mit der Strangpresse, sondern über Tragarme bzw. Brücken mit dem Dornteil des Werkzeugs verbunden. Durch die hiermit einhergehende deutlich kürzere Hebelarmlänge fallen die Dornschwingungen während des Pressprozesses bei Kammerwerkzeugen geringer aus. Folglich können die so produzierten Hohlprofile engere Toleranzanforderungen erfüllen. Im Pressprozess wird der Block zunächst durch die in das Dornteil eingebrachten Einlaufkammern in Teilstränge aufgespalten. In der Schweißkammer der Matrice treffen diese unter der Einwirkung von hohem Druck und Temperatur wieder aufeinander und verschweißen. Dementsprechend bestimmen u. a. die Schweiß Eigenschaften des Umformguts die Eignung dieses Verfahrens zur Hohlprofilherstellung. Das Zusammenführen der Teilstränge in der Schweißkammer führt zur Ausbildung von Längspressnähten, die lokale Inhomogenitäten hinsichtlich Mikrostruktur und mechanischer Eigenschaften über den Produktquerschnitt mit sich bringen können und somit potentielle Schwachstellen darstellen [BAU01, AKE92, VAL02]. [BAU01]

Kammerwerkzeuge unterliegen im Einsatz hohen thermomechanischen Beanspruchungen, die insbesondere von den auftretenden Presskräften und Umformtemperaturen abhängen. Vor allem die Dorntragarme sind dabei wechselnden Zug- und Biegekräften ausgesetzt, denen sich zusätzlich lokale Wärmespannungen überlagern können. Des Weiteren können Kerbspannungen an den Wurzeln des Dorns Rissbildung initiieren. Somit ist das Belastungsszenario von Kammerwerkzeugen als sehr komplex zu bezeichnen. [BAU01]

Über Kammerwerkzeuge hergestellte, nahtbehaftete Hohlprofile aus Aluminium können in einer nahezu unbegrenzten Querschnittsvielfalt produziert werden und bieten des Weiteren die Möglichkeit der Integration von funktionellen Elementen in den Profilquerschnitt. Daher ist ihr Anwendungsspektrum im Vergleich zu nahtlosen Rohren deutlich größer. Im Bausektor werden Aluminiumhohlprofile beispielsweise in Form von Fenster- und Türprofilen, Sonnenschutzlamellen, Lärmschutzwandelementen sowie für Licht- und Fahnenmaste verwendet. Im Bereich Automotive sind Seitenschweller, Seitenaufprallschutzelemente, Stoßfänger, Längsträger und Pedalprofile zu nennen. Im Transportsektor werden stranggepresste Hohlprofile aus Aluminiumlegierungen u. a. für Ladewände, Frachtraumböden sowie Fußböden, LKW Stirn- und Seitenwände sowie für Verladebrücken eingesetzt. [ALU16, FUC16, BAU01]

2.2.3. Lastfälle und Auslegung

Zur Gewährleistung einer dauerhaften strukturellen Funktionsfähigkeit von Bauteilen oder Tragwerken ist eine Festigkeitsbetrachtung notwendig. Dadurch soll das Auftreten von z. B. Gewalt- oder Dauerbrüchen, plastischen Verformungen sowie strukturellen Instabilitäten verhindert werden. Um solche Versagensarten auszuschließen, sind für eine Konstruktion entsprechende Nachweise zu erbringen. Im technischen Einsatz sind verschiedene Belastungsarten und gegebenenfalls auch Überlagerungen mehrerer Arten möglich. Zu den elementaren Belastungsarten zählen Zug, Druck, Biegung, Schub und Torsion. Des Weiteren kann die Belastung statisch, zeitlich veränderlich oder dynamisch (stoßartig) erfolgen. Dies gilt es bei der Auslegung zu berücksichtigen, sodass sie sich schnell sehr komplex gestalten kann. Im Folgenden wird lediglich auf den Festigkeits- sowie den Stabilitätsnachweis näher eingegangen. [RIC08]

Bei einem Festigkeitsnachweis werden ausgehend von den auf ein Bauteil wirkenden Belastungen, zunächst Lagerreaktionen, Schnittgrößen und anschließend unter Berücksichtigung der Querschnittsdimensionen die maximal wirksame Spannung (σ_{wirk}) ermittelt. Anschließend erfolgt ein Vergleich mit der maximal zulässigen Spannung (σ_{zul}), die sich aus dem jeweiligen Werkstoffkennwert (z. B. Streckgrenze/Dehngrenze oder Zugfestigkeit) und eines Sicherheitsfaktors ergibt. Da ein Bauteil nie mit einer wirksamen Spannung in Höhe des Werkstoffkennwerts belastet werden darf, muss der Sicherheitsfaktor immer größer als eins sein. Der Festigkeitsnachweis ist erbracht, wenn die wirksame Spannung kleiner als die zulässige Spannung ist (Gl. 2.4). [RIC08]

$$\sigma_{\text{wirk}} \leq \sigma_{\text{zul}} \quad (\text{Gl. 2.4})$$

Bei einer Auslegung, die z. B. das Auftreten von plastischen Deformationen bei uniaxialer Zugbelastung ausschließen soll, wird entsprechend die Streck- bzw. die Dehngrenze ($R_{p0,2}$) des Werkstoffs für die Ermittlung der zulässigen Spannung berücksichtigt und mit einem Sicherheitsfaktor bewertet (Gl. 2.5). Soll hingegen Versagen durch Bruch verhindert werden, so ist als Werkstoffkennwert die Zugfestigkeit (R_m) zu verwenden (Gl. 2.6) [RIC08].

$$\sigma_{\text{zul}} = \frac{R_{p0,2}}{S_F} \quad (\text{Gl. 2.5})$$

$$\sigma_{zul} = \frac{R_m}{S_B} \quad (\text{Gl. 2.6})$$

Hierbei stellt S_F den Sicherheitsfaktor gegen plastische Verformung dar und wird für duktile Aluminiumknetlegierungen mit 1,5 angegeben, während der Sicherheitsfaktor gegen Gewaltbruch (S_B) mit 2,0 angenommen wird [RIC08, MUH07].

Liegen mehrachsige Spannungszustände vor, muss geklärt werden, wann bei zunehmender Belastung die Festigkeitsgrenze erreicht ist. Dazu wird aus den Normal- und Schubspannungen eine Vergleichsspannung (σ_V) bestimmt. Diese wird mit den Werkstoffkennwerten bei einachsiger Belastung bzw. mit der zulässigen Spannung verglichen. Hierzu gibt es je nach Werkstoff, Beanspruchungs- und Versagensart verschiedene Festigkeitshypothesen. Für metallische Werkstoffe findet beispielsweise die Normalspannungshypothese (auch Navier-Hypothese) bei der Vermeidung von Sprödbrüchen Anwendung. Soll hingegen eine plastische Deformation vermieden werden, so werden die Schubspannungshypothese (Hypothese nach Tresca) oder die Gestaltänderungshypothese (von Mises-Hypothese) verwendet [RIC08, CZI00].

Es gibt jedoch auch Belastungssituationen, bei denen die Stabilität nicht mehr gegeben ist, obwohl die jeweilige Festigkeitsgrenze des Materials bei weitem noch nicht erreicht wurde. Zu solchen Stabilitätsproblemen zählen das u. a. das seitliche Ausweichen (Knicken) von druckbelasteten Stäben, das Kippen von Balken und das Beulen dünnwandiger Platten [RIC08]. In solchen Fällen ist zusätzlich zum Festigkeitsnachweis auch ein Stabilitätsnachweis zu führen.

Im Folgenden soll beispielhaft lediglich auf die idealisierten Fälle einer axialen Druckbelastung, sowie auf eine Biegebelastung unter Einwirkung einer punktuell angreifenden, quer zur Stab- bzw. Balkenlängsrichtung wirkenden Last eingegangen werden.

Abbildung 2.12 veranschaulicht einen Lastfall bei axialer Druckbelastung eines Stabs. Dabei ist zu erkennen, dass eine stabile Gleichgewichtslage aufrechterhalten werden kann so lange die auf den Stab wirkende Kraft F unterhalb einer kritischen Kraft, der sogenannten Knickkraft (F_K) bleibt. Wird hingegen F_K erreicht, wird das System instabil und es kommt zum Ausknicken des Stabs. Knickt der Stab aus, ist seine praktische Verwendbarkeit nicht mehr gegeben [PFL75]. Im Stabilitätsnachweis muss gemäß Gl. 2.7 gezeigt werden, dass die wirkende Kraft, die Knickkraft unter Berücksichtigung des Sicherheitsfaktors gegen Knicken (S_K , wobei

$S_K \geq 1,5$ gilt) nicht erreicht. Durch Ermittlung der Schnittgrößen kann Gl. 2.8 hergeleitet und darüber F_K bestimmt werden. Daraus geht hervor, dass F_K von der Stablänge (l), dem E-Modul (E) des verwendeten Materials und dem axialen Flächenträgheitsmoment (I) abhängig ist. Das Flächenträgheitsmoment ist abhängig vom Querschnitt des Stabes, berücksichtigt bei der Betrachtung also die Stabgeometrie. In Tabelle 2.1 sind die Gleichungen zur Bestimmung des axialen Flächenträgheitsmoments exemplarisch für Rund- und Vierkanthohlprofile dargestellt. Das Produkt aus E-Modul und Flächenträgheitsmoment ($E \cdot I$) wird häufig auch als Biegesteifigkeit bezeichnet. [RIC08, GRO07]

$$F \leq \frac{F_K}{S_K} \quad (\text{Gl. 2.7})$$

$$F_K = \frac{\pi^2}{l^2} EI \quad (\text{Gl. 2.8})$$

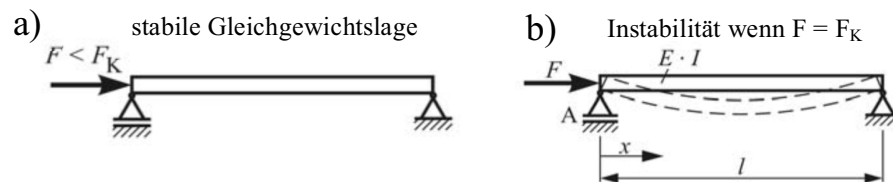


Abbildung 2.12: a) Stabilität eines Druckstabs bei axialer Druckkraft kleiner der kritischen Knickkraft ($F < F_K$) b) Instabilität durch Knicken des Stabs bei Erreichen der Knickkraft $F = F_K$ [RIC08]

Die Knicklast hängt jedoch nicht nur von der Biegesteifigkeit und der Stablänge, sondern auch von der Art der Lagerung ab. Tabelle 2.2 zeigt daher die Knickformen eines Stabes bei unterschiedlicher Lagerung. Die vier dargestellten Fälle werden als die Euler'schen Knickfälle bezeichnet und bilden die Grundlage für Stabilitätsanalysen hinsichtlich Knickstabilität [RIC08]. Sie gelten für eine konstante Biegesteifigkeit des betrachteten Stabs. Des Weiteren sind die Gleichungen zur Ermittlung der Knicklasten, sowie der freien Knicklängen für die verschiedenen Lagerungen aufgeführt.

Tabelle 2.1: Bestimmung von axialen Flächenträgheits- und Widerstandsmomenten von Rund- und Vierkanthohlprofilen [GRO07]

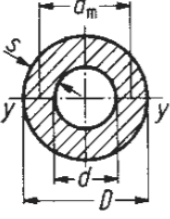
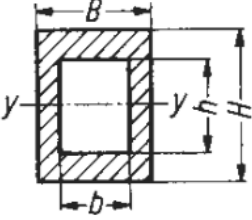
Querschnitt	Axiales Flächenträgheitsmoment	Widerstandsmoment
	$I_y = \frac{\pi}{64} (D^4 - d^4)$	$W_y = \frac{\pi}{32D} (D^4 - d^4)$
	$I_y = \frac{BH^3 - bh^3}{12}$	$W_y = \frac{BH^3 - bh^3}{6H}$

Tabelle 2.2: Darstellung der Knickformen von druckbelasteten Stäben bei unterschiedlicher Lagerung, sowie die zugehörigen Gleichungen zur Bestimmung der Knicklasten F_K und der freien Knicklänge l_K [RIC08]

Knickfall	I	II	III	IV
				
F_K	$\frac{1}{4} \cdot \frac{\pi^2 \cdot E \cdot I}{l^2}$	$\frac{\pi^2 \cdot E \cdot I}{l^2}$	$2,045 \cdot \frac{\pi^2 \cdot E \cdot I}{l^2}$	$4 \cdot \frac{\pi^2 \cdot E \cdot I}{l^2}$
l_K	$2l$	l	$\approx 0,7l$	$0,5l$

Als zweiter idealisierter Lastfall sei hier die Biegebeanspruchung eines aufgelagerten Stabs mit konstantem Querschnitt in Folge einer quer zur Stabachse wirkenden punktuellen Einzelkraft genannt. Dieser Fall entspricht einer Dreipunktbiegung. Abbildung 2.13a zeigt, dass hierbei der Querkraftverlauf am Ort der Krafteinleitung einen Sprung aufweist und das Biegemoment, das nach Gl. 2.9 berechnet wird, dort seinen maximalen Wert ($M_{b,max}$) annimmt. Mit zunehmender Entfernung vom Ort der Krafteinleitung sinkt das Biegemoment ab.

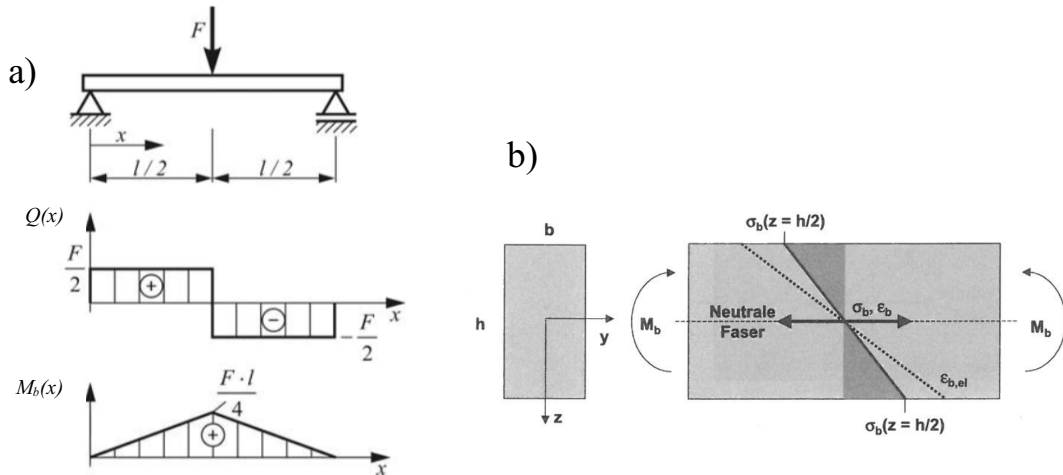


Abbildung 2.13: a) Schematische Abbildung einer Dreipunktbiegebeanspruchung, Verlauf von Querkraft $Q(x)$ und Biegemoment $M_b(x)$ über die Stablänge nach [RIC08], b) Spannungs- und Dehnungsverteilung eines Biegebalkens bei elastischer Beanspruchung und symmetrischem Fließverhalten des Materials unter Zug- und Druckbelastung [HEI03]

Auf Grund des in jedem Probenquerschnitt wirksamen Biegemoments (M_b), ist die Spannungsverteilung über den Probenquerschnitt nicht homogen. Folglich gibt es Bereiche, die Zugspannungen ausgesetzt sind und andere, die Druckspannungen erfahren. Zug- und druckbeanspruchte Bereiche werden durch eine Probenschicht getrennt, die dadurch charakterisiert ist, dass dort keine Kräfte auftreten (Abbildung 2.13b). Daher wird dieser Bereich auch als neutrale Faser bezeichnet. Zeigt der verwendete Werkstoff unter Zug- und Druckbelastung ein symmetrisches Fließverhalten, so ist auch die Spannungsverteilung über den Querschnitt bezüglich der neutralen Faser symmetrisch. Unter Verwendung des maximalen Biegemoments ($M_{b,max}$) sowie des axialen Flächenträgheitsmoments (I) der belasteten Struktur kann nach Gl. 2.10 eine Biegespannung (σ_b) im Abstand von der neutralen Faser (z) berechnet werden. Dabei wird deutlich, dass sich die Biegespannung mit zunehmendem Abstand von der neutralen Faser erhöht und in den Randbereichen des verwendeten Querschnitts maximal ist [HEI03, RIC08].

$$M_{b,max} = \frac{F \cdot l}{4} \quad (\text{Gl. 2.9})$$

$$\sigma_b = \pm \frac{M_{b,max}}{I} \cdot z = \pm \frac{F \cdot l}{4 \cdot I} \cdot z \quad (\text{Gl. 2.10})$$

Soll eine plastische Verformung der Struktur verhindert werden, erfolgt der Festigkeitsnachweis bei Biegebeanspruchung wiederum nach Gl. 2.4 und Gl. 2.5. Des Weiteren lassen sich das für die Auslegung erforderliche Widerstandsmoment ($W_{b,erf}$) nach Gl. 2.11 oder

mit Hilfe des Widerstandsmoments des Querschnitts gegen Biegung (W_b) das maximal zulässige Biegemoment ($M_{b,zul}$) nach Gl. 2.12 errechnen.

$$W_{b,erf} \geq \frac{M_b}{\sigma_{zul}} \quad (\text{Gl. 2.11})$$

$$M_{b,zul} \leq W_b \cdot \sigma_{zul} \quad (\text{Gl. 2.12})$$

Als praktische Anwendungsbeispiele für den beschriebenen idealisierten Lastfall der Dreipunktbiegung könnte im Bereich Automotive z. B. ein seitlicher Aufprall auf Fahrzeuglängsträger, in die Fahrzeugtüren integrierte Komponenten zum Seitenaufprallschutz oder aber die B-Säule genannt werden. Des Weiteren können Stoßfänger, sowie Fahrzeugquerträger im Falle einer frontal auf das Fahrzeug einwirkenden Belastung einer solchen Situation ausgesetzt sein. Eine axiale Druckbelastung können z. B. im Falle eines frontalen Aufpralls die Fahrzeuglängsträger erfahren. Auch wenn die primäre Aufgabe von im Vorderbau angebrachten Crashboxen die Energieabsorption im Falle eines Frontalaufpralls ist, so stellen auch diese ein weiteres Anwendungsbeispiel für eine axiale Druckbelastung dar.

Im realen Einsatz stellt sich die Lastsituation jedoch deutlich komplexer als im Falle der hier beschriebenen idealisierten Beispiele dar. So kann z. B. der Querschnitt über die Länge des Profils oder Bauteils variieren, sodass auch das Flächenträgheitsmoment nicht mehr als konstant anzusehen ist. Auch ist bei einer Dreipunktbiegebelastung nur selten von einer punktuellen Kraftaufbringung auszugehen und die Kraft bei axialer Druckbelastung muss nicht zwangsläufig ideal zentrisch auf den Querschnitt wirken. Des Weiteren sind die Fließeigenschaften eines Materials unter Zug- und Druckbelastung häufig nicht homogen. Die Lagerung der jeweils betrachteten Komponente bzw. eines Systems kann auch zu statisch unbestimmten Zuständen führen, wenn die Anzahl der Lagerreaktionen nicht mit den Freiheitsgraden übereinstimmt. Daher ist häufig eine Analyse mittels der elementaren Gleichgewichtsbedingungen nicht mehr gegeben. Aus diesem Grund kommen heutzutage numerische Verfahren zum Einsatz, die zumindest einen Teil dieser Probleme mitberücksichtigen und somit zu guten Näherungslösungen führen können. Auf eine dieser Methoden, die der finiten Elemente, soll im Folgenden kurz eingegangen werden.

2.3. Grundlagen der Modellierung von Strangpressprozessen mittels FEM

2.3.1. Die Methode der finiten Elemente

Die Methode der finiten Elemente (FEM) ist ein numerisches Verfahren zur Lösung von partiellen, orts- und zeitabhängigen Differentialgleichungen, die das Verhalten eines betrachteten Körpers beschreiben. So lassen sich Informationen über die Höhe von Zustandsgrößen wie beispielsweise Temperatur und Spannung, sowie deren Verteilung über das betrachtete Objekt lokal aufgelöst bestimmen. Die FEM ermöglicht bereits im Rahmen einer Prozess- oder Produktentwicklung realitätsnahe Aussagen zur Vorhersage der späteren Performance. Daher wird sie heutzutage in zahlreichen Bereichen von Forschung und Technik, wie z. B. im Maschinen- und Apparatebau oder im Fahrzeugbau bereits routinemäßig eingesetzt [KLE07]. Die FEM findet auch im Bereich von Umformprozessen Anwendung. Hier liegt der Fokus vor allem auf der Auslegung und der Analyse von Prozessen oder von Werkzeugdesigns, die den kostenintensiven Einsatz von „trial and error Versuchen“ weitgehend minimieren sollen. Weiterhin ist die FEM zur Entwicklung eines tiefgründigeren Prozessverständnisses hilfreich, sowie um möglichst im Vorfeld oder gegebenenfalls nachträglich Probleme im jeweiligen Prozess- oder bei der Produktqualität zu identifizieren und folglich deren Ursachen zu beheben. Somit ist es durch den Einsatz von FEM möglich, Entwicklungskosten zu senken und gleichzeitig die Prozess- und Produktqualität zu erhöhen [VAL10].

Die FE-Modellierung basiert grundsätzlich auf der Aufteilung eines betrachteten Gebiets (Werkstück) in eine beliebig große, endliche (finite) Anzahl von Teilgebieten (Elemente). Dieser Vorgang wird als Diskretisierung bezeichnet. Einzelne Elemente sind durch Knotenpunkte miteinander verbunden und ergeben insgesamt ein Netz, das die Ausgangsgeometrie des Objekts approximiert. Innerhalb der Elemente werden Ansatzfunktionen definiert und schließlich mit Anfangs-, Rand- sowie Übergangsbedingungen in ein Gleichungssystem überführt. Dieses wird dann von der FE-Software numerisch gelöst. Mittels Diskretisierung wird erreicht, dass ein Problem nicht für ein Kontinuum als Ganzes gelöst werden muss, sondern als Teilproblem für jedes Element des betrachteten Objekts einzeln. Hierdurch wird eine Vereinfachung des Problems erreicht und die Anzahl der zu lösenden Gleichungen signifikant reduziert. [VAL10, KAL01]

2.3.2. Kontinuumsmechanische Modellierung des Materialflusses

Im Rahmen einer FE-Analyse (FEA) des Strangpressens kann die Bewegung des Umformguts (Materialfluss) durch zwei grundsätzlich verschiedene kontinuumsmechanische

Formulierungen, die Euler- oder die Lagrange-Formulierung, beschrieben werden. Die Euler'sche (oder räumliche) Formulierung betrachtet die Bewegung der Materie von der Ausgangs- zur Endkonfiguration durch ein Kontrollvolumen hindurch. Es werden Zustandsänderungen an einem fixen Raumpunkt betrachtet. Bei einem räumlich fixierten Beobachtungspunkt liegen demnach an einem festen Raumpunkt zu unterschiedlichen Zeitpunkten verschiedene Materialteilchen vor. Dabei wird also die Bewegung der Materie durch ein stets ortsfestes Netz hindurch betrachtet, das nicht verzerrt wird. Die Lagrange- (oder materielle) Formulierung koppelt Netzknotenpunkte mit Partikeln des Körpers und beschreibt deren Bewegung von einer Ausgangskonfiguration in eine Endkonfiguration. Die Knotenpunkte ändern also ihre räumliche Position in Abhängigkeit von der Zeit. Beide Formulierungen haben Vor- und Nachteile. Zu den Vorteilen der Euler'schen Formulierung gehört die einfache Abbildung von stationären oder quasi-stationären Zuständen. Diese ermöglicht eine gute Näherung der Zustandsgrößen Temperatur und Spannung über lange Prozessdauern, ohne dass es zahlreiche Iterationen zur Ermittlung der Kontaktsituation oder eine häufige Neugenerierung des Netzes in Folge von starken Verzerrungen bedarf. Nachteilig ist hingegen, dass die Ausbildung freier Oberflächen bzw. die Änderungen an Gebietsrändern nicht ohne weiteres abzubilden sind. Die Vorteile der Lagrange-Formulierung liegen hingegen in der einfachen Beschreibung von Randgebietsänderungen, wie z. B. der Veränderung von Oberflächen in Folge von Deformationen. Nachteilig ist, dass große Deformationen das Netz stark verzerren und somit die Ergebnisqualität verringern. Daher ist eine häufige und zeitintensive Neugenerierung des Netzes (Remeshing) notwendig. Hierbei werden die Ergebnisse des verzerrten Netzes auf ein neu erstelltes, unverzerrtes übertragen. [SCH06, VAL10]

3. Zielsetzung

Das Strangpressen ist ein effizientes Umformverfahren, das die Erzielung hoher Umformgrade in einem einzelnen Prozessschritt ermöglicht. Die großindustriell verwendeten konventionellen Strangpressverfahren verwenden starre formgebende Werkzeuge, sodass der Profilquerschnitt dabei über die Profillänge stets konstant ausgebildet wird. Da im technischen Einsatz jedoch oftmals keine gleichmäßigen Belastungen über die Länge eines Bauteils vorliegen, wäre eine Flexibilisierung des Profilquerschnitts im Hinblick auf die Möglichkeit der Erzeugung lokaler Wanddickenänderungen wünschenswert. Einen Beitrag dazu könnte die Verwendung von Strangpressverfahren leisten, die mittels beweglicher formgebender Werkzeuge die Herstellung von Profilen mit variablem Querschnitt über die Profillänge ermöglichen.

Daher ist es das Ziel dieser Arbeit, Hohlprofile mit veränderlicher Wanddicke entlang der Profillängsrichtung herzustellen. Dazu wird wie beim konventionellen Strangpressen eine starre Matrize verwendet, sodass der Profilaußendurchmesser konstant bleiben soll. Die Variation der Wanddicke erfolgt während des Pressvorgangs in einem ersten Ansatz durch die Bewegung eines abgestuften Dorns parallel zur Strangpressrichtung. In Abhängigkeit des jeweils im Matrizendurchbruch positionierten Querschnitts der Dornspitze werden nacheinander dick- und dünnwandige Abschnitte innerhalb desselben Rohres erzeugt. Das Strangpressen nahtloser Hohlprofile über Dorn ist jedoch auf einfache Querschnitte begrenzt. Deshalb wird in einem zweiten Ansatz zunächst ein neuartiges Verfahren für das Strangpressen von nahtbehafteten Hohlprofilen auf Basis eines Kammerwerkzeugs entwickelt. Die Variation der Wandstärke wird hierbei ebenfalls über einen beweglichen Dorn realisiert. Die Verfahrrichtung erfolgt nun jedoch senkrecht zur Strangpressrichtung.

Die Herstellungsparameter Bolzeneinsatztemperatur, Stempelgeschwindigkeit, Pressverhältnisses und Art der Profilabkühlung nach dem Austritt aus der Strangpresse haben deutlichen Einfluss auf die Entwicklung der Mikrostruktur und damit der mechanischen Werkstoffeigenschaften. Daher werden die Einflüsse dieser Prozessparameter auf die Mikrostruktur anhand von licht- und elektronenmikroskopischen Verfahren analysiert. Die Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften erfolgt durch Zug-, Stauch- und Dreipunktbiegeversuche.

4. Experimentelle Grundlagen und Versuchsdurchführung

4.1. Verwendete Aluminiumlegierungen und Bolzenvorbereitung

Im Rahmen dieser Arbeit wird das Strangpressen von Hohlprofilen mit axial variabler Wandstärke anhand von zwei Legierungen aus der EN AW-6xxx Klasse untersucht. Dabei handelt es sich zum einen um die Legierung EN AW-6060, die zwar nur niedrige bis mittlere Festigkeiten erreicht, aber dafür sehr gut strangpressbar ist. Zum anderen wurde die härteste Legierung EN AW-6082 verwendet. Die Strangpressbolzen beider Legierungen standen am Forschungszentrum Strangpressen (FZS) der Technischen Universität Berlin in der Anlieferungsform stranggegossen und homogenisiert zur Verfügung. Die für die Legierungen zulässigen Schwankungsbreiten hinsichtlich ihrer Legierungselemente und Verunreinigungen sind in DIN EN 573-3 [DIN13a] festgelegt. Diese sowie die konkreten chemischen Zusammensetzungen der verwendeten Chargen sind in Tabelle 4.1 aufgeführt. Ebenso sind hier die aus der Zusammensetzung bestimmbaren maximalen Gehalte der festigkeitssteigernden Phase Mg_2Si zu entnehmen. Die Anforderungen an die mechanischen Eigenschaften sind in DIN EN 755-2 [DIN13b] festgeschrieben und in Tabelle 4.2 dargestellt. Dabei bezeichnet $R_{p0,2}$ die Dehngrenze, R_m die Zugfestigkeit und ϵ_{Br} die Bruchdehnung.

Tabelle 4.1: Zulässige Schwankungsbreiten von Legierungselementen nach DIN EN 573-3 [DIN13a], sowie Zusammensetzung und maximale Mg_2Si -Gehalte der konkret verwendeten Legierungen, Angaben in Massenprozent [m%]

	Legierung	Si	Mg	Mn	Cu	Fe	Cr	Al	Mg_2Si -Gehalt
DIN EN 573-3	EN AW-6060	0,3-0,6	0,35-0,6	0,10	0,10	0,1-0,3	0,05	Rest	
verwendet	EN AW-6060	0,53	0,49	0,14	0,00	0,19	0,00	Rest	0,77
DIN EN 573-3	EN AW-6082	0,7-1,3	0,6-1,2	0,4-1,0	0,10	0,50	0,25	Rest	
verwendet	EN AW-6082	0,93	0,63	0,43	0,09	0,24	-	Rest	1,00

Tabelle 4.2: Mindestanforderungen an die mechanischen Eigenschaften von stranggepressten Aluminiumrohren relevanter Legierungen nach DIN EN 755-2 [DIN13b]

Legierung	Erzeugnisform	Wanddicke t [mm]	Werkstoffzustand	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	ϵ_{Br} [%]
EN AW-6060	stranggepresste Rohre	≤ 15	T4	60	120	16
		≤ 15	T6	150	190	8
EN AW-6082	stranggepresste Rohre	≤ 25	T4	110	205	14
		≤ 5	T6	250	290	8

Die Bolzenvorbereitung für die Strangpressversuche zur Rohrherstellung über Pressdorn beinhaltet stets das Abdrehen des Bolzenaußendurchmessers ($D_{B,a}$) auf das erforderliche Maß. Des Weiteren wurde auf ein Loch der Bolzen mittels der Lochdornvorrichtung der Strangpresse direkt vor dem eigentlichen Pressvorgang verzichtet, um die Belastung für die

Dornspitze gering zu halten und diese nicht zu beschädigen. Zum Einführen und Positionieren des Dorns wurden die Bolzen stattdessen mit einer zentrischen Bohrung versehen. Der innere Bolzendurchmesser ($D_{B,i}$) richtete sich dabei nach dem Durchmesser des jeweils verwendeten Dorns.

Da die experimentelle Versuchsdurchführung der Strangpressversuche im direkten Pressverfahren über Kammerwerkzeug zeitlich deutlich nach Anlieferung des Bolzenmaterials erfolgte, wurde hier eine erneute Homogenisierung der Bolzen durchgeführt. Diese erfolgte in einem vorgeheizten Kammerofen bei einer Ofentemperatur von $T_O=540^\circ\text{C}$ über eine Dauer von 7 Stunden. Im Anschluss an diese Wärmebehandlung wurden die Bolzen in einem Wasserbad abgeschreckt.

4.2. Strangpressen von Aluminiumhohlprofilen

Sämtliche im Rahmen dieser Arbeit beschriebenen Strangpressversuche erfolgten auf der 8MN direkt/indirekt Strang- und Rohrpresse des Forschungszentrums Strangpressen (FZS) der Technischen Universität Berlin. Durch in die Presse integrierte Druckmessdosen ermöglicht die Anlage die Erfassung der im Prozessverlauf auftretenden Kräfte der Gesamtpresskraft (F_{Ges}), die auf das formgebende Werkzeug (Matrize) wirkende Matrizenkraft (F_M), sowie die im direkten Verfahren zwischen Aufnehmerinnenwandung und Blockmantelfläche wirkende Reibkraft (F_R). Des Weiteren erlaubte die vorhandene Messtechnik den Verlauf der Strangaustrittstemperatur über den Prozess zu ermitteln. Hierzu wurden Thermoelemente in den Matrizenführungs kanal der jeweiligen Matrize eingebracht.

4.2.1. Indirektes Strangpressen von nahtlosen Rohren mit konstanter Wanddicke

In einem ersten Schritt zur Erreichung der angestrebten Ziele wurden nahtlose Aluminiumrundrohre der Legierung EN AW-6060 mit konstanter Wanddicke über die gesamte Rohrlänge hergestellt (Presskampagne I). Diese sollten als Referenzmaterial für die Pressprodukte der nachfolgenden Prozessvariationen dienen. Dafür kam das Verfahren des indirekten Strangpressens über feststehenden Dorn zum Einsatz. Der schematische Versuchsaufbau ist in Abbildung 4.1a dargestellt. Abbildung 4.1b zeigt den für das indirekte Strangpressen charakteristischen homogenen Materialfluss. Das grundsätzliche Verfahrensprinzip kann wie folgt beschrieben werden. Der zu verpressende Block (auch Bolzen genannt) wird auf die gewünschte Bolzeneinsatztemperatur (T_B) erwärmt und dem Blockaufnehmer (auch Rezipient genannt) zugeführt. Im vorderen Bereich des Aufnehmers

wird die Matrize positioniert. Sie gibt durch die Gestaltung des Matrizendurchbruchs die äußere Form der erzeugten Hohlprofile vor. Die Innenkontur der nahtlosen Rohre wird durch die geometrischen Maße des Pressdorns festgelegt. In rückwärtiger Richtung ist der Rezipient von einem Verschlussstück (auch Pressscheibe genannt) verschlossen. Diese überträgt die vom Pressstempel aufgebrachte Presskraft auf den Bolzen. Im Umformprozess schiebt der Pressstempel den Aufnehmer samt des darin befindlichen Bolzens in Richtung Matrize. Diese ist auf dem Hohlstempel abgestützt, verbleibt also während der Umformung in ortsfester Position. Somit kommt es zu Prozessbeginn zunächst zum Aufstauchen des Bolzens zwischen den Komponenten Aufnehmer, Dorn, Matrize und Verschlussstück. Nach Erreichen der für die Umformung des Materials notwendigen Kraft beginnt das Umformgut durch den formgebenden Spalt zwischen Dornoberfläche und Matrizenführungs kanal zu fließen, sodass der Bolzen schließlich zu einem Rohr umgeformt wird. Im Verfahren des Strangpressens über stehenden Dorn ändert sich die Dornposition während des Umformprozesses nicht. Da Aufnehmer und Block während des Prozesses mit gleicher Geschwindigkeit in Richtung der Matrize verfahren, tritt zwischen ihnen keine Relativbewegung auf. Eine Relativbewegung liegt jedoch zwischen dem in Richtung Matrize geschobenen Bolzen und dem feststehendem Dorn vor. Im Kontaktbereich der beiden Reibpartner entsteht die sog. Dornreibung.

Die konkrete Versuchsdurchführung stellte sich wie folgt dar. Sämtliche Komponenten, die im Pressverlauf mit dem Blockmaterial in Kontakt kommen, wurden im Vorfeld der Versuche vorgewärmt. Dabei wurden die Temperaturen des Aufnehmers (T_A) und des Verschlussstücks auf die jeweils verwendete Bolzeneinsatztemperatur erhitzt. Matrize, Dorn (T_D) Die Matrize (T_M) und der Dorn (T_B) wurden hingegen lediglich indirekt durch die Wärme des Aufnehmers erwärmt. Somit, sowie durch die Abführung von Wärme in den Hohlstempel bzw. in die Dornhaltestange, ergaben sich Abweichungen von T_B . Die Erwärmung der Bolzen erfolgte in dem am FZS vorhandenen Induktionsofen. Nach dem Erreichen der vorgegebenen Bolzeneinsatztemperatur wurde diese per Kontaktthermometer überprüft. Der Durchmesser der verwendeten Matrize (D_M) lag bei $D_M=41\text{mm}$. Die Matrize war für die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Versuche mit dem Hohlstempel fest verschraubt. Der hier zur Herstellung von Aluminiumrundrohren mit konstanter Wanddicke verwendete Dorn verfügte über eine abgesetzte Dornspitze (Abbildung 4.1c) und war über eine Dornhaltestange mit der Lochdorntraverse der Strangpresse verbunden. Dabei lag der Durchmesser des Dornschafts (D_D) mit $D_D=37\text{mm}$ über dem der Dornspitze (D_{DS}) von $D_{DS}=32\text{mm}$. Somit konnten in Abhängigkeit von der eingestellten Dornposition und folglich des in der Matrize befindlichen

4. Experimentelle Grundlagen und Versuchsdurchführung

Dorndurchmessers (D_{DM}) zwei verschiedene Rohrwandstärken (t) realisiert werden ohne hierfür den Dorn austauschen zu müssen. Es musste dazu lediglich die Dornposition in der Matrize im Vorfeld der Versuche verändert werden. Die Fixierung des Dorns erfolgte dadurch, dass der maximal mögliche Verfahrweg der beiden Laufholme der Lochdorntraverse durch Aufbringen von Muttern in der Art begrenzt wurde, dass nach Erreichen des Dorns in Ausgangsstellung für den Pressvorgang keine weitere Dornbewegung in Pressrichtung mehr möglich war. Um im Zuge einer mikrostrukturellen Materialcharakterisierung thermisch induzierte Gefügeänderungen weitgehend unterdrücken oder reduzieren zu können, stand eine Strangabkühleinrichtung zur Verfügung (Abbildung 4.1d). Diese bestand aus einem Kühlrohr, dass im Fuß des Hohlstempels und somit ca. 1m hinter dem Matrizenführungschanal angebracht wurde. Des Weiteren war im Anschluss an das Kühlrohr ein 2m langes Wasserbad positioniert.

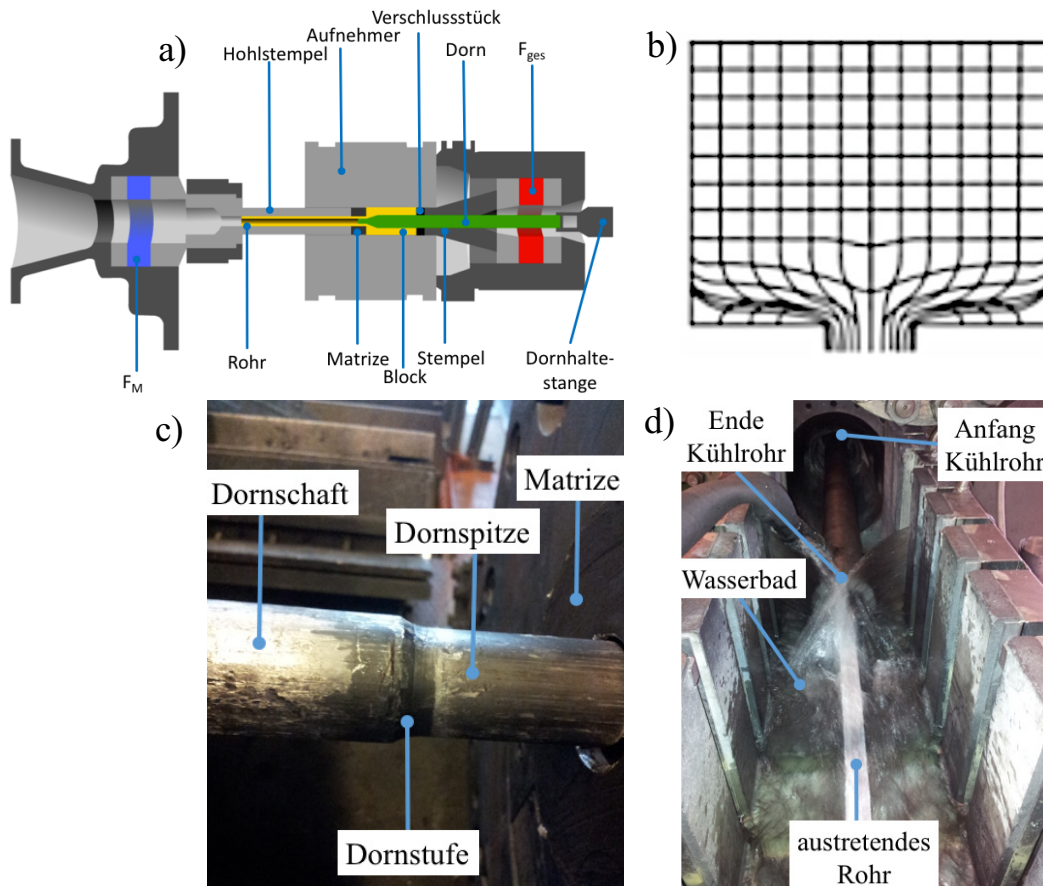


Abbildung 4.1: a) Prinzipdarstellung des indirekten Rohrstrangpressens über stehenden Dorn [MUE07], b) Schematische Abbildung des Materialflusses beim indirekten Strangpressen [BAU01], c) Veranschaulichung des Versuchsaufbaus zur Herstellung von Aluminiumrohren mit konstanter Wanddicke, d) Darstellung der verwendeten Strangabkühleinrichtung

Als Aluminiumlegierung wurde in dieser ersten Presskampagne ausschließlich EN AW-6060 verwendet und die Bolzenlänge (l_B) betrug $l_B=170\text{mm}$. In Tabelle 4.3 sind die verwendeten Strangpressparameter zur Herstellung von nahtlosen Aluminiumrundrohren mit konstanter Wanddicke dargestellt. Hierbei betrug der Aufnehmerdurchmesser (D_A) $D_A=125\text{mm}$. R

4. Experimentelle Grundlagen und Versuchsdurchführung

bezeichnet das sog. Pressverhältnis. Es charakterisiert allgemein das in Gl. 4.1 dargestellte Verhältnis von Querschnittsfläche des aufgestauchten Blocks im Aufnehmer (A_0) zur Querschnittsfläche des erzeugten Profils (A_p). In Gl. 4.2 ist die Berechnung von R exemplarisch für Rundrohre gegeben. D ist dabei als Rohraußendurchmesser und d als innerer Rohrdurchmesser definiert. Des Weiteren kann die Produktaustrittsgeschwindigkeit (v_{Prod}) ausgehend von der Stempelgeschwindigkeit (v_{St}) und dem Pressverhältnis nach (Gl. 4.3) errechnet werden. [BAU01]

$$R = \frac{A_0}{A_p} \quad (\text{Gl. 4.1})$$

$$R = \frac{(D_A^2 - D_D^2)}{(D^2 - d^2)} \quad (\text{Gl. 4.2})$$

$$v_{\text{prod}} = R \cdot v_{\text{St}} \quad (\text{Gl. 4.3})$$

Tabelle 4.3: Parameter zum indirekten Strangpressen nahtloser EN AW-6060-Rohre über stehenden Dorn

Legierung	$D_{B,a}$	$D_{B,i}$	D_A	D_M	D_{DS}	T_B	v_{St}	R	t	v_{Prod}	Kühlung
	[mm]	[mm]	[mm]	[mm]	[mm]	[°C]	[mm/s]		[mm]	[m/min]	
EN AW-6060	122	40	125	41	37	500/400	1,9/4,0	22:1	4,5	2,5/5,3	Wasser
EN AW-6060	122	35	125	41	32	500/400	0,9/1,9	46:1	2,0	2,5/5,2	Wasser

Wie aus Tabelle 4.3 hervorgeht, wurden im Rahmen der ersten Presskampagne zwei Werte für die Bolzeneinsatztemperatur gewählt, die Extrembedingungen im unteren sowie im oberen Temperaturbereich für das konventionelle Strangpressen der Legierung EN AW-6060 darstellen. Da in den nachfolgenden Presskampagnen relativ geringe Stempel- und somit Produktaustrittsgeschwindigkeiten zur Anwendung kommen sollten, wurden auch hier lediglich langsame Geschwindigkeiten verwendet. Alle im Zuge dieser ersten Presskampagne hergestellten Rundrohre wurden mittels der Abkühleinrichtung hinter dem Hohlstempel in Wasser abgeschreckt.

Für eine Charakterisierung des Strangpressprozesses existieren neben R und v_{Prod} weitere Kennwerte, auf deren Bestimmung im Folgenden kurz eingegangen werden soll.

Aus dem Pressverhältnis kann durch logarithmieren der Gl. 4.1 die Gesamthauptformänderung φ_{ges} (nachfolgend auch Umformgrad genannt) berechnet werden (Gl. 4.4) [BAU01].

$$\varphi_{\text{ges}} = \ln(R) = \ln\left(\frac{A_0}{A_p}\right) \quad (\text{Gl. 4.4})$$

4. Experimentelle Grundlagen und Versuchsdurchführung

Die zur Erreichung eines bestimmten Umformgrads benötigte Kraft entspricht der Matrizenkraft F_M . Diese kann allgemein gemäß Gl. 4.5 [BAU01] mit Hilfe der Formänderungsfestigkeit (Fließspannung (k_f)) des umzuformenden Materials, des matrizenpezifischen Faktors C und der Querschnittsfläche des aufgestauchten Blocks im Aufnehmer (A_0) ermittelt werden.

$$F_M = C \cdot \varphi_{\text{ges}} \cdot k_f \cdot A_0^2 \quad (\text{Gl. 4.5})$$

Unter Berücksichtigung der Länge der Umformzone l_u (Gl. 4.6), der Stempelgeschwindigkeit sowie des Pressverhältnisses lässt sich nach Gl. 4.7 eine mittlere Hautformänderungsgeschwindigkeit ($\bar{\dot{\varphi}}$) ermitteln. Bei Abweichungen vom Querschnitt einer Rundstange ist hierzu statt des Stangendurchmessers (D_s) die Ermittlung eines Äquivalenzdurchmessers (D^*) nach Gl. 4.8 notwendig. A_p bezeichnet die Querschnittsfläche des produzierten Profils. [BAU01]

$$l_u = \frac{D_0 - D_s}{2 \tan(\alpha)} \quad (\text{Gl. 4.6})$$

$$\bar{\dot{\varphi}} = \frac{R - 1}{l_u} \cdot v_{\text{St}} \quad (\text{Gl. 4.7})$$

$$D^* = \sqrt{\frac{4 \cdot A_p}{\pi}} \quad (\text{Gl. 4.8})$$

Der sog. spezifische Pressdruck (P_G), der von der Strangpresse aufgebracht werden muss, um das Pressgut zum Fließen zu bringen, errechnet sich aus der Gesamtpresskraft F_{ges} und der Querschnittsfläche des aufgestauchten Bolzens im Aufnehmer nach Gl. 4.9 [SAH00].

$$P_G = \frac{F_{\text{ges}}}{A_0} \quad (\text{Gl. 4.9})$$

Abschließend kann aus der Matrizenkraft F_M der Umformwiderstand des Bolzenwerkstoffs k_W mittels Gl. 4.10 bestimmt werden [LAU76].

$$k_W = \frac{F_M}{A_0 \cdot \ln(R)} \quad (\text{Gl. 4.10})$$

4.2.2. Indirektes Strangpressen von nahtlosen Aluminiumrohren mit axial variabler Wanddicke

Um eine Variation der Wanddicke von Aluminiumhohlprofilen über die Profillänge realisieren zu können, wurde zunächst das Verfahren des indirekten Strangpressens über mitlaufenden Dorn mit abgestufter Dornspitze verwendet. Der generelle Hauptunterschied zu dem zuvor beschriebenen Strangpressverfahren besteht darin, dass die Begrenzung des Dornverfahrwegs aufgehoben bzw. verschoben wurde. Demnach bewegt sich der Dorn während des Pressprozesses gemeinsam mit dem Stempel in Richtung Matrize. Folglich gibt es keine Relativbewegung zwischen Bolzen und Dorn, sodass die Dornreibung und somit der Presskraftbedarf im Vergleich zum Verfahren über stehenden Dorn signifikant reduziert ist. Reibung tritt am Dorn lediglich im Bereich der Umformzone auf, da hier das Bolzenmaterial im Zuge der Umformung beschleunigt wird und schließlich im Bereich des Matrizenführungskanals die Stangaustrittsgeschwindigkeit erreicht [BAU01]. Im Rahmen dieses Verfahrens wurden zwei Presskampagnen durchgeführt, wobei EN AW-6060-Rundrohre (Kampagne 2) sowie nahtlose Hohlprofile mit quadratischem Querschnitt der selben Legierung (Kampagne 3) produziert wurden. In Kampagne 3 wurden zusätzlich Pressversuche mit EN AW-6082 als Vergleichslegierung durchgeführt. Die Herstellung der Rundrohre erfolgte mit der selben Konfiguration der formgebenden Werkzeuge wie bei der zuvor beschriebenen Kampagne 1. Für die Vierkantrohre hingegen wurde eine Matrize mit einem Durchbruch von 32mm x 32mm, sowie ein Dorn mit größerem Schaftdurchmesser von $D_D=50\text{mm}$ eingesetzt. Auf diesen wurde eine abgestufte quadratische Spitze aufgeschraubt, die im vorderen Bereich Abmaße von 23mm x 23mm und innerhalb einer Länge von 1,5mm auf einen Querschnitt von 28mm x 28mm im hinteren Bereich überging. Die entsprechende Versuchsdurchführung kann wie folgt beschrieben werden.

Die Dornposition wurde im Vorfeld der Versuche so eingestellt, dass sich der dünnwandige Querschnitt der Dornspitze zu Beginn einer Pressung im Bereich des Matrizenführungskanals befand. Demnach war der formgebende Spalt zwischen Dorn und Matrize zunächst groß, sodass der Rohranfang dickwandig ausgeführt wurde. Da der jeweilige abgestufte Dorn jedoch während des Pressens in Richtung Matrize bewegt wurde, gab es einen Punkt, ab dem sich der Abstand zwischen Dornspitze und Matrize reduzierte. Folglich muss durch das Einlaufen des dickwandigen Dornspitzenquerschnitts in den Bereich der Matrize und die daraus resultierende Erhöhung des Rohrrinnendurchmessers eine Reduktion der Rohrwanddicke (Nennwanddicke t_N) nach sich ziehen. Um im Anschluss an eine solche Wandstärkenreduktion weitere

4. Experimentelle Grundlagen und Versuchsdurchführung

Querschnittsübergänge über die Rohrlänge erzeugen zu können, musste der dünnwandige Querschnitt der Dornspitze erneut in der Matrice positioniert werden. Ein kontinuierliches Verfahren des Dorns entgegen der Pressrichtung ließ jedoch die SPS-Steuerung der Strangpresse während des Pressprozesses nicht zu. Daher musste der Pressvorgang kurzzeitig unterbrochen werden, um die manuelle Repositionierung des Dorns vorzunehmen. Im Anschluss daran konnte der Pressprozess durch Erzeugung eines weiteren dickwandigen Rohrabschnitts fortgesetzt werden. Das Verfahrensprinzip ist am Beispiel der quadratischen Aluminiumrohre in Abbildung 4.2 dargestellt. Diese veranschaulicht auch, warum es im Falle der Vierkantrohre notwendig war, den Verfahrensweg des Dorns zu begrenzen. Andernfalls wäre der Dornschaft mit einem Durchmesser von $D_D=50\text{mm}$ gegen die Matrice gelaufen und hätte zum Abriss des Rohres, sowie unter Umständen zu Schaden an Dornspitze bzw. Matrice geführt.

Die Pressparameter der Kampagnen 2 und 3 sind in Tabelle 4.4 und Tabelle 4.5 zusammengefasst. Die Bolzeneinsatztemperaturen entsprechen denen der ersten Kampagne. Die Stempelgeschwindigkeiten überdecken hingegen einen etwas größeren Bereich, wobei sie so gewählt wurden, dass für Rund- und Vierkantrohre etwa die gleiche Strangaustrittsgeschwindigkeit erzielt werden konnte. Insgesamt wurden im Vergleich zu industriellen Pressungen jedoch geringe Geschwindigkeiten gewählt, da der Pressvorgang nach Beendigung eines Wanddickenübergangs bei Erreichen einer spezifischen Dornposition manuell gestoppt werden musste. Durch Anfahren dieser zuvor festgelegten Dornpositionen, sollte die Länge der dickwandigen Rohrabschnitte gezielt variiert werden. Um bei diesen Presskampagnen auch den Einfluss der Strangabkühlung untersuchen zu können, wurden exemplarisch auch Rohre produziert, die an Luft abkühlten. Für diese Versuche wurde Bolzen mit einer Länge von $l_B=300\text{mm}$ verwendet.

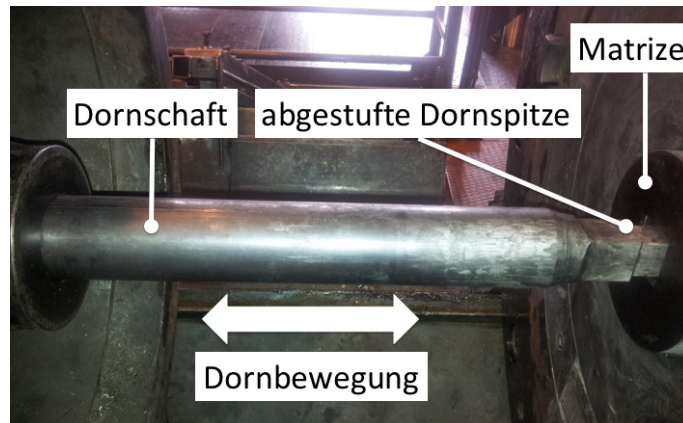


Abbildung 4.2: Versuchsaufbau und Verfahrensprinzip beim indirekten Strangpressen von nahtlosen Aluminiumrohren mit axial variabler Wanddicke

Tabelle 4.4: Pressparameter der Presskampagne II zur Herstellung von EN AW-6060-Rundrohren mit axial variabler Wanddicke

Legierung	$D_{B,a}$ [mm]	$D_{B,i}$ [mm]	D_A [mm]	D_M [mm]	D_{DS} [mm]	T_B [°C]	v_{St} [mm/s]	R	t_N [mm]	v_{Prod} [m/min]	Kühlart
EN AW-6060	122	40	125	41	32	500/400	0,9/1,9/3,9	22:1	4,5	1/2/5	Wasser
					37			46:1	2,0	2/5/10	
EN AW-6060	122	40	125	41	32	500/400	0,9	22:1	4,5	1	Luft
					37			46:1	2,0	2	

Tabelle 4.5: Pressparameter der Presskampagne III zur Herstellung von Vierkantrohren mit axial variabler Wanddicke

Legierung	$D_{B,a}$ [mm]	$D_{B,i}$ [mm]	D_A [mm]	D_M [mm]	D_{DS} [mm]	T_B [°C]	v_{St} [mm/s]	R	t_N [mm]	v_{Prod} [m/min]	Kühlart
EN AW-6060	122	50	125	32x32	23x23	500/400	0,8/1,6/3,3	24:1	4,5	1/2/5	Wasser
					28x28			48:1	2,0	2/5/10	
EN AW-6060	122	50	125	32x32	23x23	500/400	0,8	24:1	4,5	1	Luft
					28x28			48:1	2,0	2	
EN AW-6082	122	50	125	32x32	23x23	500/400	0,8/3,3	24:1	4,5	1/5	Wasser
					28x28			48:1	2,0	2/10	

4.3. Wärmebehandlung

Aus Kapitel 2.1.3 geht hervor, dass Legierungen der EN AW-6xxx-Klasse erst nach einer sog. Warmauslagerung ihre maximalen mechanischen Eigenschaften erreichen. Aus diesem Grund wurden Profilabschnitte im Anschluss an das Strangpressen Wärmebehandlungen bei verschiedenen Bedingungen von Temperatur und Haltedauer unterzogen. Diese erfolgten stets in Kammeröfen des FZS, die auf die jeweilige gewünschte Temperatur vorgeheizt waren. Des Weiteren wurde zum Zwecke der Temperaturüberwachung stets ein Thermoelement mit in den Ofen eingebracht. Die im Rahmen der Untersuchungen zur Anwendung gekommenen Wärmebehandlungsparameter und deren entsprechenden Bezeichnungen sind in Tabelle 4.6

4. Experimentelle Grundlagen und Versuchsdurchführung

dargestellt. Hierbei wird zwischen den Schritten der Lösungsglühung und der Auslagerung unterschieden. Mit T_L wird die zugehörige Lösungsglühtemperatur, sowie mit t_L die Haltezeit bei dieser Temperatur bezeichnet. Im Falle der Verwendung der Bezeichnung T_p soll angedeutet werden, dass die Bedingungen für die Lösungsglühung vom Strangpressprozess, insbesondere also von der Profilaustrittstemperatur T_p vorgegeben wurden. Für den anschließenden Schritt der Auslagerung bezeichnet T_A die Auslagerungstemperatur und t_A die Auslagerungsdauer. Die Bezeichnungen der Wärmebehandlungen T4, T6 und sowie T62 entsprechen denen in DIN29850 [DIN89]. Dabei beschreibt T4 den Zustand lösungsgeglüht, abgeschreckt und kaltausgelagert. T6 bedeutet hingegen, dass eine Komponente der Prozesskette bestehend aus Lösungsglühung, Abschrecken und Warmauslagerung auf höchste Festigkeit unterzogen wurde. Die Wärmebehandlung T62 steht hingegen dafür dass, nach dem Umformprozess aus einem beliebigem Zustand beim Verbraucher lösungsgeglüht, abgeschreckt und warmausgelagert wurde. Als Basis für die Wahl der Wärmebehandlungsparameter diente unter anderem die Vorschrift AMS 2772F [AMS11]. Hier werden für die Legierung AA6063, die nach Abbildung 2.2b sehr große Überschneidungsbereiche hinsichtlich des Mg- und Si-Gehalts mit der Legierung EN AW-6060 (die Legierungsbezeichnung AA6060 ist in den USA unüblich) hat, Werte von $T_L=516-543^\circ\text{C}$ mit $t_L>50\text{min}$ sowie $T_A=177^\circ\text{C}$ mit $t_A=8\text{h}$ empfohlen. Diese sind ähnlich den Parametern, die in anderer Fachliteratur für EN AW-6060 bzw. -6063 gefunden wurden [SIL04, TUN12, FOU12]. Da die Legierung EN AW-6082 in [AMS11] nicht aufgeführt wurde, orientierten sich die Wärmebehandlungsparametern an Angaben der Fachliteratur [MRO09, BIR06], sodass schließlich auch für diese Legierung die gleichen Bedingungen wie für EN AW-6060 gewählt wurden.

Um den Einfluss der Auslagerungstemperatur und der Haltezeit auf die mechanischen Werkstoffeigenschaften zu untersuchen, wurden exemplarisch Proben auch mit einer Warmauslagerungsdauer von lediglich $t_A=4\text{h}$, sowie bei einer geringeren Temperatur (Wärmebehandlung T6a) von $T_A=160^\circ\text{C}$ ausgelagert. Um den Unterschied zwischen einer Lösungsglühung während des Strangpressens und einer nachträglichen separat durchgeführten Glüfung zu untersuchen, wurden einige Proben nach dem Strangpressen und Abschrecken an der Presse einer erneuten Lösungsglühung in einem Kammerofen bei $T_L=540^\circ\text{C}$ für $t_L=1\text{h}$ unterzogen. Im Anschluss daran wurden sie im Wasser abgeschreckt und nachfolgend konventionell warmausgelagert (Zustand T62).

Tabelle 4.6: Parameter für die durchgeführten Wärmebehandlungen

Bezeichnung	Lösungsglühung		Auslagerung	
	T_L [°C]	t_L [h]	T_A [°C]	t_A [h]
T4	T_p		Raumtemperatur	> 6 Monate
T6	T_p		180	4, 8
T6a	T_p		160	8
T62	540	1	180	4, 8

4.4. Mikrostrukturelle Analyse

4.4.1. Metallographische Probenpräparation

Zur Durchführung einer mikrostrukturellen Analyse war zunächst eine metallographische Präparation erforderlich. Hierzu wurden aus den stranggepressten Profilen relevante Probenbereiche gemäß Abbildung 4.3 herausgetrennt und für die eigentliche Präparation eingebettet. Danach erfolgte in mehreren Stufen ein mechanisches Schleifen und Polieren der Proben. Im Anschluss daran wurde eine elektrolytische Politur durchgeführt. Der verwendete Elektrolyt bestand aus einer Lösung von 10% Perchlorsäure und 7% Glycerin in Ethanol. Die Polierdauer bei einer Temperatur von -30°C und einer Spannung von 40V betrug 30s.

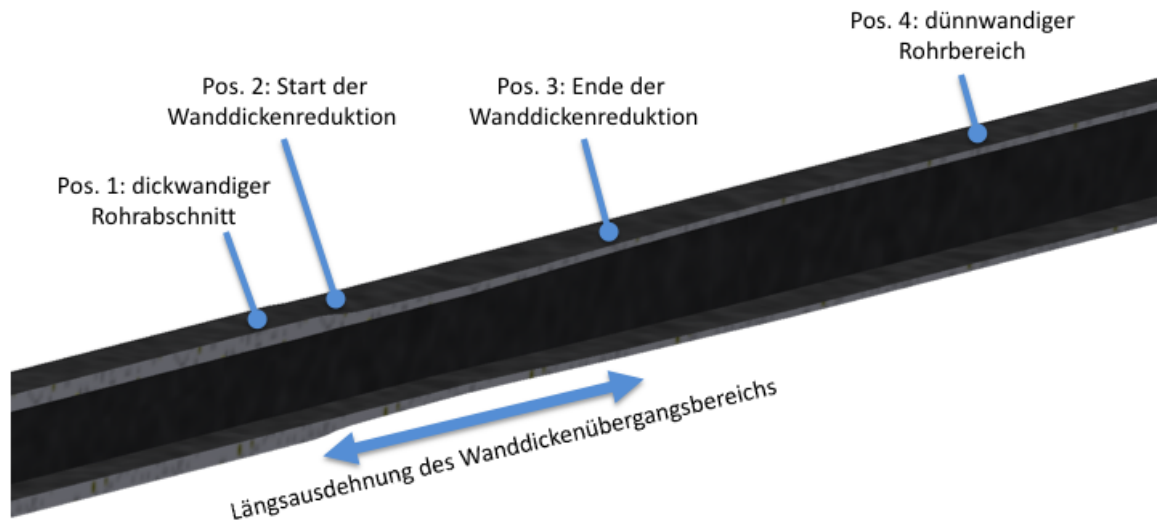


Abbildung 4.3: Schematische Darstellung von Probenentnahmeorten nach [NEG16]

4.4.2. Lichtmikroskopie

Im Anschluss an die allgemeine Probenpräparation erfolgte im Falle der lichtmikroskopischen Mikrostrukturanalyse die sog. Probenanodisation nach Barker [BAR50]. Hierbei wurde die relevante Probenoberfläche in eine Lösung aus 5% HBF_3 in H_2O gebracht. Durch Anlegen einer Spannung von 30V zwischen der Probenoberfläche (Anode) und einem Kathodenblech, wurde auf der Probe eine dünne, doppelbrechende Oxidschicht abgeschieden. Bei Betrachtung der

Probenoberfläche mittels polarisiertem Licht konnte so das Gefüge sichtbar gemacht werden. Am Fachgebiet Metallische Werkstoffe stand für die Gefügeuntersuchungen ein Mikroskop vom Typ UNIVAR der Firma Reichert-Jung zu Verfügung. Grundsätzlich bestand auch die Möglichkeit unter Verwendung eines λ -Plättchens farbige Aufnahmen der Mikrostruktur zu machen. Da sich hierbei allerdings der Bildkontrast oftmals als schlechter darstellte, wurde zu Gunsten der Bildqualität überwiegend darauf verzichtet. Zur Bestimmung der Korngröße (mittlerer Korndurchmesser) nach dem Linienschnittverfahren, wurde das Analyseprogramm „a4i-Analysis“ der Firma Aquinto AG benutzt. Des Weiteren konnte bei der mikrostrukturellen Untersuchung der rekristallisierte Gefügeanteil bestimmt werden, indem in Längsschliffen die jeweilige Dicke des Rekristallisationssaums vermessen und anschließend ins Verhältnis zur Gesamtprobendicke gesetzt wurde.

4.4.3. Electron Backscatter Diffraction (EBSD)

Die EBSD-Technik wird in Verbindung mit einem Rasterelektronenmikroskop (REM) eingesetzt und basiert auf der automatisierten Erzeugung und Analyse von Beugungsmustern. In einem REM wird ein Probenbereich zeilenförmig von einem gebündelten Elektronenstrahl abgefahren. Für EBSD-Untersuchungen wird die Probe um 70° aus der horizontalen Lage heraus gekippt. Während der Analyse dringen die Primärelektronen in die Materialoberfläche ein und treten in Wechselwirkung mit dem Probenmaterial. Für die EBSD-Technik werden die an den Netzebenen des Probenmaterials gebeugten Rückstreuielektronen (back scattered electrons kurz BSE) genutzt. Auf einem Leuchtschirm können sie in Form von Beugungsdiagrammen (Kikuchi pattern) sichtbar gemacht und automatisiert analysiert werden. Somit wird es ermöglicht jedem analysierten Punkt des Probenmaterials eine kristallographische Orientierung zuzuweisen. Mit Hilfe der EBSD-Methode können folglich z. B. Informationen zu lokalen Orientierungsverteilungen (Textur) oder Orientierungsdifferenzen an Groß- und Kleinwinkelkorngrenzen (Misorientierungswinkel) ermittelt werden. [HUM01, SPI09]

Die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten EBSD-Analysen wurden an der Zentraleinrichtung Elektronenmikroskopie (ZELMI) der TU Berlin durchgeführt. Zur Anwendung kam dabei ein REM des Typs Hitachi S-2700 mit Nordlys II Detektor. Die Untersuchungen erfolgten zum einen zur Analyse der Mikrostrukturentwicklung in der Umformzone an einem abgeschreckten Pressrest der Legierung EN AW-6060. Zum anderen wurden Längsschliffe von Vierkantrohren in der Ebene von Pressrichtung ED und

4. Experimentelle Grundlagen und Versuchsdurchführung

Normalenrichtung ND (siehe Abbildung 4.4) der beiden Legierungen EN AW-6060 und EN AW-6082 hinsichtlich ihrer mikrostrukturellen Unterschiede in den Pressprodukten untersucht. Für die Auswertung wurde jedoch eine 90° Probendrehung vorgenommen, um sie bezüglich der z-Richtung, also der („Blech“-) Normalenrichtung ND darzustellen. Hierbei wurden lediglich die unter Extrembedingungen ($T_B=400^\circ\text{C}$ bei $v_{St}=0,8\text{mm/s}$, sowie $T_B=500^\circ\text{C}$ mit $v_{St}=3,3\text{mm/s}$) produzierten Rohrabsnitte analysiert. Die Abstände zwischen den Messpunkten (step size) auf der Probenoberfläche wurden je nach vorliegender Gefügemorphologie bzw. Korngröße angepasst. Die Auswertung erfolgte mit Hilfe des Softwareprogramms Channel 5 von HKL Technology. Abbildung 4.5 veranschaulicht beispielhaft eine Aluminiumwalztextur.

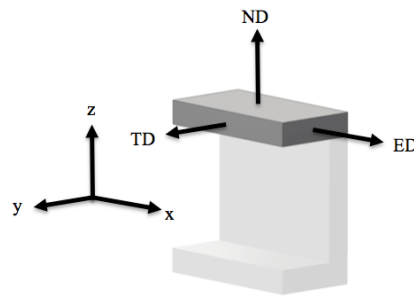


Abbildung 4.4: Darstellung von Mess- und Probenkoordinatensystem für die EBSD-Analysen

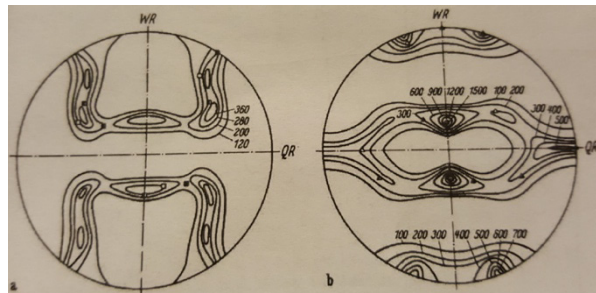


Abbildung 4.5: Exemplarische Darstellung der {100}- und {111}-Polfiguren einer Walztextur von Aluminium handelsüblicher Reinheit bei 95% Walzgrad [WAS62]

4.4.4. Ausscheidungscharakterisierung mittels Transelektronenmikroskopie (TEM)

Für die EN AW-6xxx-Legierungsklasse sind die metastabilen Ausscheidungsphasen von elementarer Wichtigkeit, da sie maßgeblich die mechanischen Materialeigenschaften bestimmen. Daher wurden an ausgewählten Probenzuständen exemplarische Untersuchungen mittels Transelektronenmikroskopie zur Ausscheidungscharakterisierung vorgenommen. Diese wurden am Fachgebiet Metallische Werkstoffe an einem TEM vom Typ Philips-CM30 durchgeführt.

4. Experimentelle Grundlagen und Versuchsdurchführung

Im Gegensatz zur Probenpräparation für licht- und rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen ist die Fertigung von TEM-Folien deutlich aufwändiger. Hierfür wurden relevante Bereiche aus den Flachseiten von Vierkantrohren der Legierungen EN AW-6060 und EN-AW-6082 herausgetrennt. Die Probendicke betrug hiernach ca. 200µm. Nachfolgend wurden die Proben mit Schleifpapier der 1200er-Körnung geschliffen, bis die Probendicke nur noch ca. 100-120µm betrug. Anschließend erfolgte das Ausstanzen der TEM-Folien, die nun einen Durchmesser von 3mm aufwiesen. Danach wurde die Foliendicke durch elektrolytisches Abtragen weiter reduziert. Hierzu wurde als Elektrolyt eine Lösung aus 500 ml HNO₃ und 1000ml Methanol bei einer Spannung von 12V verwendet. Das Dünnen der Proben erfolgte bei einer Temperatur von -35°C.

Nach dem Einschleusen einer Probe in das TEM, wurde die Beschleunigungsspannung schrittweise auf 250kV hochgeregelt. Anschließend wurde mittels Drehen und Kippen der Probe der Vielstrahlfall einer <001> Zonenachse (ZA) eingestellt. Dieser ermöglicht es Ausscheidungen, die sich parallel zu den drei <001>-Richtungen des Aluminiumkristalls orientieren, gleichzeitig abzubilden. Schließlich wurden bei verschiedenen Vergrößerungen von 31000x, 52000x sowie 89000x Aufnahmen gemacht, um den jeweiligen Probenzustand hinsichtlich der Größe der Ausscheidungen, sowie der Ausscheidungsichte zu charakterisieren.

4.5. Analyse von mechanischen Werkstoff- und Bauteileigenschaften

4.5.1. Flachzugversuche

Zur Charakterisierung der mechanischen Werkstoffeigenschaften der stranggepressten Hohlprofile in Abhängigkeit von den Prozessparametern und der jeweiligen Wärmebehandlung wurden Flachzugversuche durchgeführt. Hierzu wurden aus den indirekt stranggepressten Vierkanthohlprofilen Proben parallel zur Strangpressrichtung entnommen und auf die in Abbildung 4.6a dargestellten Maße gefräst. Die Rahmenbedingungen zur Durchführung von Zugversuchen an metallischen Proben bei Raumtemperatur sind in DIN EN ISO 6892-1 [DIN09] festgelegt. Vor der eigentlichen Versuchsdurchführung wurden auf der Probenoberfläche Markierungen in gleichmäßigen Abständen von 5mm aufgebracht. Die konkrete Durchführung dieser Experimente erfolgte an dem thermomechanischen Umformsimulator Gleeble System 3800 (Abbildung 4.6b). Hierbei wurden die Proben zunächst an beiden Probenenden zwischen Klemmbacken eingespannt. Anschließend wurden zwei hochauflösende Extensometer zur jeweiligen Erfassung der Längs- und Querdehnung an die

4. Experimentelle Grundlagen und Versuchsdurchführung

Probe angebracht. Damit diese durch die Vorgänge bei Probeneinschnürung und Bruch nicht beschädigt werden, wurden sie vorzeitig von der Probe entfernt. Um quasi-statische Versuchsbedingungen zu realisieren, wurde mit einer niedrigen Dehnrage von ca. $0,0003\text{s}^{-1}$ gearbeitet. Nach dem Bruch einer Probe wurde diese ausgebaut. Durch erneutes Vermessen der Abstandsmarkierungen konnte die Bruchdehnung nach Gl. 4.11 bestimmt werden. Die Ermittlung der Dehngrenze erfolgte graphisch durch Parallelverschiebung der Hookeschen Gerade im Spannungs-Dehnungsdiagramm um 0,2% und anschließender Schnittpunktbestimmung mit dem aufgezeichneten Spannungsverlauf. Die Zugfestigkeit wurde den Gleeble-Daten als maximaler Spannungswert entnommen, die das System aus der gemessenen Zugkraft und dem Äquivalenzdurchmesser (Berechnung analog zu Gl. 4.8) der jeweiligen Probe berechnete.

$$\varepsilon_{\text{fr}} = \frac{l_1 - l_0}{l_0} \cdot 100 \quad (\text{Gl. 4.11})$$

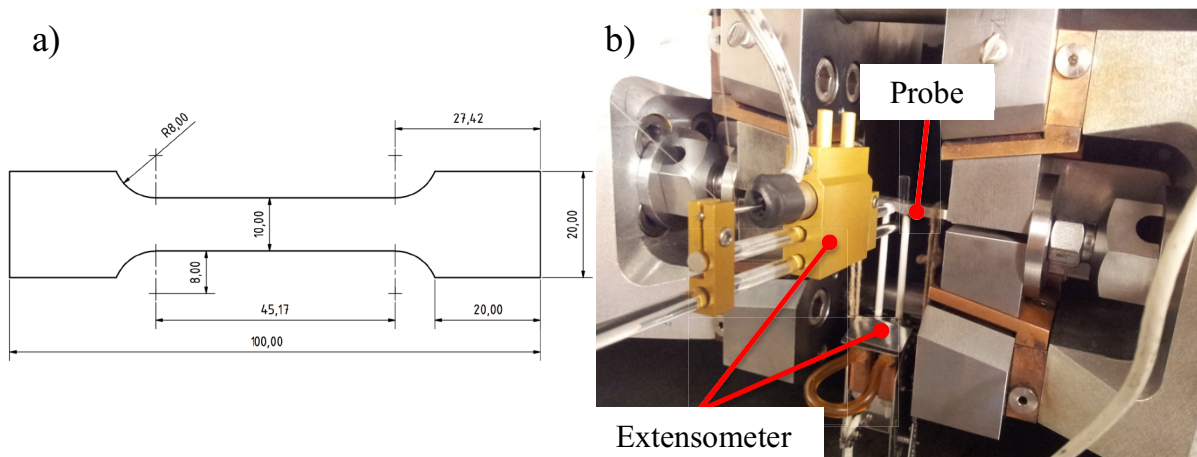


Abbildung 4.6: a) Abmaße der Flachzugproben b) Realer Versuchsaufbau für Flachzugversuche am Prüfstand Gleeble System 3800

4.5.2. Axiale Stauchversuche von Profilsegmenten

Das Stauchverhalten von Profilabschnitten bei axialer Druckbelastung wurde in quasi-statischen Stauchversuchen untersucht. Ziel war es, die Einflüsse der Strangpressparameter, der Wärmebehandlung, sowie der Profilgeometrie zu untersuchen. Hierzu wurden aus dem jeweils selben Hohlprofil Abschnitte mit konstant dünnwandigem bzw. konstant dickwandigem Querschnitt herausgesägt und anschließend plane Stirnflächen mittels Drehen bzw. Fräsen erzeugt. Auch diese Experimente wurden an dem Prüfsystem Gleeble System 3800 durchgeführt. Der Aufbau ist in Abbildung 4.7 dargestellt und besteht aus 2 planparallelen Druckplatten zwischen denen die Druckprobe zentrisch positioniert wird. Anschließend erfolgt

4. Experimentelle Grundlagen und Versuchsdurchführung

durch einseitiges Verfahren einer der Platten die Übertragung einer Druckkraft auf die Probe. Die maximal zur Verfügung stehende Druckkraft der Apparatur lag bei 200kN. Um quasi-statische Versuchsbedingungen zu gewährleisten, wurde erneut eine geringe Verformungsgeschwindigkeit von $\dot{\epsilon}=0,0003\text{s}^{-1}$ festgelegt. Die Untersuchungen wurden sowohl für nahtlose Rohre mit rundem als auch mit quadratischen Profilquerschnitt durchgeführt. Für alle Querschnittsgeometrien betrug die Ausgangshöhe bzw. -länge (h_{DP}) der verwendeten Abschnitte jeweils $h_{DP}=60\text{mm}$. Damit lag h_{DP} in dem laut DIN 50106 zulässigen Bereich für das Verhältnis von Probenhöhe zu Probenaußendurchmesser zwischen 1 und 2. Nach Erreichen eines Verfahrwegs der Druckplatte von $s_D=30\text{mm}$, also der halben Probenausgangshöhe, wurden die Stauchversuche abgebrochen.

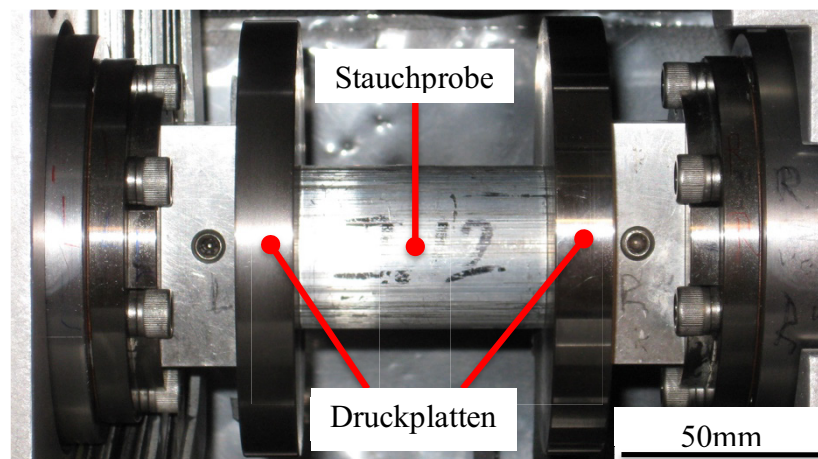


Abbildung 4.7: Aufbau zur Durchführung axialer Stauchversuche an Rohrabschnitten

Aus den aufgezeichneten Kraft-Verfahrweg-Kurven können eine Reihe von Kennwerten bestimmt werden, die das Verformungsverhalten der Hohlprofilabschnitte charakterisieren [SIM14]. Hierzu zählt zunächst die höchste im Stauchversuch auftretende Kraft $F_{D,max}$. Diese tritt üblicherweise am Anfang des Versuchs auf und charakterisiert das von der Struktur ertragbare Kraftmaximum, bevor es zum Einsetzen von plastischer Deformation kommt. Des Weiteren bestimmt die Fläche unter der Kraft-Weg-Kurve die während des Versuchs absorbierte Energie (E_{abs}) (Gl. 4.12). Einen zusätzlichen Kennwert stellt die mittlere im Versuch vorherrschende Druckkraft dar. Sie kann gemäß Gl. 4.13 aus der absorbierten Energie und dem Verfahrweg der Druckplatte ermittelt werden. Aus der absorbierten Energie kann unter Berücksichtigung der Masse der Stauchprobe (m_D) die sog. spezifische absorbierte Energie bestimmt werden (Gl. 4.14). Sie ermöglicht folglich eine Vergleichbarkeit zwischen energieabsorbierenden Strukturen mit unterschiedlicher Masse. Schließlich gibt es den Wert der „Crush force efficiency“ kurz CFE. Er gibt das Verhältnis zwischen $F_{D,m}$ und $F_{D,max}$ an

(Gl. 4.15) und ist ein Maß für die Kraftschwankungen während des Versuchs, wobei ein Wert von $CFE=1$ nach [SIM14] den wünschenswertesten Fall charakterisiert. Schließlich lässt sich aus $F_{D,max}$ und der realen Probenquerschnittsfläche (A_D) eine Art maximaler Druckfestigkeit $\sigma_{D,max}$ angeben, die die höchste vom Probenquerschnitt ertragene Spannung beschreibt (Gl. 4.16).

$$E_{abs} = \int F \cdot s_D \quad (Gl. 4.12)$$

$$F_{D,m} = \frac{E_{abs}}{s_D} \quad (Gl. 4.13)$$

$$E_{spec} = \frac{E_{abs}}{m} \quad (Gl. 4.14)$$

$$CFE = \frac{F_{D,m}}{F_{D,max}} \quad (Gl. 4.15)$$

$$\sigma_{D,max} = \frac{F_{D,max}}{A_D} \quad (Gl. 4.16)$$

4.5.3. Dreipunktbiegeversuche an Profilabschnitten

Die Motivation zur Herstellung von Aluminiumhohlprofilen mit axial variabler Wanddicke bestand darin, den zum Ertragen der maximalen Last notwendigen Profilquerschnitt für den Beanspruchungsfall einer punktuellen Lastaufbringung quer zur Profillängsachse auf einen sehr kurzen Profilbereich reduzieren zu können, ohne dass dies Einbußen der Lastkapazität nach sich zieht. Da das Biegemoment mit zunehmender Entfernung vom Ort der Krafteinleitung absinkt (Abbildung 2.13a), ergäbe sich demnach die Möglichkeit entsprechend niedriger beanspruchte Profilsegmente mit einem dünnwandigeren Querschnitt auszulegen und somit das Gewicht einer Komponente oder eines Bauteils zu reduzieren. Zur Verifikation dieser These wurden exemplarisch an ausgewählten nahtlosen Rund- sowie Vierkanthohlprofilabschnitten Dreipunktbiegeversuche durchgeführt. Diese Experimente erfolgten auf einer Universal-Zug/Druck-Prüfmaschine mit einer maximalen Prüfkraft von 200kN. Der Versuchsaufbau ist in Abbildung 4.8a dargestellt. Er besteht grundsätzlich aus einer mittig angeordneten Biegerolle mit einem Durchmesser von $D_{BR}=20\text{mm}$, sowie einer vertikal verfahrbaren Traverse. Auf der Traverse sind zwei Auflagerrollen mit einem Rollendurchmesser von $D_{AR}=50\text{mm}$ angebracht, die in einen Abstand von $l_{AR}=400\text{mm}$ zueinander gebracht und dort fixiert wurden. Auf die Auflagerrollen wurde die zu prüfende Probe positioniert und die Traverse mit einer

4. Experimentelle Grundlagen und Versuchsdurchführung

Geschwindigkeit von 20mm/min in Richtung Biegerolle bewegt. Die vorhandenen Messeinrichtungen erlaubten die Aufzeichnung des Prüfkraftverlaufs (F) über den Verfahrweg der Traverse s_B . Die Länge der Profilabschnitte für diese Untersuchungen lag bei $l_p=500\text{mm}$. Neben dem Einfluss der Strangpressparameter, der Profilgeometrie und der Wärmebehandlung wurde auch der Einfluss des Anteils des erhöhten Profilquerschnitts an der Gesamtprobenlänge auf das Verhalten unter Dreipunktbiegung untersucht (Abbildung 4.8b).

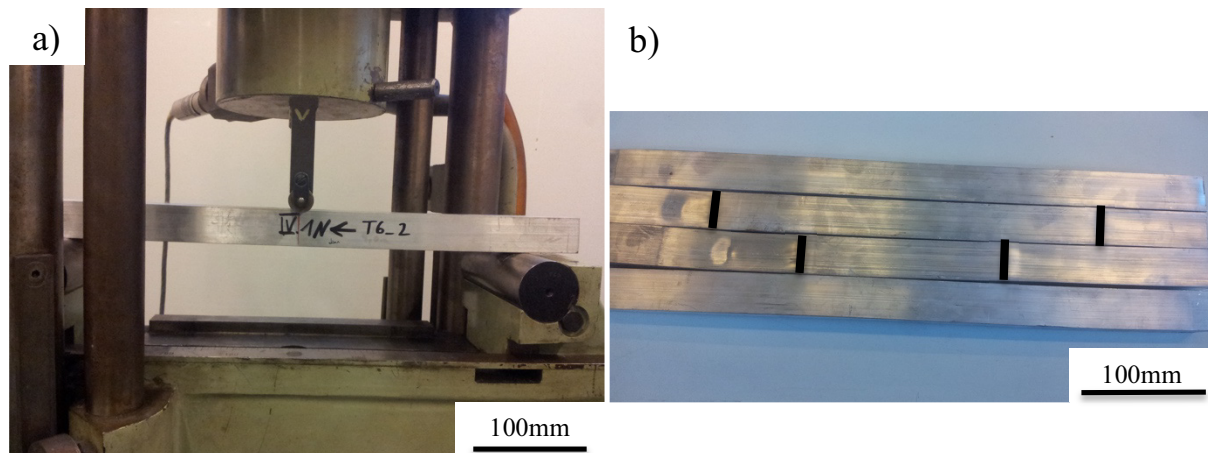


Abbildung 4.8: a) Aufbau zur Durchführung von Dreipunktbiegeversuchen an Hohlprofilabschnitten, b) Exemplarische Darstellung von Hohlprofilabschnitten mit variabler Länge des dickwandigen Probenbereichs (Bereich innerhalb der schwarz markierten Begrenzungen)

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

5.1. Indirektes Strangpressen von nahtlosen Rohren konstanter Wanddicke

Im Folgenden wird zunächst der Prozess des indirekten Strangpressens von nahtlosen Rohren mit einer über die Rohrlänge konstanten Wanddicke betrachtet. Dabei werden sowohl der Prozess selbst als auch die Rohrabmaße charakterisiert.

5.1.1. Prozesscharakterisierung

In diesem Abschnitt wird der Prozess anhand der wichtigen Prozessgrößen von spezifischem Pressdruck sowie der Strangaustrittstemperatur und dem umformbedingten Temperaturanstieg des Pressguts charakterisiert.

5.1.1.1. Einflüsse der Strangpressparameter auf den spezifischen Pressdruck beim indirekten Strangpressen über stehenden Dorn

Mittels des indirekten Strangpressverfahrens über stehenden Dorn wurden nahtlose Aluminiumrundrohre der Legierung EN AW-6060 hergestellt. Dabei wurden die Bolzeneinsatztemperatur, die Produktgeschwindigkeit sowie das Pressverhältnis variiert. Abbildung 5.1 zeigt beispielhaft zwei ausgewählte Pressdiagramme von Versuchen, die bei gleicher Bolzeneinsatztemperatur und gleicher Stempelgeschwindigkeit jedoch mit unterschiedlichem Pressverhältnis ($R=22:1$ und $R=46:1$) und somit unterschiedlicher Wanddicke durchgeführt wurden. In beiden Fällen ist der für das indirekte Strangpressen charakteristische Kraftverlauf zu erkennen. Er ist gekennzeichnet durch einen annähernd horizontalen Verlauf der Gesamt- und Matrizenkraft über nahezu die gesamte Prozessdauer. Lediglich in Abbildung 5.1a ist ein schwach ausgeprägtes Kraftmaximum zu Beginn der Pressung vorzufinden. Aus dem Vergleich der beiden Diagramme wird ersichtlich, dass das Pressverhältnis einen signifikanten Einfluss auf den Kraftbedarf hat. Bei dem niedrigeren Pressverhältnis von $22:1$ liegt dieser bei $F_{\text{ges}}=2,9\text{MN}$, während im Falle von $R=46:1$ $F_{\text{ges}}=4,9\text{MN}$ ermittelt wurden, sodass dies einer Steigerung um ca. 80% entspricht. Zur Charakterisierung des Presskraftbedarfs bei verschiedenen Pressverfahren, Pressparametern oder zu verpressenden Werkstoffen werden im Allgemeinen jedoch nicht die absoluten Kraftwerte einander gegenübergestellt, sondern mittels Gl. 4.9 der von der Presse aufzubringende spezifische Pressdruck P_G bestimmt.

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

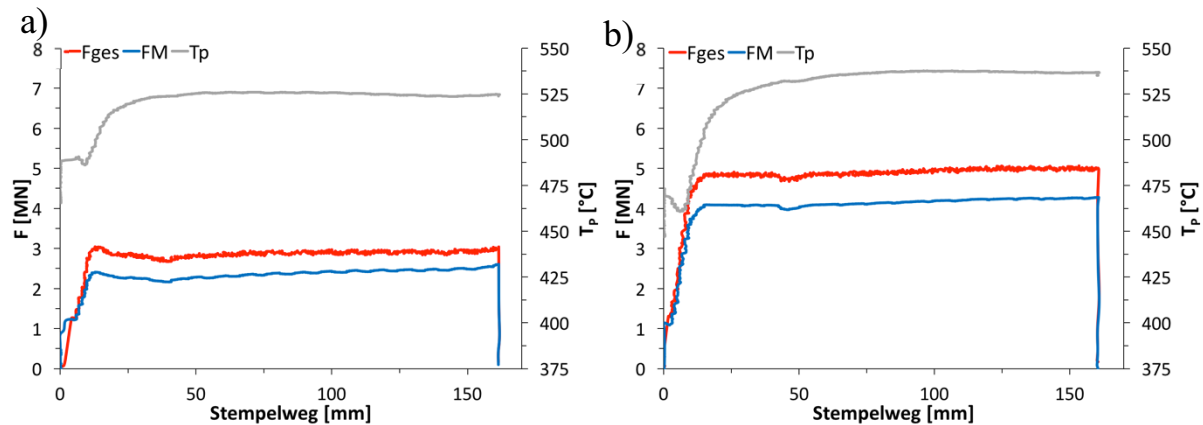


Abbildung 5.1: Ausgewählte Strangpressdiagramme für das indirekte Rohrpressen über stehenden Dorn
a) $T_B=500^\circ\text{C}$, $v_{St}=1,9\text{mm/s}$, $R=22:1$, b) $T_B=500^\circ\text{C}$, $v_{St}=1,9\text{mm/s}$, $R=46:1$

In Abbildung 5.2 ist daher der spezifische Pressdruck ($P_{G,stat}$), der aus der Gesamtpresskraft im stationären Prozessbereich ermittelt wurde, für die im Rahmen der ersten Presskampagne verwendeten Produktgeschwindigkeiten und Pressverhältnisse über der Bolzeneinsatztemperatur dargestellt. In Tabelle 5.1 sind die zur Prozesscharakterisierung wichtigsten Kennwerte für die verwendeten Pressbedingungen zusammenfassend aufgeführt.

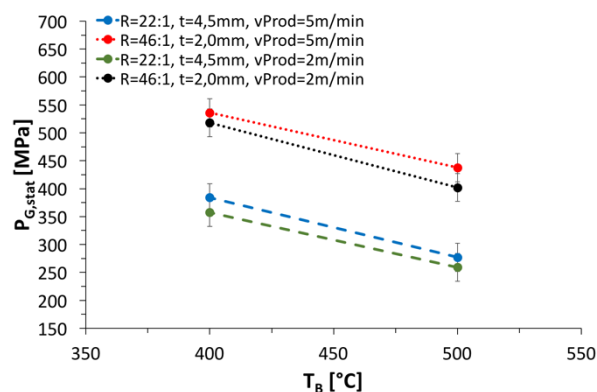


Abbildung 5.2: Einflüsse von Bolzeneinsatztemperatur, Produktgeschwindigkeit und Pressverhältnis auf den spezifischen Pressdruck im stationären Prozessbereich

Demnach konnte festgestellt werden, dass der spezifische Pressdruck bei einer starken Erhöhung der Bolzeneinsatztemperatur von $T_B=400^\circ\text{C}$ auf $T_B=500^\circ\text{C}$ signifikant absank. Temperaturbedingt war bei den dickwandigen Rohren (Nennwanddicke $t_N=4,5\text{mm}$, $v_{Prod}=2\text{m/min}$) eine Reduktion von $P_{G,stat}=357\text{MPa}$ auf $P_{G,stat}=259\text{MPa}$ festzustellen, also eine Absenkung um 38%. Im Falle der höheren Produktgeschwindigkeit $v_{Prod}=5\text{m/min}$ fiel von $P_{G,stat}=384\text{MPa}$ auf $P_{G,stat}=277\text{MPa}$ (39% niedriger) ab. Bei den dünnwandigen Rohren ($t_N=2,0\text{mm}$), die mit $v_{Prod}=5\text{m/min}$ produziert wurden, sank dieser Kennwert von $P_{G,stat}=536\text{MPa}$ auf $P_{G,stat}=438\text{MPa}$ um 22% ab. Bei der niedrigeren $v_{Prod}=2\text{m/min}$ wurde eine Absenkung von $P_{G,stat}=518\text{MPa}$ auf $P_{G,stat}=402\text{MPa}$ um 29% beobachtet.

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

Die Verwendung eines höheren Pressverhältnisses von $R=46:1$ statt $R=22:1$ bei sonst gleicher Blockeinsatztemperatur und Produktgeschwindigkeit zog hingegen einen starken Anstieg des spezifischen Pressdrucks nach sich. So erhöhte sich durch das größere Pressverhältnis der spezifische Pressdruck bei $T_B=500^\circ\text{C}$ und $v_{\text{Prod}}=2\text{m/min}$ um 55% von $P_{G,\text{stat}}=259\text{MPa}$ auf $P_{G,\text{stat}}=402\text{MPa}$. Bei der höheren Produktgeschwindigkeit von $v_{\text{Prod}}=5\text{m/min}$ war dieser Einfluss mit einer Steigerung um 58% (von $P_{G,\text{stat}}=277\text{MPa}$ auf $P_{G,\text{stat}}=438\text{MPa}$) ähnlich hoch. Unter Verwendung einer Bolzeneinsatztemperatur von lediglich $T_B=400^\circ\text{C}$ war dieser Effekt etwas weniger ausgeprägt und die Erhöhung des spezifischen Pressdrucks lag für $v_{\text{Prod}}=2\text{m/min}$ nur noch bei 45% ($P_{G,\text{stat}}=357\text{MPa}$ auf $P_{G,\text{stat}}=518\text{MPa}$). Bei der höheren Geschwindigkeit von $v_{\text{Prod}}=5\text{m/min}$ fiel die Steigerung etwas geringfügiger aus. Hier wurde eine Steigerung von $P_{G,\text{stat}}=384\text{MPa}$ auf $P_{G,\text{stat}}=536\text{MPa}$ und damit um 40% ermittelt.

Tabelle 5.1: Verwendete Prozessparameter und ermittelte strangpressspezifische Kennwerte

T_B	v_{St}	v_{Prod}	t_N	R	$F_{\text{ges,stat}}$	$P_{G,\text{stat}}$	$F_{M,\text{stat}}$	$T_{p,\text{max}}$	ΔT
$[^\circ\text{C}]$	$[\text{mm/s}]$	$[\text{m/min}]$	$[\text{mm}]$		$[\text{MN}]$	$[\text{MPa}]$	$[\text{MN}]$	$[^\circ\text{C}]$	$[^\circ\text{C}]$
500	1,9	2	4,5	22:1	2,9	259	2,4	526	40
500	4,0	5	4,5	22:1	3,1	277	2,6	529	58
400	1,9	2	4,5	22:1	4,0	357	3,4	443	71
400	4,0	5	4,5	22:1	4,3	384	3,6	443	69
500	0,9	2	2,0	46:1	4,5	402	4,0	525	54
500	1,9	5	2,0	46:1	4,9	438	4,1	538	77
400	0,9	2	2,0	46:1	5,8	518	4,9	448	82
400	1,9	5	2,0	46:1	6,0	536	5,0	458	114

Des Weiteren konnte festgestellt werden, dass die Verwendung einer leicht höheren Produktgeschwindigkeit von $v_{\text{Prod}}=5\text{m/min}$ gegenüber $v_{\text{Prod}}=2\text{m/min}$ bei gleicher Bolzeneinsatztemperatur und gleichem Pressverhältnis zu einem Anstieg des spezifischen Pressdrucks führte. Allerdings ist zu erwähnen, dass dieser Anstieg gegenüber den den Einflüssen von T_B und R sehr gering ausgeprägt war. So resultierte die entsprechende Geschwindigkeitserhöhung bei dickwandigen Rohren maximal in einen um 8% ($P_{G,\text{stat}}=357\text{MPa}$ auf $P_{G,\text{stat}}=384\text{MPa}$) gesteigerten spezifischen Pressdruck. Im Falle der dünnwandigen Rohre betrug der maximale geschwindigkeitsabhängige Unterschied der Pressdrücke bei $T_B=500^\circ\text{C}$ nur 9% ($P_{G,\text{stat}}=402\text{MPa}$ auf $P_{G,\text{stat}}=438\text{MPa}$), während bei der geringeren Temperatur $T_B=400^\circ\text{C}$ eine Differenz von lediglich 3% ($P_{G,\text{stat}}=518\text{MPa}$ auf $P_{G,\text{stat}}=536\text{MPa}$) vorgefunden wurde. Schließlich ist also festzuhalten, dass die Variation des

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

Pressverhältnisses von $R=22:1$ zu $R=46:1$ sowie die Änderung der Bolzeneinsatztemperatur von $T_B=500^\circ\text{C}$ auf $T_B=400^\circ\text{C}$ deutlich stärkeren Einfluss auf $P_{G,\text{stat}}$ hatten als die Geschwindigkeitsänderung von $v_{\text{prod}}=2\text{m/min}$ auf $v_{\text{prod}}=5\text{m/min}$.

5.1.1.2. Einflüsse der Strangpressparameter auf die Profilaustrittstemperatur

Für Aluminiumlegierungen der EN AW-6xxx-Klasse ist die Austrittstemperatur (T_p) eines Profils aus der Matrize eine relevante Kenngröße, da sie die maximale Löslichkeit von Mg_2Si und folglich die erzielbaren mechanischen Eigenschaften nach einer Warmauslagerung beeinflussen kann. Daher war die verwendete Matrize mit einem Thermoelement im Bereich der Presskanals versehen, sodass die Entwicklung der Profilaustrittstemperaturen über die Prozessdauer erfasst werden konnte. Typische Temperaturverläufe können exemplarisch den Pressdiagrammen in Abbildung 5.1 entnommen werden.

Aus den aufgezeichneten Temperaturdaten wurde jeweils die maximale Profilaustrittstemperatur ($T_{p,\text{max}}$) ausgelesen. Die Einflüsse der Strangpressparameter auf $T_{p,\text{max}}$ können Abbildung 5.3a für die über stehenden Dorn stranggepressten Rohre entnommen werden. Hierbei ist $T_{p,\text{max}}$ für unterschiedliche Bolzeneinsatztemperaturen und Pressverhältnisse über der Produktgeschwindigkeit aufgetragen.

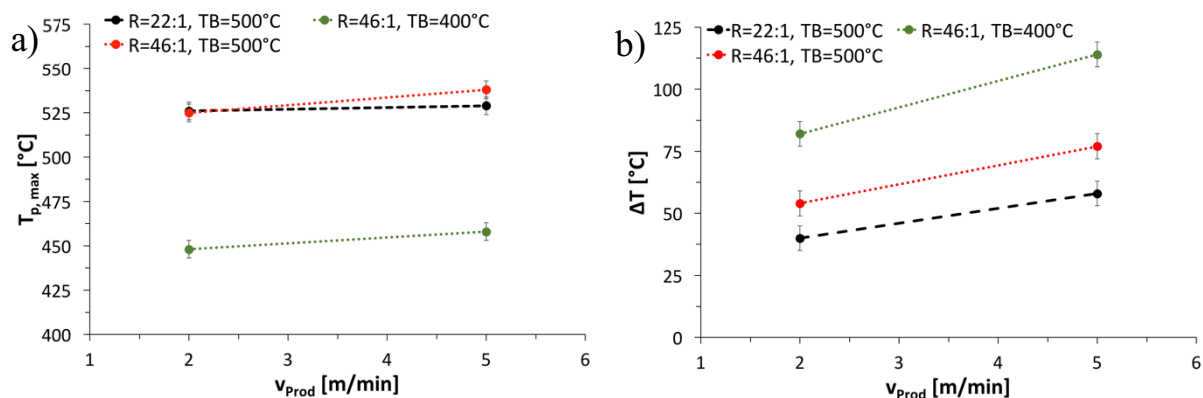


Abbildung 5.3: Einflüsse der Bolzeneinsatztemperatur, des Pressverhältnisses sowie der Produktgeschwindigkeit auf a) die maximale Profilaustrittstemperatur $T_{p,\text{max}}$ und b) den Temperaturanstieg ΔT für indirekt über stehenden Dorn stranggepresste Rundrohre

Die Abbildung zeigt zunächst, dass sich die maximalen Werte der Produktaustrittstemperatur über einen Bereich zwischen 440°C und 540°C erstreckten. Die spezifischen Abhängigkeiten von den Prozessparametern werden im Folgenden beschrieben und quantifiziert.

Eine Erhöhung der Produktgeschwindigkeit von 2m/min auf 5m/min hatte im Falle des geringeren Pressverhältnisses von $R=22:1$ keinen Einfluss auf die maximale Strangaustrittstemperatur. Sie blieb für $T_B=500^\circ\text{C}$ bei ca. $T_{p,\text{max}}=528^\circ\text{C}$ in etwa konstant. Die

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

Verwendung des höheren Pressverhältnisses von $R=46:1$ hingegen führte mit zunehmender Produktgeschwindigkeit zu einem leichten Anstieg der Profiltemperatur von $T_{p,max}=525^{\circ}\text{C}$ auf $T_{p,max}=538^{\circ}\text{C}$. Die Variation des Pressverhältnisses von $R=22:1$ auf $R=46:1$ zog bei gleicher Produktgeschwindigkeit sowie gleicher Bolzeneinsatztemperatur ebenfalls nur einen niedrigen Anstieg der maximalen Strangaustrittstemperatur nach sich. Dieser war für die höhere Produktgeschwindigkeit größer. So erhöhte sich für $T_B=500^{\circ}\text{C}$ und $v_{prod}=5\text{m/min}$ die Austrittstemperatur von $T_{p,max}=529^{\circ}\text{C}$ auf $T_{p,max}=538^{\circ}\text{C}$ und bei $T_B=400^{\circ}\text{C}$ und $v_{prod}=5\text{m/min}$ von $T_{p,max}=443^{\circ}\text{C}$ auf $T_{p,max}=458^{\circ}\text{C}$. Die starke Variation der Bolzeneinsatztemperatur von $T_B=400^{\circ}\text{C}$ auf $T_B=500^{\circ}\text{C}$ bei gleichem Pressverhältnis und gleicher Produktgeschwindigkeit stellte den deutlichsten Einfluss auf die Austrittstemperatur dar. So wurden bei Verwendung von $T_B=500^{\circ}\text{C}$ stets etwa um 80°C höhere Werte der Strangaustrittstemperatur festgestellt als bei $T_B=400^{\circ}\text{C}$.

Werden jedoch nicht die absoluten Werte der Strangaustrittsgeschwindigkeit betrachtet, sondern der im Zuge der Umformung hervorgerufene Temperaturanstieg des Blockmaterials ΔT , wobei hier $\Delta T=T_{p,max}-T_{Start}$ gilt, und T_{Start} die Temperatur zu Beginn einer Pressung kennzeichnet, so können die Ergebnisse wie folgt beschrieben werden. Abbildung 5.3b zeigt, dass die Werte von ΔT insgesamt im Bereich zwischen $\Delta T=40^{\circ}\text{C}$ und $\Delta T=114^{\circ}\text{C}$ liegen. Dabei wurde der höchste Wert beim Rohrpressen mit den Parametern von $T_B=400^{\circ}\text{C}$, $v_{prod}=5\text{m/min}$ und $R=46:1$ (geringste T_B , höchste v_{prod} und höchstes R) ermittelt. Die geringste Materialerwärmung trat hingegen bei Verwendung der Pressbedingungen von $T_B=500^{\circ}\text{C}$, $v_{prod}=2\text{m/min}$ und $R=22:1$ (höchste T_B , geringste v_{prod} und niedrigstes R) auf.

Des Weiteren wird aus Abbildung 5.3b deutlich, dass bei nahezu allen Pressversuchen eine Erhöhung der Produktgeschwindigkeit auch zu einer größeren umformungsbedingten Temperaturdifferenz führte. So erhöhte sich der Wert bei den dickwandigen Rohren ($R=22:1$) bei $T_B=500^{\circ}\text{C}$ von $\Delta T=40^{\circ}\text{C}$ auf $\Delta T=58^{\circ}\text{C}$. Bei den dünnwandigen Rohren ($R=46:1$) und $T_B=500^{\circ}\text{C}$ führte die höhere Produktgeschwindigkeit zu einem Anstieg von $\Delta T=54^{\circ}\text{C}$ auf $\Delta T=77^{\circ}\text{C}$. Bei den dünnwandigen Rohren und für $T_B=400^{\circ}\text{C}$ erhöhte sich ΔT von $\Delta T=82^{\circ}\text{C}$ auf $\Delta T=114^{\circ}\text{C}$ und somit mit einer Differenz von 32°C am deutlichsten. Im Falle der dickwandigen Rohre, die bei $T_B=400^{\circ}\text{C}$ stranggepresst wurden, zeigte sich die Temperaturänderung hingegen unabhängig von der Produktgeschwindigkeit.

Des Weiteren kann Abbildung 5.3b sowie Tabelle 5.1 entnommen werden, dass ΔT für die niedrigere Bolzeneinsatztemperatur von $T_B=400^{\circ}\text{C}$ stets höher ausfiel als bei $T_B=500^{\circ}\text{C}$. Als

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

Beispiele für diesen Zusammenhang seien hier lediglich der größte, sowie der kleinste beobachtete Einfluss aufgeführt. Der größte Unterschied trat bei dünnwandigen Rohren auf, die mit $v_{\text{prod}}=5\text{m/min}$ gepresst wurden. So betrug der Wert der umformbedingten Materialerwärmung $\Delta T=114^\circ\text{C}$ bei Verwendung von $T_B=400^\circ\text{C}$ und lag bei lediglich $\Delta T=77^\circ\text{C}$ im Falle von $T_B=500^\circ\text{C}$.

Schließlich konnte auch für den Einfluss des Pressverhältnisses auf die Erwärmung des Umformguts ein grundsätzlicher Trend festgestellt werden. Dieser war dadurch charakterisiert, dass eine Erhöhung des Pressverhältnisses in höheren Werten für ΔT resultierte. Der deutlichste Effekt wurde für Rohre ermittelt, die bei $T_B=400^\circ\text{C}$ mit der höheren Produktgeschwindigkeit ($v_{\text{Prod}}=5\text{m/min}$) erzeugt wurden. Hier erwärmte sich das Material im Falle des geringeren Pressverhältnisses $R=22:1$ um $\Delta T=69^\circ\text{C}$, während für $R=46:1$ ein Wert von $\Delta T=114^\circ\text{C}$ gefunden wurde. Der geringste Einfluss dieses Zusammenhangs wurde hingegen für Rohre ermittelt, die bei $T_B=400^\circ\text{C}$ mit $v_{\text{prod}}=2\text{m/min}$ stranggepresst wurden. Für $R=22:1$ betrug die Materialerwärmung $\Delta T=40^\circ\text{C}$ und im Falle des höheren Pressverhältnisses stieg der Wert auf $\Delta T=54^\circ\text{C}$ an.

5.1.2. Charakterisierung der Rohrmaße

Die Charakterisierung der Rohrabmaße erfolgte anhand von ausgewählten Rohren. Dabei handelte es sich es um dickwandige sowie dünnwandige Rohre, die bei unterschiedlichen Bolzeneinsatztemperaturen jedoch stets mit $v_{\text{St}}=1,9\text{mm/s}$ hergestellt wurden. Die Untersuchungen umfassten zunächst die Ermittlung der Verteilung der Wanddicke, des Außen- und des Innendurchmessers entlang eines Querschnitts in der jeweiligen Rohrmitte (Abbildung 5.4). Die Vermessungsergebnisse sind in Tabelle 5.2 aufgeführt und in Abbildung 5.5 grafisch veranschaulicht.

Eine Möglichkeit zur Charakterisierung von Wanddickenunterschieden eines jeweiligen Rohrabchnitts ist die Angabe der Exzentrizität. Nach DIN EN 755-7 [DIN08] kann dies auf 2 Arten erfolgen. Zum einen kann der maximale Wanddickenunterschied Δt_{max} gemäß der Rechnung $\Delta t_{\text{max}} = t_{\text{max}} - t_{\text{min}}$ angegeben werden. Zum anderen kann die Differenz auch als prozentualer Anteil der Nennwanddicke (t_N) nach Gl. 5.1 errechnet werden. Die Nennwanddicken für dickwandige Rohrabchnitte betrug stets $t_N=4,5\text{mm}$ und für dünnwandige $t_N=2,0\text{mm}$. Beide Angaben sind für jedes Rohr ebenfalls in Tabelle 5.2 aufgeführt.

$$\text{Exzentrizität} = \frac{t_{\text{max}} - t_{\text{min}}}{2 \cdot t_N} \cdot 100\% \quad (\text{Gl. 5.1})$$

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

Tabelle 5.2: Vermessungsergebnisse von nahtlosen Rohrquerschnitten von über stehenden Dorn gepressten Rohren, sowie Angabe von maximalen Messwertdifferenzen und der Exzentrizität

Rohr	$D_{a,M}$ [mm]	$\Delta D_{a,max}$ [mm]	$D_{i,M}$ [mm]	$\Delta D_{i,max}$ [mm]	t_M [mm]	Δt_{max} [mm]	Exzentrizität [%]
$T_B=400^\circ\text{C}$, $v_{St}=1,9\text{mm/s}$, $t_N=4,5\text{mm}$	$40,60\pm 0,03$	0,07	$31,74\pm 0,07$	0,16	$4,46\pm 0,12$	0,35	3,9
$T_B=400^\circ\text{C}$, $v_{St}=1,9\text{mm/s}$, $t_N=2,0\text{mm}$	$40,50\pm 0,06$	0,13	$36,62\pm 0,18$	0,39	$1,91\pm 0,07$	0,17	4,3
$T_B=500^\circ\text{C}$, $v_{St}=1,9\text{mm/s}$, $t_N=4,5\text{mm}$	$40,43\pm 0,11$	0,23	$31,66\pm 0,03$	0,06	$4,37\pm 0,13$	0,35	3,9
$T_B=500^\circ\text{C}$, $v_{St}=1,9\text{mm/s}$, $t_N=2,0\text{mm}$	$40,40\pm 0,11$	0,54	$36,60\pm 0,17$	0,31	$1,90\pm 0,09$	0,31	7,8

Abbildung 5.5a kann entnommen werden, dass in der Rohrmitte des dünnwandigen Rohres, das mit den Pressbedingungen von $T_B=400^\circ\text{C}$, $v_{St}=1,9\text{mm/s}$ und einer Nennwanddicke von $t_N=2,0\text{mm}$ stranggepresst wurde, nur geringe Unterschiede für den Rohraußendurchmesser festgestellt wurden. Bei einem Mittelwert von $D_{a,M}=40,5\text{mm}$ betrug die maximale Differenz hier nur $\Delta D_{a,max}=0,13\text{mm}$. Wird dagegen das Rohr, welches bei gleicher Geschwindigkeit und Wanddicke, jedoch bei $T_B=500^\circ\text{C}$ erzeugt wurde, betrachtet, so wird ersichtlich, dass der Rohraußendurchmesser mit $D_a=40,4\text{mm}$ unter Berücksichtigung des Fehlerbereichs den gleichen Wert zeigte. Jedoch war der maximal festgestellte Unterschied des Rohraußendurchmessers mit $\Delta D_{a,max}=0,54\text{mm}$ deutlich größer. Die entsprechende Untersuchung dickwandiger Rohre (Abbildung 5.5b) zeigte, dass die Ausbildung der Außendurchmesser in der jeweiligen Rohrmitte homogene Werte lieferte. Im Falle des Rohres $T_B=400^\circ\text{C}$, $v_{St}=1,9\text{mm}$ betrug der Mittelwert des Außendurchmessers $D_{a,M}=40,6\text{mm}$ bei einer maximalen Abweichung von nur $\Delta D_{a,max}=0,07\text{mm}$. Jedoch wurde im Vergleich dazu auch für das dickwandige Rohr, das bei der höheren Bolzeneinsatztemperatur von $T_B=500^\circ\text{C}$ hergestellt wurde, eine größere maximale Außendurchmesserdifferenz von $\Delta D_{a,max}=0,23\text{mm}$ ermittelt.

Die Vermessung der Rohrrinnendurchmesser ergab für die dünnwandigen Rohre, dass jeweils zwei relativ hohe und zwei niedrigere Werte vorgefunden wurden (Abbildung 5.5a), sodass eine leichte Ovalität vorlag. Ein Einfluss der Bolzeneinsatztemperatur auf die Mittelwerte wurde nicht festgestellt. Die ermittelte maximale Differenz der Innendurchmesser war bei $T_B=400^\circ\text{C}$ mit $\Delta D_{i,max}=0,39\text{mm}$ ähnlich hoch wie bei $T_B=500^\circ\text{C}$ ($\Delta D_{i,max}=0,31\text{mm}$). Bei den dickwandigen Rohren zeigte sich im Vergleich zu den untersuchten dünnwandigen auch der Innendurchmesser homogener ausgeprägt (Abbildung 5.5b). Die maximalen Unterschiede der

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

Innendurchmesser für $T_B=400^\circ\text{C}$ waren mit $\Delta D_{i,\max}=0,16\text{mm}$ nur unwesentlich höher als bei $T_B=500^\circ\text{C}$ ($\Delta D_{i,\max}=0,06\text{mm}$).

In Abbildung 5.5c sind die ermittelten lokalen Wanddicken über der Position entlang des Rohrumfangs aus dem mittigen Bereich für zwei dünnwandige Rohre dargestellt, die bei Bolzentemperaturen von $T_B=400^\circ\text{C}$ und $T_B=500^\circ\text{C}$ produziert wurden. Des Weiteren sind die jeweiligen gemittelten Wanddicken in Form von horizontalen Linien aufgeführt. Aus der Auftragung kann entnommen werden, dass die beiden Mittelwerte der Wanddicken nahezu übereinstimmten. Des Weiteren geht daraus hervor, dass näherungsweise jeweils eine Hälfte des Rohres, z. B. bei $T_B=500^\circ\text{C}$ die Positionen 1 bis 5, Wandstärkenwerte unterhalb des Mittelwertes aufwiesen und auf der anderen Rohrseite größere Werte annahmen. Die maximalen Wanddickendifferenzen waren bei dem dünnwandigen Rohr, das bei $T_B=500^\circ\text{C}$ erzeugt wurde mit $\Delta t_{\max}=0,31\text{mm}$ größer als bei $T_B=400^\circ\text{C}$, wo dieser Wert lediglich $\Delta t_{\max}=0,17\text{mm}$ betrug. Dementsprechend wurde nach Gl. 5.1 auch eine höhere Exzentrizität ermittelt. Diese betrug hier 7,8% gegenüber 4,3% bei $T_B=400^\circ\text{C}$.

Die dickwandigen Rohrabschnitte zeigten eine ähnliche Charakteristik bei der Verteilung der lokalen Wanddicken entlang des jeweiligen Querschnittumfangs (Abbildung 5.5d). Die maximale Wanddickendifferenz betrug bei diesen Abschnitten für beide Bolzeneinsatztemperaturen $\Delta t_{\max}=0,35\text{mm}$ und entsprechend eine Exzentrizität von 3,9%.

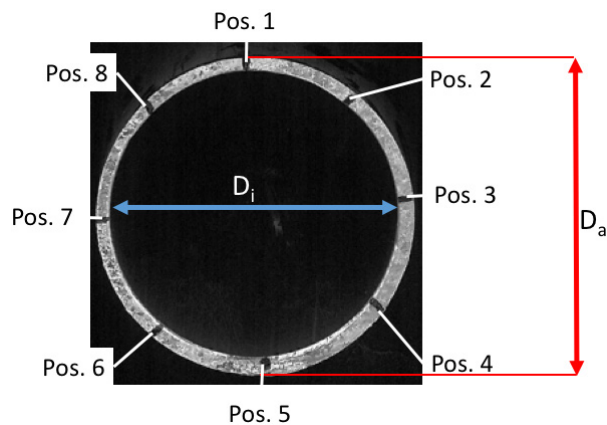


Abbildung 5.4: Darstellung der Vermessungspositionen an einem Rundrohrquerschnitt

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

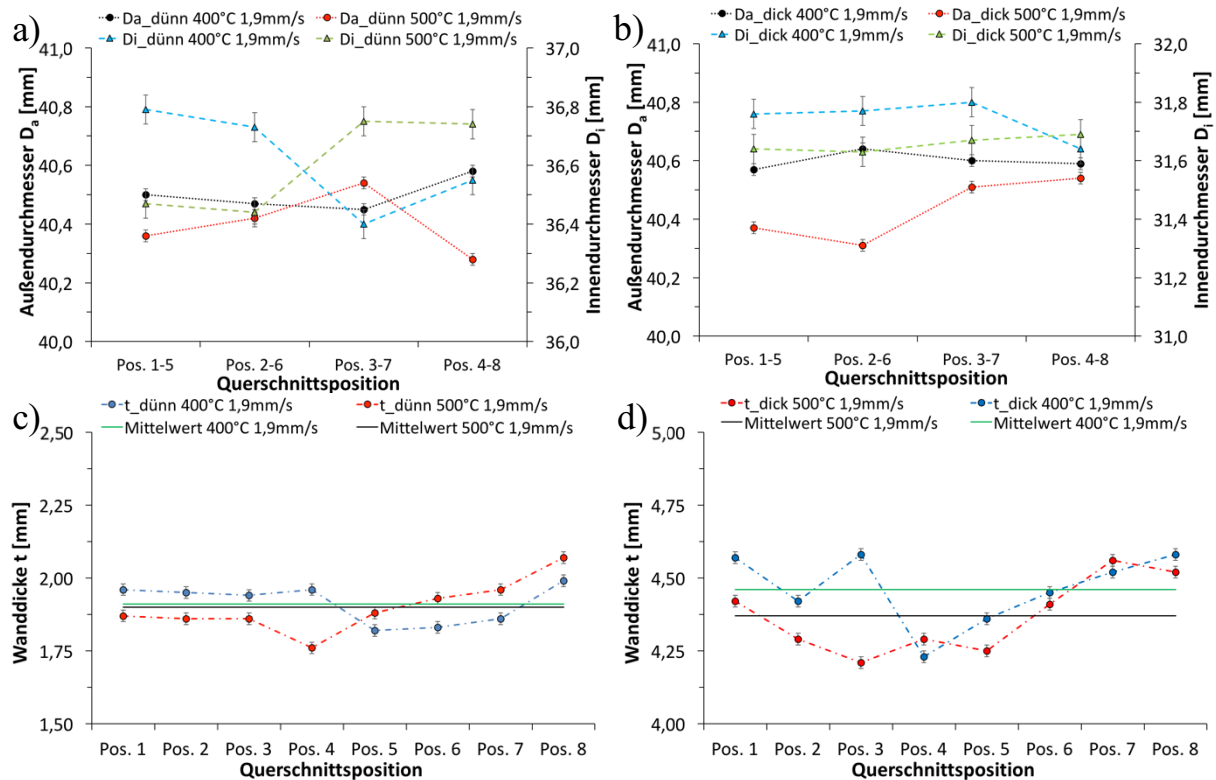


Abbildung 5.5: Vermessungsergebnisse an Querschnitten in der jeweiligen Rohrmittle a) Außen und Innendurchmesser bei dünnwandigen Rundrohrabschnitten b) Außen und Innendurchmesser bei dickwandigen Abschnitten c) Verlauf der lokalen Rohrwanddicke für dünnwandige Rohre d) Wanddickenausprägung bei dickwandigen Rohren

Des Weiteren wurde auch die axiale Entwicklung dieser Größen entlang der jeweiligen Rohrlänge bestimmt. Dazu wurden der vordere Rohrbereich, die Mitte und das Ende der exemplarisch ausgewählten Rohre vermessen. Im Zuge dessen wurde für die dünnwandigen Rohre festgestellt, dass der Rohraußendurchmesser sowohl bei $T_B=400^\circ\text{C}$ als auch bei $T_B=500^\circ\text{C}$ über die Rohrlänge eine leicht abnehmende Tendenz aufwies (Abbildung 5.6a). Dabei waren die Werte für beide Bolzeneinsatztemperaturen innerhalb der Fehlergrenzen gleich groß.

Die Betrachtung des Verlaufs der Rohraußendurchmesser im Falle des dickwandigen Rohres, welches bei $T_B=500^\circ\text{C}$ erzeugt wurde, zeigte unter Berücksichtigung der Fehlerbereiche einen konstanten Außendurchmesser entlang der Rohrlänge (Abbildung 5.6b). Bei $T_B=400^\circ\text{C}$ waren die Rohraußendurchmesser am Rohranfang und in der Mitte ebenfalls auf einem konstanten Niveau. Am Rohrende hingegen war eine geringe Reduktion um 0,14mm festzustellen. Des Weiteren wurde festgestellt, dass der Rohraußendurchmesser bei Verwendung von $T_B=400^\circ\text{C}$ im Vergleich zu $T_B=500^\circ\text{C}$ um ca. 0,1mm bis 0,15mm größere Werte aufwies.

Die axiale Vermessung des Rohrinnendurchmessers ergab für beide untersuchte dünnwandige Rohre unter Berücksichtigung der Standardabweichung, die hier recht hoch war, jeweils einen

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

konstanten Innendurchmesser über die Rohrlänge (Abbildung 5.6a). Auch beim dickwandigen Rohr, das bei $T_B=400^\circ\text{C}$ mit $v_{Si}=1,9\text{mm/s}$ verpresst wurde, war der Innendurchmesser entlang der Rohrlänge konstant ausgeprägt (Abbildung 5.6b). Im Falle des dickwandigen Rohres, das bei $T_B=500^\circ\text{C}$ hergestellt wurde, sind die Werte am Anfang und am Ende des Rohres ebenfalls auf gleichem Niveau. In der Rohrmitte hingegen wurde ein leicht erhöhter Innendurchmesser festgestellt.

Wird schließlich die Entwicklung der Rohrwanddicke betrachtet, so konnte festgestellt werden, dass diese sowohl für die beiden betrachteten dünnwandigen als auch für die entsprechenden dickwandigen Rundrohre über die Rohrlänge innerhalb der Fehlerbereiche konstant ausgeprägt vorlagen (Abbildung 5.6c und d). Des Weiteren waren die Werte für beide Bolzeneinsatztemperaturen von $T_B=400^\circ\text{C}$ und $T_B=500^\circ\text{C}$ gleich groß.

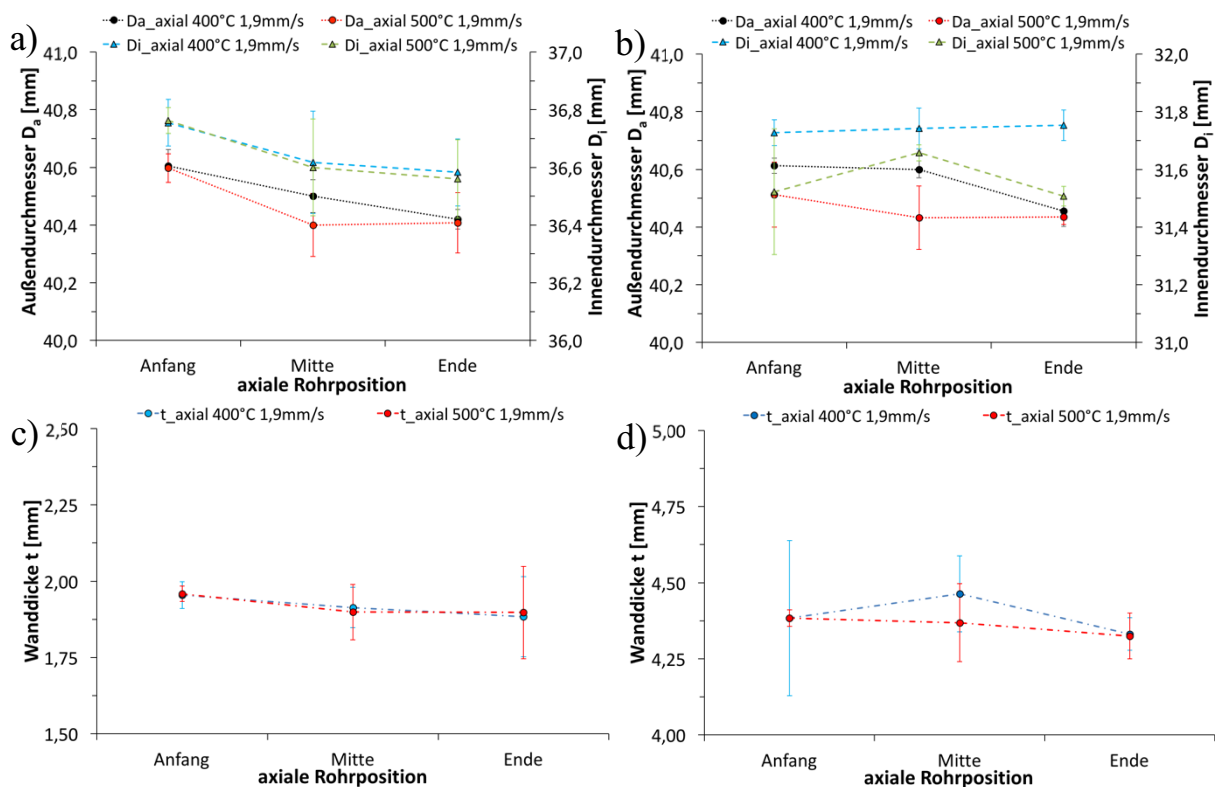


Abbildung 5.6: Axiale Verläufe der Rohrabmaße a) Außen- und Innendurchmesser für dünnwandige Rundrohre b) Außen und Innendurchmesser für dickwandige Rohre c) Wanddicke dünnwandiger Rundrohre d) Wanddicke bei dickwandigen Rundrohren

5.2. Indirektes Strangpressen von nahtlosen Rohren mit axial variabler Wanddicke

Nachfolgend soll auf die Charakterisierung des Strangpressprozesses zur Herstellung nahtloser Rohre mit einer über die Rohrlänge veränderten Wanddicke sowie die Charakterisierung ihrer geometrischen Abmessungen eingegangen werden.

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

5.2.1. Prozesscharakterisierung

Die Charakterisierung des indirekten Strangpressens von nahtlosen Rohren mit axial veränderter Wanddicke erfolgt analog zu Kapitel 5.1.1. anhand der Kenngrößen von spezifischen Pressdruck, der Produktaustrittstemperatur und der umformbedingten Erwärmung des Pressguts.

5.2.1.1. Einflüsse der Strangpressparameter auf den spezifischen Pressdruck beim indirekten Strangpressen nahtloser Rohre mit axial variabler Wanddicke

In Kapitel 4.2.2 wurde beschrieben, dass zur Erzeugung mehrerer Wanddickenvariationen entlang der Rohrlänge eine Repositionierung des Dorns erforderlich war. Diese ließ sich mit der vorhandenen Pressensteuerung nicht kontinuierlich während des Pressprozesses realisieren, sodass der Pressvorgang für das manuelle Zurückfahren des Dorns in seine Ausgangsposition kurzzeitig unterbrochen werden musste. Diese nicht vermeidbare Vorgehensweise führte zu deutlichen Abweichungen der Kraft-Stempelweg-Diagramme (Pressdiagramme) von denen des konventionellen indirekten Strangpressens wie z. B. in Abbildung 5.1 dargestellt. Abbildung 5.7a zeigt ein typisches Pressdiagramm für das Strangpressen von nahtlosen Rohren mit axial variabler Wanddicke. Deutlich sind dabei die Prozessunterbrechungen am Ende eines jeden Wanddickenvariationszyklusses zur Umpositionierung des Dorns erkennbar. Sie sind durch einen vertikalen Abfall der Gesamtkraft gekennzeichnet. Folglich kann dem dargestellten Pressdiagramm entnommen werden, dass im konkreten Fall während des Verpressens eines Bolzens sieben vollständige Wanddickenvariationszyklen erzielt wurden. Da die Position der Dornspitze in der Matrice zu Pressbeginn mit dem Ziel einer Längenänderung des dickwandigen Bereichs bei einzelnen Zyklen variiert wurde, weisen die einzelnen Zyklen untereinander einen unterschiedlichen Verlauf und eine unterschiedliche Länge auf.

In Abbildung 5.7b sind daher exemplarisch ausgewählte Presszyklen von Vierkantrohren der Legierung EN AW-6060 für die höchsten, sowie die geringsten Werte von Bolzeneinsatztemperatur und Stempelgeschwindigkeit dargestellt. Der prinzipielle Kraftverlauf ist dabei stets gleich. Zu Beginn eines Presszyklus steigt die Gesamtkraft zunächst an und geht anschließend in einen Bereich nahezu konstanter Kraft über. Dieser Bereich kennzeichnet die Erzeugung eines dickwandigen ($t_N=4,5\text{mm}$) Rohrabschnitts. Nachfolgend kam es zu einem erneuten, nun jedoch stärker ausgeprägten Kraftanstieg. Auch auf diesen zweiten Anstieg folgt ein Abschnitt mit nahezu konstanter Kraft. Dies ist der Bereich in dem ein Rohrabschnitt mit konstant dünnwandiger Wandstärke ($t_N=2,0\text{mm}$) erzeugt wird. Dieses

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

zweite Kraftplateau liegt gegenüber dem ersten bei deutlich höheren Kraftwerten, wobei sich beide um einen Faktor von 1,5 bis 2 unterscheiden. Der zweite konstante Bereich wird durch den vertikalen Kraftabfall im Zuge der Prozessunterbrechung zur Dornrepositionierung beendet.

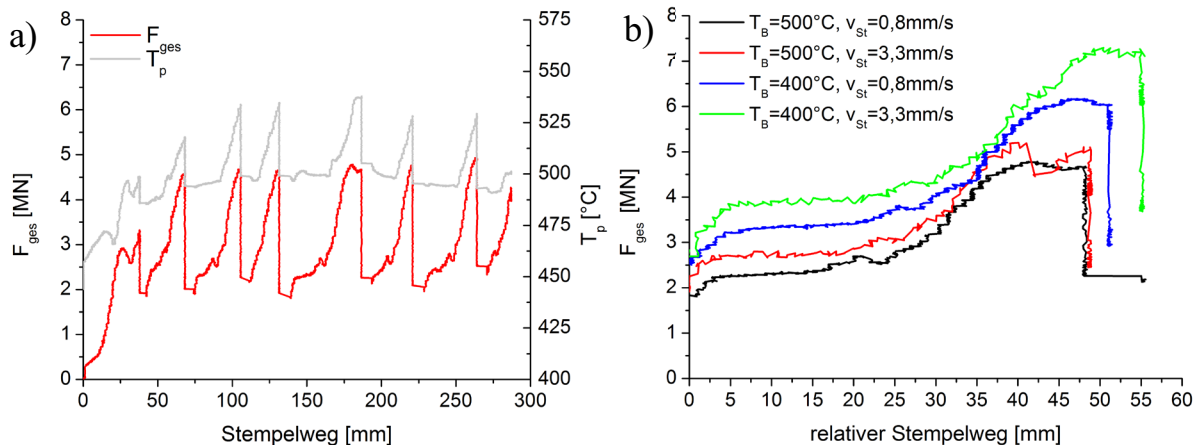


Abbildung 5.7: a) Exemplarisches Pressdiagramm des indirekten Strangpressens von Aluminiumrohren mit axial variabler Wanddicke (hier: Vierkantrohr der Legierung EN AW-6060, $T_B=500^\circ\text{C}$, $v_{st}=0,8\text{ mm/s}$) b) Kraftverlauf ausgewählter Presszyklen zur Wanddickenreduktion in Abhängigkeit von Bolzeneinsatztemperatur und Stempelgeschwindigkeit

Des Weiteren kann Abbildung 5.7b entnommen werden, dass die Verwendung von höheren Bolzeneinsatztemperaturen und niedrigeren Stempelgeschwindigkeiten zu einer Verringerung des Presskraftbedarfs führten.

Analog zu den Pressversuchen des indirekten Strangpressens über stehenden Dorn, sind nachfolgend die Einflüsse der Pressparameter auf den spezifischen Pressdruck für Rundrohre mit axial variablen Wanddicken aus EN AW-6060 (Abbildung 5.8a), Vierkantrohre mit variabler Wanddicke aus EN AW-6060 (Abbildung 5.8b), sowie Vierkantrohre mit variabler Wanddicke aus EN AW-6082 (Abbildung 5.8c) dargestellt.

In allen Fällen wurden grundsätzlich die gleichen Abhängigkeiten vorgefunden und wie folgt beschrieben werden. Wurde bei gleicher Bolzeneinsatztemperatur und gleichem Pressverhältnis die Produktgeschwindigkeit erhöht, so zog dies einen Anstieg des spezifischen Pressdrucks nach sich. Dieser war mit 29% am größten für die Steigerung der Produktgeschwindigkeit dickwandiger Rohrabschnitte von $v_{Prod}=1\text{ m/min}$ ($P_{G,stat}=298\text{ MPa}$) auf $v_{Prod}=5\text{ m/min}$ ($P_{G,stat}=383\text{ MPa}$) unter Verwendung von $T_B=400^\circ\text{C}$ stranggepresst wurden. Hingegen war der geschwindigkeitsbedingte Anstieg mit nur 8% (von $P_{G,stat}=418\text{ MPa}$ auf $P_{G,stat}=453\text{ MPa}$) für dünnwandige Vierkantrohrabschnitte am geringsten ausgeprägt, die bei $T_B=500^\circ\text{C}$ verarbeitet wurden.

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

Den gleichen tendenziellen Effekt, wenn auch deutlich stärker ausgeprägt, bewirkte auch eine Reduktion der Bolzeneinsatztemperatur von $T_B=500^\circ\text{C}$ auf $T_B=400^\circ\text{C}$ bei gleicher Produktgeschwindigkeit und gleichem Pressverhältnis. Die deutlichste Steigerung von 61% war im Falle der dickwandigen Rohre festzustellen, die mit der höchsten Produktgeschwindigkeit erzeugt wurden. Hier führte eine Absenkung der Bolzeneinsatztemperatur um 100°C zu einer Änderung des spezifischen Pressdrucks von $P_{G,\text{stat}}=238\text{MPa}$ auf $P_{G,\text{stat}}=383\text{MPa}$. Die geringste Auswirkung der Temperaturabsenkung zeigte sich mit 10% für dünnwandige Rohre, die mit der geringsten $v_{\text{Prod}}=2\text{m/min}$ verarbeitet wurden (von $P_{G,\text{stat}}=418\text{MPa}$ auf $P_{G,\text{stat}}=461\text{MPa}$).

Eine Erhöhung des Pressverhältnisses von $R=24:1$ auf $R=48:1$ bei gleichbleibenden Werten von Produktgeschwindigkeit und Bolzeneinsatztemperatur wirkte sich ebenfalls in Form höherer Werte des spezifischen Pressdrucks aus. Die größte Steigerung von 113% (von $P_{G,\text{stat}}=196\text{MPa}$ auf $P_{G,\text{stat}}=418\text{MPa}$) wurde dabei für die Verwendung von $T_B=500^\circ\text{C}$ und $v_{\text{St}}=0,8\text{mm/s}$ vorgefunden. Mit abnehmender Bolzeneinsatztemperatur und zunehmender Stempelgeschwindigkeit reduzierte sich der Einfluss der Pressverhältniserhöhung auf den spezifischen Pressdruck. Somit wurde die geringste Steigerung von $P_{G,\text{stat}}$ bei $T_B=400^\circ\text{C}$ und $v_{\text{St}}=3,3\text{mm/s}$ festgestellt. Hier erhöhte sich der spezifische Pressdruck von $P_{G,\text{stat}}=383\text{MPa}$ um 52% auf 583MPa .

Die Ergebnisse der Prozesscharakterisierung sind für Rundrohre mit axial variabler Wanddicke in Tabelle 5.3 und für Vierkantrohre in Tabelle 5.4 zusammengefasst.

Tabelle 5.3: Strangpressparameter und ermittelte strangpressspezifische Kennwerte für Rundrohre der Legierung EN AW-6060 mit axial variabler Wanddicke

T_B [°C]	v_{St} [mm/s]	v_{Prod} [m/min]	R	$F_{\text{ges,dick}}$ [MN]	$F_{\text{ges,dünn}}$ [MN]	$P_{G,\text{dick}}$ [MPa]	$P_{G,\text{dünn}}$ [MPa]	$T_{p,\text{max dick}}$ [°C]	$T_{p,\text{max dünn}}$ [°C]	ΔT_{dick} [°C]	$\Delta T_{\text{dünn}}$ [°C]
500	0,9	1	22/46	2,8	4,4	244	393	516	541	14	39
500	1,9	2	22/46	3,1	4,6	270	411	520	557	17	54
500	3,9	5	22/46	3,2	4,8	279	429	529	541	47	59
400	0,9	2	22/46	3,5	5,3	305	473	439	461	9	31
400	1,9	5	22/46	4,0	5,9	349	527	445	473	25	53
400	3,9	10	22/46	4,5	6,7	392	598	459	489	30	60

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

Tabelle 5.4: Strangpressparameter und ermittelte strangpressspezifische Kennwerte für Vierkantrohre der Legierung EN AW-6060 mit axial variabler Wanddicke

T_B [°C]	V_{St} [mm/s]	V_{Prod} [m/min]	R	$F_{ges,dick}$ [MN]	$F_{ges,dünn}$ [MN]	$P_{G,dick}$ [MPa]	$P_{G,dünn}$ [MPa]	$T_{p,max\ dick}$ [°C]	$T_{p,max\ dünn}$ [°C]	ΔT_{dick} [°C]	$\Delta T_{dünn}$ [°C]
500	0,8	1	24/48	2,3	4,8	196	418	500	537	4	41
500	1,6	2	24/48	2,6	4,9	221	427	499	533	9	43
500	3,3	5	24/48	2,8	5,2	238	453	506	551	11	56
400	0,8	2	24/48	3,5	5,3	298	461	429	445	6	22
400	1,6	5	24/48	3,6	6,1	307	531	417	456	15	54
400	3,3	10	24/48	4,5	6,7	383	583	430	490	21	81

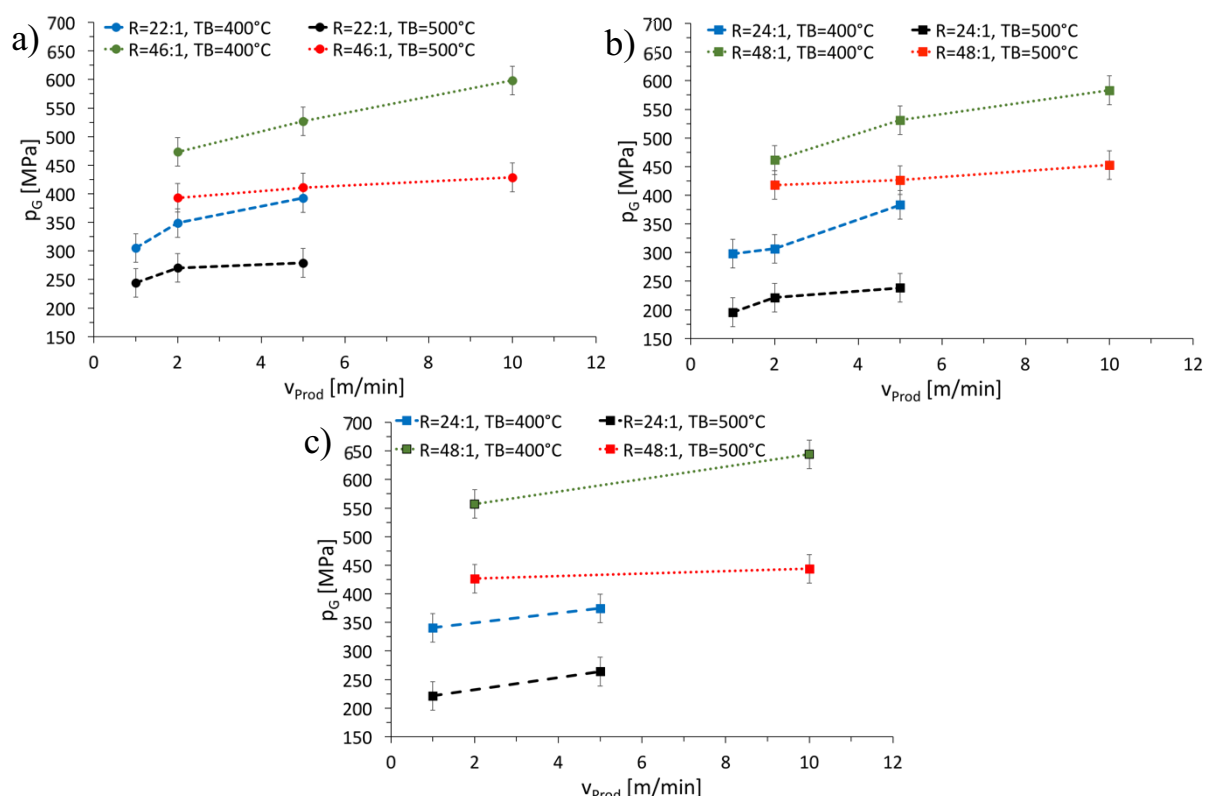


Abbildung 5.8: Spezifischer Pressdruck in Abhängigkeit von der Produktgeschwindigkeit für verschiedene Bolzeneinsatztemperaturen und lokale Pressverhältnisse am Beispiel von dickwandigen und dünnwandigen Abschnitten von a) EN AW-6060-Rundrohren axial variabler Wanddicke b) EN AW-6060-Vierkantrohren axial variabler Wanddicke c) EN AW-6082-Vierkantrohren axial variabler Wanddicke

5.2.1.2. Einflüsse der Strangpressparameter auf die Profilaustrittstemperatur beim indirekten Strangpressen nahtloser Rohre mit axial variabler Wanddicke

Analog zu den Ausführungen in Kapitel 5.1.1.2 soll an dieser Stelle auf die Entwicklung der Strangaustrittstemperatur, sowie die Erwärmung des Umformguts in Abhängigkeit der Strangpressparameter für das indirekte Strangpressen von nahtlosen Aluminiumrohren mit axial variabler Wanddicke eingegangen werden.

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

Abbildung 5.9a zeigt für ausgewählte Presszyklen von EN AW-6060-Vierkantrohren die Entwicklung der Strangaustrittstemperatur in Abhängigkeit von Bolzeneinsatztemperatur und Stempelgeschwindigkeit, sowie für die Zunahme des Pressverhältnisses von $R=24:1$ auf $R=48:1$. Der prinzipielle Verlauf ähnelt grundsätzlich dem der Gesamtkraft für Vierkantrohre in Abbildung 5.9b. Charakteristisch hierfür war ein geringer Anstieg der Strangaustrittstemperatur zu Beginn eines Presszyklus, der anschließend in einen Bereich mit nahezu konstanter Temperatur überging. Dieses Plateau charakterisiert den Bereich der Herstellung eines dickwandigen Rohrquerschnitts. Im weiteren Prozessverlauf erhöhte sich die Strangaustrittstemperatur erneut, bis sich im Bereich der Herstellung eines dünnwandigen Rohrabschnitts ein zweites Plateau mit nahezu konstanter Temperatur ausbildete. Der Temperaturverlauf des dargestellten Zyklus der bei $T_B=400^\circ\text{C}$ mit $v_{St}=0,8\text{mm/s}$ produziert wurde, zeigt ein von den obigen Beschreibungen abweichenden Verlauf. Hierbei folgt auf das Strangpressen eines dickwandigen Rohrquerschnitts zunächst ein leichter Anstieg der Strangaustrittstemperatur, gefolgt von einem kurzen Temperaturabfall. Im Anschluss daran trat eine neuerliche Temperaturerhöhung auf. Hintergrund dieses Sonderfalls war, dass im Zuge dieses Presszyklus zu Beginn des Temperaturanstieges und somit des Wanddickenübergangs die Stempelgeschwindigkeit reduziert wurde (Abbildung 5.9b). Dabei sollte eine gleichmäßigere Austrittstemperatur im Vergleich zu den anderen in Abbildung 5.9a dargestellten Zyklen erreicht werden.

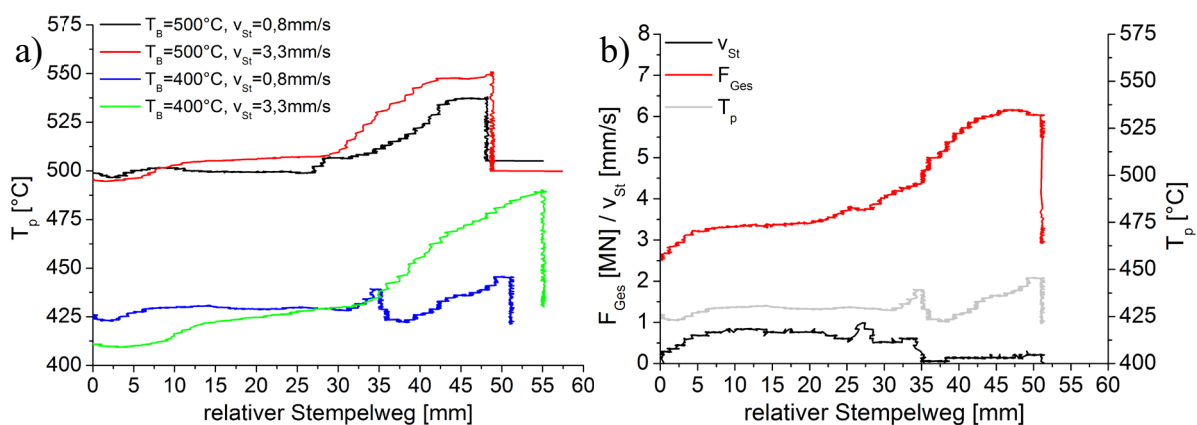


Abbildung 5.9: a) Verlauf der Strangaustrittstemperatur über den Stempelweg ausgewählter Wanddickenvariationszyklen von Vierkantrohren für verschiedene Bolzeneinsatztemperaturen und Stempelgeschwindigkeiten b) Lokaler Presszyklus mit Reduktion der Stempelgeschwindigkeit im dünnwandigen Profilabschnitt zur Erzielung einer homogenen Strangaustrittstemperatur

In Abbildung 5.10 sind die maximalen Strangaustrittstemperaturen und die maximalen Temperaturänderungen in Abhängigkeit der Pressparameter für Rund- und Vierkantrohre mit axial variabler Wanddicke der Legierung EN AW-6060, sowie für EN AW-6082-Vierkantrohre mit axial variabler Wanddicke dargestellt. Insgesamt konnte beobachtet werden, dass dabei

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

stets die gleichen Tendenzen auftraten. So war festzustellen, dass eine Erhöhung der Produktgeschwindigkeit tendenziell zu höheren maximalen Strangaustrittstemperaturen führte. Die maximale geschwindigkeitsbedingte Erhöhung der absoluten Strangaustrittstemperatur um 45°C wurde für dünnwandige Rohrabschnitte vorgefunden, die bei $T_B=400^{\circ}\text{C}$ produziert wurden (von $T_{p,\max}=445^{\circ}\text{C}$ auf $T_{p,\max}=490^{\circ}\text{C}$). Weiterhin wurde ersichtlich, dass eine Erhöhung des Pressverhältnisses von $R=24:1$ auf $R=48:1$ innerhalb desselben Rohres, also bei gleicher Bolzeneinsatztemperatur und gleicher Stempelgeschwindigkeit, ebenfalls einen Anstieg der maximalen Strangaustrittstemperatur bewirkte. Dieser nahm unter Verwendung von $T_B=400^{\circ}\text{C}$ und $v_{St}=3,3\text{mm/s}$ Werte bis zu 60°C (von $T_{p,\max}=430^{\circ}\text{C}$ auf $T_{p,\max}=490^{\circ}\text{C}$) an. Bei den im Rahmen dieser Untersuchungen gewählten Strangpressparameter hatte allerdings die Bolzeneinsatztemperatur den deutlichsten Einfluss. Die starke Änderung dieses Parameters von $T_B=400^{\circ}\text{C}$ auf $T_B=500^{\circ}\text{C}$ bei gleichen Werten von Pressverhältnis und Stempelgeschwindigkeit resultierte in einer deutlich höheren Strangaustrittstemperaturen. Die maximale absolute Temperaturzunahme durch Erhöhung der Bolzeneinsatztemperatur wurde für dünnwandige Rohrabschnitte festgestellt, die mit geringsten Stempelgeschwindigkeit stranggepresst wurden. Hier wurde die Austrittstemperatur von $T_{p,\max}=445^{\circ}\text{C}$ um 92°C auf $T_{p,\max}=537^{\circ}\text{C}$ gesteigert.

Wird statt den absoluten Werten der Austrittstemperatur die durch die Umformung bedingte Erwärmung des Pressguts, also die Temperaturdifferenz ΔT zwischen $T_{p,\max}$ und der Anfangstemperatur des jeweils betrachteten Presszyklus (T_{Start}), betrachtet, so lassen sich die gefundenen Zusammenhänge wie folgt beschreiben. Im Zuge einer Erhöhung der Produktgeschwindigkeit wurde die Tendenz eines Ansteigens der Temperaturdifferenz beobachtet. Diese trat für beide Rohrquerschnittsformen und bei beiden betrachteten Aluminiumlegierungen auf. So betrug die umformbedingte Temperaturzunahme beispielsweise für dünnwandige Vierkantrohrabschnitte bei $T_B=400^{\circ}\text{C}$ und $v_{St}=0,8\text{mm/s}$ lediglich $\Delta T=22^{\circ}\text{C}$. Durch Erhöhung der Stempelgeschwindigkeit auf $v_{St}=3,3\text{mm/s}$ wurde dann eine Temperaturzunahme von $\Delta T=81^{\circ}\text{C}$ vorgefunden (Tabelle 5.4). Des Weiteren zeigte die Temperaturdifferenz auch einen Zusammenhang mit der Bolzeneinsatztemperatur. Demnach war festzustellen, dass sie bei Verwendung tieferer Blocktemperaturen in den meisten Fällen größer ausfiel. Allerdings kam dieser Trend erst für höhere Produktgeschwindigkeiten deutlich zum Tragen. So ergab sich z. B. für dünnwandige Rohrabschnitte unter Verwendung von $T_B=500^{\circ}\text{C}$ und $v_{St}=3,3\text{mm/s}$ ein Wert von $\Delta T=56^{\circ}\text{C}$, während die umformbedingte Erwärmung für $T_B=400^{\circ}\text{C}$ bei gleicher Geschwindigkeit $\Delta T=81^{\circ}\text{C}$ betrug (Tabelle 5.4). Bei geringen Geschwindigkeiten hingegen zeigte sich dieser Zusammenhang nur schwach ausgeprägt bzw.

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

war zum Teil nicht signifikant. Der Einfluss des Pressverhältnisses auf ΔT war hingegen eindeutiger. Bei dem jeweils größeren Pressverhältnis wurden höhere Werte der Temperaturzunahme beobachtet. So führte beispielsweise die Verdoppelung des Pressverhältnisses von $R=24:1$ auf $R=48:1$ im Falle eines Vierkantrohrs, das bei $T_B=400^\circ\text{C}$ mit $v_{St}=0,8\text{mm/s}$ hergestellt wurde zu einer Erhöhung von $\Delta T=6^\circ\text{C}$ auf $\Delta T=22^\circ\text{C}$. Auch in diesem Fall konnte eine Zunahme der Signifikanz dieser Aussage für höhere Produktgeschwindigkeiten festgestellt werden. Denn bei gleicher $T_B=400^\circ\text{C}$ jedoch der höheren $v_{St}=3,3\text{mm/s}$ betrug die umformbedingte Erwärmung im dickwandigen Abschnitt $\Delta T=21^\circ\text{C}$ und im dünnwandigen Rohrbereich $\Delta T=81^\circ\text{C}$ (Tabelle 5.4).

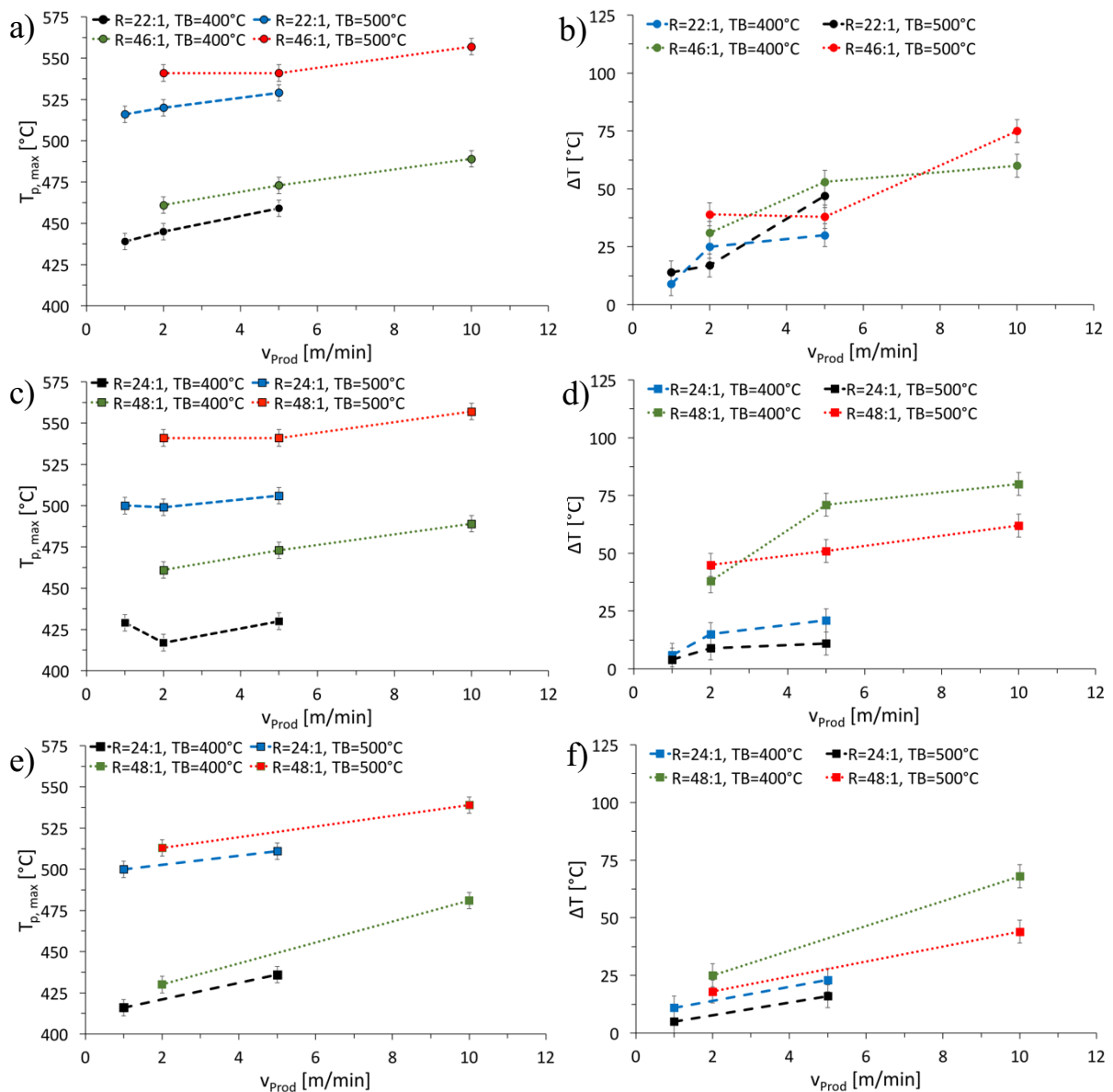


Abbildung 5.10: Darstellung der maximalen Strangaustrittstemperaturen $T_{p, max}$ und der maximalen umformungsbedingten Temperaturanstiege ΔT für a) und b) EN AW-6060-Rundrohre mit axial variabler Wanddicke c) und d) EN AW-6060-Vierkantrohre mit axial variabler Wanddicke sowie e) und f) EN AW-6082-Rundrohre mit axial variabler Wanddicke

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

5.2.1.3. Charakterisierung der Maße von Rund- sowie Vierkantrohren in dick- und dünnwandigen Rohrabschnitten mit konstanter Wanddicke

Zur Charakterisierung der geometrischen Abmessungen der stranggepressten Rund- und Vierkantrohre mit axial variabler Wanddicke wurden diese hinsichtlich ihrer Außen- und Innendurchmesser sowie der Wanddicken vermessen. Die Ergebnisse werden im nachfolgenden exemplarisch anhand eines Rund- sowie eines Vierkantrohrquerschnitts dargestellt, der jeweils aus der Mitte eines dick- und dünnwandigen Rohrbereichs entnommen wurde. Abbildung 5.11 zeigt jeweils die Vermessungsorte an einem dünnwandigen Rund- und Vierkantrohrquerschnitt.

In Tabelle 5.5 sind die Vermessungsergebnisse für ausgewählte Rund- und Vierkantrohrquerschnitte präsentiert und in Abbildung 5.12 grafisch veranschaulicht. Demnach kann für Rundrohrquerschnitte, die aus einem Rohr stammten, welches bei $T_B=500^\circ\text{C}$ mit $v_{St}=1,9\text{mm/s}$ verpresst wurde, zunächst entnommen werden, dass der Außendurchmesser des dickwandigen Rohrquerschnitts für alle Messpositionen den gleichen Wert aufwies (Abbildung 5.12a). Die maximale Abweichung des Außendurchmessers lag bei lediglich $\Delta D_{a,max}=0,01\text{mm}$ und war damit zu vernachlässigen. Bei dem dünnwandigen Rohrabschnitt hingegen waren die Außendurchmesserwerte der Positionen 1-5 und 2-6 um etwa 0,1mm geringer als an den Positionen 3-7 und 4-8. Die größte festgestellte Differenz lag bei $\Delta D_{a,max}=0,12\text{mm}$. Die gleiche Beobachtung konnte für die Werte der Innendurchmesser an diesen Positionen festgestellt werden (Abbildung 5.12c). So betrug die maximale Differenz des Innendurchmessers im Falle des dickwandigen Rohrabschnitts $\Delta D_{i,max}=0,03\text{mm}$, für den dünnwandigen Rohrbereich jedoch $\Delta D_{i,max}=0,18\text{mm}$. Die Betrachtung der Wanddickenausprägung entlang der Rundrohrquerschnitte zeigte, dass diese sowohl für dick- als auch für dünnwandige Abschnitte entlang des Querschnitts keine konstanten Werte aufwiesen (Abbildung 5.12e). So wurde festgestellt, dass die Wandstärken an den Messpositionen 1, 7 und 8 unterhalb der jeweiligen Wanddickenmittelwerte lagen. An den Positionen 3, 4 und 5 lagen sie hingegen darüber und an den Messorten 2 und 6 nahmen die Wanddicken den Mittelwert der Wandstärken an. Die höchste Wanddicke des dickwandigen Querschnitts lag bei $t_{max}=4,55\text{mm}$ und der niedrigste bei $t_{min}=4,13\text{mm}$. Der Mittelwert betrug $t_M=4,35\text{mm}\pm 0,16\text{mm}$.

Für die untersuchten Rohrquerschnitte sind die Angaben der maximalen Wanddickendifferenz, sowie der Exzentrizität in Tabelle 5.5 aufgeführt. Im Falle des dickwandigen Rundrohrquerschnitts konnte so eine maximale Wanddickendifferenz von $\Delta t_{max}=0,42\text{mm}$ bzw.

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

bei Verwendung der Exzentrizitätsangabe gemäß Gl. 5.1 von 5%. Für den dünnwandigen Rundrohrbereich betrug die größte Wanddicke $t_{\max}=2,18\text{mm}$ und die geringste $t_{\min}=1,63\text{mm}$. Der Mittelwert wurde zu $t_M=1,88\text{mm}\pm 0,21\text{mm}$ bestimmt. Der maximale Wanddickenunterschied lag bei $\Delta t_{\max}=0,55\text{mm}$ bzw. nach Gl. 5.1 bei 14%.

Tabelle 5.5: Mittelwerte und Standardabweichungen der Rohrabmaße, Angabe der maximalen Maßdifferenzen sowie Exzentrizität für Rohre mit axial variabler Wanddicke

	$D_{a,M}$ [mm]	$\Delta D_{a,\max}$ [mm]	$D_{i,M}$ [mm]	$\Delta D_{i,\max}$ [mm]	t_M [mm]	$\Delta t_{\max}$ [mm]	Exzentrizität [%]
Rundrohr, $T_B=500^\circ\text{C}$, $v_{St}=1,9\text{mm/s}$ $t_N=4,5\text{mm}$	40,50±0,01	0,01	31,78±0,01	0,03	4,35±0,16	0,42	5
Rundrohr, $T_B=500^\circ\text{C}$, $v_{St}=1,9\text{mm/s}$ $t_N=2,0\text{mm}$	40,43±0,06	0,12	36,65±0,08	0,18	1,88±0,21	0,55	14
Vierkantrohr, $T_B=500^\circ\text{C}$, $v_{St}=3,3\text{mm/s}$ $t_N=4,5\text{mm}$	31,41±0,04	0,11	22,90±0,06	0,17	4,27±0,19	0,53	6
Vierkantrohr, $T_B=500^\circ\text{C}$, $v_{St}=3,3\text{mm/s}$ $t_N=2,0\text{mm}$	31,38±0,09	0,23	27,81±0,08	0,19	1,81±0,19	0,51	13

Die gleichen Untersuchungen wurden an Vierkantrohrabschnitten vorgenommen, die einem Rohr entnommen wurden, das bei $T_B=500^\circ\text{C}$ mit $v_{St}=3,3\text{mm/s}$ produziert wurde. Die Werte der Außendurchmesser entlang des dickwandigen Abschnitts schwankten hier kaum. Die maximal festgestellte Abweichung lag bei $\Delta D_{a,\max}=0,11\text{mm}$ (siehe Tabelle 5.5 und Abbildung 5.12b). Auch im Bereich des dünnwandigen Vierkantrohrabschnitts waren die Außendurchmesser am betrachteten Querschnitt nahezu konstant. Einzige Ausnahme stellte die Messposition 2-8 dar. Hier wurde eine Verringerung des Außendurchmessers um $\Delta D_{a,\max}=0,23\text{mm}$ festgestellt.

Die Betrachtung der Innendurchmesser zeigte, dass diese sowohl beim dick- als auch für den dünnwandigen Rohrquerschnitt lokal um bis zu $\Delta D_{i,\max}=0,19\text{mm}$ variierten (Abbildung 5.12d). Im Zuge der Wanddickenvermessung konnte festgestellt werden, dass diese entlang der untersuchten Querschnitte nicht homogen ausgebildet vorlagen. Wie Abbildung 5.12f aufzeigt, wurde bei der Vermessung auf jeder Profilseite zunächst ein hoher Wert ermittelt, der jedoch entlang Profilseite stets abfiel. Diese Beobachtung wurde auf jeder der vier Profilseiten festgestellt. Die größte Wanddicke des dickwandigen Vierkantrohrquerschnitts lag bei $t_{\max}=4,52\text{mm}$ und die geringste bei $t_{\min}=3,99\text{mm}$, sodass die maximale Abweichung $\Delta t_{\max}=0,53\text{mm}$ betrug. Der Mittelwert wurde hierbei zu $t_M=4,27\text{mm}\pm 0,19\text{mm}$ bestimmt. Die Exzentrizität lag bei 6%. Am dünnwandigen Querschnitt betrug die größte Wandstärke

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

$t_{\max}=2,05\text{mm}$, während der geringste Wert bei $t_{\min}=1,54\text{mm}$ lag. Somit ergab sich eine maximale Differenz von $\Delta t_{\max}=0,51\text{mm}$ bzw. eine Exzentrizität von 13%. Der Mittelwert der Wanddicke lag bei $t_M=1,81\text{mm}\pm 0,19\text{mm}$.

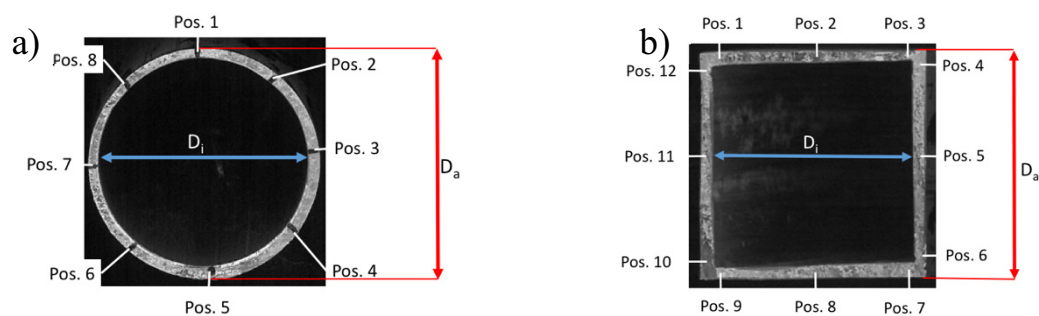


Abbildung 5.11: Messpositionen am a) dünnwandigen Rundrohrquerschnitt b) dünnwandigen Vierkantrohrquerschnitt

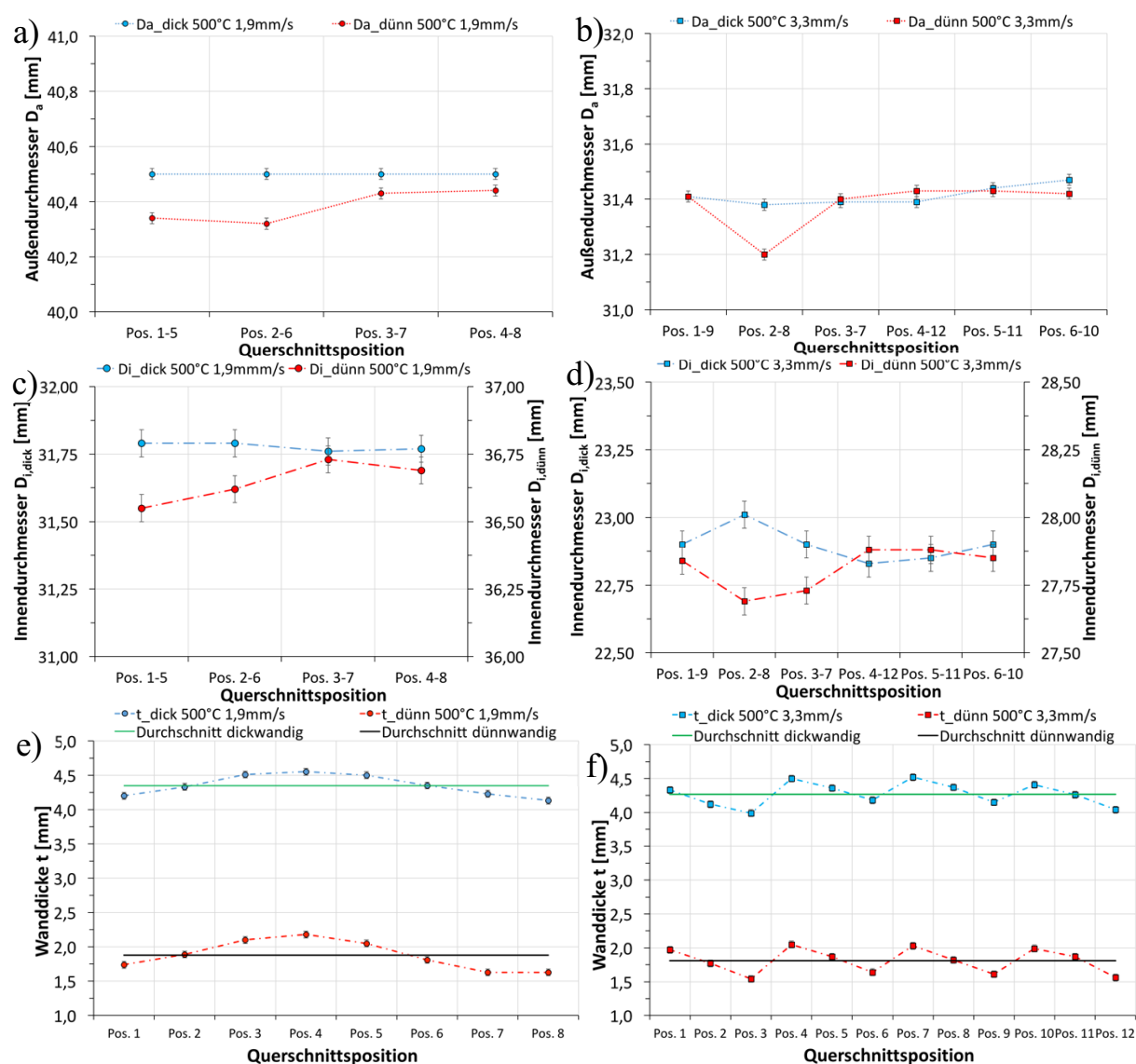


Abbildung 5.12: Ermittelte Rohrabmessungen entlang eines Querschnitts in der Mitte dick- bzw. dünnwandiger Profilbereiche a) Rundrohraußendurchmesser b) Vierkantrohraußendurchmesser c) Rundrohrinnendurchmesser d) Vierkantrohrinnendurchmesser e) Wanddickenausprägung bei Rundrohr f) Wanddickenausprägung bei Vierkantrohr

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

5.2.1.4. Charakterisierung der Rohrmaße entlang der Rohrlänge insbesondere in kontinuierlichen und diskontinuierlichen Waddickenübergangsbereichen

Im Anschluss an die Strangpressversuche unter Verwendung eines axial beweglichen Dorns mit abgestufter Spitze wurde festgestellt, dass der Rohraußendurchmesser entlang der Rohrlänge nicht immer konstant ausgeprägt vorlag. Stattdessen wurden lokal Rohraußendurchmesser vorgefunden, die geringer ausfielen als durch den Durchmesser der Matrizenöffnung vorgegeben und z. T. deutlich niedriger ausfielen als in benachbarten Rohrabschnitten. Diese Abweichungen wurden sowohl bei Rund- als auch bei Vierkantrohren beobachtet. Das äußere Erscheinungsbild dieser spezifischen Rohrabschnitte ist exemplarisch in Abbildung 5.13 dargestellt. Bereiche mit eingeschnürter Rohroberfläche aufgrund von Reduktion des Außendurchmessers wurden jeweils mit einem Pfeil kenntlich gemacht.

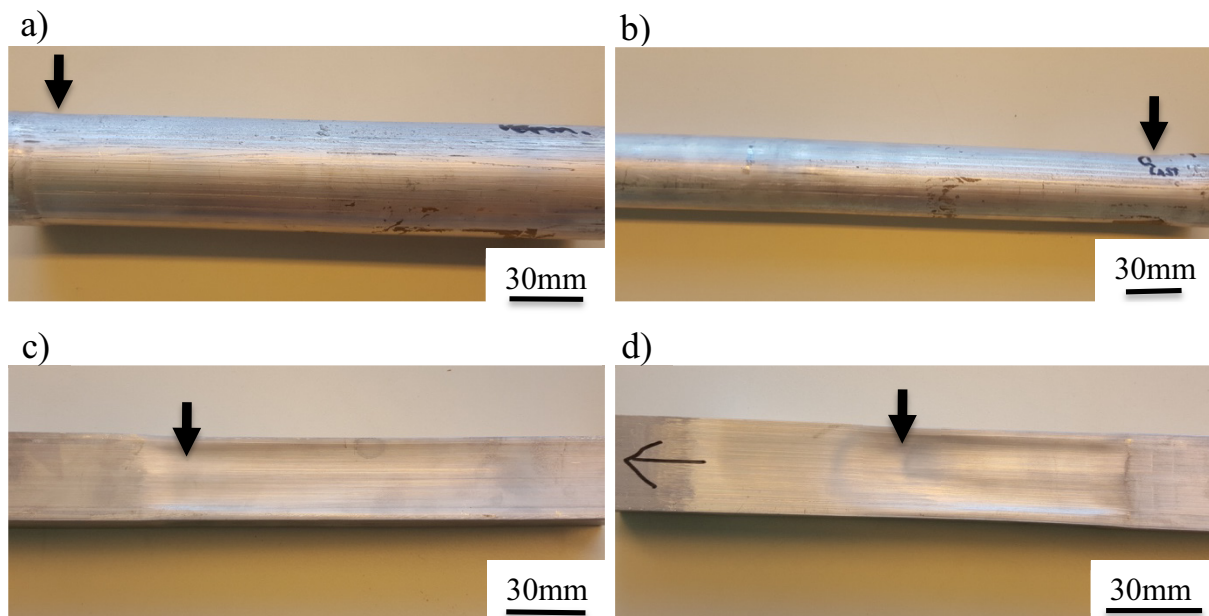


Abbildung 5.13: Bereiche mit reduziertem Außendurchmesser, PR← a) Rundrohr kontinuierlicher Übergang b) Rundrohr diskontinuierlicher Übergang c) Vierkantrohr kontinuierlicher Übergang d) Vierkantrohr diskontinuierlicher Übergang

Abbildung 5.14 zeigt die entsprechenden Rohrabschnitte nach dem Längstrennen. Neben den zuvor bereits beschriebenen Oberflächeneinschnürungen wird daraus zunächst ersichtlich, dass ein Waddickenübergang von dickwandig auf dünnwandig, nachfolgend auch als kontinuierlicher Waddickenübergang bezeichnet, sowohl bei Rund- (Abbildung 5.14a) als auch bei Vierkantrohren (Abbildung 5.14c) erfolgreich realisiert werden konnte. Des Weiteren belegen die Abbildung 5.14b und d, dass jeweils auch Waddickenerhöhungen erzielt werden konnten. Diese Übergänge werden im weiteren Verlauf auch diskontinuierliche Übergänge genannt.

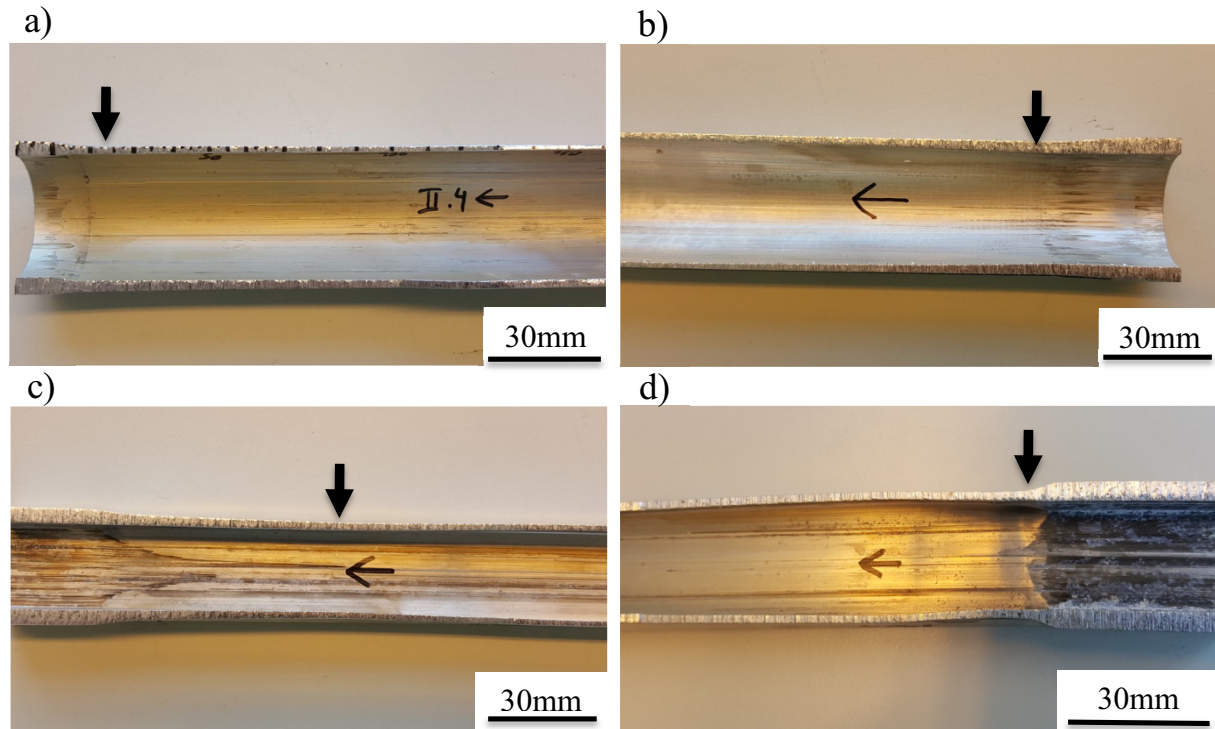


Abbildung 5.14: Längsschnitte von Wanddickenübergangsbereichen, PR ← a) Rundrohr kontinuierliche Wanddickenreduktion b) Rundrohr diskontinuierliche Wanddickenerhöhung c) Vierkantrohr kontinuierliche Wanddickenreduktion d) Vierkantrohr diskontinuierliche Wanddickenerhöhung

Um die Entwicklung der Rohrmaße von Innen- und Außendurchmesser sowie Rohrwanddicke über die Rohrlänge eines vollständigen Wanddickenvariationszyklus zu charakterisieren, wurden entsprechende Vermessungen an ausgewählten Rohren vorgenommen. Dabei besteht ein solcher Zyklus stets zunächst aus einem dickwandigen Rohrabschnitt, einer daran anschließenden kontinuierlichen Wanddickenreduktion, gefolgt von einem konstant dünnwandigen ausgeprägten Profilbereich und schließlich einer diskontinuierlichen Wanddickenerhöhung. Hierzu wurden beispielhaft zunächst ein Rundrohr ausgewählt, das mit $T_B=500^\circ\text{C}$ und $v_{St}=1,9\text{mm/s}$ sowie ein Vierkantrohr, welches bei $T_B=500^\circ\text{C}$ und $v_{St}=3,3\text{mm/s}$ hergestellt wurde. Die Ergebnisse dieser Vermessungen sind in Abbildung 5.15 aufgeführt.

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

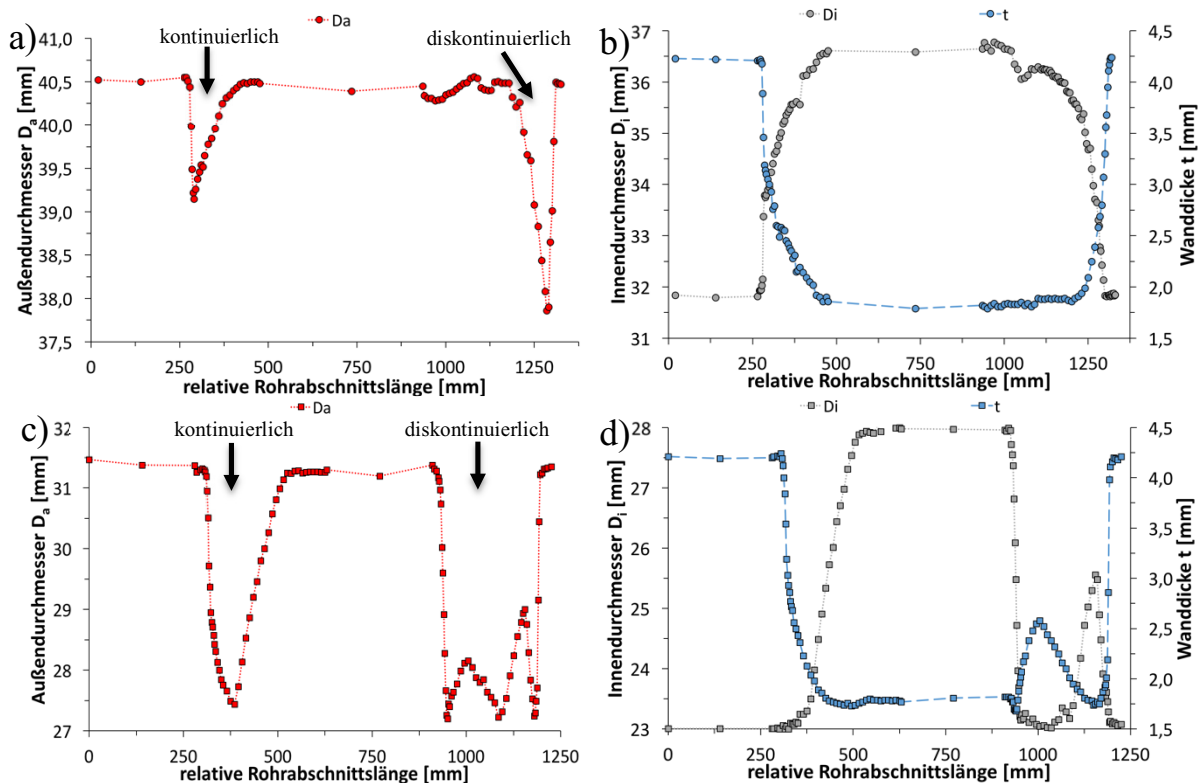


Abbildung 5.15: Exemplarische Darstellung der axialen Entwicklung von Rohrabmaßen a) Außendurchmesser von Rundrohr ($T_B=500^\circ\text{C}$, $v_{St}=1,9\text{mm/s}$) b) Innendurchmesser und Wanddicke des Rundrohrs c) Außendurchmesser von Vierkantrrohr ($T_B=500^\circ\text{C}$, $v_{St}=3,3\text{mm/s}$) d) Innendurchmesser und Wanddicke des Vierkantrrohrs

Zunächst wird auf die axiale Entwicklung der Rundrohrabmaße eingegangen. Abbildung 5.15a und b zeigen jeweils, dass zu Beginn des Wanddickenvariationszyklus, also im dickwandigen Abschnitt, Rohraußen- und -innendurchmesser sowie auch die Wanddicke gleichmäßig ausgebildet wurden. Nach einer Rohrlängung von 265 mm war ein Absinken der Werte von Wandstärke und Außendurchmesser zu beobachten, sodass dies den Beginn des kontinuierlichen Wanddickenübergangs charakterisierte. Die Wanddicke fiel in diesem Bereich von $t=4,2\text{mm}$ auf $t=1,8\text{mm}$ also um $\Delta t=2,4\text{mm}$ ab. Der Rohraußendurchmesser reduzierte sich ab diesem Punkt ebenfalls ausgehend von $D_a=40,5\text{mm}$ auf $D_a=39,1\text{mm}$ um einen Maximalwert von $\Delta D_a=1,4\text{mm}$. Gleichzeitig kam es zu einem Anstieg des Innendurchmessers um $\Delta D_i=4,8\text{mm}$ von $D_i=31,8\text{mm}$ auf $D_i=36,6\text{mm}$. Ab einer Rohrlängung von ca. 500 mm verblieben die Messgrößen relativ konstant auf diesem Niveau. Ab einer Rohrlängung von ca. 935 mm verlief der Außendurchmesser unregelmäßiger. Dabei reduzierte sich dieser Kennwert zunächst leicht, stieg dann jedoch wieder an. Ab einer Länge des betrachteten Rohrbereichs von 1180 mm zeigte sich eine massive Einschnürung des Rohraußendurchmessers, der sich ausgehend von $D_a=40,5\text{mm}$ auf $D_a=37,9\text{mm}$ also um insgesamt $\Delta D_a=2,6\text{mm}$ verjüngte. Der Innendurchmesser hingegen erhöhte sich zunächst nach

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

einer Abschnittslänge von 935mm leicht, reduzierte sich anschließend jedoch wieder. Ab einer Abschnittslänge von ca. 1120mm setzte dann eine massive Reduktion des Innendurchmessers von $D_i=36,6\text{mm}$ auf $D_i=31,9\text{mm}$ ein. Damit betrug die Innendurchmesseränderung in diesem Abschnitt $\Delta D_i=4,7\text{mm}$. Nach einer Rohrabschnittslänge von ca. 1310mm lag der nachfolgende Wanddickenvariationszyklus mit einem neuerlichen dickwandigen Rohrsegment vor.

Die entsprechende Betrachtung der Entwicklung der Rohrabmaße für ein Vierkantrohr führte zu prinzipiell ähnlichen Verläufen. Während Außen-, Innendurchmesser und Wanddicke im Bereich des dickwandigen Rohrsegments konstante Werte zeigten, war nach einer Rohrabschnittslänge von 300mm eine deutliche Abnahme des Außendurchmessers von $D_a=31,5\text{mm}$ auf bis zu $D_a=27,2\text{mm}$ festzustellen (Abbildung 5.15c). Damit betrug die Verjüngung des Außendurchmessers hier $\Delta D_a=4,3\text{mm}$. Abbildung 5.15d kann entnommen werden, dass sich in diesem Bereich der Innendurchmesser des Rohres um maximal $\Delta D_i=4,9\text{mm}$ von $D_i=23,0\text{mm}$ auf $D_i=27,9\text{mm}$ vergrößerte. Die Wanddicke wurde in diesem kontinuierlichen Übergang von $t=4,2$ auf $t=1,8\text{mm}$ verringert, also um insgesamt $\Delta t=2,4\text{mm}$. Im anschließenden dünnwandigen Rohrabschnitt wurden keine signifikanten Abweichungen der drei charakteristischen Rohrabmaße ermittelt. Ab einer Rohrabschnittslänge von 925mm traten hingegen erneute Variationen auf, die darauf hindeuteten, dass ab dieser Position der diskontinuierliche Wanddickenübergang vorzuliegen schien. Es konnte dort zunächst eine Reduzierung des Außendurchmessers von $D_a=31,3\text{mm}$ auf bis zu $D_a=27,2\text{mm}$ ermittelt werden. Nach dem Erreichen dieses Minimums folgte ein Anstieg auf $D_a=28,2\text{mm}$ (bei Abschnittslänge von 1000mm) bevor nach einer Abschnittslänge von 1085mm eine neuerliche Reduktion auf $D_a=27,2\text{mm}$ zu beobachten war. Daran schloss sich abermals eine lokale Erhöhung des Außendurchmessers auf $D_a=29,0\text{mm}$ sowie eine dritte Verringerung auf $D_a=27,2\text{mm}$ an. Erst nach einer Länge des betrachteten Rohrbereichs von 1200mm stellte sich erneut der Ausgangswert von $D_a=31,3\text{mm}$ ein. Im Gegensatz dazu, zeigte der Verlauf des Innendurchmessers im Bereich des diskontinuierlichen Wanddickenübergangs weniger Schwankungen. Am Anfang dieses Übergangs wurde zunächst eine Innendurchmesserreduktion von $D_i=28,0\text{mm}$ auf $D_i=23,0\text{mm}$ ermittelt. Ab einer Rohrabschnittslänge von 1050mm war dann ein Ansteigen dieses Werts auf bis zu $D_i=25,6\text{mm}$ (nach 1150mm Abschnittslänge) zu beobachten. Im Anschluss daran verringerte sich der Innendurchmesser erneut auf $D_i=23,0\text{mm}$. Schließlich waren auch bei der Rohrwanddicke Schwankungen im Anschluss an den dünnwandigen Profilabschnitt festzustellen. Zunächst wurde ab einer Rohrabschnittslänge von 925mm eine geringfügige Reduktion von $t=1,8\text{mm}$ auf

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

$t=1,7\text{mm}$ ermittelt. Auf diese folgte ein Anstieg der Wandstärke ab einer Abschnittslänge von 940mm, der nach 1000mm Länge des relevanten Rohrbereichs mit $t=2,6\text{mm}$ ein lokales Maximum erreichte. Nachfolgend setzte eine Waddickenreduktion ein, die bei 1150mm erneut zu einem Minimalwert von $t=1,7\text{mm}$ führte. Schließlich ergaben die Vermessungen nach einer Rohrabschnittslänge von ca. 1200mm, dass die Ausgangswanddicke für den dickwandigen Rohrabschnitt von $t=4,2\text{mm}$ erneut erreicht wurde und damit die Untersuchung eines vollständigen Waddickenvariationszyklus abgeschlossen war.

5.2.1.5. Einfluss der Strangpressparameter auf die Rohrmaße im Bereich der kontinuierlichen Waddickenabnahme

Der Einfluss von Bolzeneinsatztemperatur und Stempelgeschwindigkeit auf die Entwicklung von Außendurchmesser und Waddicke in kontinuierlichen Waddickenübergängen wurde am Beispiel von Vierkantrohrabschnitten untersucht, die jeweils unter den Extrembedingungen von $T_B=500^\circ\text{C}$ und $v_{St}=3,3\text{mm/s}$ sowie $T_B=400^\circ\text{C}$ und $v_{St}=0,8\text{mm/s}$ stranggepresst wurden. Die Vermessungsergebnisse sind in Abbildung 5.16 über der lokalen Profilmesslänge dargestellt. Dabei konnte festgestellt werden, dass beide Abschnitte den gleichen prinzipiellen Verlauf der Waddickenabnahme aufwiesen. Die Betrachtung der Außendurchmesser zeigte hingegen, dass im Bereich des kontinuierlichen Übergangs bei Verwendung der höheren Werte von T_B und v_{St} die Oberflächeneinschnürung stärker ausgeprägt war. So wurde hierbei eine Reduktion von $D_a=31,1\text{mm}$ auf $D_a=26,9\text{mm}$, also um $\Delta D_a=4,2\text{mm}$ ermittelt. Bei dem Abschnitt, der mit $T_B=400^\circ\text{C}$ und $v_{St}=0,8\text{mm/s}$ hergestellt wurde, betrug die Abnahme des Außendurchmessers hingegen von $D_a=31,3\text{mm}$ auf $D_a=27,5\text{mm}$ lediglich $\Delta D_a=3,8\text{mm}$.

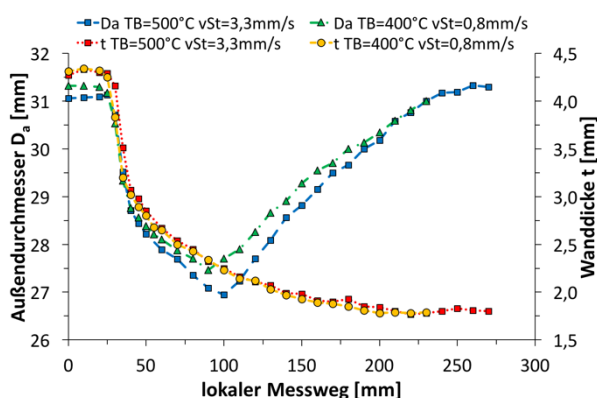


Abbildung 5.16: Vermessung kontinuierlicher Vierkantrohrübergänge für die extremalen Strangpressbedingungen

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

5.2.1.6. Ansatz zur Verbesserung der Maßhaltigkeit in diskontinuierlichen Wandstärkenübergängen

Wie für das Beispiel der Vierkantrohre aus Abbildung 5.13d, Abbildung 5.14d sowie Abbildung 5.15c hervorging, wurde in den Bereichen der diskontinuierlichen Wanddickenerhöhungen stets eine Abnahme des Rohraußendurchmessers festgestellt. Als mögliche Maßnahme gegen das Auftreten dieses Effekts wurde das Entlasten des Pressblocks vor der Dornrepositionierung untersucht. Wie Abbildung 5.17a zeigt, konnte mittels dieser Vorgehensweise ein extrem scharfer Wanddickenübergang von dünnwandig nach dickwandig erzielt werden. Die Vermessungsergebnisse in Abbildung 5.17b belegen, dass die Wanddicke innerhalb einer Rohrabschnittslänge von nur 5mm ausgehend von $t=1,9$ auf etwa $t=4,4$ mm anstieg. Der Rohraußendurchmesser reduzierte sich in diesem Bereich nur leicht von maximal $D_a=31,5$ mm auf $D_a=31,3$ mm also um lediglich $\Delta D_a=0,2$ mm.

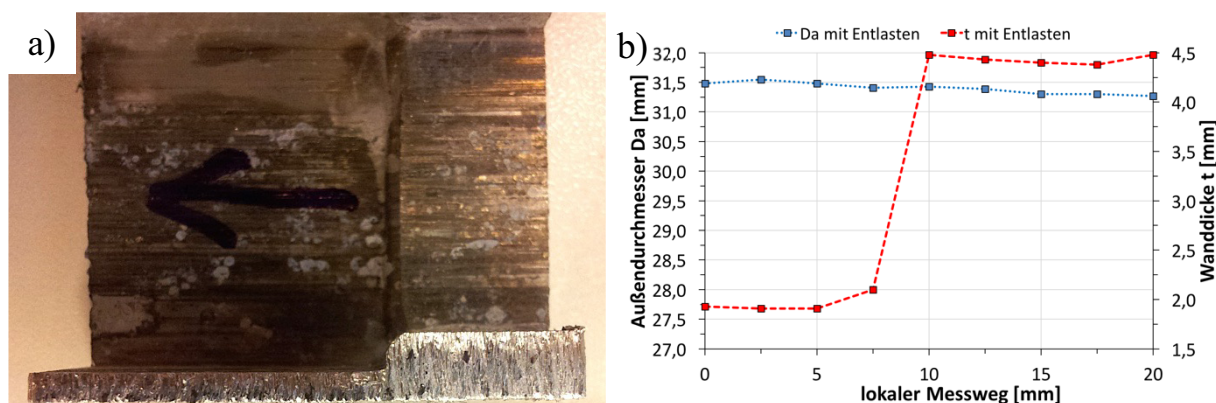


Abbildung 5.17: a) Darstellung eines diskontinuierlichen Wanddickenübergangs nach Bolzenentlastung vor Umpositionierung des Dorns, PR ← b) Vermessung des abgebildeten Bereichs

5.2.2. Modellierung des Strangpressens von nahtlosen Rohren mit axial variabler Wanddicke

5.2.2.1. Modellaufbau

Der Prozess des Strangpressens von Hohlprofilen wurde im Rahmen dieser Arbeit mit dem FE-Code DEFORM-3D der Firma Scientific Forming Technologies Corporation untersucht. Die Besonderheit dieses Programms liegt darin begründet, dass der Materialfluss sowohl nach der Euler als auch nach der Lagrange Methode berechnet werden kann.

In Abbildung 5.18 ist das geometrische Modell für die Simulationen zum indirekten Strangpressen von nahtlosen Vierkantrohren gezeigt. Da der Profilquerschnitt achsensymmetrisch ist, wurde zu Gunsten von Rechenzeit und Speicherkapazität lediglich ein Viertel-Modell verwendet. Es beinhaltet alle bei der Umformung beteiligten Komponenten. Allerdings kann der Darstellung entnommen werden, dass lediglich die Komponenten Block,

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

Matrize, und Dorn vernetzt wurden. Die Vernetzung dieser Werkzeuge wurde vorgenommen, um im Zuge der Auswertung bei Bedarf die Temperaturverteilung in diesen Bauteilen grafisch veranschaulichen zu können. Für das Netz des Bolzens wurde eine Elementanzahl von 100000 bei einem Größenverhältnis von größtem zu kleinsten Element von 5 vorgegeben. Des Weiteren wurde mit Hilfe zweier Mesh-windows der Blockbereich direkt vor dem Matrizendurchbruch sowie der Rohrabschnitt innerhalb des Matrizenführungskanals und der Rohrbereich bis zum Ende der Matrize feiner vernetzt. Dies ermöglicht lokal eine bessere Auflösung der Zustandsvariablen in den für den Prozess und das Produkt wichtigen Bereichen, ohne hierfür den gesamten Bolzen feiner vernetzen zu müssen.

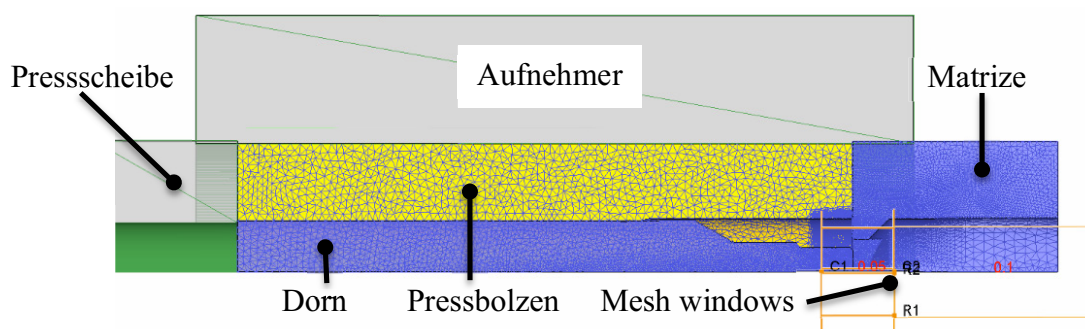


Abbildung 5.18: Darstellung des geometrischen Modells für die FE-Simulationen zum Strangpressen von nahtlosen Vierkantrohren mit axial variabler Wanddicke

Für die Beschreibung der Fließspannung des in den numerischen Simulationen verwendeten Materialmodells, wurde auf die in [SAN15] publizierten Daten zurückgegriffen, die die gleiche EN AW-6060 Legierung verwendete. Dafür wurden aus den vorliegenden Stranggussbolzen Proben mit einem Durchmesser von 7,8mm und einer Höhe von 10,5mm mittels Drahterosion herauspräpariert. Mit diesen wurden am thermomechanischen Umformsimulator Gleeble 3800 Warmdruckversuche durchgeführt. Die Versuche umfassten einen Temperaturbereich von 300°C bis 500°C (in Schritten von 50°C) und fünf verschiedene Umformgeschwindigkeiten ($0,0005\text{s}^{-1}$, $0,01\text{s}^{-1}$, $0,1\text{s}^{-1}$, 1s^{-1} und 10s^{-1}). Anschließend wurden die Fließspannungswerte bei einem Umformgrad von 0,5mm/mm bestimmt. Für das Materialmodell wurde die temperatur- und dehnratenabhängige Approximation der Formänderung mittels der sinushyperbolischen Formulierung verwendet (Gl. 5.2) [SEL72]. Hierin bezeichnet $\dot{\epsilon}$ die Dehnungsgeschwindigkeit, R die universelle Gaskonstante, T die absolute Temperatur angegeben in Kelvin, Z den sogenannten Zener-Parameter und σ die Spannung. Die für die Formulierung notwendigen Materialkonstanten der Aktivierungsenergie Q, des reziproken Dehnungsfaktors A, des Spannungsmultiplikationsfaktors α und des Verfestigungsexponenten n wurden aus dafür geeigneten Auftragungen bestimmt. Nähere Informationen zum konkreten Vorgehen können z.

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

B. [CHE08] entnommen werden. Bei Gleichsetzung der Spannung σ mit der Fließspannung k_f ergibt sich aus Gl. 5.2 eine temperatur- und dehnratenabhängige Beschreibung der Fließspannung Gl. 5.3. Die für das Materialmodell ermittelten und zur Simulation verwendeten Werte können Tabelle 5.6 entnommen werden.

$$\dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = Z = A(\sinh \alpha \sigma)^n \quad (\text{Gl. 5.2})$$

$$k_f = \frac{1}{\alpha} \sinh^{-1} \left[\left(\frac{\dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right)}{A} \right)^{\frac{1}{n}} \right] \quad (\text{Gl. 5.3})$$

Tabelle 5.6: Konstanten des Materialmodells zur Fließspannungsbeschreibung für EN AW-6060 [SAN15]

Q [kJ/mol]	A [s ⁻¹]	α [1/MPa]	n
203,8	$2,00 \cdot 10^{-14}$	0,0265	5,3

Für die Reibung wurden alle Kontakte des Bolzenmaterials mit den Stahlkomponenten von Matrizie, Aufnehmer, Dorn und Pressscheibe nach dem Scherreibungsmodell nach Tresca mit einem Reibungskoeffizienten (m_R) definiert, der in Tabelle 5.7 angegeben ist. Für einige Simulationen wurde dieser Wert zeitabhängig definiert, um damit der Zunahme des Normaldrucks im Zuge der Pressverhältniszunahme Rechnung zu tragen. Des Weiteren ist zu erwähnen, dass zwischen Matrizenmantelfläche und Aufnehmer kein Kontakt und folglich kein Reibungskoeffizient definiert wurde. Entsprechend war zu erwarten, dass die in den Simulationen ermittelten Kräfte um diesen Beitrag niedriger ausfallen sollten. Als Wärmeübergangskoeffizient zwischen Aluminiumblock und Stahl wurde jeweils $h=11000 \text{ W/m}^2\text{K}$ angenommen. Die Randbedingungen sind in Tabelle 5.7 dargestellt. Die Bolzeneinsatztemperaturen entsprechen den im realen Experiment gemessenen. Die Matrizentemperaturen wurden aus der Aufzeichnung der Pressdaten zu Beginn des jeweiligen Versuchs entnommen. Die Werte der Aufnehmertemperaturen entsprechen denen, die zur Versuchsdurchführung an der 8MN Strangpresse eingestellt wurden.

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

Tabelle 5.7: Randbedingungen für die Simulationen zum indirekten Strangpressen von EN AW-6060-Rohren mit axial variabler Wanddicke

Parameter		$v_{St}=0,8\text{mm/s}$	$v_{St}=3,3\text{mm/s}$
Temperaturen	$T_B [^{\circ}\text{C}]$	410	490
	$T_M [^{\circ}\text{C}]$	350	450
	$T_{Dorn} [^{\circ}\text{C}]$	220	300
	$T_{\text{Aufnehmer}} [^{\circ}\text{C}]$	380	480
	$T_{\text{Pressscheibe}} [^{\circ}\text{C}]$	400	500
Reibkoeffizienten des Al-Blocks	$m_{R, \text{Matrize}}$	0,8 / von 0,8 auf 1 erhöht / von 0,8 auf 2 erhöht	0,6/0,9/1/von 1 auf 2 gesteigert / 2
	$m_{R, \text{Dorn}}$	0,8 / von 0,8 auf 1 erhöht / von 0,8 auf 2 erhöht	0,6/0,9/1/von 1 auf 2 gesteigert / 2
	$m_{R, \text{Aufnehmer}}$	0,8 / von 0,8 auf 1 erhöht / von 0,8 auf 2 erhöht	0,6/0,9/1/von 1 auf 2 gesteigert / 2
	$m_{R, \text{Pressscheibe}}$	0,8 / von 0,8 auf 1 erhöht / von 0,8 auf 2 erhöht	0,6/0,9/1/von 1 auf 2 gesteigert / 2

5.2.2.2. Darstellung der Simulationsergebnisse

Zunächst sollen die mittels der FE-Simulationen ermittelten Presskräfte betrachtet werden. Für die Parameterkombination von $T_B=490^{\circ}\text{C}$ und $v_{St}=3,3\text{mm/s}$ sind die Verläufe der jeweiligen Gesamtkraft unter Annahme unterschiedlicher Reibkoeffizienten in Abbildung 5.19a dargestellt. Dabei ist anzumerken, dass für diese Darstellung auf die in der Simulation ermittelten Kräfte bereits ein Kraftwert für die im realen Versuch auftretende Reibung zwischen Aufnehmer und Matrize von ca. 0,3MN hinzuaddiert wurde. Dieser Wert konnte aus Trockenzyklen an der Presse ohne die Verwendung von Pressbolzen gewonnen werden.

Demnach geht aus Abbildung 5.19a hervor, dass jeder der Kraftverläufe eine ansteigende Tendenz nach dem Einlaufen des größeren Dornquerschnitts in die Matrize wiedergab. Bei geringen Reibungskoeffizienten (z.B. $m_R=0,6$) war dieser Kraftanstieg von $F_{\text{ges, dickwandig}}=2,3\text{MN}$ auf $F_{\text{ges, dünnwandig}}=3,1\text{MN}$ weniger stark ausgeprägt als bei höheren. Zum Beispiel stieg die Gesamtkraft unter Verwendung von $m_R=1$ von $F_{\text{ges, dickwandig}}=2,6\text{MN}$ auf $F_{\text{ges, dünnwandig}}=3,8\text{MN}$ an. Weiterhin nahm der Gesamtpresskraftbedarf für höhere Reibkoeffizienten zu. So wurde für dickwandige Rohrbereiche unter Annahme von $m_R=0,6$ ein Kraftbedarf von $F_{\text{ges, dickwandig}}=2,3\text{MN}$ ermittelt, während sich bei Verwendung von $m_R=2$ ein Wert von $F_{\text{ges, dickwandig}}=3,5\text{MN}$ ergab. Ein Vergleich der numerisch bestimmten Kräfte (Abbildung 5.19a) mit den in realen Experimenten gemessenen (Abbildung 5.7b bzw. Tabelle 5.8) zeigte für die hier untersuchte Parameterkombination von $T_B=490^{\circ}\text{C}$ und $v_{St}=3,3\text{mm/s}$ im dickwandigen Profilbereich eine gute Vergleichbarkeit bei Verwendung von $m_R=0,9$ und $m_R=1$ sowie bei der zeitabhängigen Steigerung des Reibwerts $m_{R, \text{dickwandig}}=1$ auf $m_{R, \text{dünnwandig}}=2$. Für

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

$m_R=0,6$ hingegen war der bestimmte Gesamtpresskraftbedarf im dickwandigen Rohrabschnitt zu gering, im Falle von $m_R=2$ deutlich zu hoch. Andererseits erreichten im dünnwandigen Rohrbereich lediglich die Simulationen mit $m_R=2$ und dem zeitabhängigen Reibungskoeffizienten realistische Kraftwerte. Für alle anderen angenommenen Reibwerte ergaben sich deutlich zu geringe Kräfte (Tabelle 5.8 und Abbildung 5.19a).

In Abbildung 5.19c sind die numerisch ermittelten Gesamtpresskraftverläufe in Abhängigkeit des Reibungskoeffizienten für die Parameterkombination von $T_B=410^\circ\text{C}$ und $v_{St}=0,8\text{mm/s}$ dargestellt. Bis zu einem Stempelweg von ca. 27mm war dabei ein Reibfaktor von $m_R=0,8$ verwendet worden. Erst nach diesem Punkt kurz bevor die Dornschulter die Rohrwanddicke reduzieren würde, erfolgte dabei eine zeitabhängige Änderung des Reibwerts gemäß Tabelle 5.7. Die Resultate für die Verwendung von $m_R=2$ im dünnwandigen Rohrabschnitt ergab eine deutlich zu hohe Kraft. Das realistischste Ergebnis zeigte die zeitabhängige Steigerung des Reibungskoeffizienten von $m_R=0,8$ auf $m_R=1$. Die numerisch ermittelten Kräfte in dick- sowie dünnwandigen Rohrbereichen sind in Tabelle 5.8 zusammengefasst.

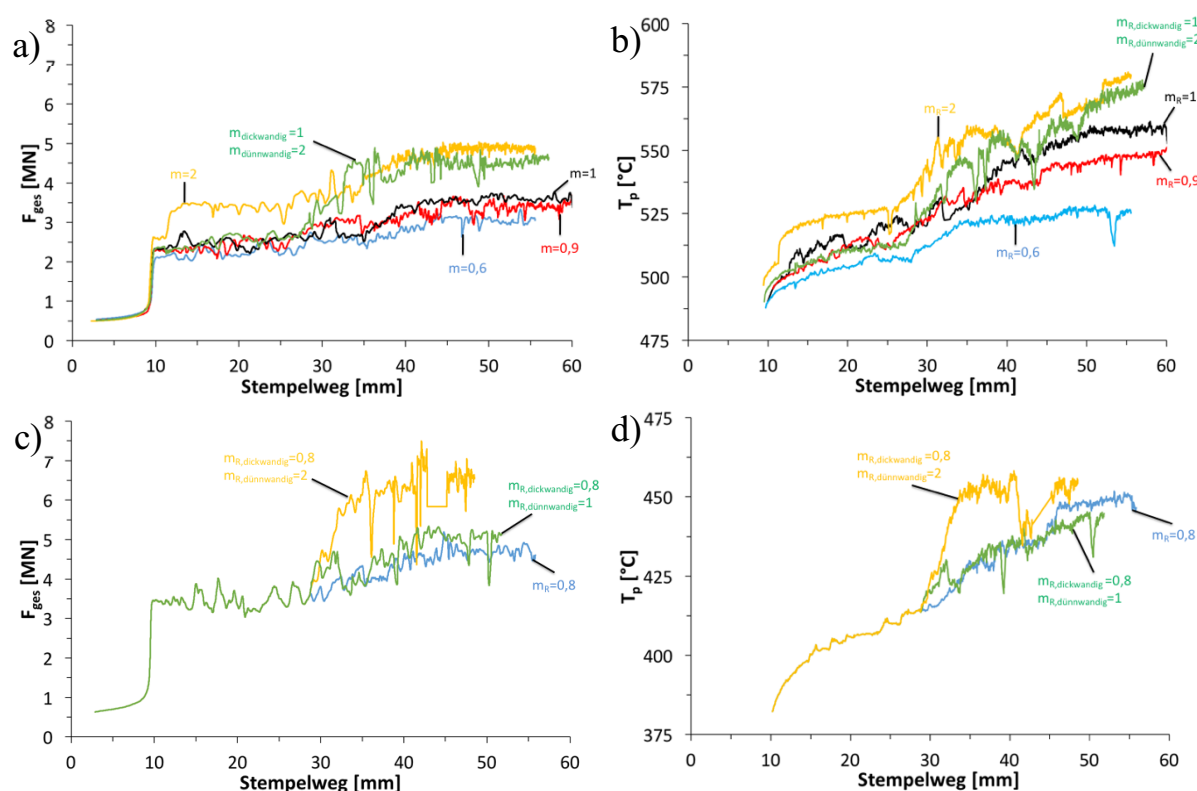


Abbildung 5.19: Mittels FEM ermittelte Verläufe a) der Gesamtkraft für verschiedene Reibungskoeffizienten bei $T_B=490^\circ\text{C}$ und $v_{St}=3,3\text{mm/s}$ und b) der Profilaustrittstemperatur bei gleichen Bedingungen c) der Gesamtkraft und d) Strangaustrittstemperatur bei $T_B=410^\circ\text{C}$, $v_{St}=0,8\text{mm/s}$ in Abhängigkeit von den gewählten Reibrandbedingungen

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

Tabelle 5.8: Mittels FEM ermittelte Gesamtkräfte und Strangaustrittstemperaturen

Pressparameter	m_R	$F_{\text{ges,dickwandig}}$ [MN]	$F_{\text{ges,dünnwandig}}$ [MN]	$T_{p,\text{max dickwandig}}$ [°C]	$T_{p,\text{max dünnwandig}}$ [°C]
$T_B=490^\circ\text{C}$, $v_{St}=3,3\text{mm/s}$	0,6	2,3	3,1	510	528
	0,9	2,5	3,5	515	550
	1	2,6	3,8	518	559
	2	3,5	5	527	580
	von 1 auf 2	2,7	4,7	513	575
	realer Versuch	2,8	5,2	506	551
$T_B=410^\circ\text{C}$, $v_{St}=0,8\text{mm/s}$	0,8	3,5	4,7	413	450
	von 0,8 auf 1	3,5	5,2	413	445
	von 0,8 auf 2	3,5	7	413	457
	realer Versuch	3,5	5,3	429	445

Für eine Auswertung der Profilaustrittstemperaturen wurde im Postprocessor von DEFORM 3D ein ortsfestes sogenanntes „Point tracking“ vorgenommen. Dadurch konnte die Temperaturentwicklung im Matrizenführungschanal über den Stempelweg dargestellt werden. In Abbildung 5.19b sind die numerisch ermittelten Strangaustrittstemperaturen in Abhängigkeit von den verschiedenen Reibwerten unter Verwendung von $T_B=500^\circ\text{C}$ und $v_{St}=3,3\text{mm/s}$ präsentiert. Daraus geht hervor, dass die Temperatur während des Prozesses stets anstieg. Insbesondere nach einem Stempelweg von ca. 25mm, wo der größere Dornspitzenquerschnitt in die Matrize eintrat, war eine deutliche Temperaturzunahme festzustellen. Zudem ergaben die Ergebnisse eine Erhöhung der Strangaustrittstemperaturen mit zunehmenden Reibungskoeffizienten.

Ein Vergleich der numerisch bestimmten Ergebnisse der Profilaustrittstemperaturen mit den experimentell gemessenen (Abbildung 5.9a) zeigt, dass die Annahme von $m_R=1$ und $m_R=2$ im dickwandigen Rohrbereich (bis ca. 25mm Stempelweg) mit jeweils $T_{p,\text{max dickwandig}}=525^\circ\text{C}$ bzw. $T_{p,\text{max dickwandig}}=527^\circ\text{C}$ gegen dem real beobachteten Wert von $T_{p,\text{max dickwandig}}=506^\circ\text{C}$ deutlich zu hohe Werte lieferte. Alle anderen Reibkoeffizienten lieferten akzeptable Resultate, mit einer Abweichung kleiner 10°C von realen Messwert. Nach der Reduzierung der Rohrwanddicke ergaben sich bei Verwendung von $m_R=0,6$ jedoch mit $T_{p,\text{max dünnwandig}}=528^\circ\text{C}$ im Vergleich zum real gemessenen $T_{p,\text{max dünnwandig}}=551^\circ\text{C}$ zu geringe Strangaustrittstemperaturen. Ein Wert deutlich oberhalb der im realen Versuch gemessenen Temperatur wurden hingegen mit $T_{p,\text{max dünnwandig}}=580^\circ\text{C}$ für $m_R=2$ ermittelt. Auch für die zeitabhängige Steigerung von $m_R=1$ auf $m_R=2$ ergaben sich mit $T_{p,\text{max dünnwandig}}=575^\circ\text{C}$ zu hohe T_p -Werte, die allerdings weniger von

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

den realen Werten abwichen als bei $m_R=2$. Die Wahl der Reibwerte von $m_R=0,9$ ($T_{p,max \text{ dünnwandig}}=550^\circ\text{C}$) und $m_R=1$ ($T_{p,max \text{ dünnwandig}}=561^\circ\text{C}$) zeigten für den dünnwandigen Rohrabschnitt eine recht gute Übereinstimmung mit den experimentell ermittelten Temperaturen.

Für die Verwendung der Strangpressparameter von $T_B=400^\circ\text{C}$ und $v_{St}=0,8\text{mm/s}$ zeigte die Verwendung von sowohl $m_R=0,8$ ($T_{p,max \text{ dünnwandig}}=450^\circ\text{C}$) als auch dessen zeitabhängige Steigerung auf $m_R=1$ ($T_{p,max \text{ dünnwandig}}=445^\circ\text{C}$) realistische Werte der Strangaustrittstemperatur (Abbildung 5.19d). Eine zeitabhängige Erhöhung des Reibfaktors auf $m_R=2$ nach der Wanddickenreduktion resultierte hingegen mit $T_{p,max \text{ dünnwandig}}=457^\circ\text{C}$ in etwas höheren Temperaturen als experimentell gemessen $T_{p,max \text{ dünnwandig}}=445^\circ\text{C}$ wurden.

Verteilung von ausgewählten, numerisch ermittelten Zustandsgrößen

In Abbildung 5.20 sind die Verteilungen von wichtigen, insbesondere für mikrostrukturelle Entwicklung relevanten Zustandsgrößen für die Strangpressbedingungen von $T_B=400^\circ\text{C}$ und $v_{St}=0,8\text{mm/s}$ bei einem zeitlich variablen Reibwert von $m_{R,dickwandig}=0,8$ und $m_{R,dünnwandig}=1$ aufgeführt. Dabei ist jeweils auf der linken Bildseite der Zustand des Strangpressens eines dickwandigen Rohrabschnitts und auf der rechten Seite der für dünnwandige Rohrabschnitte dargestellt.

Den Temperaturverteilungen in Abbildung 5.20a und b kann entnommen werden, dass die Temperatur der Umformguts im Bereich der Umformzone vor der Matrizenöffnung zunahm. Des Weiteren lag beim Strangpressen eines dünnwandigen Rohrsegments im Presskanal eine höhere Temperatur als im Falle eines dickwandigen Abschnitts vor. Die Abbildung 5.20c zeigt, dass die Verformung (effective strain) im Bereich des Matrizenführungschanals beim Erzeugen der größeren Wanddicke insbesondere jedoch an der Dornoberfläche höhere Werte annahm als in der Mitte der Wanddicke. Dies wurde exemplarisch für verschiedene Pressbedingungen in Abbildung 5.21a grafisch veranschaulicht. Daraus geht auch hervor, dass die lokalen Verformungen bei dünnwandigen Bereichen zum einen deutlich homogener verteilt vorlagen und zum anderen auf einem höheren Niveau lagen als bei dickwandigen Rohrabschnitten (Abbildung 5.20d).

In Abbildung 5.20e und f ist die Verteilung der Verformungsgeschwindigkeit (strain rate) präsentiert. Diese zeigten, dass die jeweils größten Werte kurz vor dem Matrizendurchbruch erreicht wurden. Konkret konnten zwei Maxima zum einen am Radius des Matrizeneinlaufs

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

(Messweg = 0) und zum anderen an der Dornoberfläche (jeweils maximaler Messweg) lokalisiert werden. Die Verteilung der Verformungsgeschwindigkeit entlang einer Linie zwischen den beiden Maxima ist in Abbildung 5.21b dargestellt. Die Darstellung zeigt analog zum zuvor beschriebenen Verlauf der Verformung, dass auch für die Verformungsgeschwindigkeit ein deutlicher Abfall im Bereich der Wanddickenmitte und somit höhere Werte jeweils am Presskanal bzw. an der Dornoberfläche vorgefunden wurden.

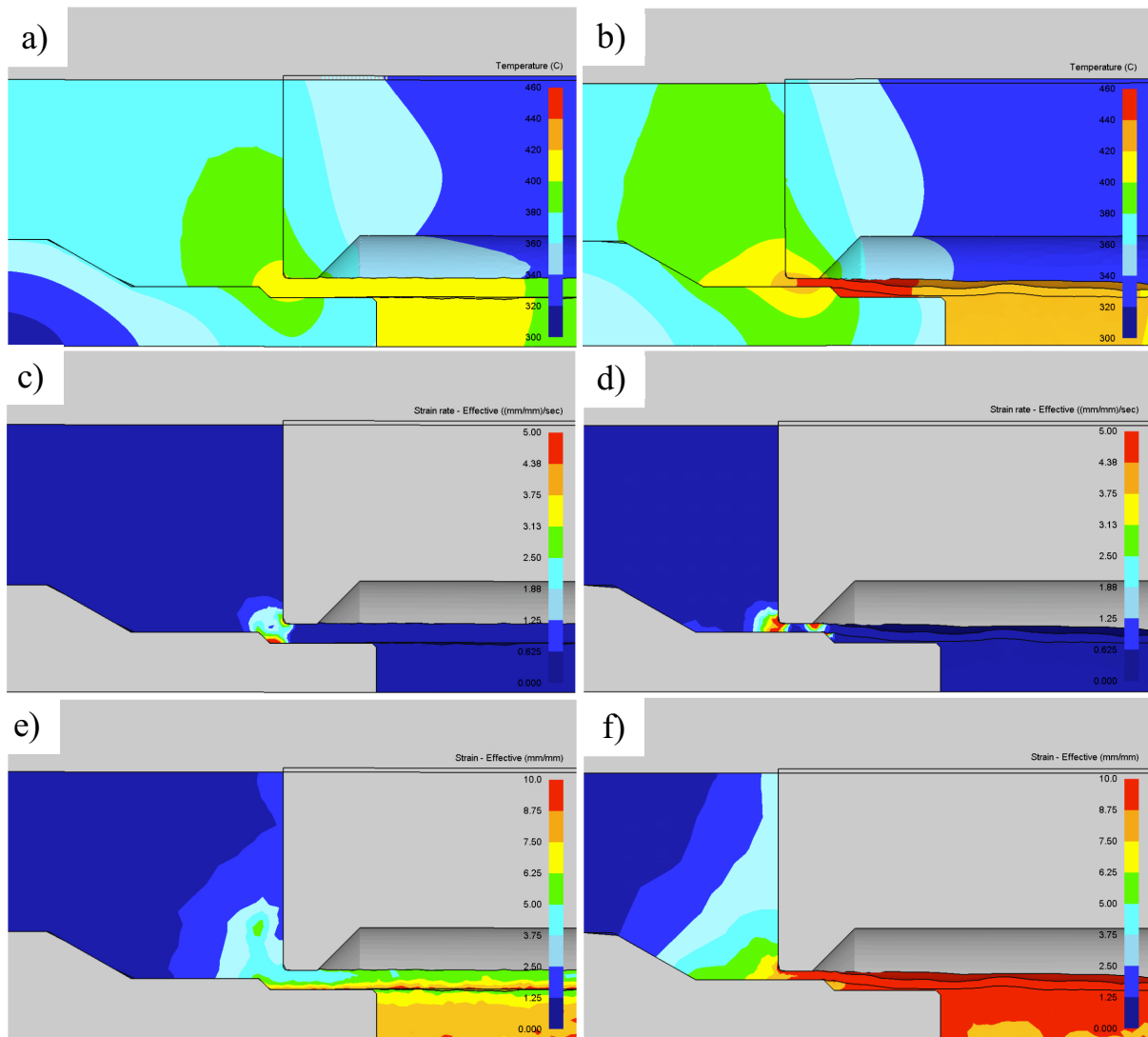


Abbildung 5.20: Verteilungen ausgewählter Zustandsgrößen der Simulation mit $T_B=410^\circ\text{C}$, $v_{St}=0,8\text{mm/s}$ und $m_R=0,8$ a) Temperatur im dickwandigen Rohrabchnitt b) Temperatur im dünnwandigen Bereich c) Verformung (effective strain) im Falle des dickwandigen Bereichs d) Verformung im dünnwandigen Rohrsegment e) Verformungsgeschwindigkeit im dickwandigen Abschnitt f) Verformungsgeschwindigkeit für den dünnwandigen Rohrbereich

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

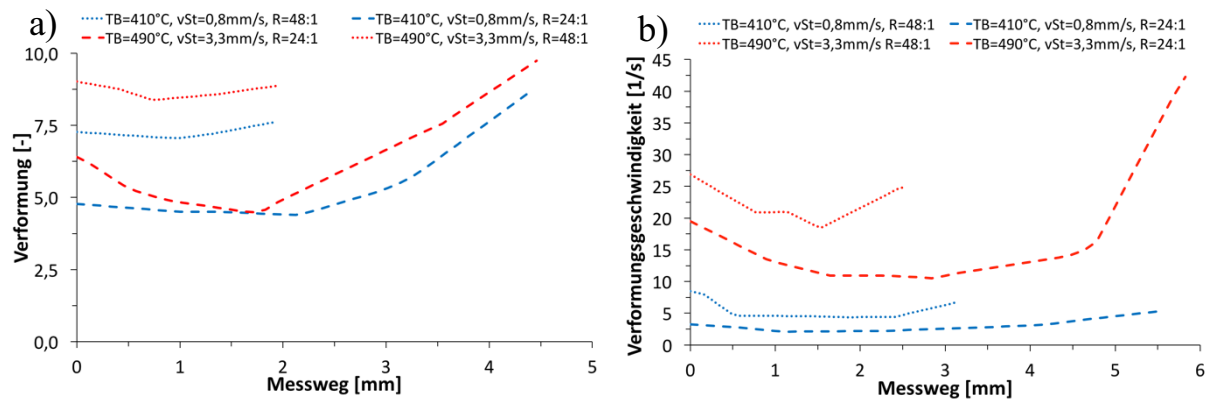


Abbildung 5.21: a) Verlauf der Verformung (effective strain) zwischen Matrizenführungs kanal und Dornoberfläche b) Verlauf der Verformungsgeschwindigkeit (strain rate) zwischen den beiden Maxima an Matrizenradius und Dornoberfläche

Numerische Materialflussuntersuchungen

Im Rahmen der Untersuchungen zur Ermittlung der Ursache für die in Abschnitt 5.2.1.4 zuvor beschriebenen Oberflächeneinwölbungen in Wanddickenübergangsbereichen wurden numerische Materialflussanalysen durchgeführt. Deren Ergebnisse werden nachfolgend exemplarisch für ein Vierkantrohr mit axial variabler Wanddicke dargestellt. Zur Visualisierung des fließenden Materials wurde die Darstellung der Netzknotenpunktverschiebung (displacement) in vektorieller Form verwendet. Der Verlauf während einer Wanddickenreduktion ist in Abbildung 5.22 präsentiert.

So zeigt Abbildung 5.22a zunächst den konventionellen Materialfluss beim Strangpressen von nahtlosen Rohren über Dorn. Im Bolzenbereich zwischen Aufnehmer und Dornschaft sind die Verschiebungsvektoren parallel zur Strangpressrichtung orientiert. Erst im Bereich der aufgeschraubten Dornspitze erfolgte eine Umorientierung des Materialflusses nach innen in Richtung Matrizenöffnung. Weiterhin wird ersichtlich, dass auch am Matrizenführungs kanal der Verschiebungsvektoren nach innen, also in Richtung der Dornoberfläche, ausgerichtet sind. Über die Rohrwanddicke betrachtet, erfolgte in Richtung zur Dornspitze zunehmend eine Orientierung der Verschiebungsvektoren parallel zur Pressrichtung. An der Dornspitzenoberfläche war die Ausrichtung schließlich parallel zur Prozessrichtung ausgerichtet.

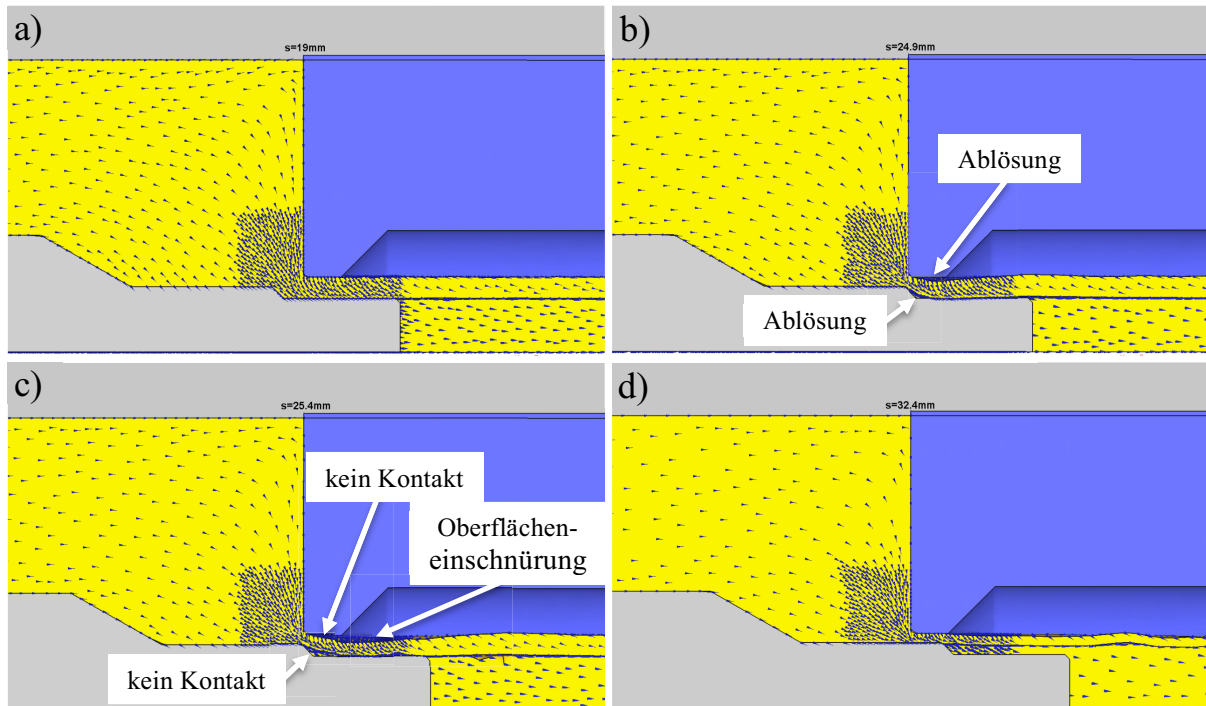


Abbildung 5.22: Darstellung des Materialflusses anhand der vektoriellen Netzknutenpunktverschiebung in unterschiedlichen Phasen einer Wanddickenreduktion a) Strangpressen von dickwandigem Rohrabschnitt b) Beginn der Oberflächeneinschnürung c) zunehmender Kontaktverlust an Dornspitze und Matrizenführungs kanal d) Strangpressen eines dünnwandigen Rohrsegments

In Abbildung 5.22b ist zu erkennen, wie durch die axiale Bewegung des Dorns in Richtung Matrize die Dornschulter, die den Übergang zwischen dem kleinen und dem größeren Dornquerschnitt definiert, eine Position direkt vor der Matrizenöffnung erreicht hat. Dabei wird deutlich, dass im Zuge dessen der Abstand zwischen Dornschulter und Matrizenradius und damit die Rohrwanddicke reduziert wurde. Weiterhin lässt sich erkennen, dass es dabei zu einer Ablösung der Rohraußenfläche vom Matrizenführungs kanal und der Rohrrinnenfläche von der Dornspitzenoberfläche im Bereich des geringeren Querschnitts kam. In Abbildung 5.22c ist dann zu einem geringfügig späteren Zeitpunkt bereits ein vollständiger Kontaktverlust am Presskanal sowie eine Einschnürung des Rohraußendurchmessers festzustellen. Diese verschwand erst nachdem der größere Dornspitzenquerschnitt in die Matrize eingelaufen war (Abbildung 5.22d).

5.3. Entwicklung eines Werkzeugs zum direkten Strangpressen von nahtbehafteten Hohlprofilen mit axial variabler Wanddicke

Wie die zuvor beschriebenen Ergebnisse zum indirekten Strangpressen von nahtlosen Rohren mit axial variabler Wanddicke zeigten, war die Ursache für die Entstehung der beobachteten Oberflächeneinschnürungen der Rohre der nach innen gerichtete Materialfluss. Im

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

Übergangsbereich zwischen zwei Wanddicken, konnte der Dorn bzw. die Dornspitze keinen geeigneten Widerstand liefern. Daher wurden anschließend mittels numerischer Materialflussuntersuchungen zahlreiche Modifikationen der Dorn- und Matrizengeometrien im Hinblick auf eine Verbesserung der Maßgenauigkeit der Hohlprofile untersucht. Dabei musste jedoch festgestellt werden, dass damit die Entstehung von Oberflächeneinschnürungen bei axialer Dornbewegung nicht verhindert werden konnte. Auf eine Darstellung dieser Untersuchungen im Rahmen dieser Arbeit wurde daher verzichtet. Stattdessen wurden für die Variation von Profilwanddicken unter Verwendung eines Kammerwerkzeugs alternative Möglichkeiten untersucht. Von diesen wird nachfolgend lediglich die Entwicklung des erfolgversprechendsten Werkzeugkonzepts, das auch unter Zuhilfenahme von FE-Simulationen konstruiert wurde und dessen Erprobung dargestellt sowie die damit erzeugten Profile charakterisiert.

5.3.1 Prinzipbeschreibung des Werkzeugkonzepts

Das neu entwickelte Konzept zur Variation der Wanddicke von Hohlprofilen entlang ihrer Längsrichtung über ein Kammer- bzw. Brückenwerkzeug basiert auf der Verwendung von beweglichen Komponenten, nachfolgend Keile genannt, die am Dornenteil des Werkzeugs angebracht sind. Die Keile können in vertikaler Richtung verfahren werden, sodass sie im Übergangsbereich zwischen zwei angestrebten Wanddicken stets einen Widerstand gegen möglicherweise nach innen fließendes Material gewährleisten können. Das grundsätzliche Verfahrensprinzip ist in Abbildung 5.23a dargestellt. Durch das Auseinanderfahren (Aufspreizen) des oberen und unteren Keils kann demnach eine Wanddickenreduktion realisiert werden, wenn der formgebende Spalt zwischen Matrizenführungs kanal und Presskanal eines Keils verkleinert wird (Abbildung 5.23b). Andererseits lässt sich die Wandstärke wieder erhöhen, indem die Keile zusammengefahren werden und somit eine Vergrößerung des formgebenden Spalts herbeigeführt wird. Die Keilbewegung wird über die Verschiebeelemente Querarm, Querschieber und innerer Verschiebedorn realisiert (Abbildung 5.23c). Diese wiederum werden von zwei synchron arbeitenden Hydraulikzylindern angetrieben, die seitlich an der Aufnehmerhalterung der Strangpresse befestigt sind.

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

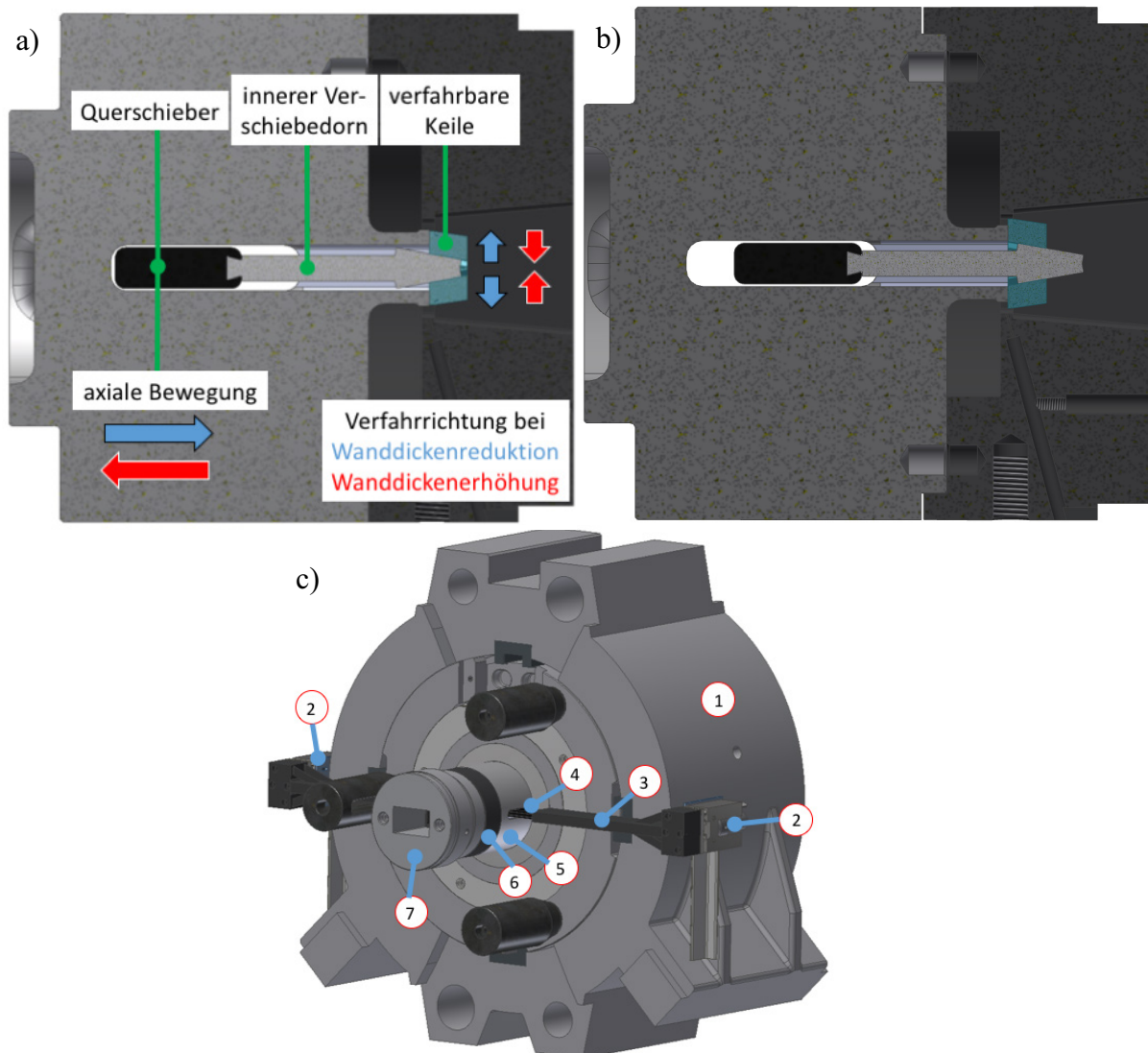


Abbildung 5.23: a) Schematische Darstellung des Prinzips zur Wanddickenvariation mittels vertikal beweglicher Keile, Querschieber in rückwärtiger Position, zusammengefahrte Keile zum Strangpressen dickwandiger Profilsegmente b) Querschieber in vorderer Position, Keile zum Strangpressen dünnwandiger Profilabschnitte ausgefahren c) Schematische Darstellung des Versuchsaufbaus mit 1. Aufnehmer, 2. Hydraulikzylinder, 3. Querarm, 4. Querschieber, 5. Dornteil, 6. Matrizenteil, 7. Druckplatte

5.3.2. Modellierung des Strangpressens von nahtbehafteten Hohlprofilen mit axial variabler Wanddicke

5.3.2.1. Numerische Materialflussuntersuchungen unter Berücksichtigung der Keilbewegung

Um zunächst zu überprüfen, ob das Werkzeugkonzept tatsächlich zu einem konstanten Profilaußendurchmesser möglichst ohne signifikante Abweichungen innerhalb der Wanddickenübergangsbereichen führen könnte, wurden erneut numerische Materialflussuntersuchungen durchgeführt. Dazu wurde ein Profil mit einer Breite von 78,5mm und einer Höhe von 39mm gewählt. Der Profilinnendurchmesser in horizontaler Richtung sollte

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

über die Profillänge konstant $D_i=72\text{mm}$ betragen, sodass sich eine seitliche Wanddicke von $t=3,25\text{mm}$ ergibt. Der Innendurchmesser in vertikaler Richtung hingegen sollte in dickwandigen Profilbereichen $D_{i,dick}=30\text{mm}$ betragen und für dünnwandige Abschnitte auf $D_{i,dünn}=36\text{mm}$ erhöht werden. Damit einhergehend war die Profilwanddicke von $t=4,5\text{mm}$ auf $t=2,0\text{mm}$ zu reduzieren.

Das für die Simulation verwendete geometrische Modell ist in Abbildung 5.24 dargestellt. Hierbei wurde ein Halbmodell verwendet. Dieses bestand aus den Komponenten Aufnehmer, Pressstempel, Dornteil, Matrizenteil, Bolzen sowie einem Keil. Letzterer befand sich zu Beginn der Simulation zunächst $0,5\text{mm}$ unterhalb des Dornpresskanals, sodass zunächst kein Kontakt zwischen Keil und austretendem Profil zustande kommen sollte. Bei der Bolzengeometrie wurde davon ausgegangen, dass das Werkzeug bereits mit Material gefüllt war. Die im Aufnehmer verbliebene Bolzenlänge betrug $l_B=37\text{mm}$. In der Simulation, die auf der Lagrange-Formulierung des Materialflusses basierte, verfuhr der Pressstempel mit einer Geschwindigkeit von $v_{St}=3\text{mm/s}$ in Pressrichtung. Nach einer Wartezeit von 1s , die notwendig war, um zunächst einen dickwandigen Profilabschnitt zu erzeugen, bewegte sich der Keil für $1,5\text{s}$ mit einer Geschwindigkeit von 2mm/s in Richtung des Matrizenführungskanals. Sobald dieser den vorgegebenen Abstand zum Presskanal von $2,0\text{mm}$ erreichte, sollte er in dieser Position für $3,5\text{s}$ verweilen, sodass in dieser Zeitspanne ein dünnwandiger Profilabschnitt erzeugt werden konnte. Anschließend bewegte sich der Keil mit gleicher Geschwindigkeit wie zuvor jedoch in entgegengesetzter Richtung in seine Ausgangslage zurück und erreichte diese nach einer Prozesszeit von 9s . Hierbei sollte eine Wanddickenzunahme simuliert werden. Allen beteiligten Komponenten wurde in dieser Simulation eine Temperatur von 500°C zugewiesen. Lediglich die Aufnehmertemperatur wich mit $T_A=480^\circ\text{C}$ davon ab. Die Reibkontakte zwischen Aluminiumblock und den Komponenten Aufnehmer, Dornteil, Keil und Matrizenteile wurden als Scherreibung mit einem Reibungskoeffizienten von $m_R=1$ mit trennbarem Kontakt (separable) angenommen. Der Reibkoeffizient mit dem Stempel wurde als $m_R=0,7$ definiert. Die Vernetzung des Bolzenmaterials mit ca. 60000 Elementen im Ausgangszustand sowie die Mesh-windows zur lokalen Netzverfeinerung sind in Abbildung 5.25 dargestellt.

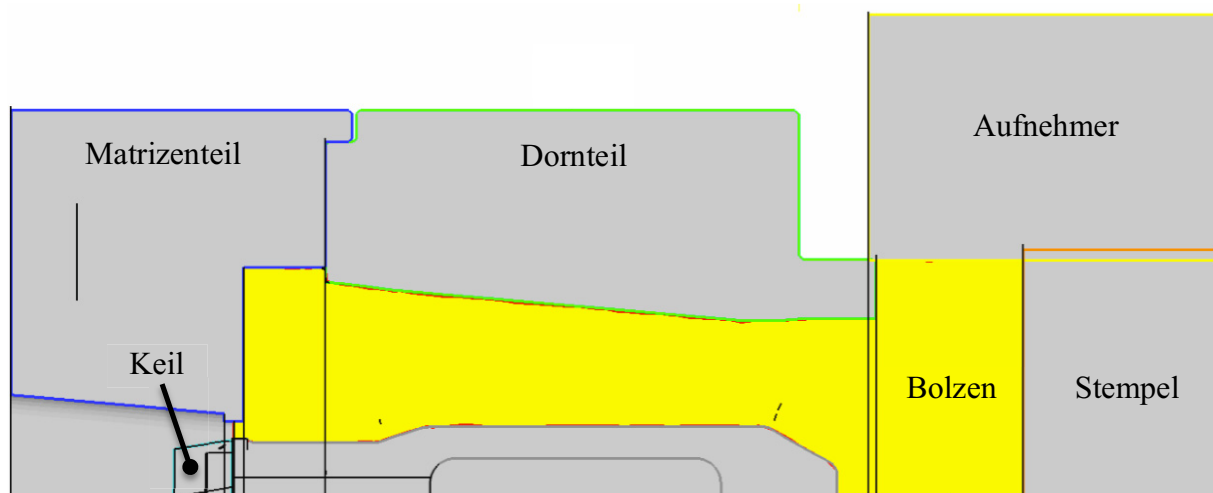


Abbildung 5.24: Modell für Materialflusssimulation zur Abschätzung des Kraftbedarfs für eine Wanddickenreduktion, Pressrichtung ←

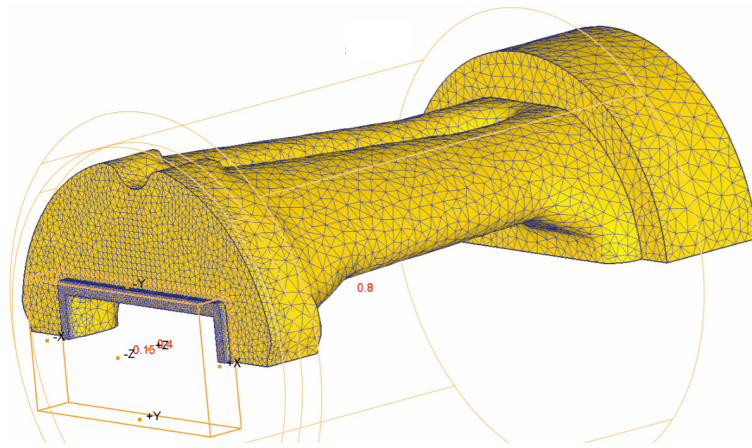


Abbildung 5.25: Ausgangsvernetzung des Umformguts mit Darstellung der Mesh-windows

Die Ergebnisse hinsichtlich des in der Simulation erzeugten Profils zeigt Abbildung 5.26 in Form von ebenen Schnitten entlang der Profilmittte. Demnach war nach einer Prozesszeit von 1,5s (Abbildung 5.26a) auf der oberen Seite bereits ein dickwandiger Profilabschnitt ausgetreten. Der Austritt erfolgte weitgehend parallel zur Strangpressrichtung. Abbildung 5.26b zeigt wie nach 3,5s der Keil voll ausgefahren ist und somit die Wanddicke des erzeugten Profils auf der Oberseite von $t=4,5\text{mm}$ auf $t=2,0\text{mm}$ reduziert wurde. Festzustellen ist auch, dass der im Bild nach oben gefahrene Keil im Bereich hinter dem Presskanal zu einer Erhöhung des Profilaußendurchmessers über das durch die Matrize vorgegebene Maß führte. Die Erhöhung betrug dabei etwa $1,8\text{mm}$. Des Weiteren ist zu erkennen, dass der vordere dickwandige Abschnitt nun leicht nach unten geneigt vorlag und auf der Profiloberseite eine lokale Verringerung des Profilaußendurchmessers erzeugt wurde. Im weiteren Verlauf der Simulation trat ein dünnwandiger Profilabschnitt aus der Matrize aus. Hierbei waren keine weiteren Änderungen des Außendurchmessers festzustellen (Abbildung 5.26c). Schließlich ist in Abbildung 5.26d (ebene Darstellung) und Abbildung 5.26e (dreidimensionale Darstellung)

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

der Zustand am Ende der Simulation nach einer Prozesszeit von 9,5s dargestellt. Zu dieser Zeit war der Keil bereits in seiner ursprüngliche Ausgangsposition zurückgekehrt, dabei wurde der Profillinndurchmesser wieder reduziert und folglich die Wanddicke erhöht. Des Weiteren wurde zu diesem Zeitpunkt bereits ein neuerlicher dickwandiger Profilabschnitt erzeugt. Der Übergang der Profilwanddicke von $t_N=4,5\text{mm}$ auf $t_N=2,0\text{mm}$ erfolgte ohne signifikante Änderungen des Profilaußendurchmessers.

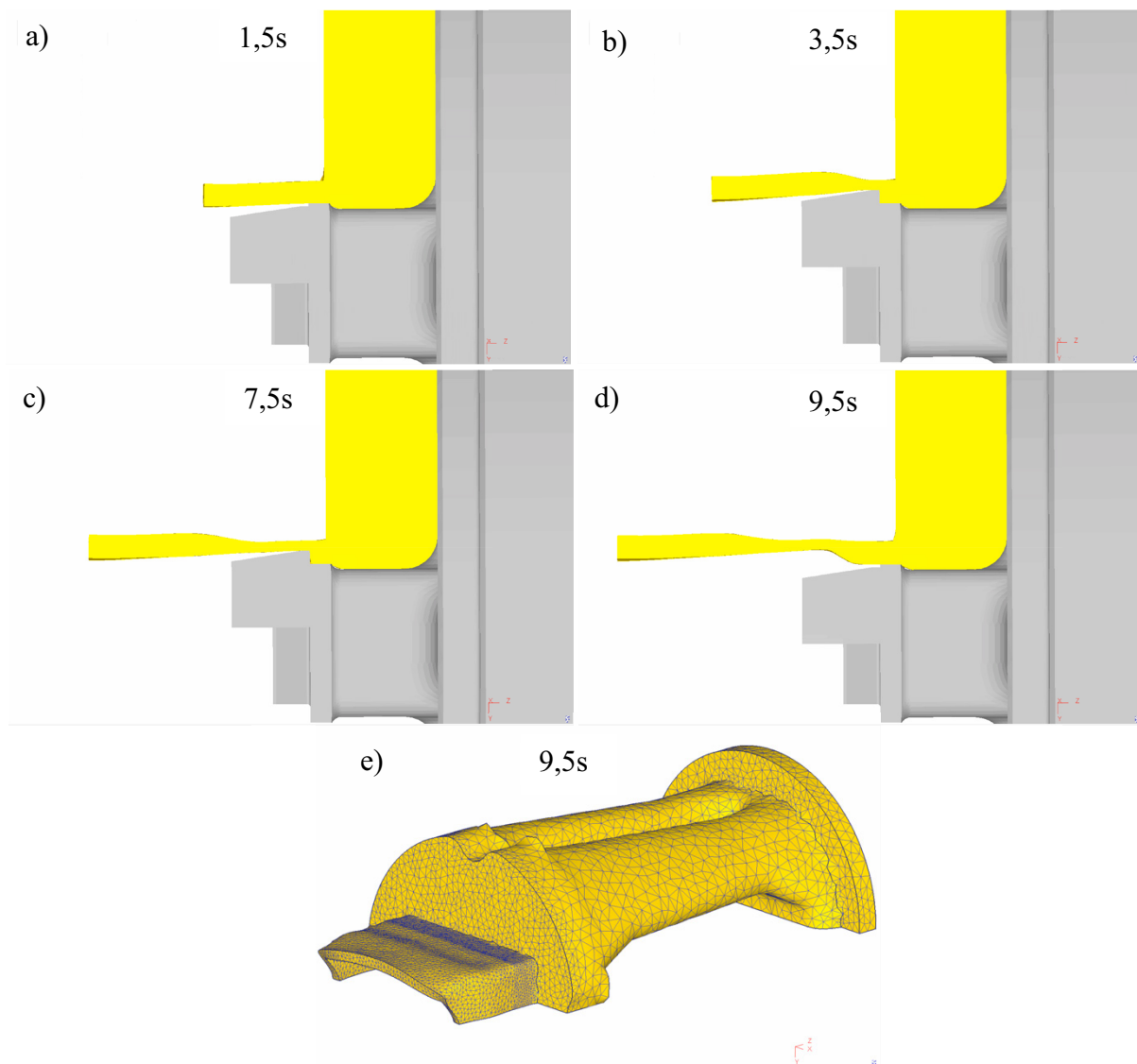


Abbildung 5.26: Ergebnisse der Materialflusssimulationen zu verschiedenen Prozesszeiten für EN AW-6060, $T_B=500^\circ\text{C}$, $v_{St}=3\text{mm/s}$, $m_R=1$, trennbarer Kontakt

5.3.2.2. Bestimmung der bei der Keilbewegung auftretenden Kräfte

Die an den Keilen wirksamen Kräfte sind für die Auslegung des Werkzeugmechanismus von großer Bedeutung. Zum einen muss dafür bekannt sein, welche Kraft zur Reduktion der Profilwanddicke notwendig ist. Zum anderen muss jedoch auch die vom fließenden Material erzeugte, auf einen ausgefahrenen Keil in axialer Richtung (in Pressrichtung) wirkende Kraft

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

bestimmt sein. Die erzeugt ein Moment auf die Keilhaltungen am Dornteil, sodass diese entsprechend dafür ausgelegt sein müssen.

Die beiden Kräfte wurden zum einen aus der oben beschriebenen Materialflusssimulation ermittelt, bei der der Reibkontakt zwischen Keil und Aluminium als „separable“ definiert war. Zum anderen wurde diese Simulation wiederholt und lediglich die Reibrandbedingungen „non separable“ angenommen. Das bedeutet bei der zweiten Simulation, dass sich mit dem Keil in Kontakt stehende Netzknotenpunkte nicht von diesem ablösen können. Hierdurch sollte der bei der vorherigen Simulation mit separierbarem Reibkontakt oftmals beobachtete Kontaktverlust von Netzknotenpunkten mit dem Keil reduziert bzw. vermieden werden. Ziel der Annahme eines nicht trennbaren Kontakts war es, einen gleichmäßigeren Kraftverlauf und folglich realitätsnähere Kraftwerte zu ermitteln.

Die im Rahmen der beiden Simulationen bestimmten Kraftverläufe in axialer und vertikaler Richtung sind in Abbildung 5.27a für den trennbaren Reibkontakt sowie in Abbildung 5.27b für untrennbaren Reibkontakt über der Prozessdauer dargestellt. Aus Abbildung 5.27a ist zu entnehmen, dass die in axialer Richtung auf den Keil wirkende Kraft nach 1,75s beginnt anzusteigen und nach einer Zeit von etwa 3s einen Wert von ca. 19kN erreicht. Im weiteren Verlauf schwankten die Kraftwerte zwischen 10,7kN und 20,5kN. Ab einer Prozesszeit von 7,5s war ein abfallender Trend der Kraft zu beobachten, der nach 8,75s eine Kraft von 0kN erreichte und bis zum Simulationsende auf bei diesem Wert verblieb.

Bei Betrachtung der Kraft in vertikaler Richtung ist zu erkennen, dass diese ebenfalls ab einer Prozesszeit von 1,75s anstieg und nach einer Zeit von 3s ihren höchsten Wert von 8,7kN erreichte. Bei einer Prozessdauer von 3s war ein deutlicher Abfall der Vertikalkraft erkennbar. Zwischen 3s und 7,5s verharrten die Kraftwerte auf einem geringen Niveau zwischen 0,3kN und 2kN. Nach etwa 8s lag das Kraftniveau der Vertikalkraft bei 0kN und blieb bis zum Simulationsende auf diesem Wert.

Abbildung 5.27b zeigt für den Fall eines untrennbaren Kontakts (non-separable) zwischen Keil und Bolzenmaterial einen prinzipiell ähnlichen Verlauf der Kräfte. Allerdings liegen die in axialer Richtung wirkenden Kraftwerte auf einem höheren Niveau als zuvor. Die maximale Kraft betrug hierbei 28kN. Für die in vertikaler Richtung wirkende Kraft wurde jedoch wie zuvor ein Wert von ca. 9kN ermittelt. Abweichend vom zuvor beschriebenen Verlauf der Vertikalkraft war hier jedoch nach einer Prozesszeit von 7,5s ein erneuter Anstieg der

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

Vertikalkraft auf bis zu 5,5 kN festzustellen. Nach 9s Prozessdauer sank diese auf ein geringeres Niveau ab und schwankte anschließend bis zum Simulationsende zwischen 0,7kN und 3kN.

Schließlich wurden, ebenfalls unter Annahme eines untrennbaren Kontakts zwischen Keil und Aluminium, die Entwicklungen der beiden an einem Keil wirksamen Kräfte bei Absenkung der Bolzentemperatur (und entsprechend auch der anderen Temperaturen) auf $T_B=450^\circ\text{C}$ untersucht. Während dies den prinzipiellen Kraftverlauf gegenüber Abbildung 5.27b nicht signifikant veränderte, führte die geringere Bolzeneinsatztemperatur jedoch zu einer Erhöhung der Axialkraft. Deren Maximum betrug nun 37kN (Abbildung 5.27c). Der Kraftbedarf in vertikaler Richtung erhöhte sich hierbei ebenfalls, wenn auch nur leicht auf 12kN.

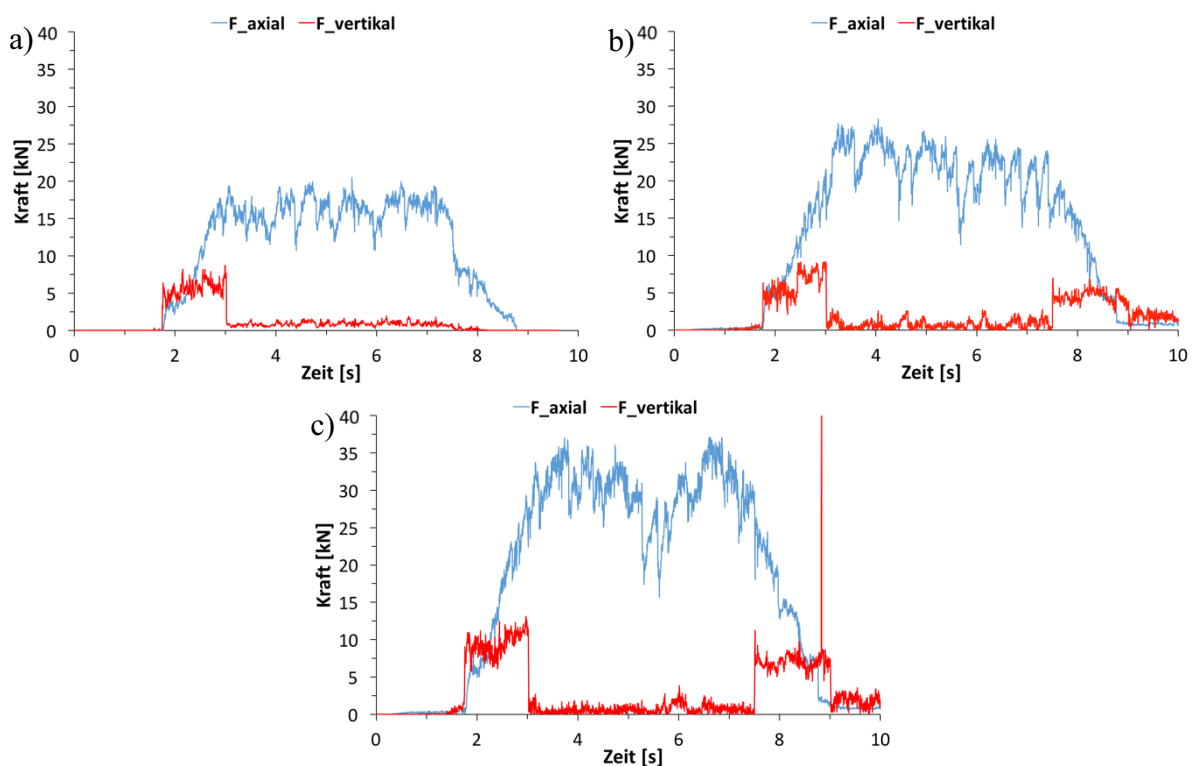


Abbildung 5.27: Darstellung der mittels FEM-Simulation ermittelten am Keil wirksamen Kräfte a) $T_B=500$, $v_{Si}=3\text{mm/s}$, Kontakt Aluminium/Keil seperable b) $T_B=500$, $v_{Si}=3\text{mm/s}$, Kontakt Aluminium/Keil non seperable c) $T_B=450$, $v_{Si}=3\text{mm/s}$, Kontakt Aluminium/Keil non seperable

5.3.2.3. Numerische Werkzeugbelastungsanalyse

Da für die Umsetzung des Keilverschiebemechanismus mehrere Verschiebeelemente in das Dornteil zu integrieren waren, mussten bei dessen Fertigung entsprechende Öffnungen und Hohlräume in das Dornteil eingebracht werden. Hierbei war jedoch davon auszugehen, dass dies die Belastbarkeit dieser Werkzeugkomponente reduzieren würde. Um zu ermitteln, ob das Dornteil den beim direkten Strangpressen auftretenden Lasten standhalten würde, wurde eine zweistufige numerische Werkzeugbelastungsanalyse mittels DEFORM 3D durchgeführt. Dazu

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

wurden zunächst sog. Steady-State-Simulationen durchgeführt und in einem zweiten Schritt die dabei vorherrschenden Kräfte auf das Dornteil übertragen.

Bei den Steady-State-Simulationen errechnet der FE-Code aus den vorgegebenen Randbedingungen einen Gleichgewichtszustand. Das Modell für die Steady-State-Simulationen entspricht grundsätzlich dem in Abbildung 5.27. Allerdings wurde für diese Simulationen ein Vollmodell verwendet und die Keile befinden sich im ausgefahrenen Zustand, um den kritischeren Belastungsfall im Zuge des höheren Umformgrads zu berücksichtigen. Dabei ist festzuhalten, dass im Rahmen dieser Simulationen das Dornteil und die Keile ein einzelnes Bauteil darstellen und folglich fest miteinander verbunden vorliegen. Des Weiteren beträgt die Länge des aufgestauchten Bolzens hier $l_B=200\text{mm}$. Die Werkzeugeinläufe und die Schweißkammer sind im Anfangszustand der Simulation mit Material gefüllt und aus der Matrize ragt ein Profil mit einer Länge von 25mm heraus. Dies entspricht der fünffachen Länge des Matrizenführungskanals. Eine Darstellung der Bolzenvernetzung mit ca. 300000 Elementen kann Abbildung 5.28 entnommen werden. Die für die Simulationen verwendeten Strangpressparameter und die angenommenen Randbedingungen sind Tabelle 5.9 aufgeführt.

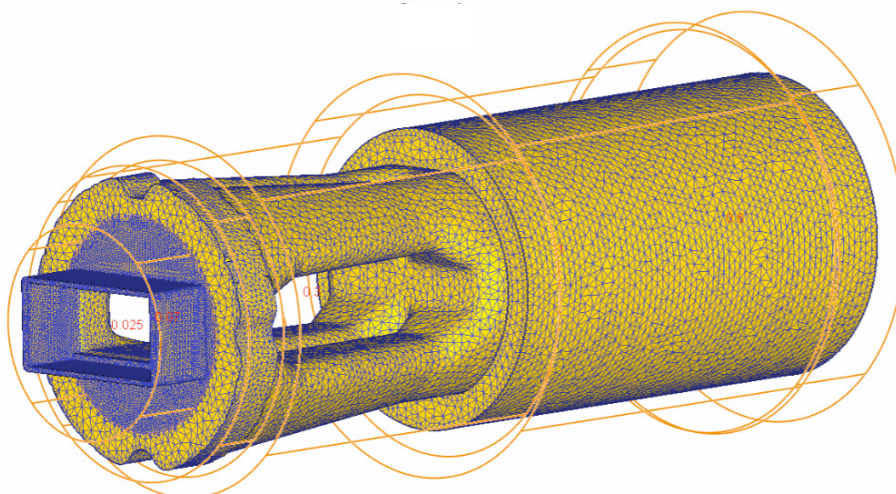


Abbildung 5.28: Modell für Steady-State-Simulationen

Tabelle 5.9: Strangpressparameter und Randbedingungen für Steady-State-Simulationen

Parameter	
T_B [°C]	450/500
v_{St} [mm/s]	3
R	23:1
v_{Keil} [mm/s]	2
Legierung	EN AW-6060
Reibungskoeffizient Block/Dornteil	1
Reibungskoeffizient Block/Matrize	1
Reibungskoeffizient Block/Aufnehmer	2
Reibungskoeffizient Block/Stempel	0,7
Wärmeübergangskoeffizient [$\text{W}/\text{m}^2\text{K}$]	11000

Ergebnisse der Steady State Simulationen

Im Rahmen der Steady-State-Simulationen wurden die beiden Bolzeneinsatztemperaturen $T_B=450^\circ\text{C}$ und $T_B=500^\circ\text{C}$ jeweils bei einer Stempelgeschwindigkeit von $v_{St}=3\text{mm/s}$ verwendet. In Abbildung 5.29 sind die daraus ermittelten Verteilungen der wichtigsten Zustandsgrößen anhand von mittigen Schnitten durch die Einlaufkammern dargestellt. Dabei sind jeweils auf der linken Seite die Ergebnisse von $T_B=450^\circ\text{C}$ und auf der rechten jene für $T_B=500^\circ\text{C}$ aufgezeigt.

Aus Abbildung 5.29a und b geht zunächst hervor, dass die Geschwindigkeiten in der Kontaktzone zum Aufnehmer null bzw. nahe null sind. Des Weiteren konnten vor dem Werkzeug an den äußeren Bereichen der Bolzenstirnfläche, sowie in der Schweißkammer tote Zonen vorgefunden werden. Diese sind von einer sehr niedrigen Fließgeschwindigkeit nahe null gekennzeichnet. Abbildung 5.29c und d zeigten weiterhin, dass die Geschwindigkeit im Profilbereich bei $T_B=500^\circ\text{C}$ homogener verteilt vorlagen und etwas höhere Werte annahmen als für $T_B=450^\circ\text{C}$. Die effektiven Spannungen (Abbildung 5.29e und f) werden für beide Bolzeneinsatztemperaturen jeweils im Bereich des Presskanals maximal. Bei der niedrigeren $T_B=450^\circ\text{C}$ erreichten diese im gesamten Bereich jedoch höhere Werte als für $T_B=500^\circ\text{C}$. Die Betrachtung der vorliegenden Temperaturverteilungen führt zu dem Ergebnis, dass die Erhöhung der Bolzeneinsatztemperatur von $T_B=450^\circ\text{C}$ auf $T_B=500^\circ\text{C}$ in einer höheren Strangaustrittstemperatur T_p resultierte. Während diese für $T_B=450^\circ\text{C}$ bei $T_{p,max}=501^\circ\text{C}$ lag, konnte bei $T_B=500^\circ\text{C}$ eine maximale Strangaustrittstemperatur von $T_{p,max}=538^\circ\text{C}$ ermittelt werden (Abbildung 5.29g und h).

Des Weiteren konnten anhand dieser Simulationen die in Pressrichtung wirkenden Kräfte Gesamtkraft (Stempelkraft) und die auf das Dornteil wirksame Kraft (Matrizenkraft) sowie die maximale Temperatur des austretenden Profils bestimmt werden. Diese Ergebnisse sind in Abbildung 5.30 zusammenfassend dargestellt. Daraus geht hervor, dass die Gesamtkraft sowie die auf das Dornteil in Pressrichtung wirkende „Matrizenkraft“ mit zunehmender Bolzeneinsatztemperatur abnahmen. Die maximale Presskraft der am FZS zur Verfügung stehenden Presse von 8,3MN wurde erst ab einer Bolzentemperatur von $T_B=460^\circ\text{C}$ unterschritten.

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

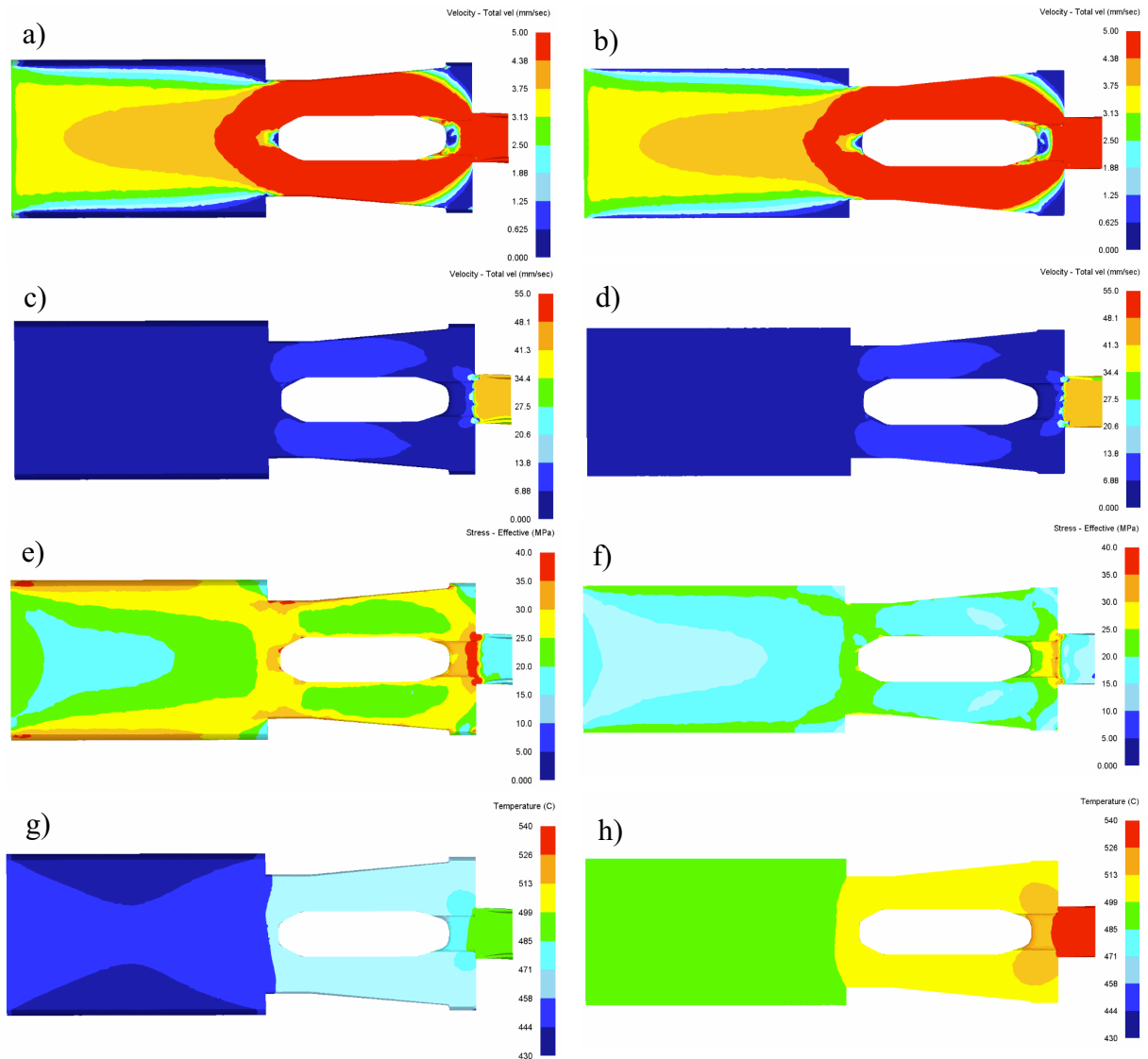


Abbildung 5.29: Ergebnisse der Steady-State-Simulationen für $T_B=450^\circ\text{C}$ (links) und $T_B=500^\circ\text{C}$ (rechts), Pressrichtung $\rightarrow$

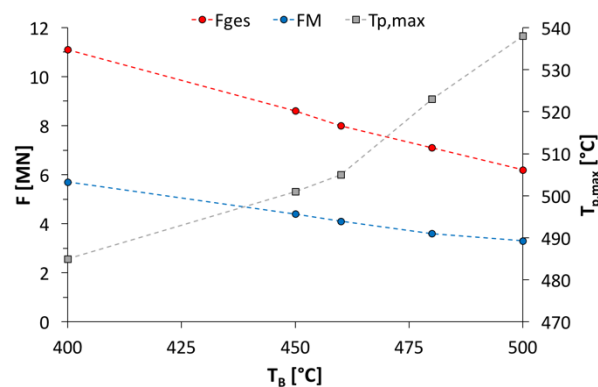


Abbildung 5.30: Aus Steady-State-Simulationen für EN AW-6060 ermittelte Presskräfte und maximale Profilaustrittstemperaturen in Abhängigkeit von der Bolzeneinsatztemperatur

In einem zweiten Schritt wurden die bei den Steady-State-Simulationen mit $T_B=450^\circ\text{C}$ und $T_B=500^\circ\text{C}$ ermittelten Kräfte über die Option „Force interpolation“ auf das Dornteil übertragen.

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

Dazu wurde dieses mit einer Elementanzahl von ca. 340000 vernetzt und das Materialverhalten als elasto-plastisch angenommen. Als Werkstoff für das Dornteil wurde das Materialmodell von „AISI-H-13 (HRC45) machining“ aus der Materialdatenbank von DEFORM 3D verwendet, was dem auf eine Härte von 45 HRC vergüteten Werkstoff 1.2344 entspricht. Den Materialdaten konnte entnommen werden, dass die Fließspannung k_f temperaturabhängig hinterlegt war und bei $T=500^\circ\text{C}$ $k_f=850\text{MPa}$ sowie für $T=450^\circ\text{C}$ $k_f=875\text{MPa}$ betrug. Um sicherzustellen, dass es infolge der Kraftübertragung zu keiner ausschließlichen translatorischen Bewegung des Dornteils kommen würde, mussten Lagerbedingungen für das Werkzeug festgelegt werden. Hierzu wurde definiert, dass alle Netzknotenpunkte auf der vorderen Stirnseite des Dornteils, welche sich in Realität gegen das Matrizenteil abstützt, eine Geschwindigkeit in Pressrichtung (z-Richtung) von 0mm/s aufweisen sollten (Abbildung 5.31a). In gleicher Weise, allerdings für die beiden Richtungen (x- und y-Richtung) senkrecht zur Pressrichtung, wurde mit Elementen verfahren, die auf der hinteren Seite des Dornteils in den Aufnehmer eintauchten (Abbildung 5.31b). Schließlich wurden die Simulationen als Lagrange-Typ gestartet und fünf Simulationsschritte mit einem Zeitintervall von jeweils 1s durchgeführt.

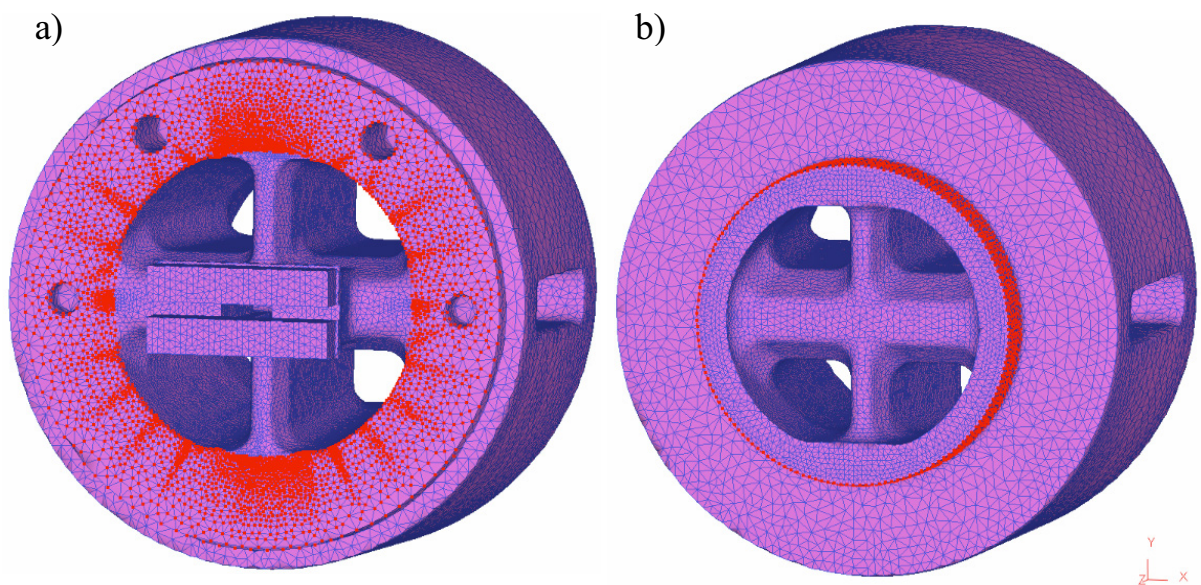


Abbildung 5.31: Lagerung des Dornteils bei der Belastungsanalyse a) Elemente mit $v=0\text{mm/s}$ in Strangpressrichtung (z) b) Elemente mit $v=0\text{mm/s}$ in beiden Richtungen (x und y) quer zur Strangpressrichtung

Ergebnisse der Werkzeugbelastungsanalyse

Abbildung 5.32a bis c zeigen schließlich die Ergebnisse der zweistufigen Werkzeugbelastungsanalyse bei $T_B=450^\circ\text{C}$, während in Abbildung 5.32d bis f die Resultate bei

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

Verwendung von $T_B=500^\circ\text{C}$ aufgeführt sind. Von größtem Interesse bei der Analyse waren die Spannungsverteilung sowie die Größenordnung der Verschiebungen (displacement) von Netzknotenpunkten infolge der Werkzeugbelastung.

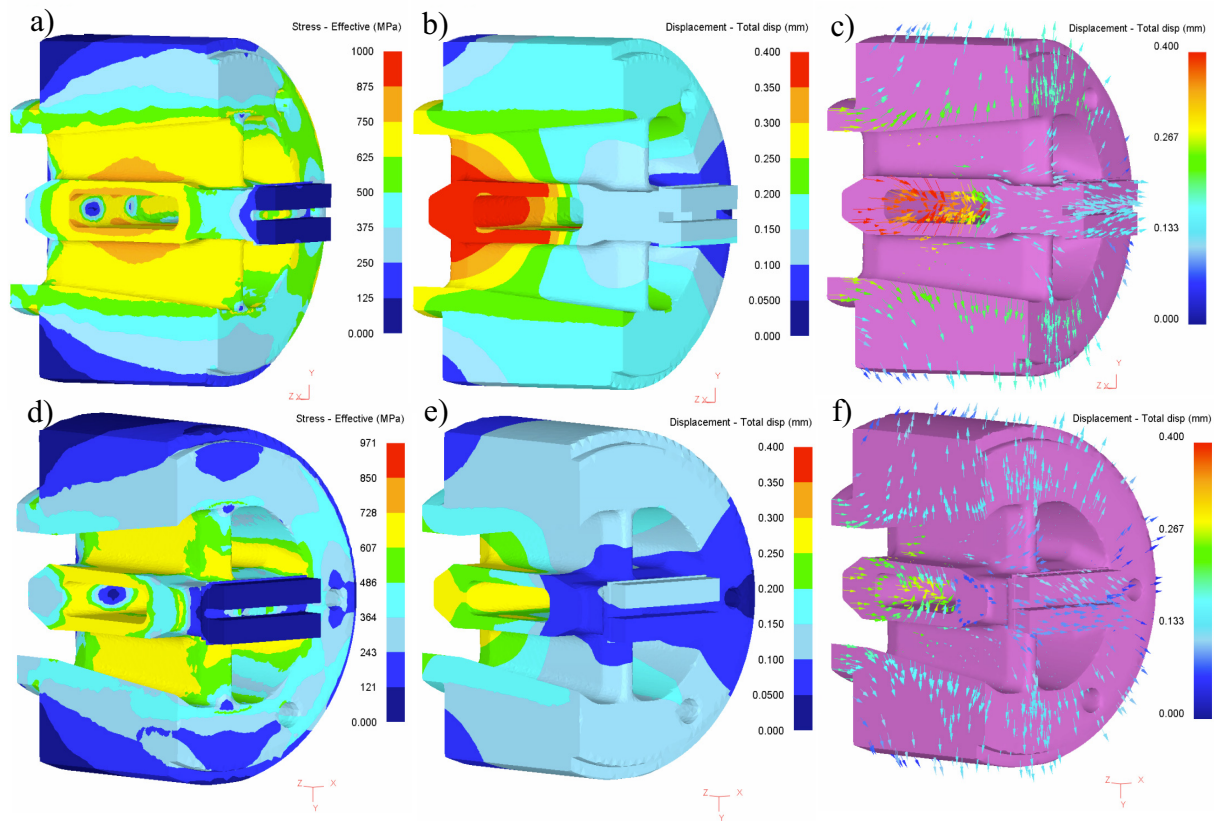


Abbildung 5.32: Ergebnisse der Werkzeugbelastungsanalysen a) Spannungsverteilung im Dornteil beim Strangpressen mit $T_B=450^\circ\text{C}$ und $v_{Si}=3\text{mm/s}$, b) Verschiebung von Netzknotenpunkten c) vektorielle Verschiebungsdarstellung d) Spannungsverteilung im Dornteil bei $T_B=500^\circ\text{C}$ und $v_{Si}=3\text{mm/s}$ e) Verschiebung von Netzknotenpunkten f) vektorielle Darstellung der Verschiebungen

Aus Abbildung 5.32a geht hervor, dass die im Werkzeug bei $T_B=450^\circ\text{C}$ Spannungen unterhalb der Fließspannung lagen. Dabei ist anzumerken, dass die Spannungen in den Abbildungen jeweils so skaliert sind, dass Werte oberhalb der Fließspannung bei der jeweiligen Temperatur rot dargestellt sind. Die höchsten Spannungen von bis zu 830MPa (Fließspannung des Materials bei 450°C $k_f=875\text{MPa}$) wurden in den Radien der Werkzeugeinläufe, sowie im Innenbereich des Langlochs, das quer durch das Dornteil hindurchführt, vorgefunden. Die größten Verschiebungen (total displacement) sind im aufnehmerseitigen Teil des ausgehöhlten Dorntagarms in horizontaler Werkzeugquerrichtung vorzufinden. Sie lagen in diesem Bereich bei über 0,35mm (Abbildung 5.32b). Aus einer vektoriellen Darstellung (Abbildung 5.32c) wird ersichtlich, dass die Verschiebungen des horizontalen Dorntagarms auf der hinteren Seite des Dornteils vorwiegend parallel zur Pressrichtung erfolgten. Die Richtung der Verschiebungen änderte sich jedoch im weiteren axialen (z-Richtung) Verlauf. Die

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

Verschiebungen entlang des Langlochs orientierten sich zunehmend in y-Richtung und erreichten bei der Hälfte der Länge des Langlochs ihr Maximum. Bei fortschreitender Betrachtung in z-Richtung war dann eine allmähliche Reorientierung parallel zur Pressrichtung festzustellen. Die Verschiebung der Keilnetzknutenpunkte erreichte Werte zwischen 0,1mm und 0,15mm und zeigte eine leichte Abweichung von der Pressrichtung in Richtung der Werkzeugmittelachse.

Werden nun die entsprechenden Ergebnisse für $T_B=500^\circ\text{C}$ analysiert, so bleiben die zuvor beschriebenen grundsätzlichen Zusammenhänge und Tendenzen erhalten. Allerdings führte die Erhöhung der Bolzeneinsatztemperatur und der Werkzeugtemperatur zu einer Verringerung der Spannungswerte gegenüber $T_B=450^\circ\text{C}$ (Abbildung 5.32d). Die höchsten Spannungswerte lagen nun bei 730MPa (Fließspannung bei 500°C $k_f=850\text{MPa}$). Ebenso fielen die Werte der Verschiebung ab, sodass ihr Maximum lediglich 0,3mm betrug (Abbildung 5.32e und f). Somit erschien die Verwendung einer höheren Bolzeneinsatztemperatur für die Durchführung der realen Strangpresseexperimente im Hinblick auf die Werkzeugbelastung von Vorteil zu sein.

Neben der numerischen Belastungsanalyse des Dornteils wurden auch statische Belastungsanalysen der Keile selbst, sowie deren Halterungen am Dornteil durchgeführt. Diese erfolgten mit Hilfe des CAD-Programms AUTODESK Inventor. Dazu wurde gemäß den Ergebnissen aus Abbildung 5.27 folgende Lasten auf die Keile aufgebracht. In axialer Richtung wurde jeder Keil mit einer Kraft von 40kN belastet. Zusätzlich wurden sie in Normalrichtung mit jeweils 12kN beaufschlagt. Abbildung 5.33a veranschaulicht die aufgebrachte Beanspruchung.

Abbildung 5.33a zeigt weiterhin, dass die im Zuge der Simulation bestimmten Verschiebungen des Keils unterhalb von 0,06mm lagen und somit sehr gering ausfielen. Die ermittelten Spannungen waren ebenfalls sehr niedrig und überschritten überwiegend Werte von 200MPa nicht (Abbildung 5.33b). Lediglich in engen Radien wurden Werte von bis zu 400MPa ermittelt.

Aus Abbildung 5.33c geht hervor, dass die Verschiebungen an den Schwalbenschwanzführungen des Dornteils unterhalb von 0,002mm lagen. Auch die Spannungen nahmen in diesem Bereich Werte unter 400MPa an, sodass hier bei den vorgegebenen Belastungen keinerlei Funktionsbeeinträchtigungen oder Beschädigungen zu erwarten waren.

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

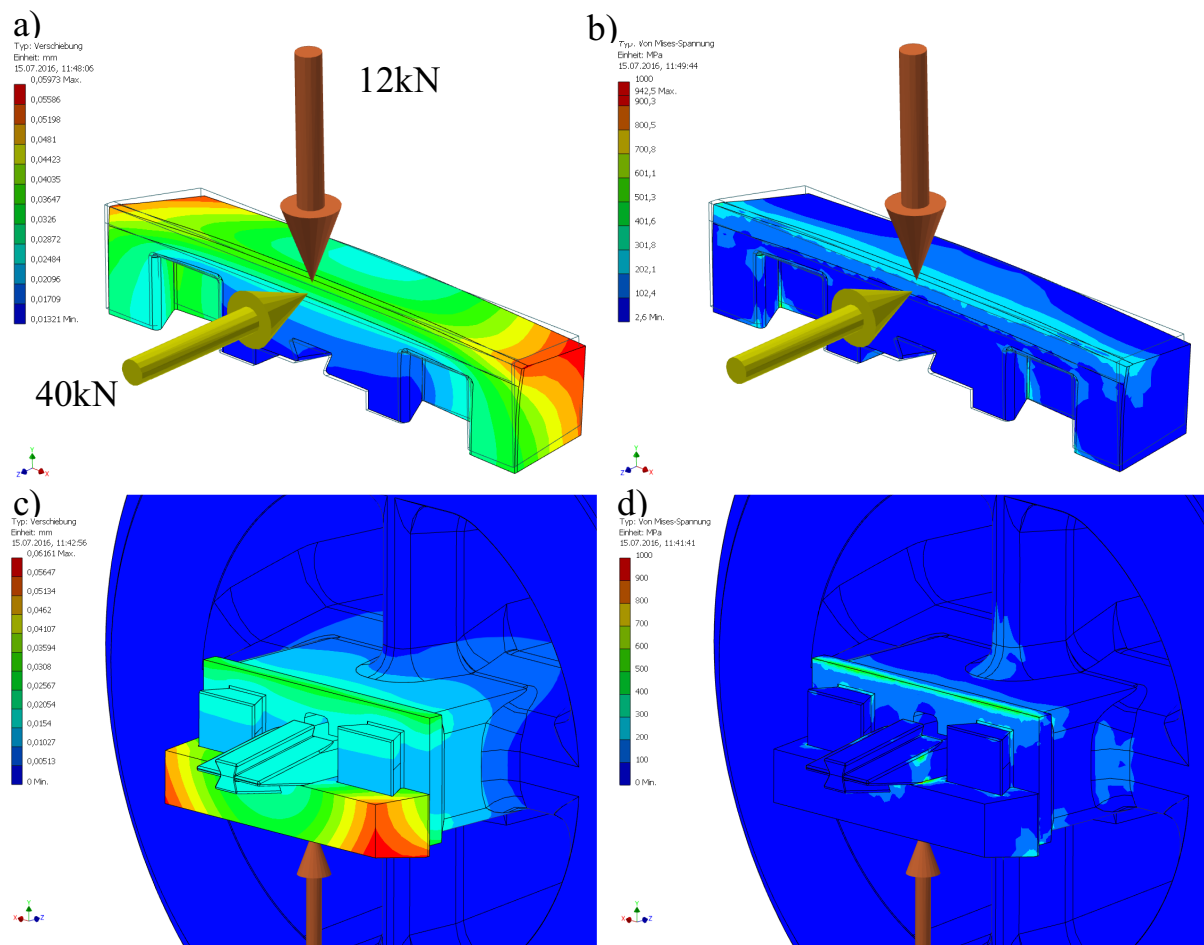


Abbildung 5.33: Ergebnisse der statischen Belastungssimulationen von Keil und Schwalbenschwanzführung am Dorn in Folge der Lastbeaufschlagung a) Verschiebungsverteilung an einem Keil, b) Verteilung der Von-Mises-Spannung für einen Keil c) Verschiebungsverteilung am Dornteil insbesondere der Schwalbenschwanzführung d) Verteilung der Von-Mises-Spannung am Dornteil

5.3.3. Strangpressversuche von nahtbehafteten Hohlprofilen mit axial variabler Wanddicke unter Verwendung des zuvor entwickelten Kammerwerkzeugs

5.3.3.1. Versuchsdurchführung

Auf Grundlage der Simulationsergebnisse wurde das neu entwickelte Werkzeug samt dem dazu gehörigen Antrieb konstruiert und gefertigt. In den Abbildung 5.34a und b sind die wesentlichsten Komponenten des Werkzeugs, das Dornteil sowie die Keile, jeweils in Position zum Strangpressen eines dickwandigen (eingefahrene Keile), sowie eines dünnwandigen Profilabschnitts (ausgefahrene Keile) dargestellt.

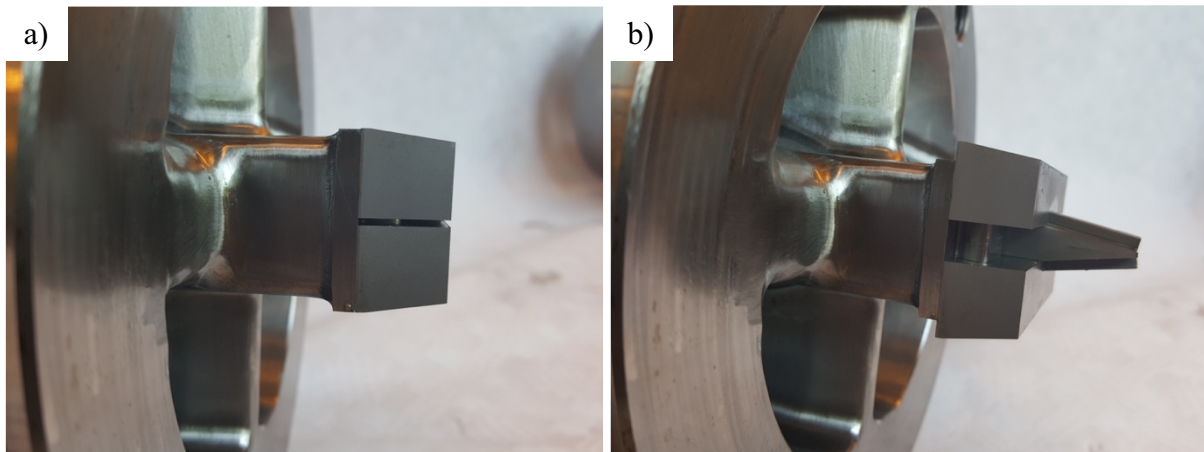


Abbildung 5.34: Darstellung des realen Dornteils mit a) eingefahrenen Keilen und b) ausgefahrenen Keilen

Zur Durchführung der realen Strangpresseexperimente wurden Bolzen der Legierung EN AW-6060 zunächst induktiv auf $T_B=500^\circ\text{C}$ erwärmt und in einen Kammerofen mit gleicher Temperatur zwischengelagert. Der gesamte Werkzeugsatz wurde im Vorfeld der Versuche in einem Kammerofen auf ca. 490°C erwärmt. Anschließend wurde er in den Werkzeughalter der Presse eingebaut und zur Verringerung der Auskühlung mit einer auf 510°C vorgeheizten Heizmanschette ummantelt. Schließlich wurde das Werkzeug mit dem Antriebsmechanismus verbunden und ein Testzyklus des Verfahrenmechanismus vorgenommen. Danach erfolgte die Durchführung der eigentlichen Strangpressversuche mit den in Tabelle 5.10 angegebenen Pressparametern. Abbildung 5.35 zeigt den gesamten Versuchsaufbau zur Durchführung der Strangpresseexperimente. Zum Füllen des Werkzeugs zu Beginn des ersten Bolzens wurde eine Stempelgeschwindigkeit von $v_{St}=1,0\text{mm/s}$ verwendet und auf $v_{St}=1,6\text{mm/s}$ erhöht als das Werkzeug gefüllt und der Profilanfang aus dem Werkzeug ausgetreten war. Abbildung 5.36a zeigt das dazugehörige Pressdiagramm. Während der ersten beiden Versuche erfolgte noch keine Inbetriebnahme des Antriebsmechanismus, da zunächst Referenzprofile zur Charakterisierung des Ausgangszustands produziert werden sollten. Beim dritten Bolzen wurde mit Pullerunterstützung (Strangzugeinrichtung) gepresst, die mit einer Kraft von 200daN am Profil zog und so dazu beitragen sollte, die Gradheit des Profils zu verbessern. Bei dieser Pressung wurden nach einer kurzen Wartezeit zu Beginn des Strangpressvorgangs, die notwendig war um ein stationäres Fließverhalten des Materials zu erreichen, die Hydraulikzylinder ausgefahren. Für einen zuvor definierten Stempelverfahrweg blieben die Hydraulikzylinder in der ausgefahrenen Position. Danach wurde die Rückwärtsbewegung der Zylinder eingeleitet und diese in ihre Ausgangsstellung gebracht. Das entsprechende Pressdiagramm ist in Abbildung 5.36b aufgeführt. Die Pfeile markieren die Position der Inbetriebnahme des Mechanismus zur Variation der Profilwanddicke.

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

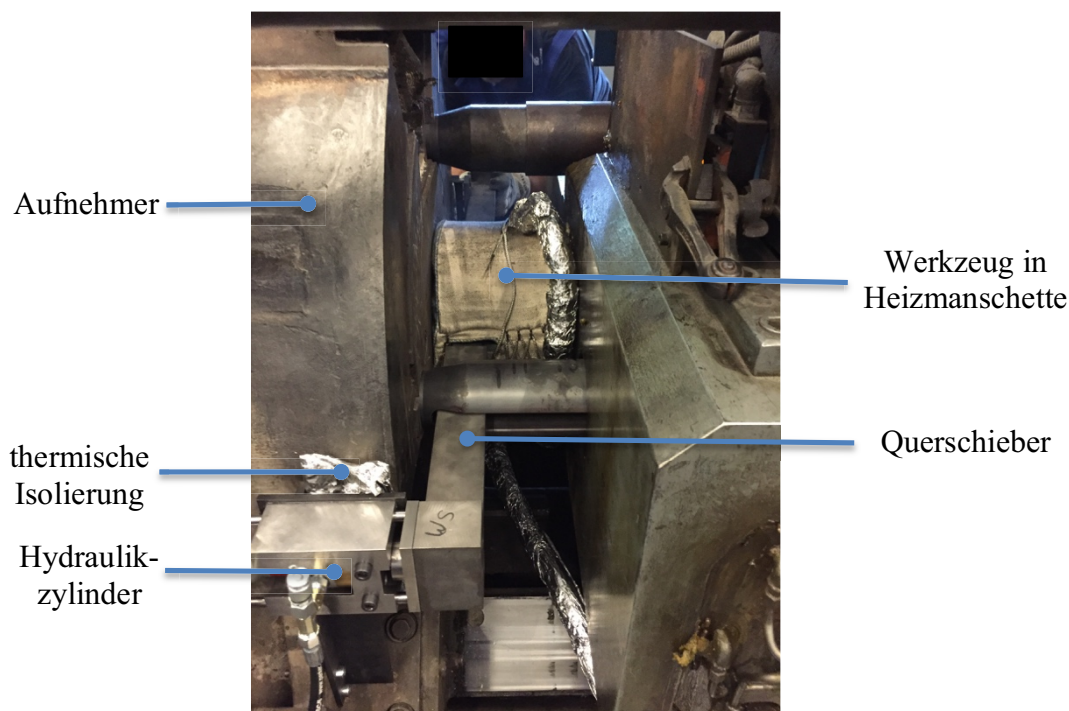


Abbildung 5.35: Aufbau zum direkten Strangpressen von Hohlprofilen mit axial variabler Wanddicke

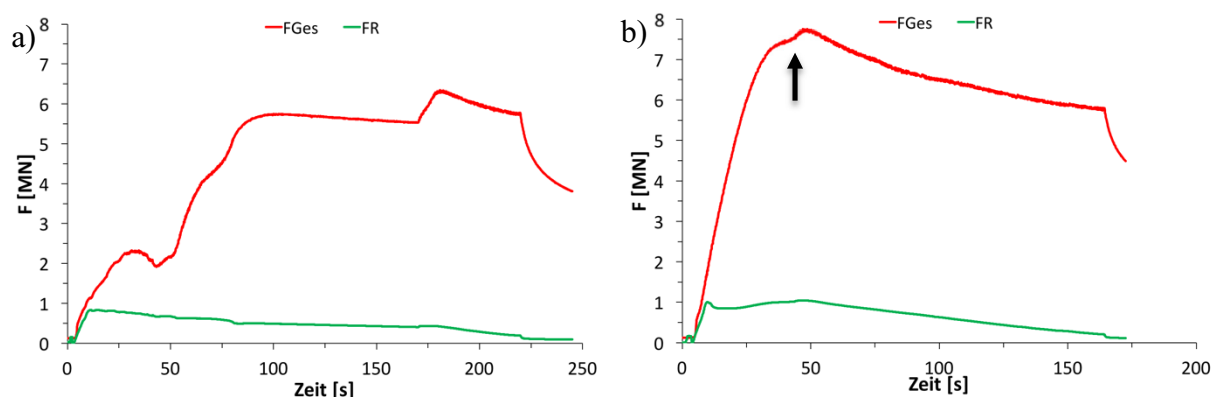


Abbildung 5.36: Pressdiagramme unter Verwendung des entwickelten Kammerwerkzeugs a) Werkzeugfüllung mit $v_{St}=1,0\text{mm/s}$ und Erhöhung auf $v_{St}=1,6\text{mm/s}$ nach Profilaustritt b) bei Verwendung des Verfahrmehanismus

Tabelle 5.10: Parameter der direkten Strangpresseexperimente

Parameter	
T_B [°C]	500
v_{St} [mm/s]	1,6
R	14:1/23:1
v_{Keil} [mm/s]	2
Legierung	EN AW-6060
Profilkühlung	Luftabkühlung

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

5.3.3.2. Charakterisierung der Profilabmaße

Für die Charakterisierung der Profilabmaße wurde zunächst ein Profil als Referenz vermessen, bei dem der Verschiebemechanismus zur Wanddickenänderung nicht aktiviert worden war. Dazu wurden drei kurze Abschnitte aus dem vorderen (nach einer Profillänge von $l_p=0,3\text{m}$), dem mittleren ($l_p=1,4\text{m}$) sowie dem hinteren Abschnitt des Profils ($l_p=2,5\text{m}$) entnommen, um vor allem den Wanddickenverlauf entlang der Profillängsrichtung zu untersuchen. Des Weiteren wurden an jedem Probenquerschnitt acht verschiedene Positionen hinsichtlich ihrer lokalen Wanddicke, sowie des Innen- und Außendurchmessers vermessen. Die acht Vermessungsorte sind beispielhaft in Abbildung 5.37 dargestellt. Die Vermessungsergebnisse hinsichtlich der axialen Entwicklung der Wanddicke wurden über der relativen Profillänge (Profillänge der Probenentnahme bezogen auf die jeweilige Profilgesamtlänge) aufgetragen und können für das Referenzprofil Abbildung 5.38a entnommen werden.

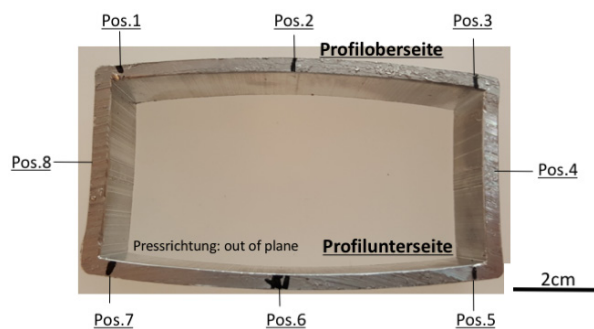


Abbildung 5.37: Beispiel für einen Profilquerschnitt und Darstellung der Vermessungsort

Diese zeigt zunächst, dass die lokale Profilwanddicke für jeden der acht Messorte entlang der Querschnitts unterschiedlich ausfiel. So war sie für die Positionen 3 und 5, die in Abbildung 5.37 auf der rechten Profilseite liegen, mit $t_{\text{Pos}3}=3,65\text{mm}$ und $t_{\text{Pos}5}=3,6\text{mm}$ bis $3,5\text{mm}$ am größten. An Position 7 ($t_{\text{Pos}7}=3,2\text{mm}$ bis $3,1\text{mm}$) und Position 6 ($t_{\text{Pos}6}=3,3\text{mm}$ bis $3,2\text{mm}$) nahm die Wanddicke hingegen die geringsten Werte an. Die seitlichen Profilwanddicken sind der Vollständigkeit halber zwar in der Abbildung ebenfalls dargestellt, werden aber im Weiteren Verlauf nicht weiter betrachtet, da an diesen Positionen keine Wanddickenänderung angestrebt wurde. Aus dem axialen Verlauf der Wanddicken über die relative Profillänge in Abbildung 5.38a geht weiterhin hervor, dass diese für die jeweiligen Messorte des Referenzhohlprofils keine signifikanten Änderungen zeigten und folglich als konstant angesehen werden konnten.

Die gleiche Vorgehensweise wurde für ein Profil, bei dem der Verschiebemechanismus eingesetzt wurde, verwendet. Allerdings wurden zur genaueren Klärung des Wanddickenverlaufs hier eine größere Anzahl an Proben entnommen. Die Probenentnahme

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

erfolgte für dieses 3,33m lange Profil nach Profillängen von 0,3m; 0,8m; 1,1m; 1,3m; 1,5m; 2,0m; 2,5m; 3,0m sowie 3,3m. In Abbildung 5.38b ist die axiale Wanddickenentwicklung über der relativen Profillänge dargestellt.

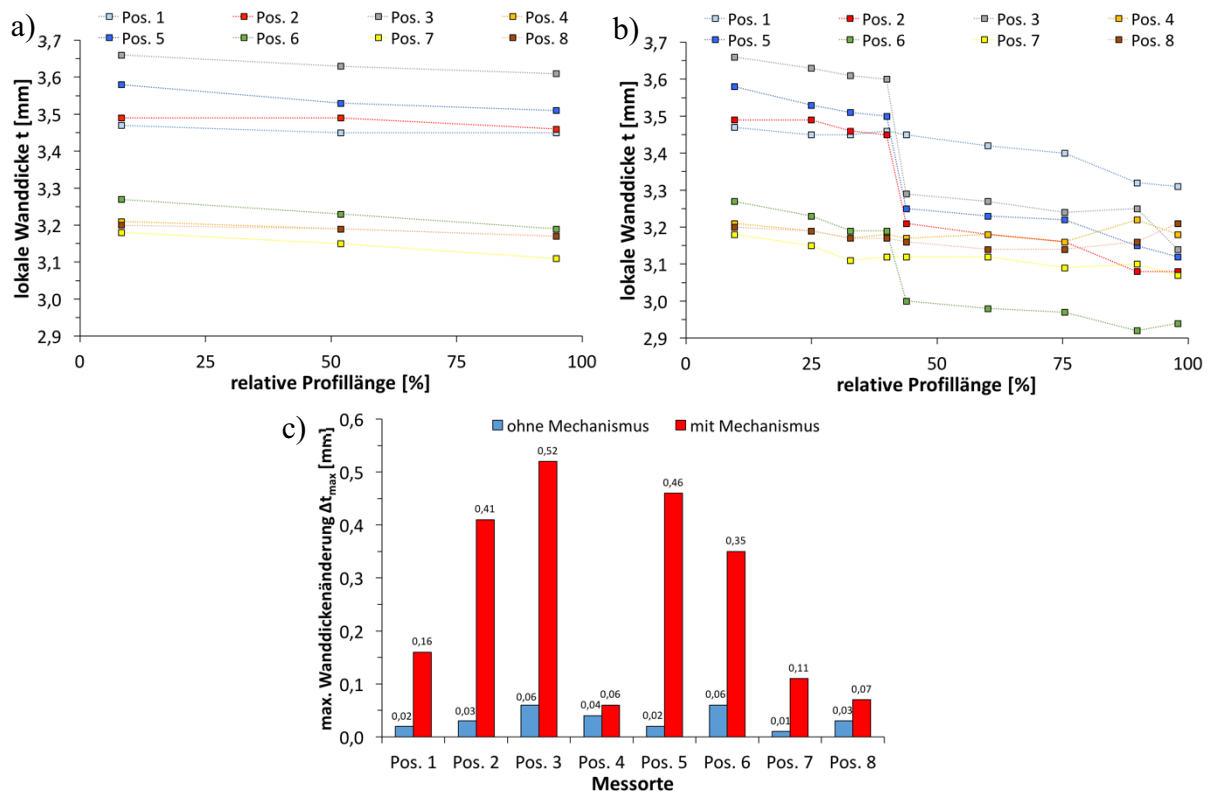


Abbildung 5.38: Ergebnisse der Profilvermessungen a) axiale Entwicklung der Wanddicke an verschiedenen Positionen des Profilquerschnitts ohne Verschiebemechanismus b) axiale Entwicklung der Wanddicke unter Verwendung des Verschiebemechanismus c) maximale Wanddickenänderungen bei verschiedenen Vermessungsorten des Profilquerschnitts

Demzufolge konnte nach einer relativen Profillänge von 40% für die Messpositionen 3, 5 sowie 2 und 6 eine signifikante Reduktion der Profilwanddicke festgestellt werden. An Position 1 war diese Wanddickenverringerung in axialer Profilrichtung hingegen weniger stark ausgeprägt. Im Falle der Messorte 7, 8 und 4 betrug die Wanddickenänderung weniger als 0,1mm und war damit nicht signifikant. Eine konkretere Darstellung der maximalen Wanddickenänderungen für ein Profil das ohne Betätigung des Antriebsmechanismus, sowie für eines, das unter dessen Verwendung gefertigt wurde, ist in Abbildung 5.38c gegeben. Hieraus wird deutlich, dass die maximale Wanddickenvariation ohne Verwendung den Antriebsmechanismus bei $\Delta t_{\max}=0,06\text{mm}$ lag. Durch die Verwendung des Verschiebemechanismus konnte hingegen eine maximale Wandstärkenänderung von $\Delta t_{\max}=0,52\text{mm}$ erzielt werden. Des Weiteren wird erneut ersichtlich, dass die Änderungen der Profilwanddicke insbesondere auf der oberen und unteren, rechten Profilsseite (Pos. 3 und Pos. 5), jedoch auch in den Positionen der Profilmitte (Pos. 2 und Pos. 6) besonders deutlich waren. Für die Positionen 1 und 7 hingegen fielen sie deutlich

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

geringer aus. An den Messorten der Profilseiten (Pos. 4 und Pos. 8) betrug die maximal beobachtete Änderung der Waddicken lediglich $\Delta t_{\max}=0,07\text{mm}$.

Die entsprechenden Vermessungsergebnisse der beiden Profile hinsichtlich der lokalen Ausprägung der Profilaußendurchmesser sind für eine direkte Vergleichbarkeit jeweils in Abbildung 5.39a und b gegenübergestellt. Anzumerken ist dabei, dass die Messwerte in Profilquerrichtung aufgrund der deutlich unterschiedlichen Abmaße jeweils auf die Sekundärachse gelegt wurden. Danach konnte festgestellt werden, dass im Falle des Profils ohne angestrebte axiale Waddickenvariation auf der rechten (Pos. 1-7) und linken (Pos. 3-5) Profilseite konstant ausgeprägt vorlag. In der Profilmitte (Pos. 2-6) hingegen wurde ein größerer Außendurchmesser beobachtet (siehe Abbildung 5.37). Weiterhin war festzustellen, dass sich an dieser Position der Außendurchmesser mit zunehmender Profillänge um bis zu $\Delta D_{a,\max}=0,9\text{mm}$ erhöhte, wie Abbildung 5.39e zeigt. In Profilquerrichtung hingegen wurde eine Abnahme des Außendurchmessers von bis zu $\Delta D_{a,\max}=0,5\text{mm}$ über die Profillänge vorgefunden. Im Falle des Profils, das unter Verwendung des Verfahrmehanismus gefertigt wurde, lagen die gleichen Tendenzen der Außendurchmesserentwicklung vor. Die nachgewiesene maximale Änderung des Außendurchmessers betrug bei diesem Profil $\Delta D_{a,\max}=1,25\text{mm}$.

Bei analoger Betrachtung der Profilinnendurchmesser kann ebenfalls konstatiert werden, dass die Entwicklungen ähnlich waren. Das Profil ohne angestrebte axiale Waddickenänderung zeigte an der linken und rechten Profilaußenseite einen über die Profillänge konstant bleibenden Innendurchmesser. In der Profilmitte (Pos. 2-6) hingegen wurde ein deutlich höherer Innendurchmesser festgestellt, der über die Profillänge noch zunahm (Abbildung 5.39c). Wie aus Abbildung 5.39f hervorgeht, betrug die maximale axiale Innendurchmesservariation an den Profilaußenseiten $\Delta D_{i,\max}=0,27\text{mm}$. In der Profilmitte hingegen lag diese bei $\Delta D_{i,\max}=1,08\text{mm}$. Die gleichen Feststellungen waren grundsätzlich auch für das Profil mit axial veränderter Waddicke zutreffend (Abbildung 5.39d). Des Weiteren war jedoch nach einer relativen Profillänge von 40% eine Zunahme des Innendurchmessers, insbesondere für die Positionen 3-5 und Position 2-6 zu erkennen. Abbildung 5.39f zeigt auch, dass die maximalen Abweichungen sowohl an den Profilaußenseiten als auch in der Mitte höher ausfielen als es bei dem Profil, das ohne Keilverschiebung produziert wurde, beobachtet wurde.

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

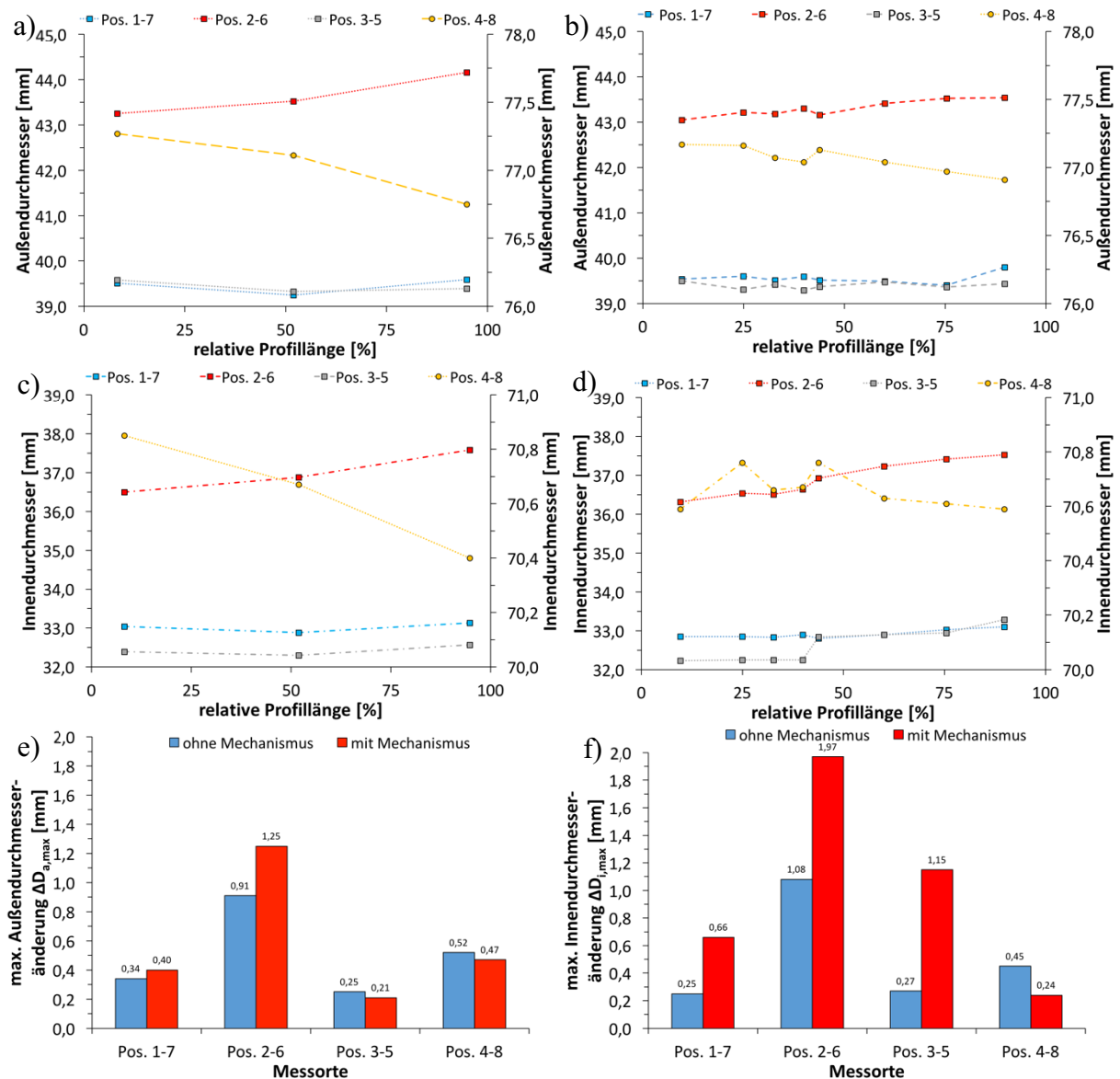


Abbildung 5.39: Ergebnisse der Profilvermessungen a) axiale Entwicklung des Außendurchmessers ohne Verschiebemechanismus b) axiale Entwicklung des Außendurchmessers unter Verwendung des Verschiebemechanismus c) axiale Entwicklung des Innendurchmessers ohne Verschiebemechanismus d) axiale Entwicklung des Innendurchmessers unter Verwendung des Verschiebemechanismus e) maximale Variationen der Außendurchmesser f) maximale Innendurchmesservariationen

Nachdem die Vermessungsergebnisse hinsichtlich der Wanddickenausprägung zeigten, dass deren Reduktion entlang der Profilober- und -unterseite nicht symmetrisch erfolgte, wurden Nacharbeiten an den Keilführungen am Dorn vorgenommen. Durch diese Maßnahme sollte eine bessere Verfahrbarkeit der Keile gewährleistet werden. Anschließend wurden die Strangpressversuche analog zum zuvor beschriebenen Vorgehen wiederholt.

Das Pressdiagramm in Abbildung 5.40 zeigt, dass hierbei nach dem anfänglichen Kraftmaximum ein Abfall von Gesamtpresskraft und Matrizenkraft festzustellen war. Nach einer Prozesszeit von 46s stiegen beide Werte allerdings an, nachdem der

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

Antriebsmechanismus zum Aufspreizen der Keile aktiviert wurde wieder an. Damit einhergehend konnte ein Anstieg der Profilaustrittstemperatur beobachtet werden.

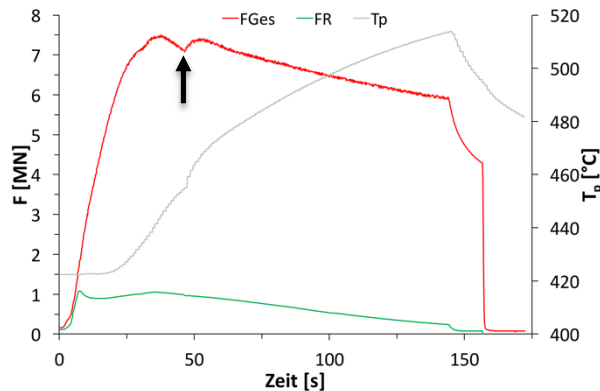


Abbildung 5.40: Pressdiagramm bei Verwendung des entwickelten Kammerwerkzeugs mit nachgearbeiteten Keilführungen am Dornteil und Verwendung des Keilverfahrenmechanismus, Pfeil markiert Zeitpunkt der Inbetriebnahme der Keilbewegung (Wanddickenreduktion)

Im Anschluss an die neuerlichen Pressversuche wurde ein Profilabschnitt mit einem Wanddickenübergang herausgetrennt. Abbildung 5.41 zeigt den entsprechenden Bereich im Längsschnitt. Die konkrete Entwicklung der Wanddicke auf der oberen (Pos. 1) und unteren Profilseite (Pos. 7) sowie des Innendurchmessers sind in Abbildung 5.42 aufgezeigt.

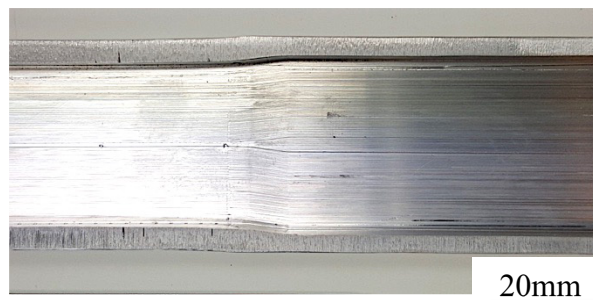


Abbildung 5.41: Darstellung eines Wanddickenübergangs, der mittels Keilaufspreizung erzielt wurde, PR←

Daraus geht hervor, dass die Wanddickenausbildung im dickwandigen Profilabschnitt auf der Ober- und Unterseite mit jeweils ca. $t=4,45\text{mm}$ zunächst homogen ausgebildet vorlag. Nach dem Wanddickenübergang durch Keilaufspreizung hingegen lag auf der oberen Profilseite eine geringere Wanddicke ($t=3,4\text{mm}$) vor als auf der unteren ($t=3,8\text{mm}$). Der Profillinndurchmesser änderte sich ausgehend von $D_{i,Pos1-7}=29,5\text{mm}$ im dickwandigen Profilsegment auf $D_{i,Pos1-7}=33,8\text{mm}$ nach der Wanddickenreduktion. Die Vermessung der lokalen Wanddicken entlang der dick- und dünnwandigen Profilquerschnitte (Abbildung 5.43) zeigte, dass deren Reduktion auf der linken (Pos. 1 und Pos. 7) und der rechten (Pos. 3 und Pos. 5) Profilseite jeweils gleichmäßig ausgebildet war. Für die Profilmittelpositionen (Pos. 2 und Pos. 6) wurde hingegen festgestellt, dass die Wandstärke hier jeweils gegenüber den Randpositionen etwas stärker reduziert wurde. Weiterhin konnte beobachtet werden, dass die

5. Ergebnisdarstellung zur Prozessentwicklung und -charakterisierung

Wanddickenänderung auf der oberen Profilseite (Pos. 1 bis 3) mit $\Delta t=1\text{mm}$ bis $1,2\text{mm}$ deutlicher verringert wurde als auf der unteren Seite (Pos. 5 bis 7), wo diese lediglich zwischen $\Delta t=0,7\text{mm}$ und $0,8\text{mm}$ lag. Insgesamt wurde somit die größte Wanddickenänderung an der Profilposition 2 festgestellt und betrug $\Delta t=1,2\text{mm}$. Damit konnte nach der Werkzeugnachbearbeitung eine stärkere und gleichzeitig eine über den Profilquerschnitt gleichmäßigere Änderung der Profilwandstärken als zuvor erzielt werden. Unter Berücksichtigung der jeweiligen Profilquerschnittflächen von $A_{\text{dick}}=8,62\text{cm}^2$ und $A_{\text{dünn}}=7,45\text{cm}^2$ ergab sich eine Gewichtsersparnis in Folge der Wanddickenreduktion von 14%.

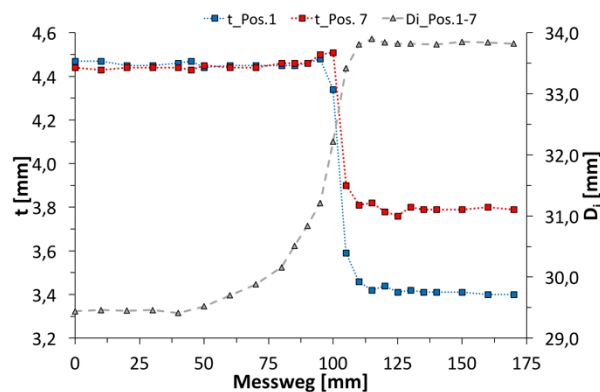


Abbildung 5.42: Axiale Entwicklung der Wanddicke auf der oberen (Pos. 1) und unteren Profilseite (Pos. 7) sowie Entwicklung des Innendurchmessers bei Wanddickenreduktion durch Keilaufspreizung

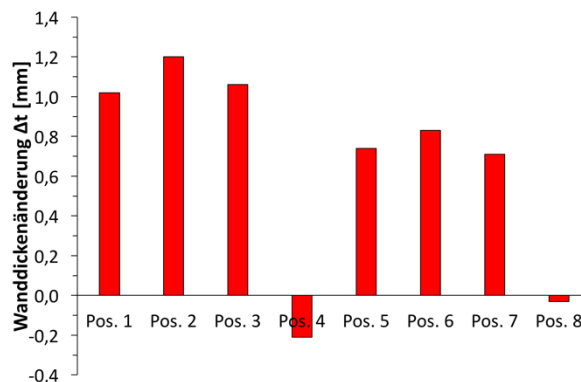


Abbildung 5.43: Darstellung der lokalen Wanddickenreduktion an verschiedenen Positionen des Profilquerschnitts

6. Ergebnisdarstellung zur Profilcharakterisierung

Das folgende Kapitel soll sich mit der Charakterisierung der erzeugten Profile befassen. Dabei werden die mikrostrukturelle Entwicklung sowie die mechanischen Eigenschaften unter verschiedenen Belastungen betrachtet.

6.1. Mikrostrukturelle Charakterisierung

Die Charakterisierung der Mikrostruktur erfolgte zunächst für den stranggegossenen Bolzenzustand. Anschließend soll die Entwicklung entlang des Umformweges erfolgen. Danach wird der Einfluss der Strangpressparameter auf das Gefüge und den Ausscheidungszustand nach Warmauslagerung untersucht.

6.1.1. Mikrostruktur der Stranggussbolzen

Für die Charakterisierung der Mikrostruktur wurde zunächst der Ausgangszustand also das stranggegossene Bolzenmaterial untersucht. Hierzu wurde jeweils eine Scheibe aus den Gussbolzen von EN AW-6060 sowie EN AW-6082 entnommen, metallographisch präpariert und mittels des Ätzmittels für makroskopische Analysen geätzt (12ml HCl, 6ml HNO₃, 1ml HF, 1ml H₂O). In Abbildung 6.1a ist die Mikrostruktur des EN AW-6060 Bolzens und in Abbildung 6.1b die von EN AW-6082 dargestellt.

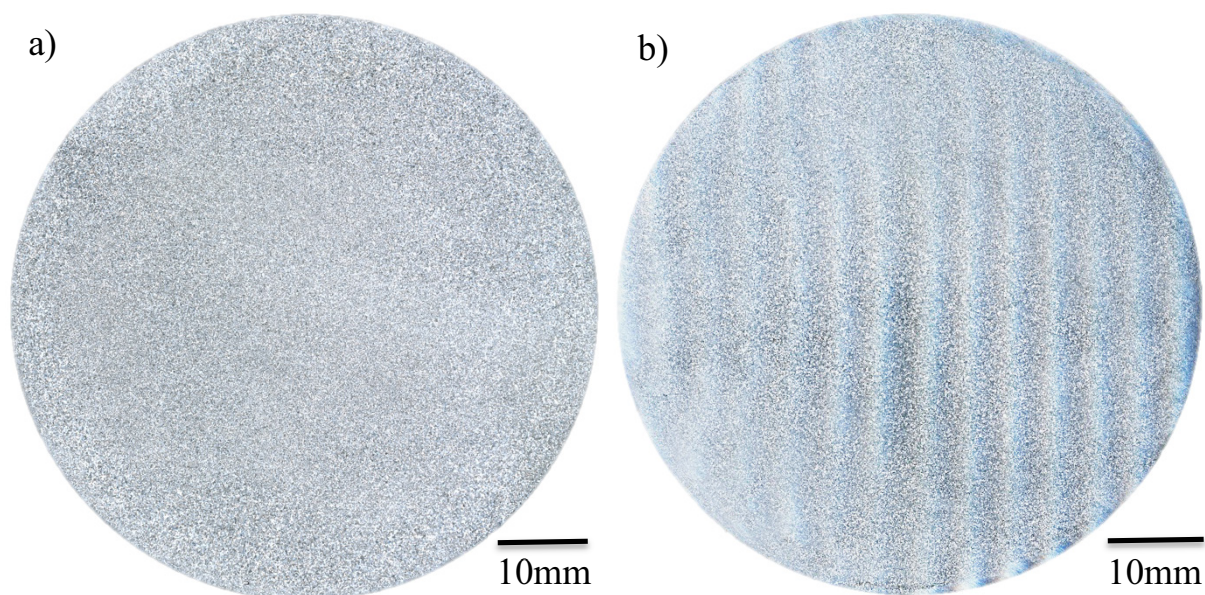


Abbildung 6.1: Übersicht der Mikrostrukturen der stranggegossenen Bolzen aus a) EN AW-6060 und b) EN AW-6082

6. Ergebnisdarstellung zur Profilcharakterisierung

Für beide Legierungen konnte festgestellt werden, dass das Gefüge aus Kristalliten mit annähernd globulitischer Gestalt bestand. Die Korngröße erschien über die gesamte Querschnittsfläche weitgehend homogen. Um konkretere Aussagen bezüglich der Mikrostruktur treffen zu können, wurden aus dem Zentrum der Gusscheiben Proben entnommen, metallographisch präpariert und einer Probenanodisation nach Barker unterzogen. Auf diese Weise konnte jeweils das Mikrogefüge der im Rahmen dieser Arbeit verwendeten Aluminiumlegierungen dargestellt werden (Abbildung 6.2).

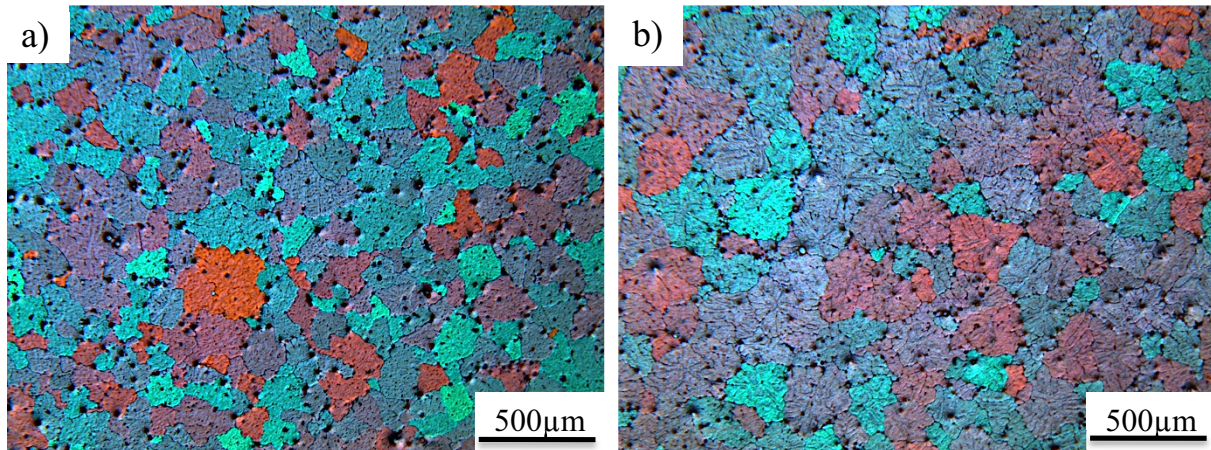


Abbildung 6.2: Mikrogefüge von stranggegossenen Pressbolzen aus a) EN AW-6060 b) EN AW-6082

Das Mikrogefüge von EN AW-6060 ist in Abbildung 6.2a dargestellt. Demnach kann die basierend auf den makrogeätzten Proben getroffene Aussage einer relativ homogenen Mikrostruktur bestätigt werden. Die Kornmorphologie kann weitestgehend als annähernd globular beschrieben werden. Des Weiteren lassen sich zum Teil dendritische Strukturen identifizieren. Bei den dunklen, kreisförmigen Erscheinungen handelt es sich um Ätzartefakte, die bereits nach dem elektrolytischen Polieren auftraten. Die mittlere Korngröße des Gusszustandes für die Legierung EN AW-6060 wurde nach dem Linienschnittverfahren zu 108µm ermittelt.

Abbildung 6.2b zeigt das Gussgefüge der Legierung EN AW-6082. Auch dieses erschien sehr homogen und in seiner Morphologie näherungsweise globulitisch. Hier waren die dendritischen Strukturen der Gusszellen noch deutlicher ausgeprägt als bei EN AW-6060. Die Ermittlung der Korngröße ergab einen Wert von 141µm und lag damit über der von EN AW-6060.

6.1.2. Mikrostrukturentwicklung während der Umformung

Um die Entwicklung der Mikrostruktur während des Strangpressens zu untersuchen, wurde in der zweiten Presskampagne ein Bolzen nicht bis zur minimalen Pressresthöhe von 10mm

6. Ergebnisdarstellung zur Profilcharakterisierung

ausgepresst, sondern lediglich bis 53mm. Somit entsprach die Länge des Pressrests hierbei einem Drittel der Länge des aufgestauchten Blocks. Die Pressparameter für diesen Versuch betrugen $T_B=400^\circ\text{C}$, $v_{St}=1,9\text{mm/s}$, $R=46:1$. Nach dem Ende dieser Pressung wurde der Pressrest zügig vom Rohr abgetrennt und anschließend in einem Wasserbad abgeschreckt. Die Dauer zwischen dem Versuchsende und dem Abschrecken lag bei etwa 45s. Anschließend wurde der Pressrest längsgeteilt, metallographisch präpariert und schließlich makrogeätzt. Abbildung 6.3a zeigt eine Übersichtsaufnahme der Mikrostruktur dieses Pressrests. Des Weiteren wurden verschiedene Stellen des Pressrests mittels EBSD untersucht, um weitere Erkenntnisse zur mikrostrukturellen Entwicklung zu gewinnen.

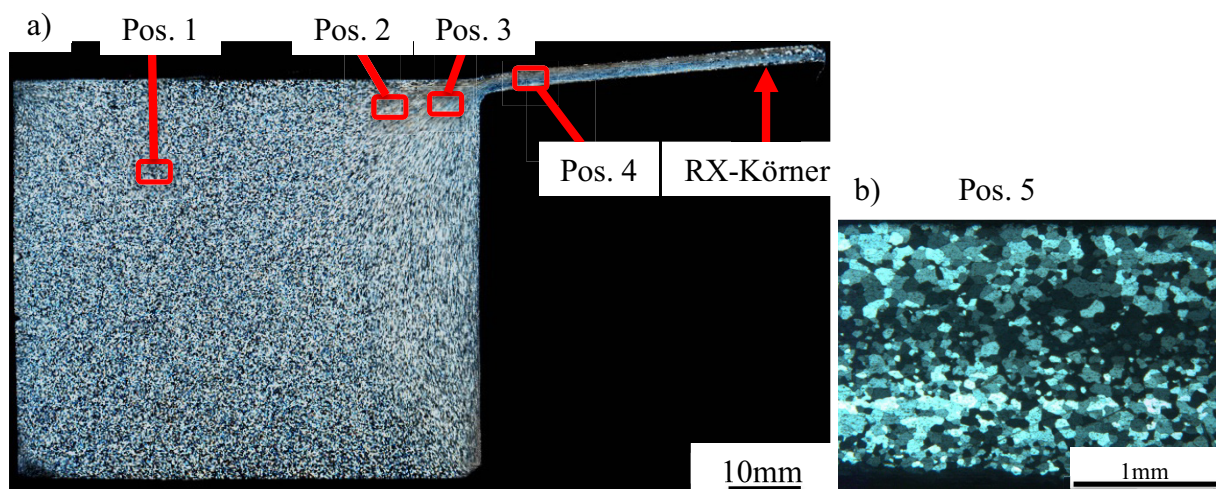


Abbildung 6.3: Darstellung der Gefügeentwicklung anhand a) eines abgeschreckten Pressrests von EN AW-6060 ($T_B=400^\circ\text{C}$, $v_{St}=1,9\text{mm/s}$, $R=46:1$) PR→, Markierungen kennzeichnen Bereiche von EBSD-Analysen, Bildoberseite ist Kontaktseite mit dem Dorn b) Gefüge im Rohrbereich nach Durchlaufen der Kühlstrecke entnommen 2m vor dem Rohrende, PR→

Auf der linken Bildseite von Abbildung 6.3a ist der hintere Teil des verbliebenen Bolzenmaterials dargestellt. Er war gekennzeichnet von weitgehend globulitischen Körnern mit relativ homogener Korngröße. Das Gefüge in diesem Bereich entsprach weitgehend den vorherigen Beschreibungen zum stranggegossenen Pressbolzen der Legierung EN AW-6060. Im oberen, rechten Bildbereich ist die Umformzone zu finden. Die Körner zeigten hier eine Längsstreckung in Richtung des formgebenden Spalts zwischen Dornoberfläche und Matrizenöffnung. Diese Gefügemorphologie blieb zunächst auch noch innerhalb des Presskanals erhalten. Material, das bereits aus dem Presskanal ausgetreten war, zeigte allerdings bereits nach einer Distanz von ca. 2cm erste rekristallisierte Körner. Diese sind im vorderen Bereich der Abbildung 6.3a mit einem Pfeil markiert.

Aus den Markierungen der einzelnen Messorte der lokalen EBSD-Untersuchungen in Abbildung 6.3a geht hervor, dass im Rahmen dieser Analysen nur für die Umformung

6. Ergebnisdarstellung zur Profilcharakterisierung

charakteristische Bereiche ausgewählt wurden. Dazu zählten der noch weitestgehend unverformte Blockbereich deutlich außerhalb der Umformzone (Pos. 1), der Übergang zur Umformzone (Pos. 2), ein Ausschnitt der Umformzone selbst (Pos. 3), sowie das Material im erzeugten Rohr im Bereich des Presskanals (Pos. 4) und im Rohr nach dem Durchlaufen der Abkühlungseinrichtung (Pos. 5). Abbildung 6.4 zeigt die dazugehörigen Ergebnisse der EBSD-Untersuchungen. Dargestellt sind jeweils die Korngrenzen im untersuchten Probenbereich. Dabei kennzeichnet die farbige Markierung der Korngrenzen den Misorientierungswinkel (α_{MO}) und damit deren Charakter, also ob es sich um Großwinkel- oder Kleinwinkelkorngrenzen handelt. Eine rote Kennzeichnung charakterisiert dabei einen Misorientierungswinkel zwischen $2^\circ \leq \alpha_{MO} \leq 15^\circ$ und ist somit als KWKG definiert. Schwarz markierte Korngrenzen identifizieren solche mit einem Misorientierungswinkel größer 15° und stellen folglich GWKG dar. Mit Hilfe der Misorientierungswinkel bzw. deren Anteile am Gefüge können Rückschlüsse über die Mechanismen der Gefügeentstehung gewonnen werden.

Die prozentualen Anteile von KWKG und GWKG in den untersuchten Bereichen der Positionen 1 bis 5 sind in Tabelle 6.1 zusammengestellt. Weiterhin ist jeweils der mittlere Misorientierungswinkel (Mittelwert von α_{MO}) aufgeführt. Daraus geht hervor, dass der Bereich des Gussgefüges von einem sehr hohen Anteil an Misorientierungswinkeln von $\alpha_{MO} < 15^\circ$ gekennzeichnet war. Dieser betrug 93%, während nur 7% einen kleinen Misorientierungswinkel aufwiesen. Beim Übergang des Gussgefüges zur Umformzone (Pos. 2) war ein signifikanter Anstieg des Anteils von KWKGs festzustellen. Hier konnten 67% der Korngrenzen als KWKG und entsprechend 33% als GWKG identifiziert werden. Im weiteren Verlauf der Messpositionen sank der Anteil der KWKG zunächst auf 51% in der Umformzone (Pos. 3), dann auf 34% im Bereich des Matrizenführungschanals (Pos. 4) ab und verblieb schließlich im stranggepressten Rohr, nachdem es die Abkühlungseinrichtung durchlaufen hatte (Pos. 5), auf diesem Wert.

Der Verlauf des mittleren Misorientierungswinkels zeigte hingegen einen gegenläufigen Trend. Im Gussgefüge (Pos. 1) war dieser Wert mit $\alpha_{MO} = 38^\circ$ sehr hoch und sank im Bereich des Übergangs zur Umformzone (Pos. 2) deutlich auf $\alpha_{MO} = 17^\circ$ ab. In der Umformzone (Pos. 3) stieg der mittlere Misorientierungswinkel dann zunächst auf $\alpha_{MO} = 23^\circ$ an und betrug im Rohrabschnitt auf Höhe des Presskanals (Pos. 4) $\alpha_{MO} = 30^\circ$. Schließlich wies der untersuchte Rohrabschnitt, der die Rohrwasserkühlung durchlaufen hatte (Pos. 5), einen ähnlichen Wert von $\alpha_{MO} = 27^\circ$ auf.

6. Ergebnisdarstellung zur Profilcharakterisierung

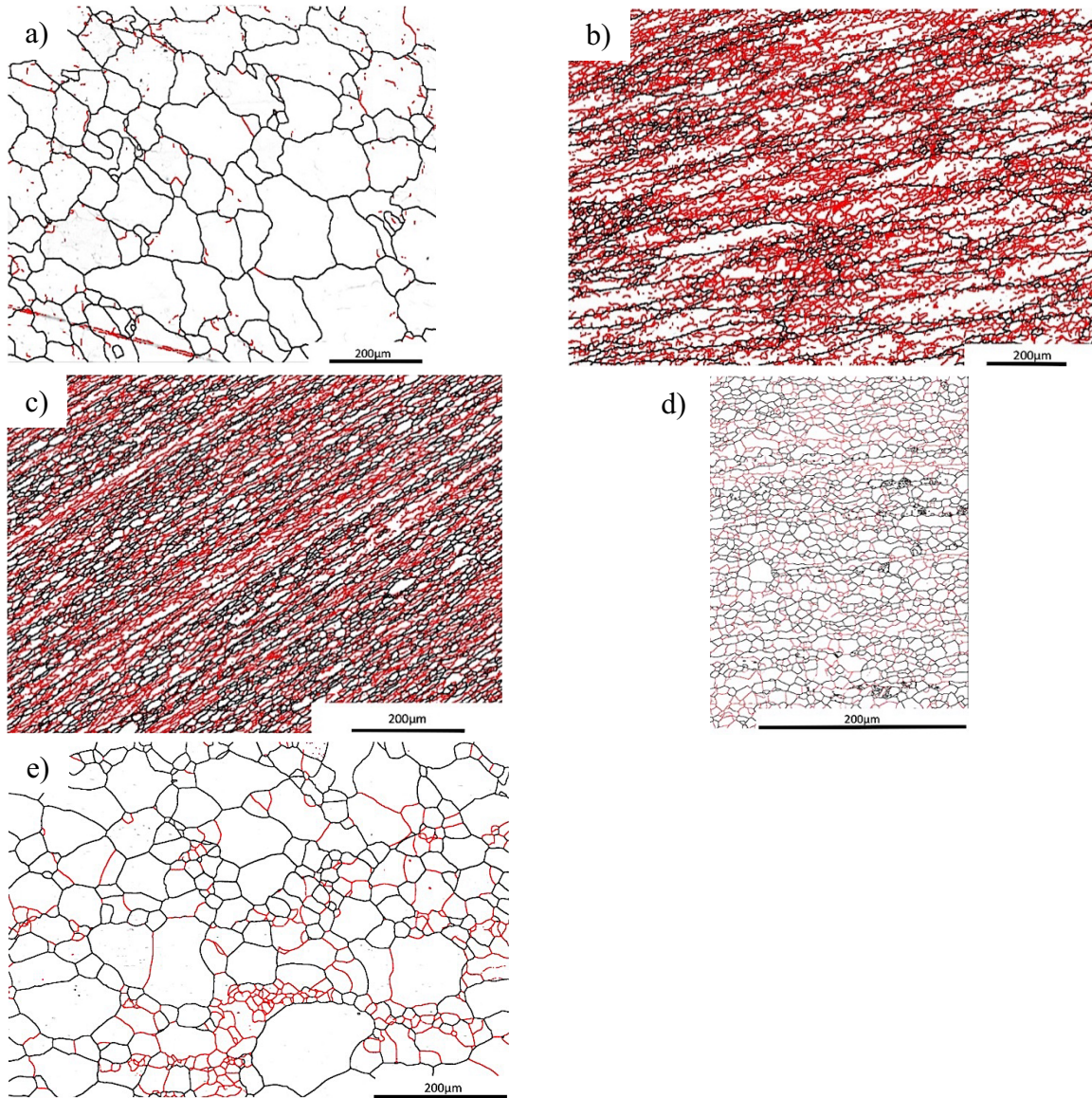


Abbildung 6.4: Darstellung mittels EBSD bestimmter Kleinwinkel- (rot) und Großwinkelkorngrenzen (schwarz) für verschiedenen Stellen des abgeschreckten Pressrests bzw. Rohrbereichs nach Abbildung 6.3 für $T_B=400^\circ\text{C}$, $v_{St}=1,9\text{mm/s}$ und $R=46:1$, PR $\rightarrow$ a) Pos. 1 b) Pos. 2 c) Pos. 3 d) Pos. 4 e) Pos. 5

Tabelle 6.1: Anteile von Großwinkel- und Kleinwinkelkorngrenzen sowie gemittelter Misorientierungswinkel der mittels EBSD untersuchten Bereiche

	Pos. 1	Pos. 2	Pos. 3	Pos. 4	Pos. 5
$\alpha_{MO} < 15^\circ$ [%]	7	67	51	34	34
$\alpha_{MO} \geq 15^\circ$ [%]	93	33	49	66	66
Mittelwert α_{MO} [$^\circ$]	38	17	23	30	27

6.1.3. Mikrostrukturentwicklung in dickwandigen und dünnwandigen Profilabschnitten in Abhängigkeit von den Strangpressparametern

Der Einfluss der drei Strangpressparameter Bolzeneinsatztemperatur, Stempelgeschwindigkeit und Pressverhältnis auf die Mikrostruktur in dickwandigen ($t_N=4,5\text{mm}$) sowie dünnwandigen ($t_N=2,0\text{mm}$) Profilbereichen soll hier zunächst am Beispiel der EN AW-6060 Vierkantrohren beschrieben werden. Dazu sind in Abbildung 6.5 die durch Polarisationsmikroskopie ermittelten Gefügemorphologien auf Höhe der Wanddickenmitte bei den jeweils zum Strangpressen verwendeten Pressparametern dargestellt.

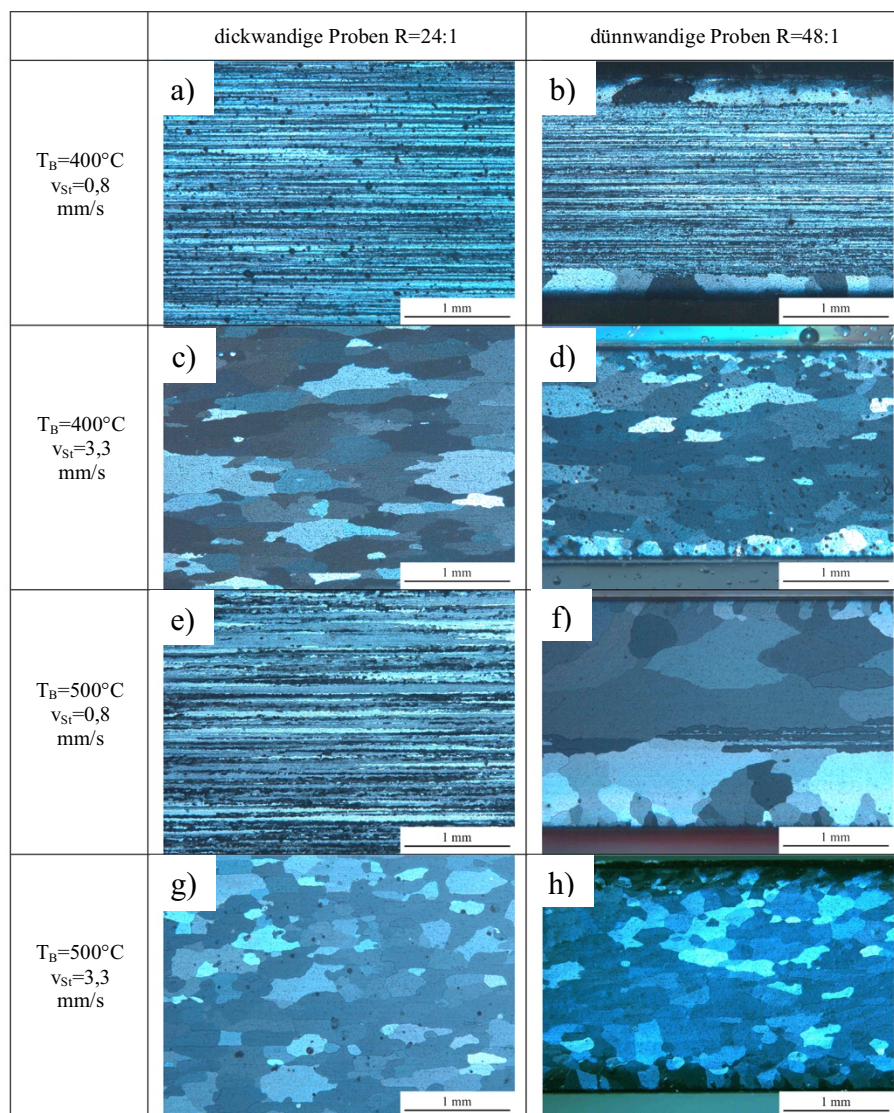


Abbildung 6.5: Darstellung des Gefüges in der Mitte der Wandstärke für dickwandige und dünnwandige Bereiche mit konstanter Wanddicke in Abhängigkeit der Strangpressparameter für die Legierung EN AW-6060 nach [NEG16], Pressrichtung $\leftarrow$, Bildoberseite ist Kontaktbereich mit dem Dorn, Bildunterseite mit Matrizenführungs kanal

Anhand der lichtmikroskopischen Ergebnisse konnten für die Legierung EN AW-6060 grundsätzlich zwei verschiedene Gefügemorphologien identifiziert werden. Die eine bestand

6. Ergebnisdarstellung zur Profilcharakterisierung

aus in Pressrichtung stark gestreckten, faserartigen Körnern, die senkrecht zur Pressrichtung eine sehr geringe Höhe aufwiesen. Da diese Gefügeform Aufschlüsse über die Art der Verformung der Gussbolzenkristallite gibt, wird es nachfolgend auch als Verformungsgefüge bezeichnet. Die andere Gefügeform war geprägt von relativ großen rekristallisierten Körnern. Die Strangpressparameter beeinflussten die Ausbildung der jeweiligen Kornmorphologie und anhand der Bilder in Abbildung 6.5 waren die folgenden Tendenzen festzustellen.

Werden zunächst die Gefüge der dickwandigen Vierkantrohrabschnitte betrachtet ($R=24:1$ bzw. $t=2,0\text{mm}$), so zeigte sich bei Verwendung der geringeren Stempelgeschwindigkeit von $v_{St}=0,8\text{mm/s}$ bei beiden untersuchten Bolzeneinsatztemperaturen stets ein faserförmiges Gefüge. Eine Erhöhung der Stempelgeschwindigkeit auf $v_{St}=3,3\text{mm/s}$ wirkte sich dahingehend aus, dass statt eines Fasergefüges nun ein vollständig rekristallisiertes Gefüge vorgefunden wurde. Eine Steigerung der Bolzeneinsatztemperatur $T_B=400^\circ\text{C}$ auf $T_B=500^\circ\text{C}$ hatte bei der geringen Stempelgeschwindigkeit keinen Einfluss auf die Gefügemorphologie. Bei Betrachtung dieses Einflusses unter Verwendung der hohen Stempelgeschwindigkeit von $v_{St}=3,3\text{mm/s}$ hingegen zeigt sich, dass zwar in beiden Fällen eine vollständig rekristallisierte Mikrostruktur erzielt wurde. Allerdings wurde bei der höheren Bolzeneinsatztemperatur von $T_B=500^\circ\text{C}$ im Gegensatz zu $T_B=400^\circ\text{C}$ eine geringere Korngröße vorgefunden. Diese betrug in axialer Rohrrichtung bei $T_B=400^\circ\text{C}$ $317\mu\text{m}$ und in Richtung der Rohrwanddicke $103\mu\text{m}$ und bei $T_B=500^\circ\text{C}$ $195\mu\text{m}$ in Pressrichtung bzw. $117\mu\text{m}$ in der Richtung quer dazu. Die Korngrößen wurden lediglich für rekristallisierte Gefüge bestimmt und sind zusammenfassend für alle Proben in Tabelle 6.2 aufgeführt. Weiterhin konnte festgestellt werden, dass die rekristallisierten Körner bei $T_B=500^\circ\text{C}$ (Abbildung 6.5g) näherungsweise eine globulitische Gestalt hatten, während die Kornstruktur für $T_B=400^\circ\text{C}$ eine Längszerrung in Pressrichtung aufwies.

Werden die lichtmikroskopischen Gefügaufnahmen für die dünnwandigen Proben ($R=48:1$ bzw. $t_N=2,0\text{mm}$) analysiert, so ließ sich feststellen, dass eine Änderung der Stempelgeschwindigkeit von $v_{St}=0,8\text{mm/s}$ auf $v_{St}=3,3\text{mm/s}$ bei $T_B=400^\circ\text{C}$ ebenso wie bei den dickwandigen Proben zu einem Wechsel der Kornmorphologie nach sich zog. Bei $v_{St}=0,8\text{mm/s}$ war das Gefüge dominiert von in Pressrichtung gestreckten Kristalliten. Jedoch konnte an der inneren und äußeren Rohroberfläche jeweils ein Saum von großen rekristallisierten Körnern festgestellt werden. Im Falle der höheren Stempelgeschwindigkeit wurde ein vollständig rekristallisiertes Gefüge vorgefunden. Im Gegensatz dazu zeigten die beiden dünnwandigen Längsschliffe für $T_B=500^\circ\text{C}$ ein überwiegend rekristallisiertes Gefüge. Allerdings konnten am

6. Ergebnisdarstellung zur Profilcharakterisierung

rechten Bildrand von Abbildung 6.5f leicht unterhalb der Waddickenmitte vereinzelt noch verbliebene elongierte Körner festgestellt werden. Des Weiteren ist die mittlere Korngröße der Kristallite hier mit $383\mu\text{m}$ in Pressrichtung und $232\mu\text{m}$ in Waddickenrichtung sehr groß. Eine Erhöhung der Stempelgeschwindigkeit auf $v_{\text{St}}=3,3\text{mm/s}$ zog eine Reduzierung der Korngröße auf $155\mu\text{m}$ in Pressrichtung bzw. $77\mu\text{m}$ in Waddickenrichtung nach sich.

Die Betrachtung des Einflusses der Bolzeneinsatztemperatur auf das Gefüge bei $v_{\text{St}}=3,3\text{mm/s}$ führte zu dem gleichen Ergebnis wie bei den dickwandigen Profilabschnitten. So wurde erneut eine Reduzierung der Korngröße für die höhere Bolzeneinsatztemperatur festgestellt. Die Korngröße in axialer Rohrrichtung nahm dabei von $198\mu\text{m}$ auf $155\mu\text{m}$ ab und die in Waddickenrichtung von $135\mu\text{m}$ auf $77\mu\text{m}$. Auch bei den dünnwandigen Rohrsegmenten zeigte sich die Form der Körner bei $T_{\text{B}}=500^{\circ}\text{C}$ eher globulitisch, während für $T_{\text{B}}=400^{\circ}\text{C}$ die Kristallite eine Streckung in Pressrichtung aufwiesen. Im Falle der geringeren Stempelgeschwindigkeit von $v_{\text{St}}=0,8\text{mm/s}$ bewirkte die Erhöhung der Bolzeneinsatztemperatur von $T_{\text{B}}=400^{\circ}\text{C}$ auf $T_{\text{B}}=500^{\circ}\text{C}$ einen Wechsel in der Gefügemorphologie ausgehend von einem Fasergefüge mit Rekristallisationssaum hin zu einem vollständig rekristallisierten Gefüge.

Die Betrachtung des Pressverhältnisses als Einflussfaktor auf die Mikrostruktur von EN AW-6060 führte zu den folgenden Feststellungen. Im Falle der Profilabschnitte, die bei $T_{\text{B}}=400^{\circ}\text{C}$ und $v_{\text{St}}=0,8\text{mm/s}$ hergestellt wurden, ergab sich kein signifikanter Einfluss. Sowohl im dickwandigen als auch im dünnwandigen Rohrsegment lag abgesehen von den Profiloberflächen ein faserförmiges Gefüge vor. Bei Verwendung der gleichen Stempelgeschwindigkeit in Kombination mit der höheren Bolzeneinsatztemperatur von $T_{\text{B}}=500^{\circ}\text{C}$ war ein Übergang der Kornmorphologie von Verformungsgefüge bei $R=24:1$ hin zu einem sehr grobkörnigen nahezu vollständig rekristallisierten Gefüge bei $R=48:1$ festzustellen. Des Weiteren war für die Abschnitte, die mit der hohen Stempelgeschwindigkeit $v_{\text{St}}=3,3\text{mm/s}$ sowohl bei $T_{\text{B}}=400^{\circ}\text{C}$ als auch bei $T_{\text{B}}=500^{\circ}\text{C}$ produziert wurden, mit zunehmendem Pressverhältnis eine Kornfeinung zu beobachten. So reduzierte sich die mittlere axiale Kornlänge bei $T_{\text{B}}=400^{\circ}\text{C}$ von $317\mu\text{m}$ bei $R=24:1$ auf $198\mu\text{m}$ für $R=48:1$, während sich die Kornhöhe leicht von $103\mu\text{m}$ auf $135\mu\text{m}$ erhöhte. Somit verringerte sich die Längsstreckung der Kristallite. Bei $T_{\text{B}}=500^{\circ}\text{C}$ und der hohen Stempelgeschwindigkeit verringerte sich also die Korngröße im Zuge der Zunahme des Pressverhältnisses von $195\mu\text{m}$ in Pressrichtung bzw. $117\mu\text{m}$ in Waddickenrichtung jeweils auf $155\mu\text{m}$ bzw. $77\mu\text{m}$.

6. Ergebnisdarstellung zur Profilcharakterisierung

Tabelle 6.2: Ermittelte Rekristallisationsanteile und rekristallisierte Korngrößen

Legierung	T _B [°C]	R -	v _{St} [mm/s]	v _{prod} [m/min]	RX-Anteil [%]	Mittlerer RX-Korndurchmesser [µm]	
						Pressrichtung	Normalenrichtung
EN AW-6060	400	24:1	0,8	1	16	-	-
		48:1		2	24	-	-
		24:1	3,3	5	100	317	103
		48:1		10	100	198	135
	500	24:1	0,8	1	32	-	-
		48:1		2	85	383	232
		24:1	3,3	5	100	195	117
		48:1		10	100	155	77
EN AW-6082	400	24:1	0,8	1	0	-	-
		48:1		2	0	-	-
		24:1	3,3	5	0	-	-
		48:1		10	25	-	-
	500	24:1	0,8	1	0	-	-
		48:1		2	0	-	-
		24:1	3,3	5	5	-	-
		48:1		10	29	313	89

Neben der Kornmorphologie und der Korngröße beeinflussten die Pressparameter auch den Anteil des rekristallisierten Gefüges am Gesamtgefüge (RX-Anteil). Dieser ist für die in Abbildung 6.5 dargestellten Profilbereiche bestimmt worden und in Tabelle 6.2 zusammenfassend aufgeführt. Daraus kann abgeleitet werden, dass die Erhöhung der Stempelgeschwindigkeit von $v_{St}=0,8\text{mm/s}$ auf $v_{St}=3,3\text{mm/s}$ eine Zunahme des rekristallisierten Anteils bewirkte. Dieser erhöhte sich z. B. bei $T_B=400^\circ\text{C}$ und $R=24:1$ von 16% auf 100% und bei $R=48:1$ von 24% auf 100%. Wurde als Bolzeneinsatztemperatur hingegen $T_B=500^\circ\text{C}$ verwendet, so stieg der rekristallisierte Gefügeanteil bei $R=24:1$ von 32% auf 100% bzw. bei $R=48:1$ von 85% auf 100% an. Darüber hinaus konnte ermittelt werden, dass eine Erhöhung der Bolzeneinsatztemperatur ebenfalls zu einer Zunahme des rekristallisierten Gefügeanteils führte. Als exemplarisches Beispiel seien hier die dünnwandigen Rohrabschnitte genannt, die mit $v_{St}=0,8\text{mm/s}$ verarbeitet wurden. Hier erhöhte sich der rekristallisierte Anteil mit zunehmender Bolzentemperatur von 24% auf 85%. Des Weiteren geht aus Tabelle 6.2 hervor, dass auch eine Erhöhung des Pressverhältnisses ebenfalls Einfluss auf den rekristallisierten Gefügeanteil hatte. Anhand der mit $v_{St}=0,8\text{mm/s}$ stranggepressten Rohre konnte ermittelt werden, dass die Erhöhung des Pressverhältnisses von $R=24:1$ auf $R=48:1$ beispielsweise für $T_B=400^\circ\text{C}$ den Rekristallisationsanteil von 16% auf 24% steigerte. Bei $T_B=500^\circ\text{C}$ stieg der Anteil deutlicher von 32% auf 85% an.

6. Ergebnisdarstellung zur Profilcharakterisierung

Im Falle der Legierung EN AW-6082 waren deutlich weniger Unterschiede in der Gefügeausbildung festzustellen. Die polarisationsmikroskopischen Gefügaufnahmen in dick- und dünnwandigen Rohrbereichen sind in Abbildung 6.6 dargestellt. Das Gefüge wird bei nahezu allen im Rahmen dieser Arbeit verwendeten Pressbedingungen dominiert von in Pressrichtung längsgestreckten, faserartigen Körnern. Lediglich unter Verwendung der höchsten Stempelgeschwindigkeit von $v_{St}=3,3\text{ mm/s}$ und bei dem größeren Pressverhältnis von $R=48:1$ war ein dünner Rekristallisationssaum an der Rohrrinnen- und -außenseite zu beobachten (z. B. Abbildung 6.6d). Der Anteil dieses rekristallisierten Bereichs am Gesamtgefüge der jeweiligen Probe ist Tabelle 6.2 zu entnehmen. Ein vollständig rekristallisiertes Gefüge wurde lediglich im dünnwandigen Rohrabschnitt gefunden, der bei $T_B=500^\circ\text{C}$ mit $v_{St}=3,3\text{ mm/s}$ produziert wurde (Abbildung 6.6h).

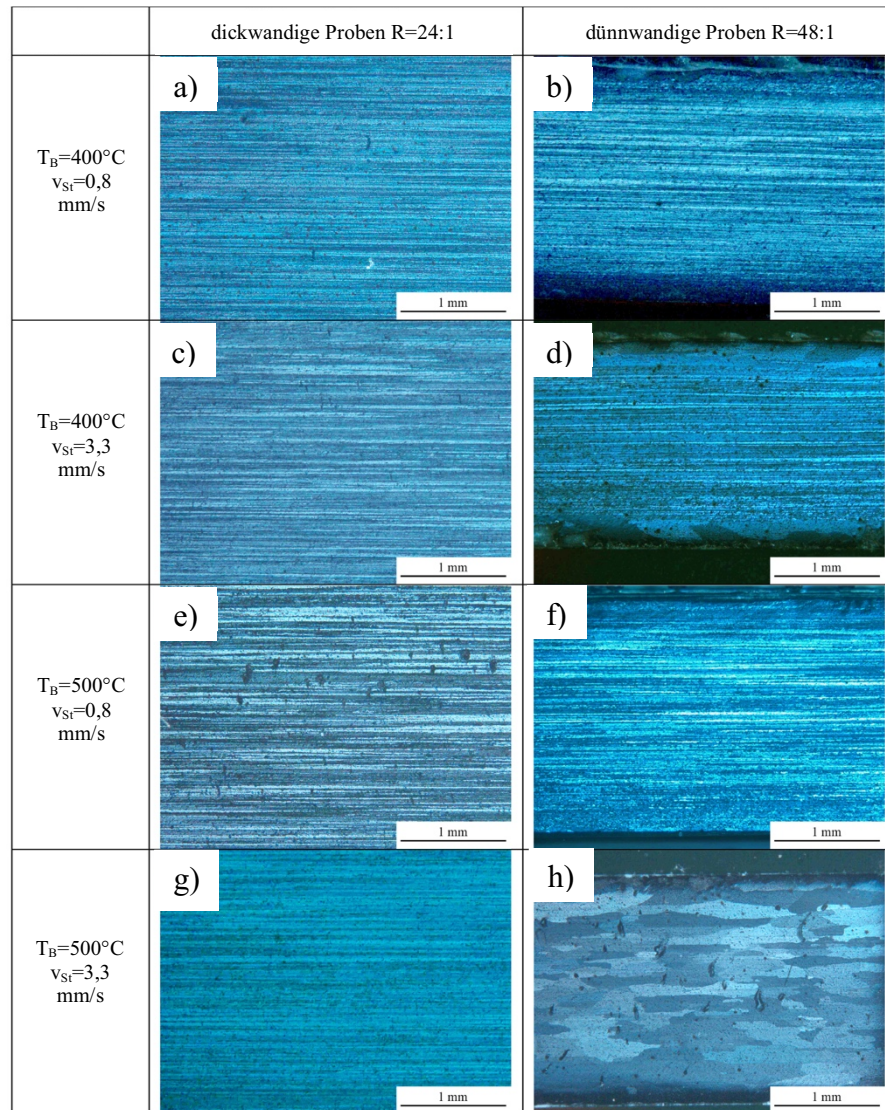


Abbildung 6.6: Darstellung des Gefüges in der Mitte der Wandstärke für dickwandige und dünnwandige Bereiche mit konstanter Wanddicke in Abhängigkeit von den Strangpressparametern für die Legierung EN AW-6082 nach [NEG16], Pressrichtung $\leftarrow$, Bildoberseite ist Kontaktbereich mit dem Dorn, Bildunterseite mit Matrizenführungs kanal

Ergebnisse der EBSD-Analysen

Um weitere Informationen zur Gefügecharakterisierung und über die an der Gefügeentwicklung beteiligten Mechanismen zu erhalten, wurden ausgewählte Proben mittels EBSD untersucht. Dafür wurden lediglich die Extrembedingungen von höchster Bolzeneinsatztemperatur ($T_B=500^\circ\text{C}$) in Kombination mit der höchsten Stempelgeschwindigkeit ($v_{st}=3,3\text{mm/s}$) sowie Proben, die bei der niedrigsten $T_B=400^\circ\text{C}$ und geringsten Stempelgeschwindigkeit ($v_{st}=0,8\text{mm/s}$) verpresst wurden, berücksichtigt. Dabei lag das Hauptziel auf der Ermittlung der Misorientierungswinkel zwischen den einzelnen Körnern. Diese Informationen sollten Aufschluss über den Charakter der vorhandenen Kristallitkorngrenzen geben, also ob Kleinwinkelkorngrenzen und somit Subkörner oder aber Großwinkelkorngrenzen vorlagen. Die Ergebnisse sind in Abbildung 6.7 aufgeführt. Hierbei ist der Charakter der Korngrenzen farblich gekennzeichnet. So sind Korngrenzen mit einem Misorientierungswinkel von größer 15° (GWKG) schwarz und jene mit Misorientierungswinkeln zwischen 2° und 15° (KWKG) rot markiert. Misorientierungswinkel kleiner 2° wurden nicht berücksichtigt, da andernfalls zahlreiche Artefakte die Bildqualität und die Übersichtlichkeit deutlich verschlechtert hätten. In Abbildung 6.7 sind die Ergebnisse der EBSD-Untersuchungen aufgeführt. Die daraus bestimmten jeweiligen Anteile sind in Tabelle 6.3 zusammengefasst.

Die EBSD-Ergebnisse der zuvor mittels Polarisationsmikroskopie als rekristallisiert eingestuften Proben (Abbildung 6.7a, b und f) zeigten, dass tatsächlich der überwiegende Anteil der Korngrenzen einen Misorientierungswinkel von größer als 15° aufwiesen. Allerdings konnten stets auch gewisse Anteile (siehe Tabelle 6.3) an Kleinwinkelkorngrenzen vorgefunden werden, die im Lichtmikroskop nicht als solche zu identifizieren waren. Deren Anteil war jedoch im Vergleich zu den Großwinkelkorngrenzen klein.

6. Ergebnisdarstellung zur Profilcharakterisierung

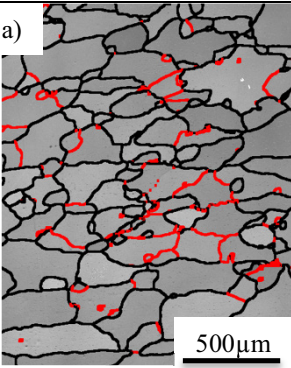
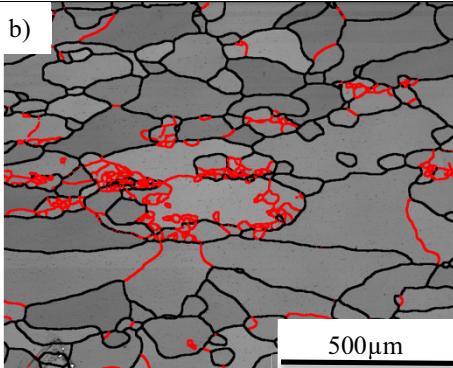
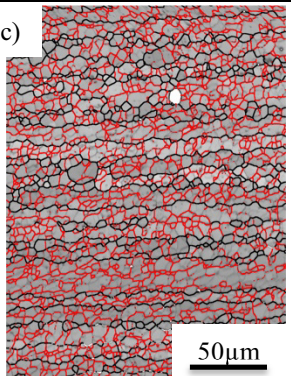
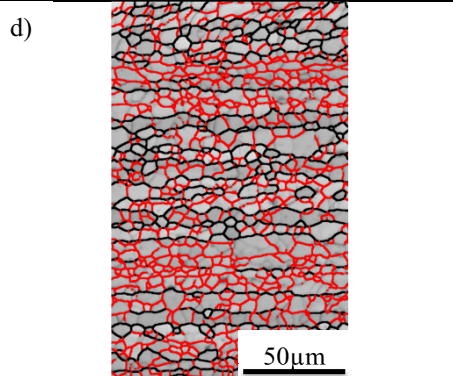
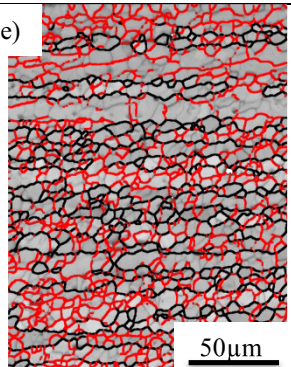
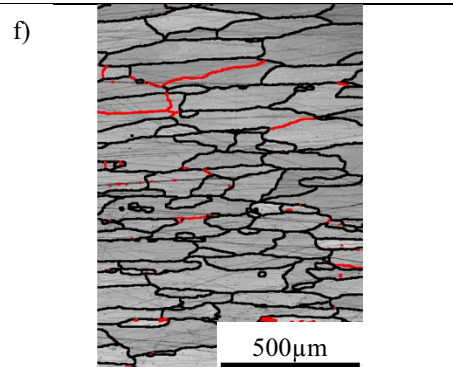
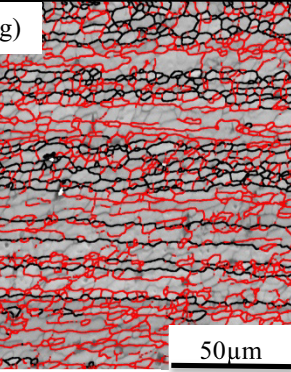
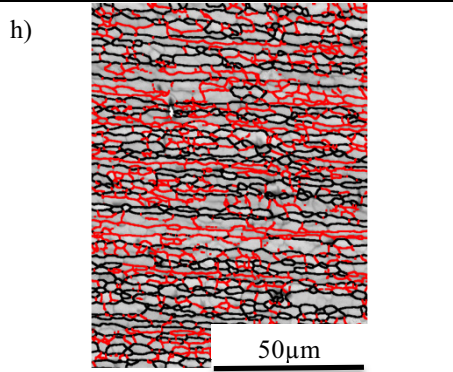
	dickwandige Proben R=24:1	dünnwandige Proben R=48:1
EN AW-6060 $T_B=500^\circ\text{C}$ $v_{Si}=3,3\text{mm/s}$	a) 	b) 
EN AW-6060 $T_B=400^\circ\text{C}$ $v_{Si}=0,8\text{mm/s}$	c) 	d) 
EN AW-6082 $T_B=500^\circ\text{C}$ $v_{Si}=3,3\text{mm/s}$	e) 	f) 
EN AW-6082 $T_B=400^\circ\text{C}$ $v_{Si}=0,8\text{mm/s}$	g) 	h) 

Abbildung 6.7: EBSD-Maps mit Bandkontrast und Informationen zum Misorientierungswinkel von Korngrenzen (rot=KWKG $\alpha_{MO}<15^\circ$, schwarz=GWKG $\alpha_{MO}\geq 15^\circ$) in Anlehnung an [NEG16], PR←

6. Ergebnisdarstellung zur Profilcharakterisierung

Weiterhin zeigten die EBSD-Ergebnisse, dass die in Pressrichtung längsgestreckten Kristallite gegeneinander durch Großwinkelkorngrenzen abgegrenzt vorlagen (Abbildung 6.7c, d, e, g, h). Die Gestalt der GWKG war dabei nicht glatt, sondern eher sägezahnförmig. Des Weiteren wurde anhand der dargestellten Ergebnisse deutlich, dass innerhalb der längsgestreckten Körner, zahlreiche Subkörner vorlagen, die sich durch einen Misorientierungswinkel von kleiner 15° auszeichneten. Über die Kornhöhe der längsgestreckten Körner senkrecht zur Strangpressrichtung gesehen, lagen dabei ein bis maximal 4 Subkörner vor. Daneben wurden auch zahlreiche kleine Körner identifiziert, die vollständig von einer Großwinkelkorngrenze umgeben waren. Mit zunehmendem Pressverhältnis von $R=24:1$ auf $R=48:1$ (von Abbildung 6.7c zu d und von Abbildung 6.7g zu h) erhöhte sich deren Anzahl deutlich. Während im Zuge der Pressverhältniszunahme bei der Legierung EN AW-6082 eine Steigerung des Anteils an Großwinkelkorngrenzen zunahm, hatte dies für die Legierung EN AW-6060 keinen signifikanten Einfluss (Tabelle 6.3).

Tabelle 6.3: Mittels EBSD ermittelte Anteile an Klein- ($\alpha_{MO} < 15^\circ$) und Großwinkelkorngrenzen ($\alpha_{MO} \geq 15^\circ$)

Legierung	Strangpressbedingungen	α_{MO}	R=24:1	R=48:1
EN AW-6060	500°C, 3,3mm/s	$<15^\circ$	22%	29%
		$\geq 15^\circ$	78%	71%
	400°C, 0,8mm/s	$<15^\circ$	60%	56%
		$\geq 15^\circ$	40%	44%
EN AW-6082	500°C, 3,3mm/s	$<15^\circ$	53%	8%
		$\geq 15^\circ$	47%	92%
	400°C, 0,8mm/s	$<15^\circ$	62%	42%
		$\geq 15^\circ$	38%	58%

Neben der Unterscheidung des Korngrenzencharakters in KWKG und GWKG ermöglicht das EBSD-Verfahren weiterhin Aussagen über die Orientierung der Kristallite und somit über eine möglicherweise vorhandene Vorzugsorientierung (Textur) im untersuchten Probenausschnitt. Daher sind in Abbildung 6.9 die Kornorientierungsverteilungen bezüglich der z-Richtung (Normalenrichtung ND) farblich dargestellt (siehe Abbildung 6.8 und vergl. Kapitel 4.4.3.).

6. Ergebnisdarstellung zur Profilcharakterisierung

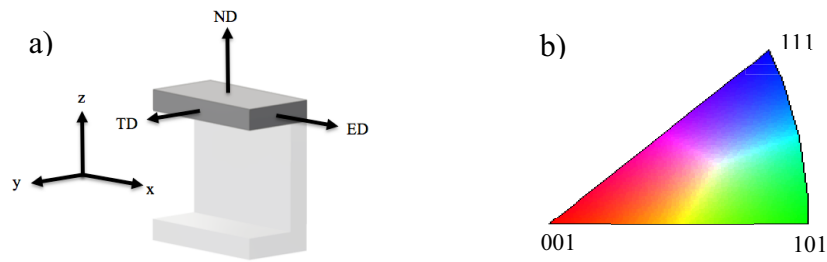


Abbildung 6.8: a) Darstellung von Mess- und Probenkoordinatensystem b) Farblegende für die Kornorientierungsverteilungen der EBSD-Analysen

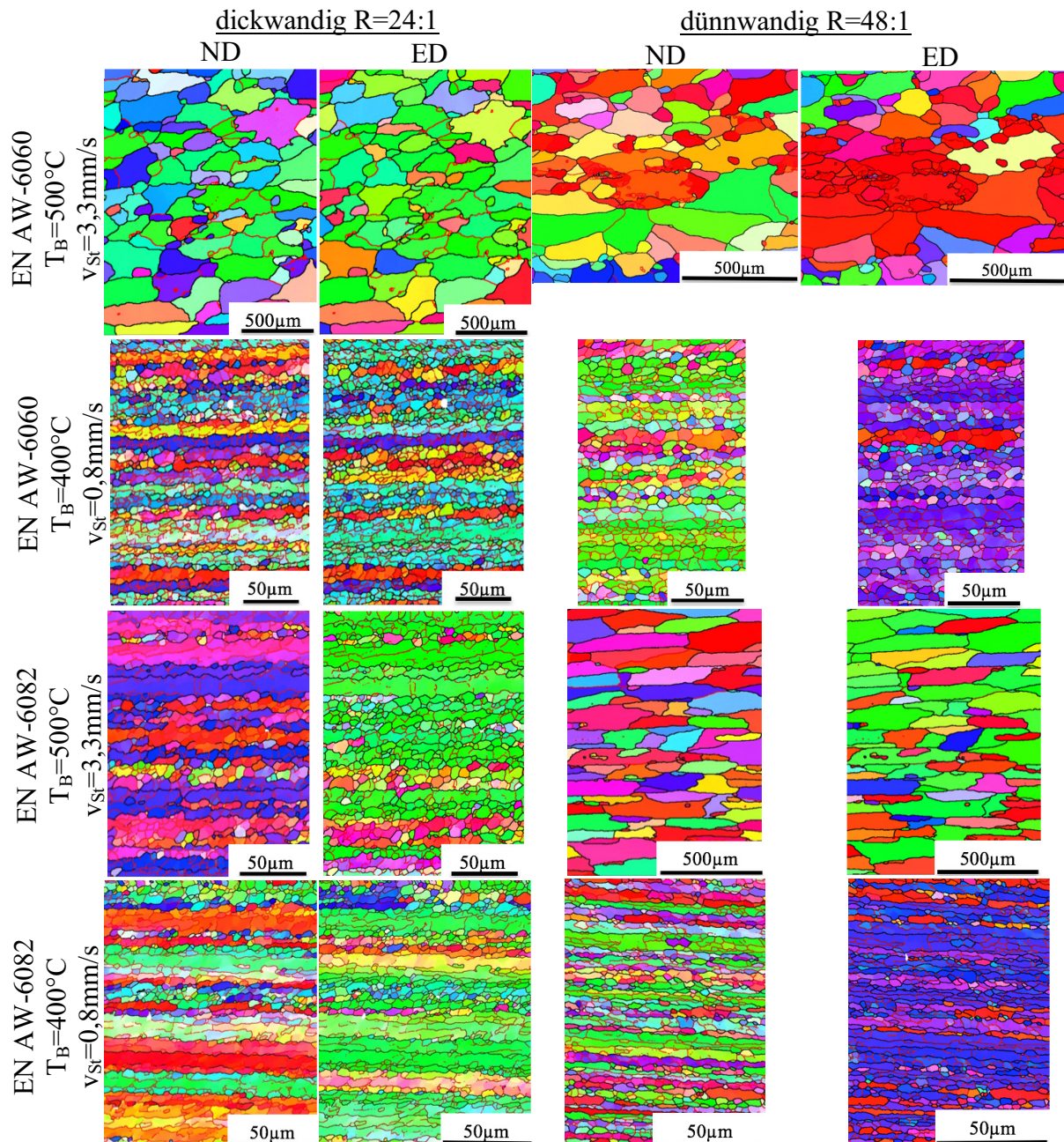


Abbildung 6.9: Darstellungen der mittels EBSD bestimmten Kornorientierungsverteilungen bezüglich der z-Richtung (Normalenrichtung ND) und x-Richtung (Strangpressrichtung ED)

6. Ergebnisdarstellung zur Profilcharakterisierung

Aus der farblichen Darstellung der jeweiligen Kornorientierungen in Abbildung 6.9 konnte hinsichtlich der Abhängigkeit von den Strangpressparametern zunächst keine einheitliche Systematik wie z. B. etwa eine charakteristische Doppelfasertextur abgeleitet werden. Daher erfolgt nachfolgend lediglich eine beispielhafte Beschreibung für die Proben der Legierung EN AW-6060. Für diese Legierung zeigte sich unter Verwendung der Prozessparameter von $T_B=500^\circ\text{C}$, $v_{St}=3,3\text{mm/s}$ und $R=24:1$ ein hoher Anteil von Körnern, deren $\langle 101 \rangle$ -Richtungen parallel zur Normalenrichtung (ND) orientiert waren. Die gleiche Beobachtung konnte bei Betrachtung der Kornorientierungen bezüglich der Strangpressrichtung (ED) gemacht werden. Für den dünnwandigen Abschnitt ($R=48:1$) desselben Rohres hingegen waren die meisten Körner bezüglich ND $\langle 001 \rangle$ orientiert, wobei jedoch erneut auch $\langle 101 \rangle$ -orientierte Körner vorlagen. Die Betrachtung bezüglich der ED führte hingegen zu dem Ergebnis, dass der überwiegende Anteil der Kristallite im untersuchten Probenbereich eine $\langle 001 \rangle$ -Orientierung aufwies. Im Falle der Verwendung der Strangpressparameter von $T_B=400^\circ\text{C}$, $v_{St}=0,8\text{mm/s}$ und $R=24:1$ für die Legierung EN AW-6060 wurden viele verschiedene Kornorientierungen sowohl bei Betrachtung der Kornorientierung bezüglich ND als auch bezüglich ED vorgefunden. Im Falle des dünnwandigen Rohrabschnitts ($R=48:1$) desselben Rohres traten überwiegend Körner auf, deren $\langle 101 \rangle$ -Richtungen parallel zu ND orientiert waren. Parallel zur Strangpressrichtung wurden dagegen überwiegend $\langle 112 \rangle$ -orientierte Kristallite vorgefunden.

Durch die exemplarische Betrachtung der Polfiguren für die EN AW-6060-Probe, die unter Verwendung von $T_B=400^\circ\text{C}$, $v_{St}=0,8\text{mm/s}$, $R=48:1$ hergestellt wurde, konnte schließlich ermittelt werden, dass hierbei eine deutlich ausgeprägte Walztextur vorlag (Abbildung 6.10a). Dies wird aus dem Vergleich der Polfiguren in Abbildung 6.10a mit denen in Abbildung 4.4. in Kapitel 4.4.3. deutlich. Ähnliche Walztexturen konnten auch für sämtliche Proben bestimmt werden, die ein faserförmiges Gefüge aufwiesen.

Abbildung 6.10b zeigt hingegen exemplarisch die Polfiguren für die vollständig rekristallisierte Probe des dünnwandigen EN AW-6060-Rohrabschnitts ($R=48:1$), der mit $T_B=500^\circ\text{C}$ und $v_{St}=3,3\text{mm/s}$ umgeformt wurde. Der Unterschied zu der zuvor beispielhaft beschriebenen Walztextur ist deutlich. Die $\{100\}$ -Polfigur wies nun ein stark ausgeprägtes Intensitätsmaximum (Peak) in Pressrichtung (ED) auf. Darüber hinaus konnten noch weitere, allerdings weniger stark ausgeprägte Peaks z. B. in Normalenrichtung (ND), sowie entlang der Achse der Querrichtung (TD) verteilt vorgefunden werden. In diesem Fall könnte die Textur als eine $\langle 100 \rangle$ -Fasertextur in ED beschrieben werden.

6. Ergebnisdarstellung zur Profilcharakterisierung

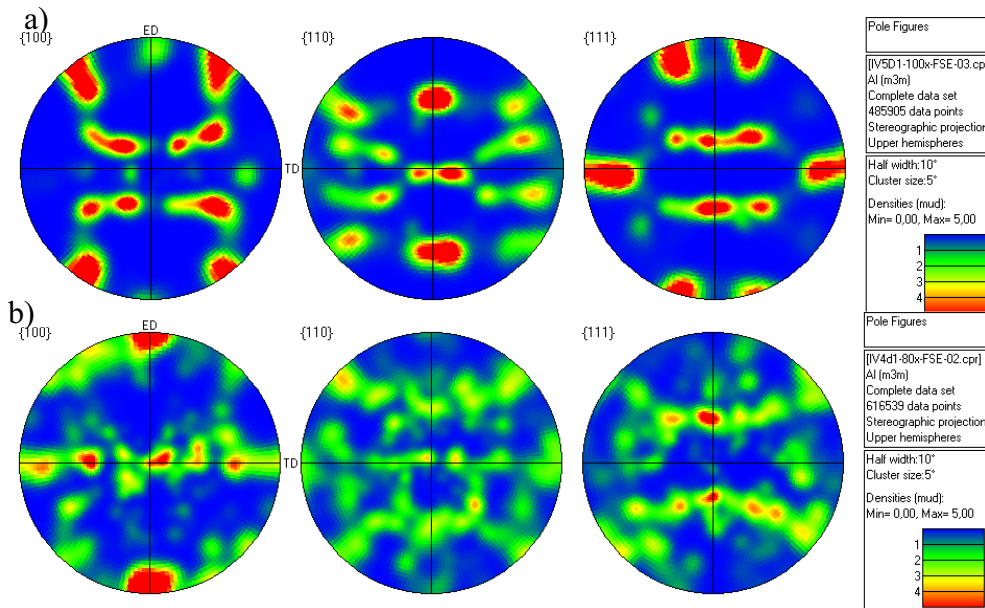


Abbildung 6.10: Exemplarische Darstellungen der $\{100\}$ -, $\{110\}$ - und $\{111\}$ -Polfiguren für Vierkantrohrabschnitte hergestellt unter Verwendung von a) EN AW-6060, $T_B=400^\circ\text{C}$, $v_{St}=0,8\text{mm/s}$, $R=48:1$ und b) EN AW-6060, $T_B=500^\circ\text{C}$, $v_{St}=3,3\text{mm/s}$, $R=48:1$

6.1.4. Axiale Mikrostrukturentwicklung bei kontinuierlicher Wanddickenreduktion

Neben dem Einfluss der Strangpressparameter auf die Mikrostrukturentwicklung in dick- sowie dünnwandigen Rohrabschnitten sollte auch untersucht werden, ob die Erhöhung des Pressverhältnisses und folglich einer Wanddickenverringerung über die Profillänge mit mikrostrukturellen Veränderungen einherging. Dazu wurden für ausgewählte Rohre entsprechend Abbildung 4.3 an mehreren Positionen des jeweiligen Rohres Proben entnommen und lichtmikroskopisch untersucht. Hierfür wurden lediglich die Vierkantrohre herangezogen, die mit den Extrembedingungen hinsichtlich Bolzeneinsatztemperatur und Stempelgeschwindigkeit also $T_B=500^\circ\text{C}$ und $v_{St}=3,3\text{mm/s}$ sowie $T_B=400^\circ\text{C}$ und $v_{St}=0,8\text{mm/s}$ produziert wurden. Die Resultate der Untersuchungen zur axialen Mikrostrukturentwicklung sind in Abbildung 6.11 dargestellt.

6. Ergebnisdarstellung zur Profilcharakterisierung

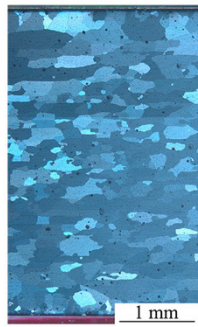
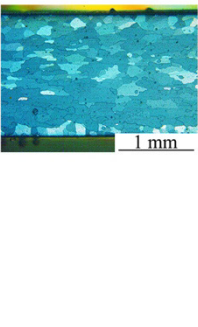
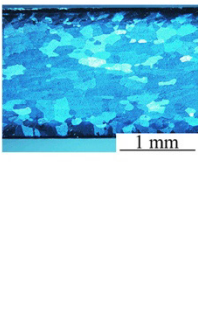
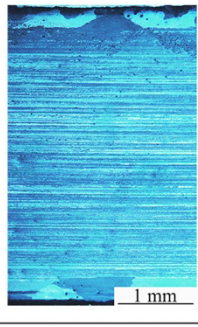
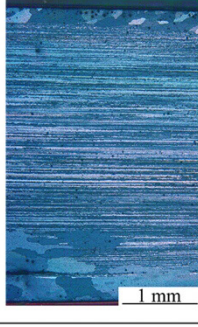
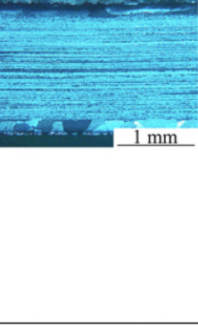
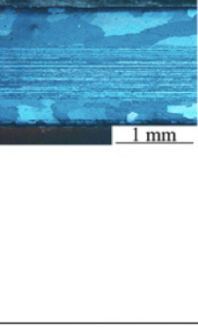
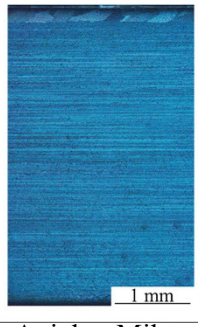
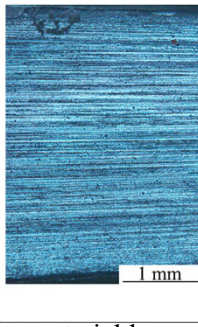
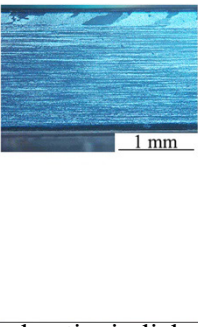
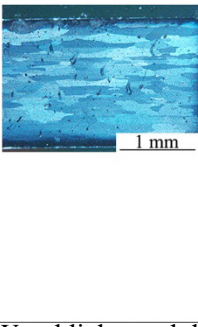
Parameter	Pos. 1	Pos. 2	Pos. 3	Pos. 4
EN AW-6060 $T_B=500^{\circ}\text{C}$ $v_{St}=3,3\text{mm/s}$				
EN AW-6060 $T_B=400^{\circ}\text{C}$ $v_{St}=0,8\text{mm/s}$				
EN AW-6082 $T_B=500^{\circ}\text{C}$ $v_{St}=3,3\text{mm/s}$				

Abbildung 6.11: Axiale Mikrostrukturentwicklung bei kontinuierlicher Wanddickenreduktion, Bildoberseite ist Kontaktbereich mit Dornoberfläche nach [NEG16], PR ←

Daraus geht hervor, dass für die Legierung EN AW-6060 und einer Kombination von $T_B=500^{\circ}\text{C}$ und $v_{St}=3,3\text{mm/s}$ bei allen Positionen stets ein vollständig rekristallisiertes Gefüge vorgefunden wurde. Die Bestimmung der lokalen Korngrößen zeigt jedoch, dass sich diese über die Rohrlänge eines Wanddickenvariationszyklus nicht homogen ausbildeten (Tabelle 6.4). Wie Tabelle 6.4 entnommen werden kann, betrug die mittlere Korngröße am Ende des dickwandigen Rohrbereichs (Pos. 1) parallel zur Pressrichtung (ED) $195\mu\text{m}$ und senkrecht dazu also in Richtung der Oberflächennormalen (ND) $117\mu\text{m}$. Zu Beginn der Wanddickenreduktion (Pos. 2) stiegen diese beiden Werte auf $288\mu\text{m}$ und $144\mu\text{m}$ an. Am Ende des Wanddickenübergangsbereichs (Pos. 3) sank die Korngröße in Pressrichtung auf $173\mu\text{m}$ ab, während senkrecht dazu ein Wert von $69\mu\text{m}$ ermittelt wurde. Im konstant dünnwandigen Rohrbereich (Pos. 4) wurde eine weitere Korngrößenreduktion in auf $155\mu\text{m}$ in Pressrichtung festgestellt. In Normalenrichtung war hingegen ein leichter Anstieg auf $77\mu\text{m}$ zu beobachten.

6. Ergebnisdarstellung zur Profilcharakterisierung

In Abbildung 6.12 ist die Entwicklung der lokalen Korngrößen in Pressrichtung veranschaulicht.

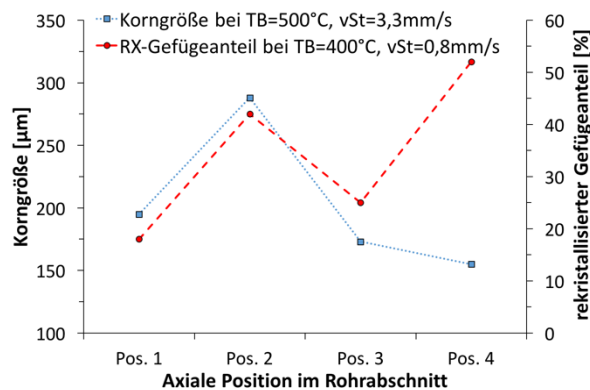


Abbildung 6.12: Entwicklung der Korngröße parallel zur Pressrichtung sowie des rekristallisierten Gefügeanteils von EN AW-6060 bei axialer Wanddickenreduktion

Tabelle 6.4: Axiale Entwicklung des rekristallisierten Gefügeanteils, der Rekristallisationsschichtdicke sowie der Korngröße

Pressbedingungen	Eigenschaft	Pos. 1	Pos. 2	Pos. 3	Pos. 4
EN AW-6060 T _B =500°C v _{St} =3,3mm/s	rekrist. Gefügeanteil [%]	100	100	100	100
	Dicke RX-Schicht [mm]	4,1	3,7	3,5	1,7
	Korngröße parallel zu ED [µm]	195	288	173	155
	Korngröße parallel zu ND [µm]	117	144	69	77
EN AW-6060 T _B =400°C v _{St} =0,8mm/s	rekrist. Gefügeanteil [%]	18	42	25	56
	Dicke RX-Schicht [mm]	0,8	1,0	0,4	0,8
	Korngröße parallel zu ED [µm]	-	-	-	-
	Korngröße parallel zu ND [µm]	-	-	-	-
EN AW-6082 T _B =500°C v _{St} =3,3mm/s	rekrist. Gefügeanteil [%]	5	0	12	100
	Dicke RX-Schicht [mm]	0,2	0	0,2	1,7
	Korngröße parallel zu ED [µm]	-	-	-	313
	Korngröße parallel zu ND [µm]	-	-	-	89

Für die Pressparameterkombination von T_B=400°C und v_{St}=0,8mm/s wurde das Gefüge von der faserförmigen Kornmorphologie auch in axialer Rohrrichtung dominiert (Abbildung 6.11). Es lag jedoch stets ein Saum von rekristallisierten Körnern an der inneren und äußeren Rohroberfläche vor. Die Dicke des Saums und im Zuge der abnehmenden Wandstärke auch der rekristallisierte Gefügeanteil variierten dabei jedoch wie Tabelle 6.4 entnommen werden kann. So betrug die Saumdicke am Ende des dickwandigen Rohrbereichs (Pos. 1) 0,8mm und der rekristallisierte Anteil 18%. Zu Beginn der Wanddickenreduktion (Pos. 2) erhöhten sich die beiden Kennwerte auf 1,0mm sowie 42%. Am Ende des Wanddickenübergangsbereichs (Pos. 3) lag die Saumdicke bei 0,4mm und der rekristallisierte Anteil des Gefüges betrug 25%. Schließlich wurden im konstant dünnwandigen Profilbereich (Pos. 4) Werte von 0,8mm und

6. Ergebnisdarstellung zur Profilcharakterisierung

56% festgestellt. Der Verlauf des rekristallisierten Gefügeanteils bei lokaler Änderung der Rohrwanddicke durch kontinuierliche Reduktion ist in Abbildung 6.12 dargestellt.

Wird die Gefügeveränderung entlang der Rohrlänge im Falle der Legierung EN AW-6082 betrachtet, so kann festgehalten werden, dass selbst bei Strangpressbedingungen von $T_B=500^\circ\text{C}$ und $v_{St}=3,3\text{mm/s}$ die faserförmige Gestalt der Kristallite überwog. Dies galt zumindest für die Probeentnahmestellen 1 bis 3. Allerdings konnte an den Positionen 1 und 3 an der Oberfläche, die in Kontakt mit dem Dorn, stand eine dünne rekristallisierte Schicht vorgefunden werden. Im Bereich des konstant dünnwandigen Rohrabchnitts lag hingegen ein vollständig rekristallisiertes Gefüge vor. Dieses wies jedoch noch eine deutliche Längsstreckung der Körner in Pressrichtung auf. Dabei war der mittlere Korndurchmesser parallel zur Pressrichtung deutlich größer als in Richtung der Oberflächennormalen. Die jeweiligen Werte der Korngröße sowie die Dicke der rekristallisierten Oberflächenschicht können Tabelle 6.4 entnommen werden.

6.1.5. Ausscheidungscharakterisierung

Die höchsten mechanischen Materialeigenschaften von EN AW-6xxx Legierungen werden erst nach einer Warmauslagerung erreicht und sind somit maßgeblich durch die sich dabei entwickelnden Ausscheidungsphasen bestimmt. Aus diesem Grund wurden ausgewählte T6 warmausgelagerte Probenzustände ($T_A=180^\circ\text{C}$, $t_A=8\text{h}$) mittels Transelektronenmikroskopie hinsichtlich des jeweils vorliegenden Ausscheidungszustands charakterisiert. In Abbildung 6.13 sind die entsprechenden TEM-Aufnahmen jeweils bei 52000-facher Vergrößerung dargestellt. Für eine Vergleichbarkeit der Ausscheidungszustände wurden weiterhin jeweils die Ausscheidungsichte (Anzahl der Ausscheidungen pro Fläche) sowie die mittlere Ausscheidungslänge bestimmt.

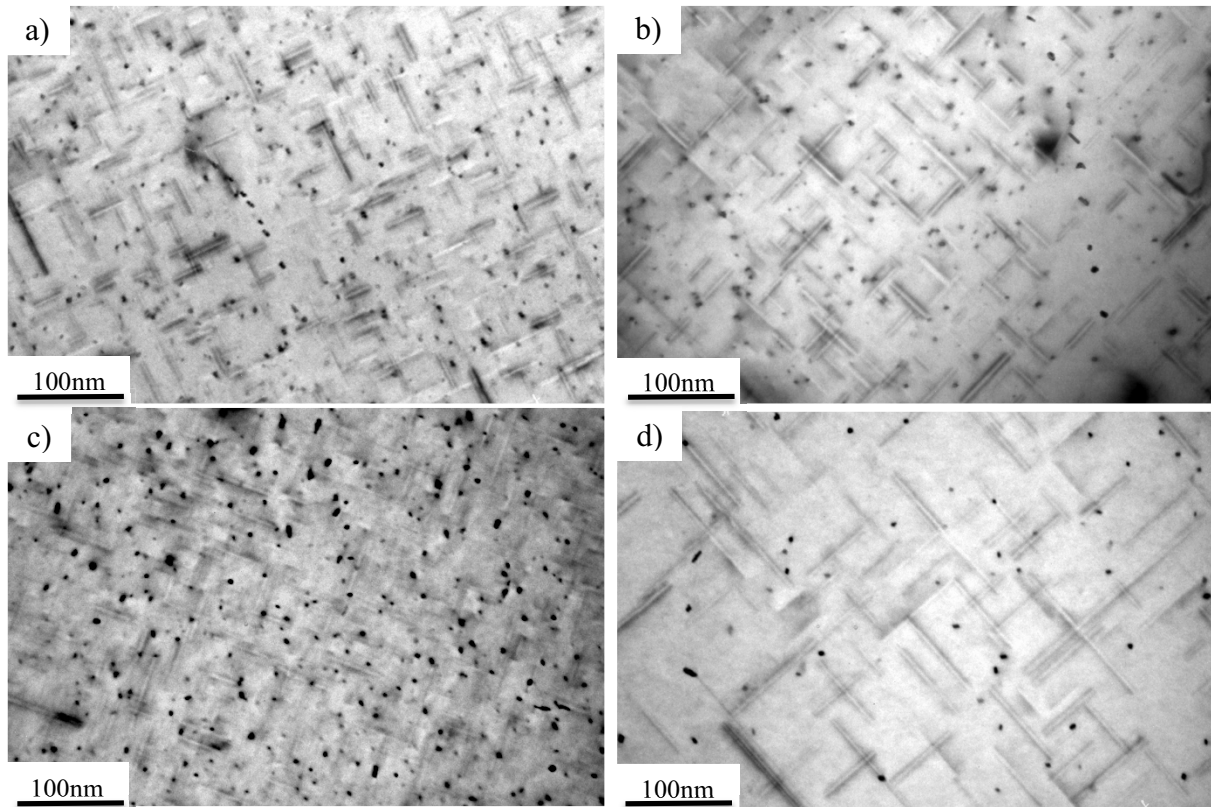


Abbildung 6.13: TEM-Ausscheidungscharakterisierung von T6 warmausgelagerten ($T_A=180^\circ\text{C}$, $t_A=8\text{h}$) Proben, die mit unterschiedlichen Strangpressparametern erzeugt wurden (Abbildungsbedingung: Vielstrahlfall einer $\langle 100 \rangle$ -Zonenachse) a) EN AW-6060, $T_B=500^\circ\text{C}$, $v_{St}=3,3\text{mm/s}$, $R=48:1$ b) EN AW-6060, $T_B=500^\circ\text{C}$, $v_{St}=3,3\text{mm/s}$, $R=24:1$, c) EN AW-6060, $T_B=400^\circ\text{C}$, $v_{St}=3,3\text{mm/s}$, $R=48:1$, d) EN AW-6060, $T_B=400^\circ\text{C}$, $v_{St}=0,8\text{mm/s}$, $R=48:1$

Abbildung 6.13a zeigt den Ausscheidungszustand eines dünnwandigen EN AW-6060-Vierkantrohrabschnitts, der bei $T_B=500^\circ\text{C}$ mit $v_{St}=3,3\text{mm/s}$ stranggepresst und bei $T_A=180^\circ\text{C}$ für $t_A=8\text{h}$ warmausgelagert wurde. Zu erkennen sind zahlreiche nadelförmige Ausscheidungen, die zum einen parallel zueinander vorliegen, zum anderen um 90° verdreht. Die Ausrichtung war jedoch stets parallel zu den $\langle 100 \rangle$ -Richtungen des Aluminiumkristalls. Des Weiteren lagen zahlreiche punktförmige Ausscheidungen vor. Durch Probendrehung konnte allerdings festgestellt werden, dass es sich dabei ebenfalls um nadelförmige Ausscheidungen handelte, deren Längsachse senkrecht zur Bildebene lag und somit im dargestellten Bild lediglich ihr Querschnitt abgebildet wurde. Die mittlere Ausscheidungsichte für diesen Zustand wurde zu $2427\mu\text{m}^{-2}$ bestimmt und die mittlere Ausscheidungslänge lag bei 40nm .

In Abbildung 6.13b ist ein Probenzustand der selben Legierung abgebildet, der ebenfalls mit $T_B=500^\circ\text{C}$ sowie $v_{St}=3,3\text{mm/s}$ hergestellt wurde. Allerdings handelt es sich hierbei um einen dickwandigen Abschnitt desselben Rohres. Das Pressverhältnis war also hierbei mit $R=24:1$ lokal geringer als bei der in Abbildung 6.13a gezeigten Probe. Die wesentlichen Unterschiede,

6. Ergebnisdarstellung zur Profilcharakterisierung

die hierbei im Vergleich zum vorherigen Fall festzustellen waren, betrafen die Ausscheidungsichte und die mittlere Ausscheidungslänge. Während die Ausscheidungsichte hierbei mit $2054\mu\text{m}^{-2}$ leicht niedriger als zuvor ausfiel, blieb die mittlere Ausscheidungslänge mit 44nm unverändert.

Bei der dünnwandigen Probe, die einem Rohr entnommen wurde, welches mit $T_B=400^\circ\text{C}$ und $v_{St}=3,3\text{mm/s}$ stranggepresst wurde (Abbildung 6.13c), konnte die Ausscheidungsichte mit $1768\mu\text{m}^{-2}$ ermittelt werden. Hier betrug die mittlere Ausscheidungslänge 45nm.

Auch bei Betrachtung der in Abbildung 6.13d dargestellten Probe aus einem dünnwandigen Rohrabschnitt, der bei der geringeren Bolzeneinsatztemperatur ($T_B=400^\circ\text{C}$) und der kleinsten Stempelgeschwindigkeit $v_{St}=0,8\text{mm/s}$ stranggepresst wurde, wird deutlich, dass sich eine Verringerung dieser Strangpressparameter in gleicher Weise auf den Ausscheidungszustand auswirkten. Allerdings waren die Auswirkungen hierbei noch deutlich stärker ausgeprägt als zuvor. So wurde eine Ausscheidungsichte von lediglich $635\mu\text{m}^{-2}$ und eine mittlere Ausscheidungslänge von 75nm bestimmt. Damit wurde bei diesem Probenzustand die geringste Ausscheidungsichte sowie die größte mittlere Ausscheidungslänge vorgefunden. In Abbildung 6.14a ist die Entwicklung der Ausscheidungsichte in Abhängigkeit der Strangpressparameter grafisch dargestellt. Abbildung 6.14b zeigt die mittlere Ausscheidungslänge in Abhängigkeit von den Strangpressbedingungen.

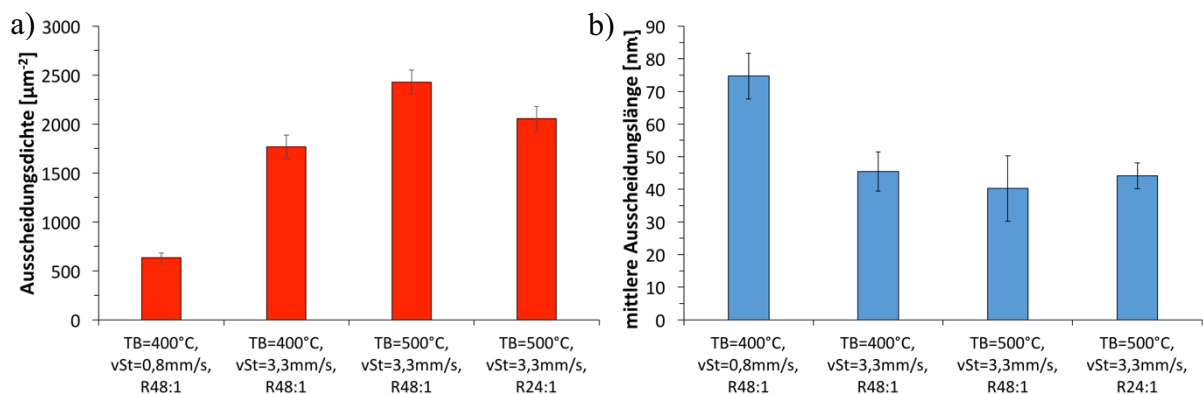


Abbildung 6.14: Charakterisierung der nadelförmigen Ausscheidungen in Abhängigkeit von den Strangpressbedingungen a) mittlere Ausscheidungsichte b) mittlere Ausscheidungslänge

6. Ergebnisdarstellung zur Profilcharakterisierung

6.1.6. Gefügedarstellung von direkt unter Verwendung des entwickelten Werkzeugs strangpressten Profilbereichen

Nachfolgend soll kurz auf das Gefüge der Profile eingegangen werden, die mit dem neu entwickelten Werkzeug erzeugt wurden. Wie Abbildung 6.15 zeigt, wurde für die Profilquerschnitte stets ein Mischgefüge aus rekristallisierten Körnern sowie Verformungsgefüge festgestellt. Dabei traten die rekristallisierten Kristallite im Falle des dickwandigen Profilabschnitts (Abbildung 6.15a) bevorzugt an den Profiloberflächen auf, während der größte Teil des Querschnitts nicht rekristallisiert vorlag. Im dünnwandigen Profilabschnitt hingegen lagen rekristallisierte Körner nicht nur an den Oberflächen sondern insbesondere auch in den Strangpressnähten jeweils in der Mitte der jeweiligen Profilseiten vor (Abbildung 6.15b). Des Weiteren war der Anteil an rekristallisiertem Gefüge gegenüber dem dickwandigen Abschnitt deutlich erhöht. Der Rekristallisationsaum war an der Profilinnenseite stärker ausgeprägt als außen (Abbildung 6.15b). Ein signifikanter Einfluss der Probenentnahmeposition entlang der Stranglänge auf die Gefügeausbildung wurde nicht festgestellt. Ebenso wirkte sich die lokale Wanddickenreduktion nicht auf das Gefüge aus.

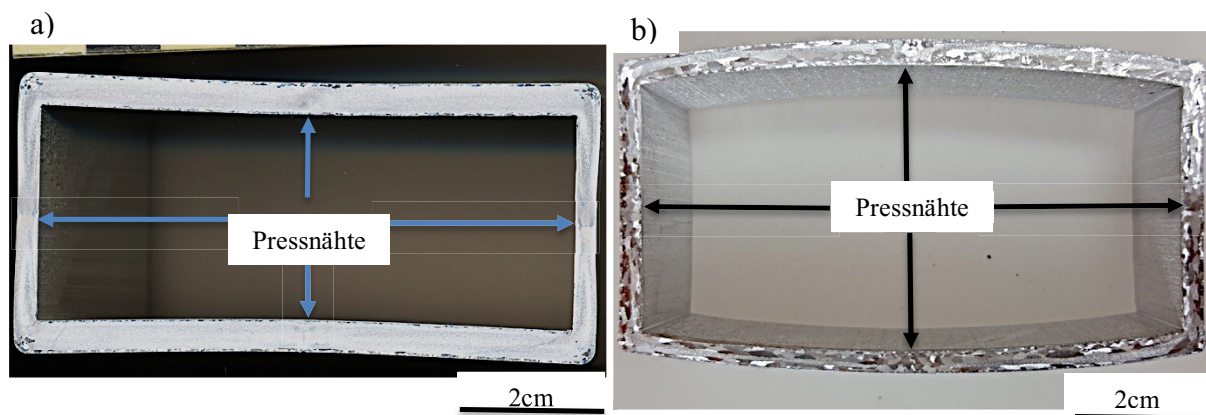


Abbildung 6.15: Gefügedarstellung direkt stranggepresster Hohlprofile a) dickwandiger Profilabschnitt b) dünnwandiger Profilbereich

6.2. Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften unter quasi-statischer Zugbelastung

6.2.1. Einfluss der Strangpressparameter auf die mechanischen Eigenschaften unter Zugbelastung im stranggepressten Zustand (as-extruded)

Zunächst sollten die in Flachzugversuchen bestimmten mechanischen Materialeigenschaften in Abhängigkeit von den vorgegebenen Strangpressparametern Stempelgeschwindigkeit, Bolzeneinsatztemperatur und Pressverhältnis für den stranggepressten Probenzustand

6. Ergebnisdarstellung zur Profilcharakterisierung

betrachtet werden. Daher sind die daraus gewonnenen mechanischen Materialkennwerte für die verschiedenen Pressbedingungen in Tabelle 6.5 aufgeführt.

Tabelle 6.5: Einfluss der Strangpressparameter auf die mechanischen Materialkennwerte der Legierung EN AW-6060 im stranggepressten Probenzustand

T_B [°C]	v_{St} [mm/s]	R=24:1			R=48:1		
		$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	ε_{Br} [%]	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	ε_{Br} [%]
400	0,8	73 ± 1	157 ± 5	25 ± 1	62 ± 1	132 ± 6	21 ± 2
	1,6	72 ± 2	168 ± 2	28 ± 1	85 ± 1	168 ± 4	17 ± 1
	3,3	67 ± 1	161 ± 1	28 ± 1	77 ± 1	152 ± 6	19 ± 1
500	0,8	94 ± 4	191 ± 2	25 ± 1	95 ± 2	181 ± 2	27 ± 1
	1,6	93 ± 1	200 ± 1	28 ± 4	103 ± 6	174 ± 15	16 ± 4
	3,3	100 ± 4	203 ± 2	26 ± 3	100 ± 1	193 ± 1	21 ± 2

Als erstes zeigten die Ergebnisse, dass die in DIN EN 755-2 [DIN13b] für die Legierung EN AW-6060 im Zustand T4 vorgegebenen minimalen Anforderung von $R_{p0,2} \geq 60\text{MPa}$, $R_m \geq 120\text{MPa}$ und $\varepsilon_{Br} = 16\%$ im Allgemeinen eingehalten werden konnten. Eine Ausnahme davon stellte lediglich die Bruchdehnung von $16\% \pm 4$ des Versuchs bei $T_B=500^\circ\text{C}$ und $R=48:1$ mit $v_{St}=1,6\text{mm/s}$ dar.

Bei der Betrachtung der Einflüsse der Strangpressparameter auf die mechanischen Materialkennwerte im stranggepressten Probenzustand konnte folgendes festgestellt werden. Die Vergrößerung der Stempelgeschwindigkeit von $v_{St}=0,8\text{mm/s}$ bis zu $v_{St}=3,3\text{mm/s}$ führte zu leicht erhöhten Werten der Dehngrenze und Zugfestigkeit. Allerdings lagen diese Änderungen oftmals lediglich innerhalb der Fehlergrenzen, sodass dieser Einfluss in den meisten Fällen als nicht signifikant zu bezeichnen ist. Ebenso wurde auch die Bruchdehnung bei der überwiegenden Anzahl der Versuche von der Stempelgeschwindigkeit nicht signifikant beeinflusst. Merkbliche Variationen waren lediglich bei Verwendung der hohen Bolzeneinsatztemperatur von $T_B=500^\circ\text{C}$ und den dünnwandigen Proben ($R=48:1$) festzustellen. Hier zog eine Geschwindigkeitserhöhung tendenziell ein Abfallen der Bruchdehnung nach sich.

Eine deutliche Erhöhung der Bolzeneinsatztemperatur von $T_B=400^\circ\text{C}$ auf $T_B=500^\circ\text{C}$ führte zu einer Steigerung der Werte von Dehngrenze und Zugfestigkeit (Abbildung 6.16). Dieser Zusammenhang konnte für alle drei Stempelgeschwindigkeiten sowie für beide Pressverhältnisse vorgefunden werden. Die Bruchdehnung wurde von der Variation der Bolzeneinsatztemperatur hingegen nicht maßgeblich beeinflusst. Einzig bei Verwendung der geringsten Geschwindigkeit von $v_{St}=0,8\text{mm/s}$ wurde bei höherer Bolzeneinsatztemperatur eine höhere Bruchdehnung als bei $T_B=400^\circ\text{C}$ festgestellt.

6. Ergebnisdarstellung zur Profilcharakterisierung

Das Pressverhältnis stellte den dritten Einflussparameter auf die mechanischen Kennwerte dar. Wird die Auswirkung einer Steigerung des Pressverhältnisses von $R=24:1$ auf $R=48:1$ auf $R_{p0,2}$ betrachtet, so war festzustellen, dass dies nur bei einem Teil der Versuche zu einer leichten Erhöhung der Dehngrenzen führte. Dieser Trend wurde insbesondere für die Versuche mit niedriger $T_B=400^\circ\text{C}$ bei $v_{St}=0,8\text{mm/s}$ und $v_{St}=3,3\text{mm/s}$ beobachtet. Auch die Verwendung der mittleren Geschwindigkeit von $v_{St}=1,6\text{mm/s}$ zog bei $T_B=500^\circ\text{C}$ diesen Effekt nach sich. Für $v_{St}=0,8\text{mm/s}$ und $v_{St}=3,3\text{mm/s}$ bei dieser Temperatur blieben die Dehngrenzen hingegen unverändert.

Im Gegensatz dazu wurde beobachtet, dass die Erhöhung des Pressverhältnisses im Allgemeinen eine Verringerung der Zugfestigkeiten nach sich zog (Abbildung 6.16). Ebenso wurde festgestellt, dass die Bruchdehnung bei Proben des größeren Pressverhältnisses geringere Werte aufweisen als bei $R=24:1$ (Tabelle 6.5).

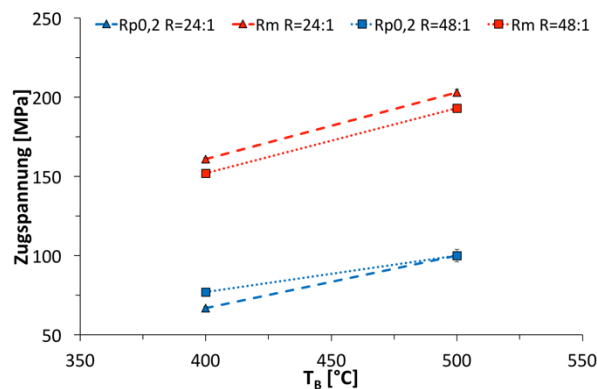


Abbildung 6.16: Einfluss der Bolzeneinsatztemperatur und des Pressverhältnisses auf Dehngrenze und Zugfestigkeit im stranggepressten Probenzustand bei $v_{St}=3,3\text{mm/s}$

Auch die Art der Profilkühlung nach dem Austritt aus der Presse kann als Pressparameter aufgefasst werden. Daher wurde exemplarisch der Einfluss der Abkühlbedingung in Form von langsamer Luftabkühlung bzw. Wasserabschreckung hinter dem Hohlstempel untersucht. Die mechanischen Eigenschaften sind in Tabelle 6.6 dargestellt.

Tabelle 6.6: Einfluss der Abkühlbedingungen auf die mechanischen Materialkennwerte im stranggepressten Probenzustand

T_B [°C]	v_{St} [mm/s]	Kühlung	R=24:1			R=48:1		
			$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	ε_{Br} [%]	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	ε_{Br} [%]
400	0,8	Luft	52 ± 8	135 ± 1	27 ± 2	61 ± 1	127 ± 3	23 ± 1
		Wasser	67 ± 1	161 ± 1	28 ± 1	77 ± 1	152 ± 6	19 ± 1
500	0,8	Luft	85 ± 1	185 ± 4	25 ± 1	75 ± 1	165 ± 1	25 ± 1
		Wasser	94 ± 4	191 ± 2	25 ± 1	95 ± 2	181 ± 2	27 ± 1

6. Ergebnisdarstellung zur Profilcharakterisierung

Daraus kann zunächst abgeleitet werden, dass die Art der Rohrabkühlung nach dem Strangpressen durchaus einen Einfluss auf die mechanischen Kennwerte hatte. Dabei führte das Abschrecken mittels Wasser bei den untersuchten Pressbedingungen stets zu größeren Werten von sowohl $R_{p0,2}$ als auch R_m . Die Bruchdehnung wurde hingegen nicht signifikant von der Kühlungsart beeinflusst.

6.2.2. Einfluss der Wärmebehandlung auf die mechanischen Materialeigenschaften unter Zugbelastung

Nach der Charakterisierung der mechanischen Werkstoffeigenschaften im stranggepressten Zustand wurde der Einfluss verschiedener Wärmehandlungsparameter auf mechanischen Materialkennwerte untersucht. Diese Versuche wurden an dünnwandigen Probenabschnitten des EN AW-6060-Rohres vorgenommen, das bei $T_B=500^\circ\text{C}$ mit $v_{St}=3,3\text{mm/s}$ hergestellt worden war. Dabei wurde die Wärmebehandlungsdauer (t_A) und die Temperatur (T_A) variiert. Die Ergebnisse sind in Tabelle 6.7 aufgeführt und in Abbildung 6.17 grafisch veranschaulicht.

Tabelle 6.7: Einfluss der Wärmebehandlung auf die mechanischen Materialkennwerte

Wärmebehandlung	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	ϵ_{Br} [%]
T4 as extruded (nach Pressen wasserabgeschreckt)	100 ± 1	193 ± 1	21 ± 2
T4 (Raumtemperaturlagerung >1 Jahr)	118 ± 1	228 ± 2	20 ± 3
T6 160°C, 8h	209 ± 16	278 ± 3	16 ± 1
T6 180°C, 4h	255 ± 5	288 ± 3	19 ± 2
T6 180°C, 8h	271 ± 7	296 ± 2	15 ± 1

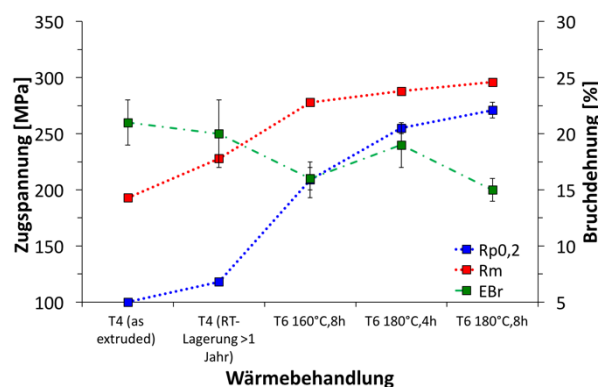


Abbildung 6.17: Einfluss verschiedener Probenzustände auf die mechanischen Werkstoffeigenschaften (EN AW-6060, $T_B=500^\circ\text{C}$, $v_{St}=3,3\text{mm/s}$, $R=48:1$)

Demnach lassen sich die Einflüsse der verschiedenen Wärmebehandlungen auf die mechanischen Materialkennwerte wie folgt beschreiben. Der Probenzustand „T4 as extruded“, der nach dem Austritt aus dem Hohlstempel unter Verwendung der Wasserkühlung erzeugt wurde, wies die geringsten Festigkeitswerte auf. Im Vergleich dazu führte eine Lagerung des

6. Ergebnisdarstellung zur Profilcharakterisierung

Probenmaterials an Raumtemperatur für mehr als 1 Jahr (Kaltauslagerung) zu einem relativ geringen Anstieg von Dehngrenze und Zugfestigkeit. Die Bruchdehnung zeigte sich dabei nicht signifikant beeinflusst. Eine Warmauslagerung des Materials bei $T_A=160^\circ\text{C}$ für $t_A=8\text{h}$ führte hingegen zu einer sehr deutlichen Steigerung der Dehngrenze und Zugfestigkeit gegenüber dem Ausgangszustand. Diese Festigkeitssteigerung ging mit einem Abfall der Bruchdehnung einher. Eine weitere Steigerung von Zugfestigkeit aber auch der Dehngrenze wurde bei einer Erhöhung der Warmauslagerungstemperatur von $T_A=160^\circ\text{C}$ auf $T_A=180^\circ\text{C}$ bei einer gleichzeitigen Reduzierung der Auslagerungsdauer von $t_A=4\text{h}$ festgestellt. Schließlich konnten die höchsten Festigkeitskennwerte durch die Verlängerung der Warmauslagerungsdauer bei $T_A=180^\circ\text{C}$ von $t_A=4\text{h}$ auf $t_A=8\text{h}$ erzielt werden. Im Zuge dessen sank jedoch die Bruchdehnung auf $\epsilon_{Br}=15\%$ ab.

6.2.3. Einfluss der Strangpressparameter auf die mechanischen Eigenschaften unter Zugbelastung im warmausgelagerten Zustand

Da zuvor festgestellt worden war, dass eine Warmauslagerung bei $T_A=180^\circ\text{C}$ für $t_A=8\text{h}$ die höchsten Festigkeiten bei gleichzeitig guter Bruchdehnung erzielte, wurde diese Wärmebehandlung ausgewählt, um den Einfluss der Strangpressparameter auf die mechanischen Materialkennwerte im warmausgelagerten Zustand (T6) zu untersuchen. Die Ergebnisse sind für die beiden Legierungen EN AW-6060 sowie EN AW-6082 in Tabelle 6.5 zusammenfassend dargestellt. Für die Legierung EN AW-6060 kann zunächst festgehalten werden, dass alle Pressbedingungen die in DIN EN 755-2 [DIN13b] festgeschriebenen Mindestanforderungen von $R_{p0,2} \geq 150\text{MPa}$, $R_m \geq 190\text{MPa}$ und $\epsilon_{Br} \geq 8\%$ erfüllt haben. Bei Betrachtung der Kennwerte für EN AW-6082 hingegen muss festgestellt werden, dass die Festigkeitsanforderungen von $R_{p0,2} \geq 250\text{MPa}$, $R_m \geq 290\text{MPa}$ für $R=24:1$ und $T_B=400^\circ\text{C}$ sowie für $R=48:1$ bei $T_B=400^\circ\text{C}$ und $v_{St}=0,8\text{mm/s}$ nicht erreicht wurden. Auf die Ursachen dafür wird im Rahmen der Ergebnisdiskussion in Kapitel 7 eingegangen.

Die Einflüsse der Strangpressparameter auf die mechanischen Kennwerte werden zunächst für die Legierung EN AW-6060 beschrieben. Eine Steigerung der Stempelgeschwindigkeit von $v_{St}=0,8\text{mm/s}$ auf $v_{St}=3,3\text{mm/s}$ führte dabei sowohl zu einer Erhöhung der Dehngrenze als auch der Zugfestigkeit. Diese Beobachtung konnte für beide Bolzeneinsatztemperaturen und für beide Pressverhältnisse gemacht werden. Dies ist exemplarisch für $T_B=400^\circ\text{C}$ und $R=48:1$ in Abbildung 6.18a dargestellt. Die geschwindigkeitsbedingte Steigerung der Dehngrenze lag je nach Prozessbedingungen zwischen 9% und 29%. Die stärkste Erhöhung wurde bei

6. Ergebnisdarstellung zur Profilcharakterisierung

Verwendung von $T_B=400^\circ\text{C}$ und $R=48:1$ beobachtet, wo $R_{p0,2}$ von $R_{p0,2}=197\text{MPa}$ auf $R_{p0,2}=255\text{MPa}$ anstieg. Die geringste Steigerung der Dehngrenze wurde bei $T_B=500^\circ\text{C}$ und $R=48:1$ verzeichnet (von $R_{p0,2}=279\text{MPa}$ auf $R_{p0,2}=303\text{MPa}$). Die Bruchdehnung zeigte sich hingegen von der Variation der Stempelgeschwindigkeit im betrachteten Rahmen nicht beeinflusst.

Die Verwendung einer Bolzeneinsatztemperatur von $T_B=500^\circ\text{C}$ gegenüber von $T_B=400^\circ\text{C}$ wirkte sich in Form von stark gesteigerten Werten auf die Dehngrenze sowie die Zugfestigkeit aus. Der Einfluss dieser Veränderung bei einer Erhöhung der Dehngrenze lag zwischen 19% und 42%. So wurde die geringste prozentuale Erhöhung von $R_{p0,2}=255\text{MPa}$ auf $R_{p0,2}=303\text{MPa}$ nach dem Strangpressen mit $v_{St}=3,3\text{mm/s}$ und $R=48:1$ vorgefunden. Die größte Steigerung von $R_{p0,2}=197\text{MPa}$ auf $R_{p0,2}=279\text{MPa}$ wurde hingegen bei $v_{St}=0,8\text{mm/s}$ und $R=48:1$ festgestellt. Dies kann Abbildung 6.18b entnommen werden, die diesen Zusammenhang exemplarisch für Proben, die mit $v_{St}=0,8\text{mm/s}$ stranggepresst wurden, aufzeigt. Allerdings zog die deutliche Steigerung der Festigkeitswerte eine Verringerung der Bruchdehnung nach sich (Tabelle 6.8).

Schließlich ist in Abbildung 6.18b beispielhaft auch der Einfluss einer Variation des Pressverhältnisses dargestellt. Demnach wird ersichtlich, dass eine Erhöhung des Pressverhältnisses von $R=24:1$ auf $R=48:1$ und folglich eine Reduktion der Rohrwanddicke von $t_N=4,5\text{mm}$ auf $t_N=2,0\text{mm}$ ebenfalls eine festigkeitssteigernde Wirkung hatte. In sämtlichen Proben zeigten sich stets höhere Werte der Dehngrenze und Zugspannung für das größere Pressverhältnis. Die Steigerung der Dehngrenze betrug zwischen 7% und 28%. Die größte Festigkeitssteigerung von $R_{p0,2}=200\text{MPa}$ auf $R_{p0,2}=255\text{MPa}$ wurde für $T_B=500^\circ\text{C}$ und $v_{St}=0,8\text{mm/s}$ ermittelt. Die geringste Erhöhung von $R_{p0,2}=184\text{MPa}$ auf $R_{p0,2}=197\text{MPa}$ fand nach Erhöhung des Pressverhältnisses in beschriebenem Maße bei $T_B=400^\circ\text{C}$ und $v_{St}=0,8\text{mm/s}$ statt. Die Bruchdehnung wurde von dieser Variation wiederum nicht signifikant beeinflusst.

In Abbildung 6.18c ist der Einfluss der Profilkühlung auf die Dehngrenze und die Zugfestigkeit am Beispiel von dickwandigen Proben, die bei $T_B=400^\circ\text{C}$ mit $v_{St}=0,8\text{mm/s}$ hergestellt wurden, dargestellt. Es wird deutlich, dass bei Verwendung der Wasserkühlung höhere Festigkeitswerte erzielt werden konnten. Bei der höheren Bolzeneinsatztemperatur $T_B=500^\circ\text{C}$ behält diese Aussage ebenfalls ihre Gültigkeit. Wird der Einfluss der Kühlungsart auf die Bruchdehnung betrachtet, so zeigte sich, dass dieser Kennwert für $T_B=400^\circ\text{C}$ deutlich abfiel (Abbildung 6.18d). Bei $T_B=500^\circ\text{C}$ wurde unter Berücksichtigung der Fehlergrenzen kein Einfluss der Art der Rohrkühlung auf die Bruchdehnung festgestellt.

6. Ergebnisdarstellung zur Profilcharakterisierung

Tabelle 6.8: Einfluss der Strangpressparameter auf mechanische Materialkennwerte nach Warmauslagerung bei $T_A=180^\circ\text{C}$ und $t_A=8\text{h}$

Legierung	T_B [$^\circ\text{C}$]	v_{St} [mm/s]	R	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	ϵ_{Br} [%]
EN AW-6060	400	0,8	24:1	184 ± 9	214 ± 10	18 ± 2
		3,3		200 ± 12	241 ± 1	18 ± 2
	500	0,8		253 ± 1	277 ± 2	9 ± 1
		3,3		280 ± 1	296 ± 2	10 ± 1
	400	0,8	48:1	197 ± 4	235 ± 6	16 ± 1
		3,3		255 ± 5	286 ± 6	15 ± 1
		0,8		279 ± 6	299 ± 10	10 ± 1
		3,3		303 ± 8	325 ± 6	13 ± 1
EN AW-6082	400	0,8	24:1	128 ± 1	191 ± 3	25 ± 1
		3,3		230 ± 6	273 ± 6	18 ± 1
	500	0,8		308 ± 4	336 ± 6	12 ± 1
		3,3		320 ± 3	343 ± 25	11 ± 3
	400	0,8	48:1	121 ± 4	193 ± 3	20 ± 3
		3,3		311 ± 5	348 ± 6	12 ± 1
		0,8		275 ± 8	312 ± 23	12 ± 4
		3,3		377 ± 2	393 ± 10	10 ± 2

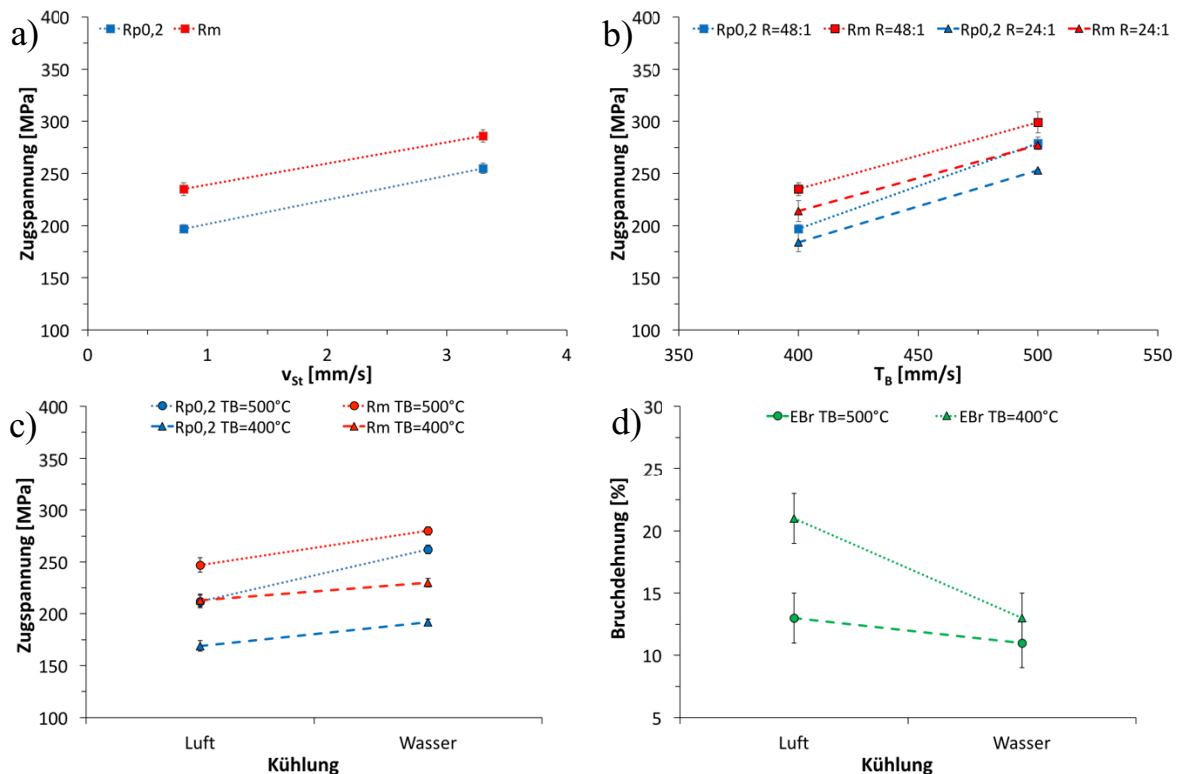


Abbildung 6.18: Einfluss der Pressparameter auf die mechanischen Materialkennwerte im warmausgelagerten Zustand T6 ($T_A=180^\circ\text{C}$, $t_A=8\text{h}$) a) Einfluss der Stempelgeschwindigkeit auf Dehngrenze und Zugfestigkeit bei $T_B=400^\circ\text{C}$ und $R=48:1$ b) Einfluss der Bolzeneinsatztemperatur für $R=24:1$ und $R=48:1$ bei $v_{St}=0,8\text{mm/s}$ c) Einfluss der Profilkühlung auf $R_{p0,2}$ und R_m für $R=24:1$ bei $v_{St}=0,8\text{mm/s}$ d) Einfluss der Abkühlungsart auf die Bruchdehnung für $R=24:1$

6. Ergebnisdarstellung zur Profilcharakterisierung

Tabelle 6.9: Einfluss der Abkühlbedingungen auf die mechanischen Eigenschaften im warmausgelagerten Zustand ($T_A=180^\circ\text{C}$, $t_A=8\text{h}$) für $R=24:1$ und $v_{St}=0,8\text{mm/s}$

Abkühlmedium	$T_B [^\circ\text{C}]$	$R_{p0,2} [\text{MPa}]$	$R_m [\text{MPa}]$	$E_{Br} [\%]$
Luft	400	169 ± 5	213 ± 6	21 ± 2
Wasser	400	192 ± 3	230 ± 4	13 ± 2
Luft	500	212 ± 6	247 ± 7	13 ± 2
Wasser	500	262 ± 4	280 ± 4	11 ± 2

6.3. Charakterisierung mechanischer Eigenschaften von Profilsegmenten

Neben der zuvor dargelegten Charakterisierung verschiedener Einflüsse auf die Materialeigenschaften unter Zugbeanspruchung sollte auch das Verhalten von Profilabschnitten bei unterschiedlichen Belastungsarten untersucht werden. Hierzu wurden axiale Stauchversuche sowie Dreipunktbiegeversuche durchgeführt. Die Ergebnisse dieser Experimente werden nachfolgend beschrieben und die wesentlichen Zusammenhänge dargestellt.

6.3.1. Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften von Profilabschnitten bei axialer Druckbelastung

6.3.1.1. Charakterisierung des Verformungsverhaltens unter axialer Druckbelastung

Zur Charakterisierung des Verformungsverhaltens von Hohlprofilabschnitten unter quasi-statischer, axialer Druckbelastung stehen grundsätzlich sechs Parameter zur Verfügung, die aus den im Versuch aufgezeichneten Kraft-Weg-Diagrammen bestimmt werden können (siehe Kapitel 4.5.2). Abbildung 6.19 zeigt daher beispielhaft jeweils eine Kraft-Weg-Kurve für einen ausgewählten dünnwandigen Rundrohrabschnitt (schwarz) sowie für ein dickwandiges Rundrohrsegment (blau). Der Kraftverlauf des dünnwandigen Rohrabschnitts zeigte zu Versuchsbeginn einen linearen Kraftanstieg. Auf diesen folgte ein Übergang zu einem lokalen Kraftmaximum. Dieses charakteristische erste Maximum kennzeichnete den Übergang vom elastischen in den plastischen Bereich der Deformation und wird nachfolgend mit $F_{D,max}$ bezeichnet. Anschließend konnte ein deutliches Abfallen der Kraft beobachtet werden. Im Zuge dieses Abfalls, der im Diagramm mit einem braunen Pfeil gekennzeichnet ist, zeigte die Probe die Ausbildung einer rotationssymmetrischen Faltung (Abbildung 6.20a). Im weiteren Kurvenverlauf stieg die Kraft erneut (in mehreren Stufen) bis zu einem zweiten lokalen Maximum an. Dieses lag im Vergleich zu $F_{D,max}$ jedoch stets auf einem niedrigeren Niveau.

6. Ergebnisdarstellung zur Profilcharakterisierung

Nach Überschreiten des zweiten Maximums sank die Kraft abermals ab und zog dabei die Entwicklung einer zweiten Faltung nach sich. Schließlich wiederholten sich die Beobachtungen erneut, sodass bei den dünnwandigen Rundproben final drei Faltungen der Probe zu identifizieren waren (markiert mit weißen Pfeilen in Abbildung 6.20b). Deren Entstehungsbereich ist in der Kraft-Weg-Kurve jeweils mit braunen Pfeilen angedeutet. Am Ende des Versuchs kam es zu einem deutlichen Kraftanstieg, da die einzelnen Probenfaltungen gegeneinander gedrückt wurden. Die mittlere im Versuch vorherrschende Kraft $F_{D,m}$ wurde nach Gl. 4.13 berechnet und ist in Abbildung 6.19 jeweils für die beiden Versuche in Form einer roten Linie eingezeichnet. Wie in Abbildung 6.20b zu sehen ist, kam es im Bereich einer Längsriefe auf der Rohroberfläche im Versuch zur Entwicklung eines Probenlängsrisses entlang der Riefe. Des Weiteren war auf der Probenoberfläche im Bereich der Faltungen leichte Rissbildung zu beobachten.

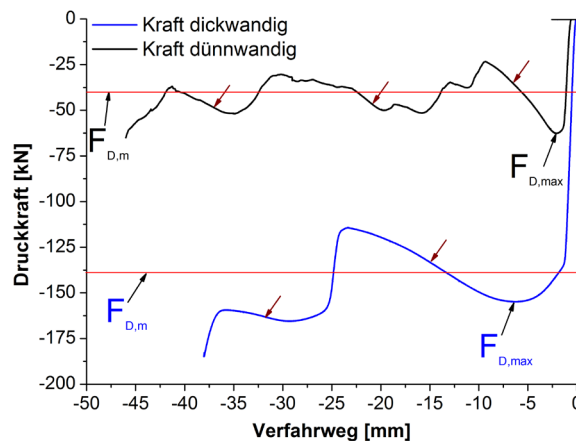


Abbildung 6.19: Darstellung exemplarischer Kraft-Weg-Kurven von Rundrohrabschnitten im warmausgelagerten Zustand T6, dünnwandige Probe: $T_B=500^\circ\text{C}$ und $v_{St}=3,3\text{mm/s}$; dickwandige Probe: $T_B=500^\circ\text{C}$ und $v_{St}=0,8\text{mm/s}$

Die beispielhaft dargestellte Kraft-Weg-Kurve einer dickwandigen Rundrohrprobe (blaue Kurve in Abbildung 6.19) zeigte prinzipiell einen ähnlichen Verlauf, der allerdings zu deutlich höheren Kräften verschoben war. Analog zu dem zuvor beschriebenen dünnwandigen Rohrquerschnitt folgte auf den linearen Anstieg der Kraft zu Beginn des Versuchs ebenfalls das lokale Kraftmaximum $F_{D,max}$. Im Anschluss daran sank die Kraft deutlich ab. Während des Abfalls bildeten sich zwei zunächst etwa gleich große Faltungen aus. Mit fortschreitender Verformung vergrößerte allerdings nur eine ihren Durchmesser signifikant (Abbildung 6.20c). Im Bereich der Aufwölbung war die Oberfläche durch zahlreiche Risse gekennzeichnet. Nachfolgend stieg die Kraft an und mündete in einem neuen lokalen Kraftmaximum, das bei einem höheren Kraftwert lag als $F_{D,max}$. Im weiteren Verlauf sank die Kraft erneut ab, wobei die zweite Faltung der Probe anwuchs. Schließlich war abermals ein Kraftanstieg festzustellen,

6. Ergebnisdarstellung zur Profilcharakterisierung

der solange anhielt bis die maximale Nominalkraft der Prüfmaschine von 185kN erreicht wurde. Demnach war eine weitere Deformation der Probe nicht mehr möglich.

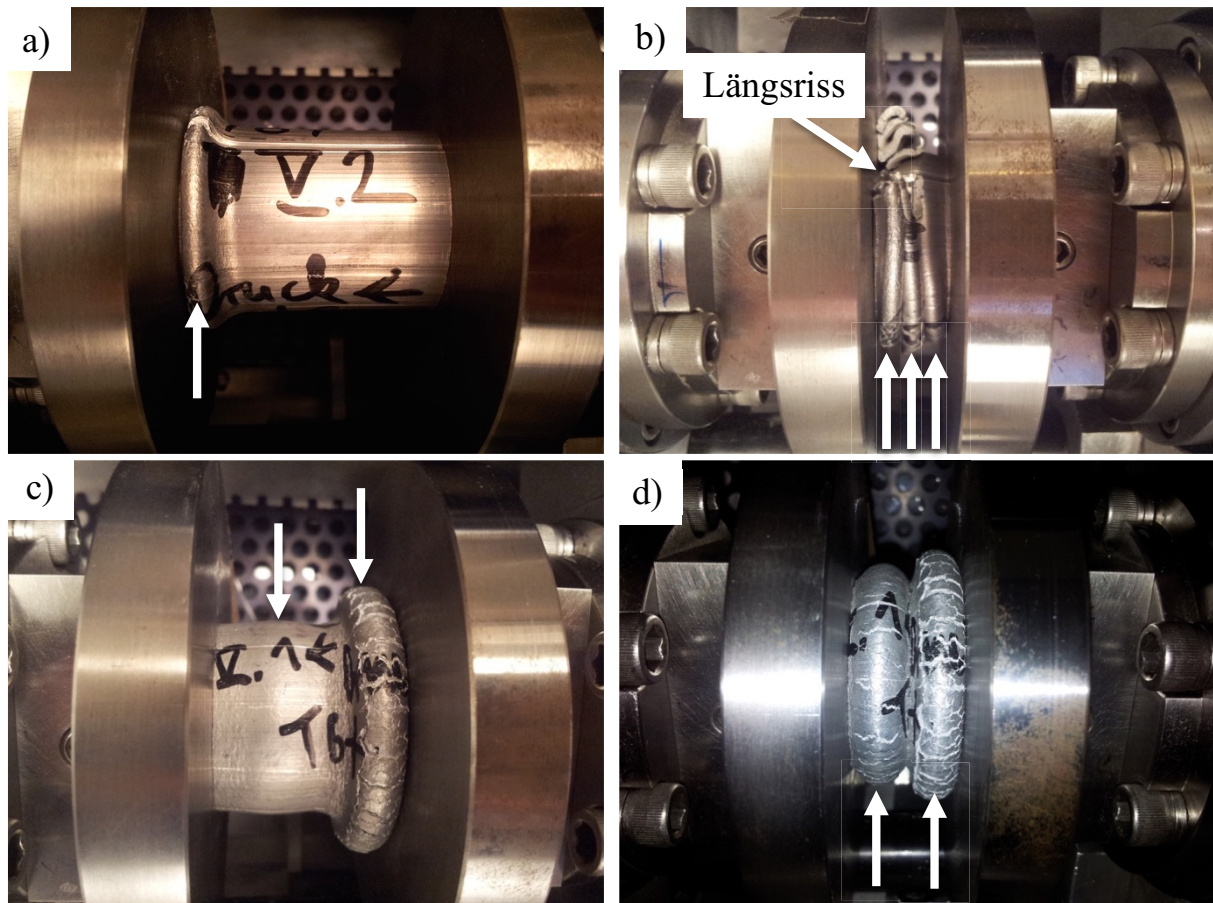


Abbildung 6.20: Verformung von exemplarischen Rundrohrabschnitten im axialen Stauchversuch
a) dünnwandige Probe ($T_B=500^\circ\text{C}$, $v_{St}=3,3\text{mm/s}$, T6) nach Ausbildung einer ersten Faltung
b) dünnwandige Probe am Ende des Versuchs
c) dickwandige Probe ($T_B=500^\circ\text{C}$, $v_{St}=0,8\text{mm/s}$, T6) nach Ausbildung einer ersten Faltung
d) dickwandige Probe am Ende des Versuchs

Für Vierkantrohre war der prinzipielle Verlauf der Kraft-Weg-Kurven grundsätzlich ähnlich, sodass hierauf nicht noch einmal eingegangen werden soll. Die Probendeformation während des Versuchs hingegen zeigte eine andere Charakteristik. Daher ist das Verformungsverhalten von dünnwandigen und dickwandigen Vierkantrohrproben exemplarisch in Abbildung 6.21 dargestellt.

Abbildung 6.21a zeigt einen dünnwandigen Vierkantrohrabschnitt zu einem Zeitpunkt nachdem das erste Kraftmaximum bereits überschritten war. Es ist zu erkennen, dass die Probe schon eine Faltung ausgebildet hat. Diese war auf der Ober- und Unterseite der Probe nach innen gerichtet, während auf den 90° dazu liegenden Seiten jeweils eine Wölbung nach außen festzustellen war. Beide Fälle der Probenfaltung sind in dem Bild mit Pfeilen markiert. Bei fortschreitendem Stauchweg entwickelte sich auf der Oberseite eine weitere nun jedoch nach außen gerichtete Faltung, während auf den Probenflächen der Vorder- sowie Rückseite

6. Ergebnisdarstellung zur Profilcharakterisierung

Einwölbungen entstanden. Im Anschluss daran war die erneute Ausbildung einer nach innen gerichteten Faltung der Probenoberseite und Aufwölbungen auf der Vorder- sowie Rückseite festzustellen. Der Verformungszustand am Ende des Versuchs kann Abbildung 6.21b entnommen werden.

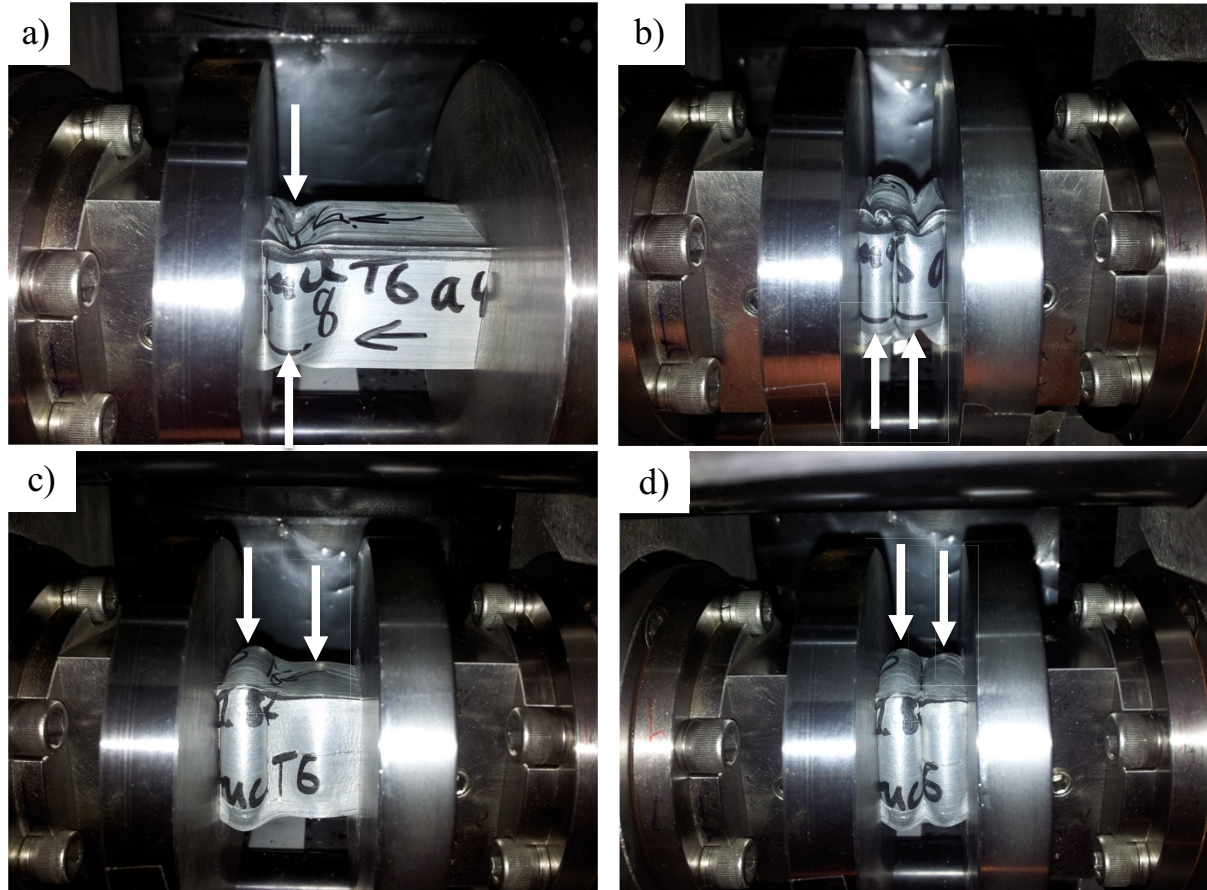


Abbildung 6.21: Verformungsverhalten von Vierkanthrohrabschnitten im Zustand T6 exemplarisch dargestellt für a) dünnwandige Probe ($T_B=400^\circ\text{C}$, $v_{St}=1,6\text{mm/s}$) nach Entstehung der ersten Faltung b) Probe am Versuchsende c) dickwandige Probe ($T_B=400^\circ\text{C}$, $v_{St}=1,6\text{mm/s}$) nach vollständiger Ausbildung der ersten dominanten Faltung d) dickwandige Probe am Ende des Stauchversuchs

Die Verformung von Vierkanthrohrproben mit dickwandigem Querschnitt zeigten eine davon abweichende Charakteristik. Im frühen Versuchsstadium wurde die Ausbildung zweier zunächst gleich großer Wölbungen beobachtet. Diese traten jedoch auf allen Probenseiten nach außen auf. Mit fortschreitendem Verfahrensweg wuchs jedoch nur eine der Erhebungen an, sodass der Außendurchmesser vergrößert wurde (Abbildung 6.21c). Im weiteren Versuchsverlauf wuchs dann auch die Aufwölbung der Probe an und verringerte mit zunehmendem Stauchweg den Abstand zur ersten Aufwölbung. Nach Versuchsende lagen schließlich über die Probenlänge zwei nahezu runde Probenaufwölbungen vor (Abbildung 6.21d).

6.3.1.2. Einfluss der Wärmebehandlung auf die Kennwerte des axialen Stauchversuchs an nahtlosen Rohrabchnitten

Im Folgenden wird der Einfluss verschiedener Wärmebehandlungen auf die mechanischen Kennwerte des axialen Stauchversuchs beschrieben. Dies erfolgt am Beispiel von dünnwandigen Proben eines nahtlosen Vierkantrohres, das bei $T_B=400^\circ\text{C}$ mit $v_{St}=0,8\text{mm/s}$ gepresst und anschließend in Wasser abgeschreckt wurde. Die ermittelten Kennwerte können Tabelle 6.10 entnommen werden. Des Weiteren veranschaulicht Abbildung 6.22 die Zusammenhänge grafisch.

Tabelle 6.10: Abhängigkeit der Kennwerte des axialen Stauchversuchs von der Wärmebehandlung am Beispiel eines dünnwandigen ($t_N=2,0\text{mm}$) nahtlosen Vierkantrohres ($T_B=400^\circ\text{C}$ mit $v_{St}=0,8\text{mm/s}$)

Wärmebehandlung	$F_{D,max}$ [kN]	$\sigma_{D,max}$ [MPa]	E_{abs} [kJ]	$F_{D,m}$ [kN]	E_{spec} [kJ/kg]	CFE	Probenmasse [kg]
T4 (RT Lagerung >1Jahr)	22,0	107	0,4	14,4	13,1	0,7	0,033
T6* ($T_A=160^\circ\text{C}$, $t_A=8\text{h}$)	33,4	160	0,6	20,8	18,3	0,6	0,034
T6 ($T_A=180^\circ\text{C}$, $t_A=8\text{h}$)	43,8	216	0,6	20,5	18,7	0,5	0,033
T62 ($T_L=540^\circ\text{C}$, $t_L=1\text{h}$ + $T_A=180^\circ\text{C}$, $t_A=8\text{h}$)	53,3	263	0,7	23,9	21,8	0,5	0,033

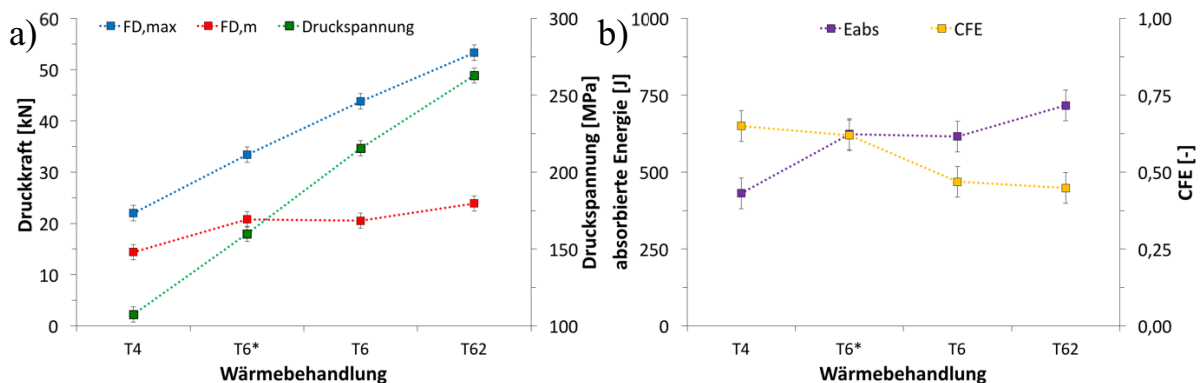


Abbildung 6.22: Einfluss der Wärmebehandlung auf die Kennwerte des axialen Stauchversuchs anhand dünnwandiger Vierkantrohrproben ($T_B=400^\circ\text{C}$, $v_{St}=0,8\text{mm/s}$) a) $F_{D,max}$, $F_{D,m}$ und die für $F_{D,max}$ berechnete Druckspannung b) bis zu einem Verfahrweg von 30mm absorbierte Energie und die crushing force efficiency (CFE)

Demnach zeigte der kaltausgelagerte Zustand T4 die geringsten Werte für das erste lokale Kraftmaximum $F_{D,max}$, die daraus berechneten Kennwerte von Druckspannung $\sigma_{D,max}$, die mittlere im Versuch herrschende Kraft $F_{D,m}$ (Abbildung 6.22a) sowie die im Versuch absorbierte Energie (Abbildung 6.22b). Andererseits wies dieser Zustand den höchsten CFE-Wert auf. Die Durchführung einer Warmauslagerung bei $T_A=160^\circ\text{C}$ für $t_A=8\text{h}$ führte zu einem

6. Ergebnisdarstellung zur Profilcharakterisierung

deutlichen Anstieg von $F_{D,max}$, $\sigma_{D,max}$ und absorbierter Energie. Die mittlere Versuchskraft stieg im Zuge dessen zwar auch an, allerdings weniger ausgeprägt. Der CFE-Wert zeigte im Zuge dessen keine signifikante Änderung. Durch Erhöhung der Warmauslagerungstemperatur auf $T_A=180^\circ\text{C}$ konnte eine weitere Steigerung von $F_{D,max}$ und $\sigma_{D,max}$ erzielt werden. Auf die mittlere Versuchskraft und die absorbierte Energie hatte dies jedoch keinen Einfluss. Allerdings resultierte diese Maßnahme in einem Abfall des CFE-Werts. Die Durchführung der Wärmebehandlung T62 bestand aus einem Lösungsglühen der Proben im Anschluss an das Strangpressen. Dabei wurden sie für $t_L=1\text{h}$ bei $T_L=540^\circ\text{C}$ lösungsgeglüht und anschließend in Wasser abgeschreckt. Danach folgte die konventionelle T6-Warmauslagerung bei $T_A=180^\circ\text{C}$ und $t_A=8\text{h}$. Durch diese Wärmebehandlung konnten die Werte von $F_{D,max}$, $\sigma_{D,max}$, $F_{D,m}$ sowie der absorbierten Energie noch weiter gesteigert werden. Gegenüber der zuvor beschriebenen T6-Warmauslagerung nach dem Strangpressen verblieb der CFE-Wert unverändert auf gleichem Niveau.

6.3.1.3. Einfluss der Strangpressparameter auf die Kennwerte des axialen Stauchversuchs

Wie sich die Strangpressparameter auf die wichtigsten Kennwerte des axialen Stauchversuchs auswirkten, wird nachfolgend exemplarisch für die nahtlosen Vierkantrohre im warmausgelagerten Zustand T6 ($T_A=180^\circ\text{C}$, $t_A=8\text{h}$) dargestellt. Dazu sind die aus den Kraft-Weg-Diagrammen ermittelten Kennwerte in Tabelle 6.11 aufgeführt.

Daraus ergab sich für die Legierung EN AW-6060, dass die Höhe des ersten Kraftmaximums im Versuch ($F_{D,max}$) für dickwandige Rohrabschnitte ($R=24:1$) bei $T_B=400^\circ\text{C}$ mit zunehmender Stempel- bzw. Produktgeschwindigkeit tendenziell zunahm. Auch für die dünnwandigen Proben bei dieser Bolzeneinsatztemperatur konnten für höhere Geschwindigkeiten eher größere Werte von $F_{D,max}$ gefunden werden. Bei $T_B=500^\circ\text{C}$ hingegen hatte die Geschwindigkeit im untersuchten Bereich keinen relevanten Einfluss. Dieser Zusammenhang ist in Abbildung 6.23a grafisch veranschaulicht. Der Einfluss der Geschwindigkeit auf den Kennwert der mittleren im Versuch vorherrschenden Kraft, die absorbierte Energie und die crushing force efficiency (CFE) waren vernachlässigbar. Ein besonders starker Einfluss der Geschwindigkeit wurde für die dünnwandigen Proben der Vergleichslegierung EN AW-6082 festgestellt, die bei $T_B=400^\circ\text{C}$ stranggepresst wurden. Hier zog die Erhöhung der Stempelgeschwindigkeit von $v_{St}=0,8\text{mm/s}$ auf $v_{St}=3,3\text{mm/s}$ eine sehr deutliche Steigerung des ersten Kraftmaximums von $F_{D,max}=29\text{kN}$ auf $F_{D,max}=50\text{kN}$ nach sich. Auch die mittlere Versuchskraft erhöhte sich dabei von $F_{D,m}=15\text{kN}$ auf $F_{D,m}=21\text{kN}$. Ebenso zeigte die gewichtsspezifisch absorbierte Energie einen recht

6. Ergebnisdarstellung zur Profilcharakterisierung

deutlichen Anstieg von $E_{\text{spec}}=14\text{kJ/kg}$ auf $E_{\text{spec}}=20\text{kJ/kg}$. Dagegen wurden die absorbierte Energie (Abbildung 6.23b) und der CFE-Wert nicht in besonderem Maße von der Geschwindigkeitsänderung beeinflusst. Dickwandige Rohrabschnitte der Legierung EN AW-6082 konnten nicht ausgewertet werden, da die Nominalkraft der Gleeble 3800 nicht ausreichte, um eine ausreichende Probenverformung zu generieren.

Tabelle 6.11: Aus axialen Stauchversuchen an quadratischen Rohrabschnitten ermittelte Kennwerte im Probenzustand T6

Legierung	T_B [°C]	v_{St} [mm/s]	R [-]	v_{Prod} [m/min]	$F_{D,\text{max}}$ [kN]	$\sigma_{D,\text{max}}$ [MPa]	$F_{D,m}$ [kN]	E_{abs} [kJ]	E_{spec} [kJ/kg]	CFE [-]
EN AW-6060	500	0,8	24:1	1	151	332	103	3,1	42,0	0,7
	500	1,6		2	151	330	98	2,9	39,8	0,7
	500	3,3		5	148	323	97	2,9	39,0	0,7
	400	0,8	24:1	1	121	265	113	3,4	45,8	0,9
	400	1,6		2	125	273	120	3,6	48,4	1,0
	400	3,3		5	138	307	115	3,5	47,7	0,8
	500	0,8	48:1	2	53	253	20	0,6	19,3	0,4
	500	1,6		5	53	263	22	0,7	20,3	0,4
	500	3,3		10	55	268	22	0,6	19,6	0,4
	400	0,8	48:1	2	44	216	21	0,6	18,7	0,5
	400	1,6		5	50	241	21	0,6	18,6	0,4
	400	3,3		10	48	242	23	0,7	21,2	0,5
EN AW-6082	500	0,8	48:1	2	64	291	19	0,6	16,7	0,3
	500	3,3		10	65	303	21	0,6	19,0	0,3
	400	0,8		2	29	116	15	0,5	13,9	0,5
	400	3,3		10	50	243	21	0,6	19,9	0,4

Bei Betrachtung des Einflusses der Bolzeneinsatztemperatur auf die Kennwerte des Stauchversuchs konnten folgende Resultate gefunden werden. Eine Erhöhung von $T_B=400^\circ\text{C}$ auf $T_B=500^\circ\text{C}$ führte stets zu höheren Werten von $F_{D,\text{max}}$. Dies wird durch Abbildung 6.23a veranschaulicht. Die mittlere Versuchskraft sank im Zuge einer Temperaturerhöhung für dickwandige Rohre jedoch ab. Für dünnwandige Rohrabschnitte wurde hingegen kein diesbezüglicher Einfluss vorgefunden. Eine absinkende Tendenz bei Erhöhung der Bolzeneinsatztemperatur konnte hingegen ebenfalls für die absorbierte Energie von dickwandigen Proben beobachtet werden. Für die Proben geringerer Wanddicke ($R=48:1$) war ein solcher Einfluss nicht festzustellen. Ebenso zeigten die CFE-Werte der dickwandigen Rohrabschnitte bei $T_B=400^\circ\text{C}$ größere Werte als bei $T_B=500^\circ\text{C}$. Abermals konnte dieser Trend jedoch nicht bei den dünnwandigen Rohrsegmenten bestätigt werden. Hier war kein relevanter

6. Ergebnisdarstellung zur Profilcharakterisierung

Einfluss der Bolzeneinsatztemperatur auf die CFE-Werte nachweisbar. Besonders deutlichen Einfluss hatte die Bolzeneinsatztemperatur bei den dünnwandigen Rohrsegmenten der Legierung EN AW-6082. Unter Verwendung von $v_{St}=3,3\text{mm/s}$ stieg der Wert des ersten Kraftmaximums von $F_{D,max}=50\text{kN}$ auf $F_{D,max}=65\text{kN}$ und bei $v_{St}=0,8\text{mm/s}$ noch stärker von $F_{D,max}=29\text{kN}$ auf $F_{D,max}=64\text{kN}$ an. Ein Einfluss der Bolzeneinsatztemperatur auf die absorbierte und die gewichtsspezifisch absorbierte Energie konnte nur für die geringe Stempelgeschwindigkeit gefunden werden. Dabei stiegen diese Kennwerte für größere Bolzeneinsatztemperaturen an.

Schließlich galt es den Einfluss des Strangpressverhältnisses R auf die entsprechenden Kennwerte des Stauchversuchs zu analysieren. Hierbei kann zunächst festgehalten werden, dass die Werte des ersten Kraftmaximums im Experiment für das geringere Pressverhältnis $R=24:1$ (dickwandige Proben) deutlich höher ausfielen (Abbildung 6.23c). Unter Berücksichtigung der Probenquerschnittsfläche wurden die Werte von $F_{D,max}$ in Spannungswerte ($\sigma_{D,max}$) umgerechnet. Auch hierfür waren die Werte des niedrigen Pressverhältnisses signifikant größer (Abbildung 6.23c). Die Betrachtung der absolut im Versuch bis zu einem Stauchweg von $s=30\text{mm}$ absorbierten Energie zeigte, dass dickwandige Proben also die, für die das Pressverhältnisses geringer war, erheblich (um den Faktor 5 bis 6) mehr Energie absorbierten (Abbildung 6.23d). Auch die Werte der gewichtsspezifisch absorbierten Energie (E_{abs}) waren für die Proben, die mit dem niedrigeren Pressverhältnis verarbeitet wurden, höher. Allerdings lag der Unterschied hier lediglich bei einem Faktor von ca. 2. Weiterhin wurde ermittelt, dass der CFE-Wert für das niedrigere Pressverhältnis von $R=24:1$ im Vergleich zu $R=48:1$ um etwa den Faktor 2 höher ausfiel (Abbildung 6.23d).

6. Ergebnisdarstellung zur Profilcharakterisierung

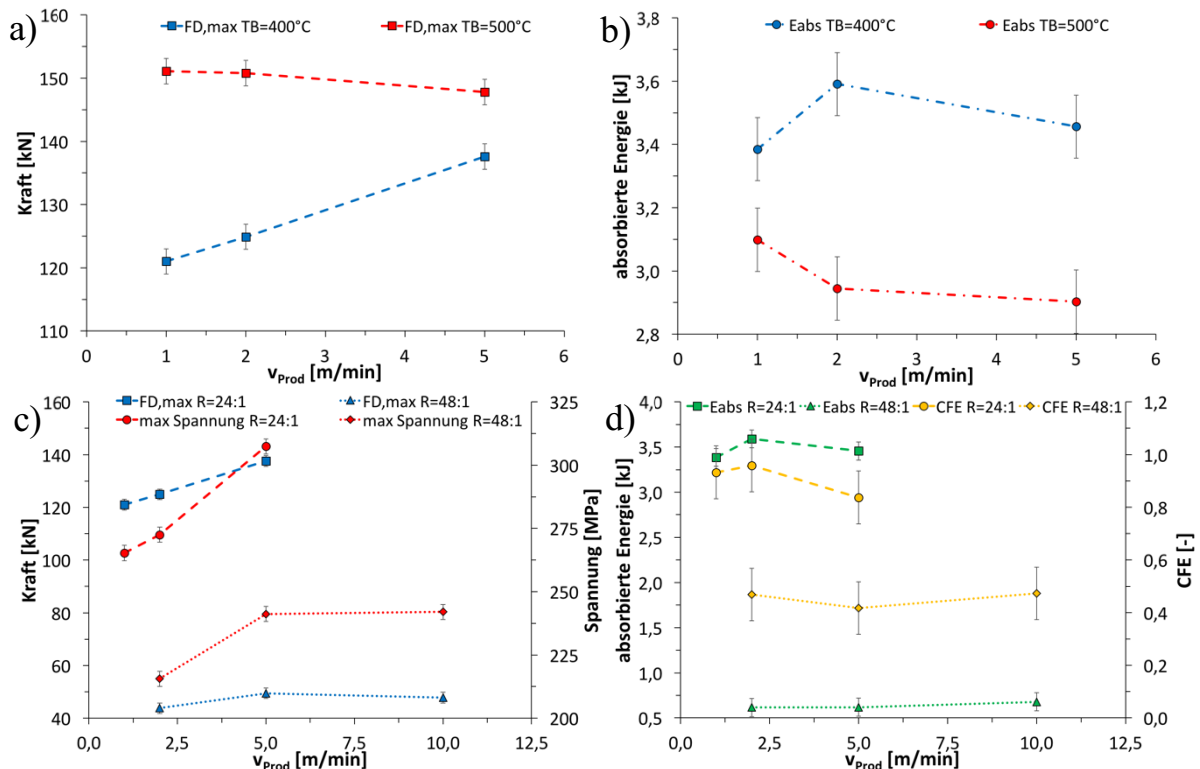


Abbildung 6.23: Einfluss der Strangpressparameter auf die mechanischen Kennwerte des axialen Stauchversuchs an Rohrabschnitten a) Einfluss von v_{Prod} und T_B auf das erste Kraftmaximum im Stauchversuch für $R=24:1$ b) Einfluss von v_{Prod} und T_B auf die absorbierte Energie für $R=24:1$ c) Einfluss von v_{Prod} und R auf $F_{D,\text{max}}$ sowie die maximale Druckspannung bei $T_B=400^\circ\text{C}$ d) Einfluss von v_{Prod} und R auf die absorbierte Energie sowie die crushing force efficiency (CFE) unter Verwendung von $T_B=400^\circ\text{C}$

Einen weiteren Einflussfaktor auf die Kennwerte des Stauchversuchs für die Legierung EN AW-6060 stellte die Profilabkühlung nach dem Austritt aus der Strangpresse dar. Abbildung 6.24 zeigt daher exemplarisch die ermittelten Kennwerte anhand von dickwandigen Proben auf. Daraus geht hervor, dass bei einer Bolzeneinsatztemperatur von $T_B=400^\circ\text{C}$ keine signifikanten Änderungen der Versuchskennwerte in Abhängigkeit von der Abkühlungsart beobachtet werden konnten. Bei Verwendung von $T_B=500^\circ\text{C}$ zeigte sich hingegen, dass eine Wasserkühlung zu einer Steigerung von $F_{D,\text{max}}$ und $\sigma_{D,\text{max}}$ führte. Die übrigen Kennwerte wurden hingegen nicht von der Abkühlungsart beeinflusst.

Tabelle 6.12: Einfluss der Profilabkühlung auf die Kennwerte des axialen Stauchversuchs am Beispiel dickwandiger Vierkantrohrabschnitte

T_B [°C]	v_{St} [mm/s]	v_{Prod} [m/min]	Kühlung	$F_{D,\text{max}}$ [kN]	$\sigma_{D,\text{max}}$ [MPa]	$F_{D,m}$ [kN]	E_{abs} [kJ]	E_{spec} [kJ/kg]	CFE [-]
400	0,8	1	Luft	122	268	117	3,5	47,4	1,0
400	0,8	1	Wasser	121	265	113	3,4	45,8	0,9
500	0,8	1	Luft	137	298	107	3,2	43,1	0,8
500	0,8	1	Wasser	151	332	103	3,1	42,0	0,7

6. Ergebnisdarstellung zur Profilcharakterisierung

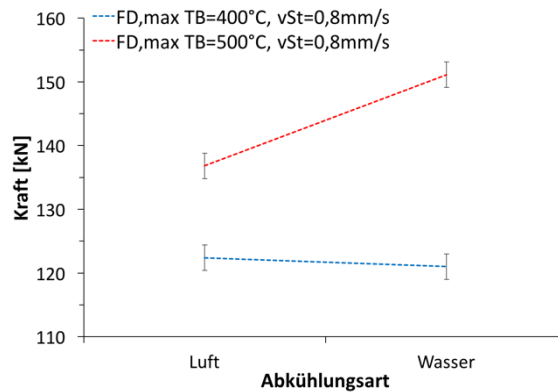


Abbildung 6.24: Einfluss der Abkühlungsart bei $T_B=400^\circ\text{C}$ und $T_B=500^\circ\text{C}$ auf das erste Kraftmaximum im Stauchversuch für dickwandige Proben ($R=24:1$)

6.3.2. Charakterisierung von Profilabschnitten unter Dreipunktbiegebeanspruchung

Nach den Untersuchungen von dick- und dünnwandigen Profilabschnitten unter axialer Druckbelastung, wurde das Verhalten unter Dreipunktbiegung beispielhaft charakterisiert. Dies erfolgte an nahtlosen Rohrabschnitten mit quadratischem Querschnitt. Die dabei gewonnenen Erkenntnisse werden im Folgenden dargelegt.

6.3.2.1. Charakterisierung des Verformungsverhaltens unter Dreipunktbiegebelastung

Zunächst soll das Verhalten der nahtlosen Vierkantrohrproben unter Dreipunktbiegebelastung beispielhaft beschrieben werden. In Abbildung 6.25a ist dazu die Kraft-Weg-Kurve eines EN AW-6060-Abschnitts dargestellt, der eine Länge des dickwandigen Bereichs von $l_{\text{dick}}=305\text{mm}$ bei einem Auflagerrollenabstand (l_{AR}) von 400mm aufwies. Das Diagramm zeigt zu Versuchsbeginn zunächst einen linearen Anstieg der Versuchskraft. Im Anschluss daran war ein Abflachen des Anstiegs festzustellen. Die Probe zeigte in diesem Bereich bereits eine leichte Durchbiegung (Abbildung 6.25b). Diese nahm im weiteren Versuchsverlauf stetig zu. Schließlich wurde die maximale im Versuch auftretende Kraft F_{max} erreicht. Im nachfolgenden Bereich sank die Kraft leicht ab, bis sie schließlich abrupt sehr stark abfiel. Eine Betrachtung der Probe in diesem Kurvenbereich zeigte die Bildung eines quer zur Profillängsachse verlaufenden Risses auf der Probenunterseiten (Abbildung 6.25c). Bei weiterer Probenverformung breitete sich der Riss zunächst über die komplette untere Seite und anschließend auch auf die senkrecht dazu liegenden Profilseiten aus (Abbildung 6.25d).

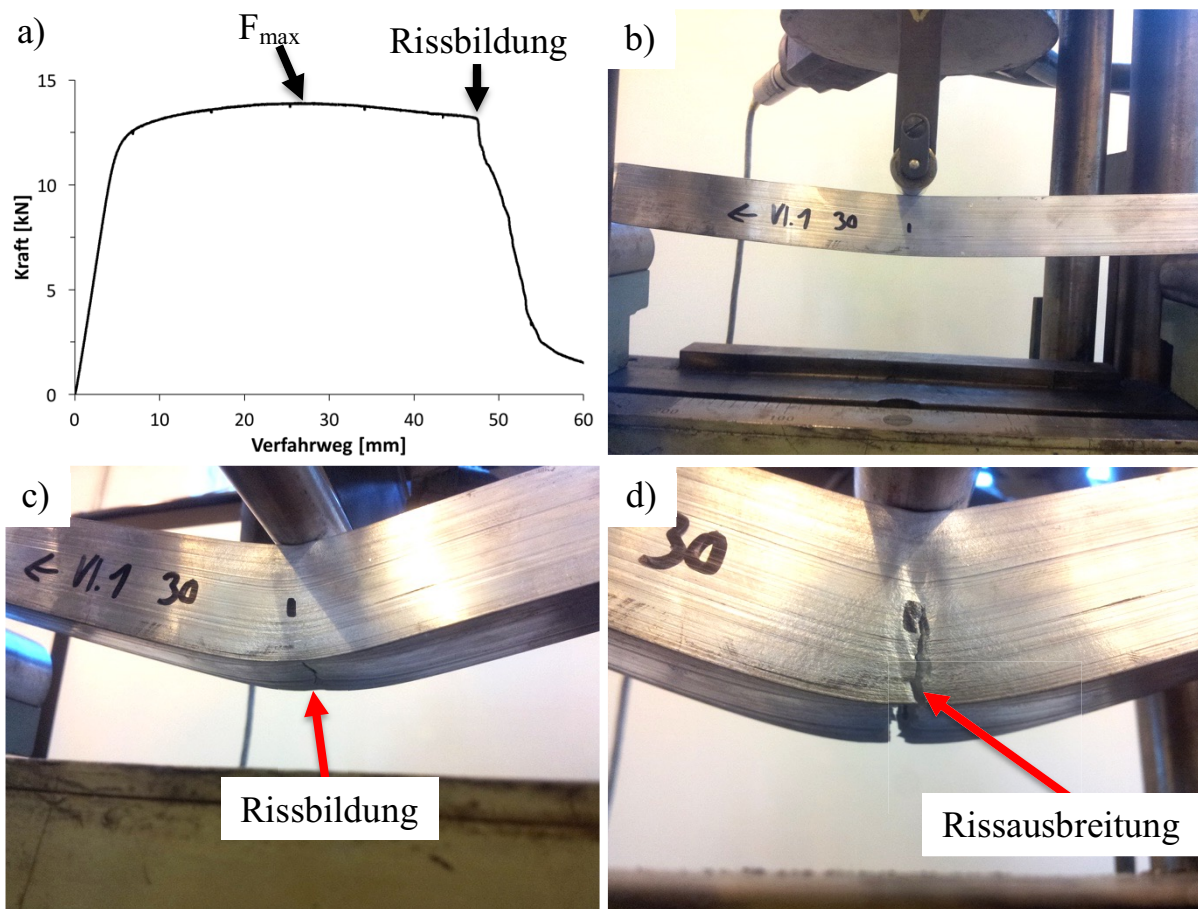


Abbildung 6.25: Darstellung des Verformungsverhaltens eines EN AW-6060 Profilabschnitts mit $l_{dick}=305\text{mm}$ ($T_B=500^\circ\text{C}$ $v_{St}=0,8\text{mm/s}$) unter Dreipunktbiegebelastung a) Kraftverlauf während des Versuchs, b) Durchbiegung der Proben im Anfangsstadium des Versuchs, c) Rissbildung auf Probenunterseite d) Rissausbreitung bei weiterer Biegung der Probe

6.3.2.2. Einfluss der Strangpressparameter auf die Kennwerte des Dreipunktbiegeversuchs

Die Einflüsse der wichtigsten Strangpressparameter auf die mechanischen Kennwerte des Dreipunktbiegeversuchs werden im Folgenden exemplarisch aufgezeigt. Eine zusammenfassende Übersicht ist in Tabelle 6.13 gegeben.

Zunächst soll der Einfluss der Stempelgeschwindigkeit auf die maximal ertragene Kraft F_{max} betrachtet werden. Hierzu waren die Rohrabchnitte der Legierung EN AW-6082 geeignet, die zum einen mit $v_{St}=0,8\text{mm/s}$ und zum anderen mit $v_{St}=3,3\text{mm/s}$ erzeugt wurden. Die Geschwindigkeitserhöhung zeigte bei den vollständig dünnwandigen Profilabschnitten keinen signifikanten Einfluss auf F_{max} . Bei Betrachtung der vollständig dickwandigen Profilsegmente hingegen war ein leichter Anstieg von F_{max} mit zunehmender Geschwindigkeit festzustellen. Der letztere Fall ist in Abbildung 6.26a grafisch dargestellt. Bei diesen Proben konnte aufgrund des über die Probenlänge konstanten Querschnitts und somit auch konstanten

6. Ergebnisdarstellung zur Profilcharakterisierung

Flächenträgheitsmoments nach Gl. 2.10 eine Biegespannung berechnet werden. Im Gegensatz dazu war dies für Proben mit axial variablem Querschnitt und folglich variablem Flächenträgheitsmoment auf diese Weise nicht möglich, sodass in diesen Fällen keine Biegespannungen bestimmt wurden. Aus Tabelle 6.13 kann entnommen werden, dass sowohl für die vollständig dünnwandigen als auch für die dickwandigen Profilsegmente für die größere Stempelgeschwindigkeit größere Biegespannungen erzielt wurden.

Tabelle 6.13: Kennwerte der geprüften Rohrabschnitte unter Dreipunktbiegebelastung

Legierung	T_B [°C]	v_{St} [mm/s]	l_{dick} [mm]	l_{dick}/l_{AR} [%]	F_{max} [kN]	$F_{max}/F_{max, dick}$ [%]	$M_{B,max}$ [kN·m]	$\sigma_{B,max}$ [MPa]
EN AW-6082	500	0,8	0	0	6,8	41	0,7	300
			184	46	12,1	73	1,2	
			330	83	13,1	79	1,3	
			400	100	16,5	100	1,7	412
		3,3	0	0	7,6	43	0,8	338
			100	25	14,6	81	1,5	
			300	75	17,0	94	1,7	
			400	100	18,0	100	1,8	448
	400	0,8	0	0	3,1	35	0,3	136
			-	-	-	-	-	
			270	68	8,4	94	0,8	
			400	100	8,9	100	0,9	222
EN AW-6060	500	0,8	0	0	6,0	43	0,6	266
			165	41	14,1	102	1,4	
			305	76	13,9	101	1,4	
			400	100	13,8	100	1,4	345

Der zweite wichtige Prozessparameter, der die maximale Druckkraft beeinflussen konnte, ist die Bolzeneinsatztemperatur. Auch dieser Einfluss kann anhand von Abschnitten aus EN AW-6082 betrachtet werden. Bei einer Stempelgeschwindigkeit von $v_{St}=0,8\text{mm/s}$ bewirkte die Anhebung der Bolzentemperatur von $T_B=400^\circ\text{C}$ auf $T_B=500^\circ\text{C}$ eine deutliche Steigerung der maximalen Versuchskraft von $F_{max}=3,1\text{kN}$ auf $F_{max}=6,8\text{kN}$ im Falle dünnwandiger Profilabschnitte und von $F_{max}=8,9\text{kN}$ auf $F_{max}=16,5\text{kN}$ bei dickwandigen Profilsegmenten (Abbildung 6.26b). Anhand dieser Werte und der grafischen Darstellung lässt sich schließlich auch der Einfluss des Pressverhältnisses, der sich in Form einer Wanddickenänderung äußerte, belegen. Demnach führte ein geringeres Pressverhältnis und damit eine höhere Probenwanddicke sowie eine größere Profilquerschnittsfläche zu deutlich größeren Werten von

6. Ergebnisdarstellung zur Profilcharakterisierung

$F_{\max}$. Aus Tabelle 6.13 geht hervor, dass diese Zusammenhänge ebenfalls für die Legierung EN AW-6060 zutreffen.

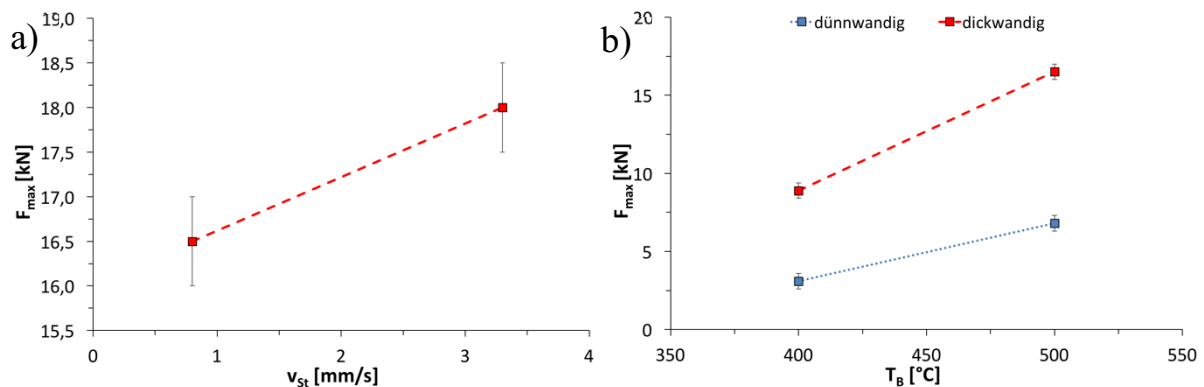


Abbildung 6.26: Einflüsse der Strangpressparameter auf $F_{\max}$ für die Legierung EN AW-6082 bei $T_B=500^\circ\text{C}$ a) Einfluss der Stempelgeschwindigkeit für vollständig dickwandige Profilquerschnitte mit $t_N=4,5\text{ mm}$ b) Einfluss der Bolzeneinsatztemperatur und des Profilquerschnitts für $v_{St}=0,8\text{ mm/s}$

6.3.2.3. Einfluss des dickwandigen Anteils an der Gesamtprobenlänge auf die Lastkapazität von Profilabschnitten und Dreipunktbiegung

In Tabelle 6.13 waren die maximalen Kraftwerte, die im Rahmen der Dreipunktbiegeversuche ermittelt wurden, aufgeführt. Daraus konnte der Einfluss der Länge des dickwandigen Profilbereichs bzw. dessen Anteil an der geprüften Probenlänge auf die maximal ertragbare Last der jeweiligen Probe bestimmt werden. In Abbildung 6.27 sind exemplarisch die Kraftverläufe für die geprüften Proben des EN AW-6060-Rohres dargestellt, das bei $T_B=500^\circ\text{C}$ mit $v_{St}=0,8\text{ mm/s}$ gepresst wurde. Dem kann entnommen werden, dass der vollständig dünnwandige Profilabschnitt ($l_{\text{dickwandig}}=0\text{ mm}$) mit $F_{\max}=6,0\text{ kN}$ deutlich das niedrigste Kraftmaximum der hierbei betrachteten Proben aufwies. Des Weiteren konnte ein deutlich höherer Verformweg realisiert werden, ohne dass dabei eine Rissbildung auf der Probenunterseite zu beobachten war. Die Proben, die einen dickwandigen Querschnitt enthielten ($l_{\text{dickwandig}}=165\text{ mm}$, $l_{\text{dickwandig}}=305\text{ mm}$ und $l_{\text{dickwandig}}=400\text{ mm}$ (vollständig dickwandig)), zeigten einen sehr synchronen Kraftverlauf und wiesen nahezu die gleiche Maximalkraft auf. Nach Überschreiten des Kraftmaximums sanken die Kräfte jeweils zunächst leicht ab. Nach einer Rissinitiierung auf der Probenunterseite fiel die Kraft dann sprunghaft ab.

6. Ergebnisdarstellung zur Profilcharakterisierung

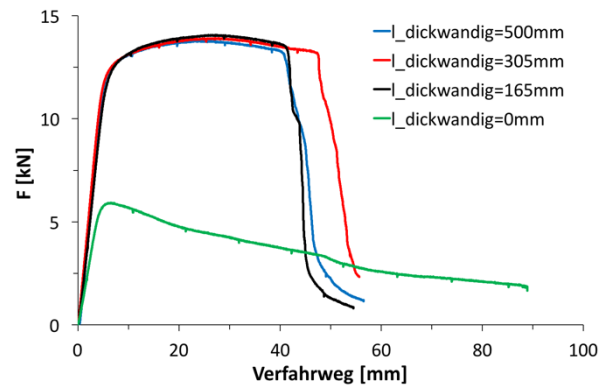


Abbildung 6.27: Kraftverläufe von Dreipunktbiegeversuchen mit variabler Länge des dickwandigen Querschnitts an der aufgelagerten Probenlänge am Beispiel von EN AW-6060 ($T_B = 500^\circ\text{C}$, $v_{St} = 0,8\text{mm/s}$)

7. Diskussion der Ergebnisse

Im folgenden Kapitel werden die erzielten experimentellen Versuchsergebnisse diskutiert und die entsprechenden Hintergründe für die Befunde beleuchtet.

7.1. Strangpressen von Aluminiumhohlprofilen

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurden zum einen nahtlose Hohlprofile mit und ohne axiale Wanddickenänderung über Dorn indirekt stranggepresst. Zum anderen wurde ein Kammerwerkzeug für das direkte Strangpressen von Profilen mit axial variabler Wanddicke entwickelt, gefertigt und erprobt. Nachfolgend werden die unterschiedlichen Einflüsse auf den Strangpressprozess, die Mikrostruktur sowie die mechanischen Eigenschaften diskutiert.

7.1.1. Einflüsse auf den Strangpressprozess

Zunächst sollen die Einflüsse auf den Strangpressprozess diskutiert werden. Dabei wird insbesondere darauf eingegangen, wie sich die unterschiedlichen Einflussfaktoren auf den spezifischen Pressdruck (P_G) und die Strangaustrittstemperatur (T_p) auswirkten und welche die entsprechenden Ursachen dafür sind.

7.1.1.1. Einfluss der Bolzeneinsatztemperatur

Am Beispiel von nahtlosen Rohren, die über stehenden und mitlaufenden Dorn stranggepresst wurden, konnte im Zuge der jeweiligen Prozesscharakterisierung (Abschnitte 5.1.1.1 und 5.2.1.1) aufgezeigt werden, dass die Bolzeneinsatztemperatur einen deutlichen Einfluss auf den spezifischen Pressdruck hatte. Gemäß den Abbildungen 5.2a und 5.7 konnte dabei festgestellt werden, dass eine Erhöhung der Bolzeneinsatztemperatur von $T_B=400^\circ\text{C}$ auf $T_B=500^\circ\text{C}$ bei gleichem Pressverhältnis und gleicher Stempel- bzw. Produktgeschwindigkeit zu einer deutlichen Reduktion des zur Umformung benötigten Kraftbedarfs und damit des spezifischen Pressdrucks führte. Die Verringerung des spezifischen Pressdrucks mit zunehmender T_B kann mit der Abnahme der Fließspannung des Werkstoffs bei Temperaturerhöhung begründet werden (vergl. Gl. 5.3). Dieser Zusammenhang wurde auch für die verwendete EN AW-6060-Legierung vorgefunden [SAN15] und in Abbildung 7.1 dargestellt. Üblicherweise wird die Fließspannung in axialen Druck- oder aber für sehr hohe Verformungen mittels Torsionsversuchen ermittelt. Zu Beginn eines Warmverformungsversuchs von Aluminium bei hohen Temperaturen steigt die Fließspannung zunächst an, da die Versetzungsdichte zunimmt

und es zu Wechselwirkungen zwischen Versetzungen kommt. Der Werkstoff zeigt Verfestigungsverhalten [CAS90, MCQ96]. Mit zunehmendem Umformgrad nimmt die Verfestigungsrate jedoch ab und die Fließspannung geht schließlich in einen Abschnitt mit konstantem Spannungsverlauf über (480°C-Kurve in Abbildung 7.2). Dieser Bereich wird auch als sog. steady-state bezeichnet. Er ergibt sich, da bei erhöhten Temperaturen oberhalb von $T_h = 0,5 \cdot T_s$ (für Aluminium also oberhalb von ca. 200°C) die Materialverfestigung durch die Entfestigungsvorgänge der dynamischen Erholung teilweise oder vollständig kompensiert werden kann [MCQ96, GOT07, HUM04a]. Somit besteht bei hinreichend hohen Temperaturen die Möglichkeit, dass ein Gleichgewichtszustand (steady state) zwischen Ver- und Entfestigung erreicht wird. Dieser stationäre Bereich war auch in den Strangpressdiagrammen des indirekten Strangpressens von nahtlosen Rundrohren zu finden (Abbildung 5.1). Der Einfluss der Temperatur auf die Fließspannung liegt nun in der Größe der sich während der Umformung durch dynamische Erholung ausbildenden Subkörner begründet. Bei Verformungen, die bei höheren Temperaturen durchgeführt werden, weist die Mikrostruktur eine größere Subkorngröße als bei niedrigeren Temperaturen auf [HUM04a]. Da die Fließspannung nach Gl. 7.1 mit zunehmender Subkorngröße (d_s) abnimmt [MCQ96, CAS88, CAS90], sinkt gemäß Gl. 4.5 der Presskraftbedarf und somit nach Gl. 4.9 auch der spezifische Pressdruck ab. Ein weiterer Grund dafür ist, dass die Annihilation von Versetzungen im Rahmen der dynamischen Erholung bei höheren Temperaturen schneller abläuft. Somit wird das Gleichgewicht zwischen Ver- und Entfestigung bei höheren Temperaturen bereits bei geringeren Fließspannungswerten erreicht [MCQ75].

$$k_f = c + e \cdot d_s^{-1} \quad (\text{Gl. 7.1})$$

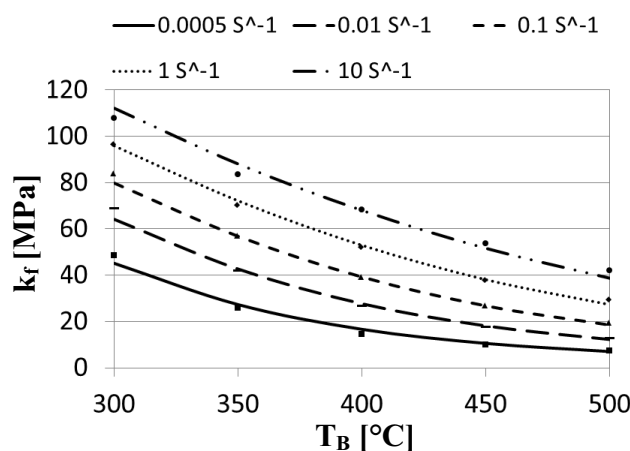


Abbildung 7.1: Exemplarische Darstellung des Einflusses von Bolzeneinsatztemperatur und Umformgeschwindigkeit auf die Fließspannung der Legierung EN AW-6060 [SAN15]

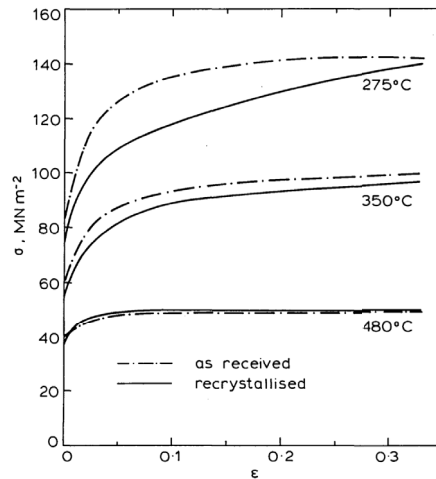


Abbildung 7.2: Exemplarische Darstellung von Fließkurven am Beispiel von Al-1Mg-1Mn bei verschiedenen Temperaturen [CAS88]

Des Weiteren zeigte die Prozesscharakterisierung in den Abschnitten 5.1.1.2 und 5.2.1.2 auch, dass die Bolzeneinsatztemperatur die Strangaustrittstemperatur T_p beeinflusste. Dabei wurden unter Verwendung der höheren Bolzeneinsatztemperatur von $T_B=500^\circ\text{C}$ absolut gesehen auch höhere Profilaustrittstemperaturen festgestellt als bei $T_B=400^\circ\text{C}$. Die Betrachtung der umformbedingten Materialerwärmung ΔT zeigte hingegen, dass diese für $T_B=400^\circ\text{C}$ größer ausfielen. Die Zunahme der gemessenen Profilaustrittstemperatur bei Verwendung höherer Bolzeneinsatztemperaturen wird auch in der Literatur belegt [z. B. PAR00, SHE99]. Zur Ursache dieser Beobachtung lässt sich Folgendes anführen. Beim Strangpressen wird in der Umformzone des Bolzens die Umformarbeit überwiegend in Wärme umgewandelt. Unter der Annahme eines quasiadiabatischen Prozesses (ohne Wärmeabgabe an die Umgebung) führt die erzeugte Wärmemenge zu einem Temperaturanstieg (ΔT) im Umformgut (siehe Abbildung 5.3b), der nach Gl. 7.2 abgeschätzt werden kann [BAU01]. Dabei sind ρ die Dichte und c_{spez} die spezifische Wärmekapazität des Bolzenmaterials.

$$\Delta T = \frac{\bar{k}_f \cdot \varphi_{\text{ges}}}{\rho \cdot c_{\text{spez}}} \quad (\text{Gl. 7.2})$$

Demnach ist der Temperaturanstieg proportional zur mittleren Fließspannung in der Umformzone. Die Fließspannung ist wiederum abhängig von der vorherrschenden Temperatur (z. B. gemäß Gl. 5.3) und sinkt wie bereits zuvor beschrieben bei Verwendung höherer Temperaturen ab [SAN15]. Nach Gl. 7.2 resultiert in Folge der geringeren Fließspannung bei höheren Bolzeneinsatztemperaturen ein geringerer Temperaturanstieg. Die Strangaustrittstemperatur ergibt sich nun jedoch aus der Summe von Bolzeneinsatztemperatur und umformbedingter Materialerwärmung (Gl. 7.3) [BAU01]. Daher sind die Werte der

Strangaustrittstemperatur bei Wahl einer deutlich höheren Bolzeneinsatztemperatur von $T_B=500^\circ\text{C}$ trotz geringerer umformbedingter Materialerwärmung signifikant höher als für $T_B=400^\circ\text{C}$

$$T_p = T_B + \Delta T \quad (\text{Gl. 7.3})$$

7.1.1.2. Einfluss der Stempel- bzw. Produktgeschwindigkeit

Den zweiten zu untersuchenden Einflussfaktor auf den Strangpressprozess stellt die Stempelgeschwindigkeit (v_{St}) dar. In den Kapiteln zur Charakterisierung des Strangpressprozesses über stehenden (Kapitel 5.1.1.1) und mitlaufenden Dorn mit stufig ausgestalteter Dornspitze (Kapitel 5.2.1.1) wurde festgestellt, dass eine Steigerung der Stempelgeschwindigkeit tendenziell einen Anstieg des Presskraftbedarfs und folglich des spezifischen Pressdrucks nach sich zog. Dieser Zusammenhang wurde nach Umrechnung der Stempelgeschwindigkeit in die Produktgeschwindigkeit (v_{Prod}) gemäß Gl. 4.3 jeweils in Abbildung 5.3 und Abbildung 5.7 graphisch veranschaulicht. Insbesondere bei kleinen Pressverhältnissen kann dabei nur von einer zunehmenden Tendenz von P_G mit v_{St} bzw. v_{Prod} gesprochen werden, da die Unterschiede oftmals nur sehr gering ausfielen. Die Auswirkung dieses Einflusses nahm für höhere Geschwindigkeiten zu. Hintergrund dabei war, dass im Rahmen der Versuchsdurchführung nur relativ geringe Stempelgeschwindigkeiten verwendet werden konnten. Dies lag in der manuellen Dornpositionierung begründet. Da die vorhandene Pressensteuerung eine Dornbewegung entgegen der Pressrichtung während des Strangpressvorgangs nicht zuließ, musste der Pressprozess nach Erzeugung einer Wanddickenabnahme und des anschließenden dünnwandigen Rohrabschnitts manuell unterbrochen werden. Im Falle der Vierkantrohre hätte eine zu späte Prozessunterbrechung zu einer Kollision zwischen dem Dorn mit Dornschaftdurchmesser von $D_D=50\text{mm}$ und der Matrize mit einer Öffnung von $32\text{mm} \times 32\text{mm}$ geführt. Aus diesem Grund wurden lediglich relativ geringe Geschwindigkeiten realisiert. Der hier experimentell beobachtete Zusammenhang zwischen Pressgeschwindigkeit und Presskraftbedarf bzw. spezifischem Pressdruck wurde auch in anderen Publikationen vorgefunden [PAR00, SAH00].

Als Begründung für diese Beobachtungen kann angeführt werden, dass mit zunehmender Verformungsgeschwindigkeit die Geschwindigkeit mit der Versetzungen erzeugt werden zunimmt. Da jedoch bei hohen Temperaturen die Beweglichkeit von Versetzungen hoch ist, können auch die Umordnungsprozesse von Versetzungen (Klettern und Quergleiten) im Rahmen der dynamischen Erholung mit höherer Geschwindigkeit ablaufen, sodass der

Gleichgewichtszustand zwischen Ver- und Entfestigung bereits bei geringeren Subkorngrößen erreicht wird [MCQ75]. Wie bereits zuvor beschrieben (Gl. 7.1) beeinflusst die Subkorngröße die Fließspannung, sodass diese mit abnehmender Korngröße zunimmt. Nach Gl. 4.5 zieht das einen erhöhten Presskraftbedarf nach sich und kann folglich den Anstieg des spezifischen Pressdrucks mit zunehmender Stempelgeschwindigkeit erklären. Ein weiterer zu berücksichtigender Aspekt liegt in der für die dynamische Erholung zur Verfügung stehenden Zeit begründet. Da bei höherer Umformgeschwindigkeit die Erzeugung von Versetzungen schneller abläuft, steht für Annihilation von Versetzungen und damit für das Absenken der Versetzungsanzahl nur eine geringere Zeitspanne zur Verfügung. Somit ist die Versetzungsdichte und die Verfestigung des Materials höher als bei geringeren Geschwindigkeiten [HUM04a].

Ebenso wurde im Rahmen der Prozesscharakterisierung festgestellt, dass die Stempelgeschwindigkeit bzw. die Produktgeschwindigkeit auch die Strangaustrittstemperatur beeinflusste. Zwar konnte für dickwandige Rundrohre, die unter Verwendung von lediglich $l_B=175\text{mm}$ langen Bolzen über stehenden Dorn stranggepresst wurden keine signifikante Abhängigkeit nachgewiesen werden. Jedoch zeigte sich bei den dünnwandigen Rundrohren ein leichter Anstieg der Strangaustrittstemperatur mit zunehmender Produktgeschwindigkeit (Abbildung 5.3a). Im Falle von Rund- und Vierkantrohren, die aus $l_B=300\text{mm}$ langen Bolzen über mitlaufenden Dorn produziert wurden, war der Zusammenhang zumindest für die dünnwandigen Profilabschnitte deutlicher ausgeprägt (Abbildung 5.9a, c und e). Dies galt insbesondere dann, wenn die Differenz zwischen den verglichenen Produktgeschwindigkeiten hoch war. Die Zunahme der Profilaustrittstemperatur bei Steigerung der Stempel- bzw. Produktgeschwindigkeit ist durch zahlreiche Literaturquellen dokumentiert [SAH00, LAU76, PAR00]. Wie bei der Betrachtung des Einflusses der Bolzeneinsatztemperatur bereits angeführt, wird beim Strangpressen die Umformarbeit überwiegend in Wärme umgewandelt. Der damit einhergehende Temperaturanstieg des Profils ist nach Gl. 7.2 proportional zur Fließspannung. Diese nimmt wiederum für steigende Verformungsgeschwindigkeiten zu (z. B. gemäß Gl. 5.3 und Abbildung 7.1), sodass folglich ein Anstieg der Strangaustrittstemperatur resultiert [LAU76]. Weiterhin ist die zur Ableitung von Wärme in die umgebenden Komponenten (Werkzeuge und Aufnehmer) zur Verfügung stehende Zeit zu nennen. Bei steigenden Geschwindigkeiten fließt ein immer geringerer Teil der erzeugten Wärmemenge in die Werkzeuge ab. Im Grenzfall fließt die Wärme nicht mehr ab und es herrschen näherungsweise adiabatische Verhältnisse (kein Wärmeaustausch) [LAU76, LIE16]. Findet

jedoch kein Wärmeaustausch zwischen Bolzenmaterial und seiner Umgebung statt, resultiert die mit höherer Geschwindigkeit zunehmende Wärmemenge in einem Anstieg der Profilaustrittstemperatur.

7.1.1.3. Einfluss des Pressverhältnisses

Der Vergleich der spezifischen Pressdrücke beim Strangpressen von dick- mit dünnwandigen Rohren über stehenden Dorn (Abbildung 5.2a), ergab ebenso wie bei Rohren mit axial variabler Wanddicke (Abbildung 5.7) und bei Verwendung des Kammerwerkzeugs mit beweglichen Keilen (Abbildung 5.39), dass das jeweils vorherrschende Pressverhältnis bzw. der Umformgrad (Gl. 4.4) einen Einfluss auf den spezifischen Pressdruck hatte. Dabei zeigte sich, dass zum Erzeugen dünnwandiger Rohre bzw. Rohrabschnitte also für einen höheren Umformgrad stets ein größer spezifischer Pressdruck notwendig war. Dieser Zusammenhang ist in Abbildung 7.3 noch einmal für nahtlose Vierkantrohre grafisch veranschaulicht, die bei $T_B=400^\circ\text{C}$ und $v_{St}=0,8\text{mm/s}$ hergestellt wurden. Die Zunahme des Umformgrads führt zunächst zu einem Anstieg der Versetzungsdichte [LEH96]. Die erhöhte Fehlstellendichte bewirkt daher eine stärkere Verfestigung des Materials als bei geringerem Pressverhältnis, sodass sich die Fließspannung des Materials und somit der Presskraftbedarf erhöht. Für das Strangpressen wird anhand von Gl. 4.5 deutlich, dass die Matrizenkraft proportional zur Erhöhung des Umformgrads zunimmt. Folglich nimmt damit auch der Gesamtpresskraftbedarf und somit der spezifische Pressdruck zu.

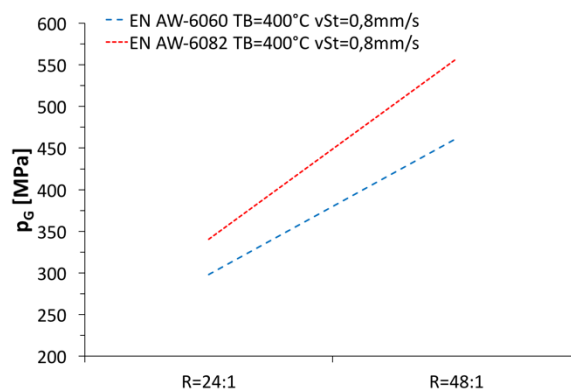


Abbildung 7.3: a) Einfluss des Pressverhältnisses und der Legierungswahl auf den spezifischen Pressdruck bei $T_B=400^\circ\text{C}$ und $v_{St}=0,8\text{mm/s}$

Gleichzeitig wurden bei Verwendung eines höheren Pressverhältnisses erhöhte Strangaustrittstemperaturen gemessen. Dieses Resultat ist Folge des größeren Umformgrads, zu dessen Erreichung mehr Umformarbeit verrichtet werden muss. Die Umformarbeit wird jedoch fast vollständig in Umformwärme umgewandelt [BAU01, LAU76]. Da der Aufnehmer

und die Werkzeuge in etwa die gleiche Temperatur wie der Bolzen aufweisen, kann näherungsweise von einem adiabatischen Prozess ausgegangen werden. Das heißt, dass über die Prozessdauer kein signifikanter Wärmeaustausch mit der Umgebung stattfindet. Somit führt die erhöhte Umformwärme durch Zunahme des Pressverhältnisses dann zu einem Temperaturanstieg im Pressprofil und begründet somit die festgestellten höheren Profilaustrittstemperaturen. Dieser Zusammenhang wird auch durch Gl. 7.2 beschrieben.

7.1.1.4. Legierungseinfluss

Bei ansonsten konstanten Pressbedingungen beeinflusst auch die Wahl des umzuformenden Materials die Höhe des spezifischen Pressdrucks. Im Rahmen der indirekten Strangpressversuche wurden die beiden Legierungen EN AW-6060 und EN AW-6082 zu Vierkantrohren umgeformt (Abbildung 5.7b und c). Aus dem direkten Vergleich in Abbildung 7.3 geht hervor, dass dabei die spezifischen Pressdrücke für die Legierung EN AW-6082 höher ausfielen. Als Begründung dafür ist der höhere Gehalt an Legierungselementen im Falle der Legierung EN AW-6082 anzuführen. Gemäß der chemischen Analyse (Tabelle 4.1) sind bei dieser Legierung sowohl die Gehalte von Mg, Si als auch Mn höher als bei EN AW-6060. Da diese nach der Homogenisierungsglühung und anschließend hinreichend schneller Abkühlung im Mischkristall gelöst vorliegen sollten. Insbesondere die Elemente Mg und Si erhöhen die Festigkeit des Aluminiums durch Mischkristallverfestigung, sodass die Fließspannung mit zunehmendem Legierungsgehalt ansteigt [KAM02]. Die gegenüber der Legierung EN AW-6060 erhöhte Fließspannung resultiert nach Gl. 4.5 in einem erhöhten Presskraftbedarf und führte folglich zu einem Anstieg des spezifischen Pressdrucks.

7.1.1.5. Einfluss des Strangpressverfahrens

Schließlich hatte auch das zur Herstellung von Hohlprofilen verwendete Strangpressverfahren einen Einfluss auf den jeweiligen spezifischen Pressdruck und die Strangaustrittstemperatur. Abbildung 7.4 zeigt eine Gegenüberstellung des spezifischen Pressdrucks bei Verwendung der unterschiedlichen Verfahren. Für die Berechnung dieser Prozesskenngröße wurden stets Presskraftwerte herangezogen, die bei $T_B=500^\circ\text{C}$, $v_{\text{prod}}\approx 2\text{m/min}$ und $R\approx 23:1$ ermittelt wurden. Aus der Abbildung wird ersichtlich, dass zum Strangpressen von nahtlosen Rundrohren über mitlaufenden Dorn im indirekten Strangpressverfahren der spezifische Pressdruck am geringsten war. Für das indirekte Strangpressverfahren unter Verwendung eines stehenden Dorns bei sonst gleichem Profilquerschnitt wurde ein geringer Anstieg des spezifischen

Pressdrucks festgestellt. Das direkte Strangpressen über Kammerwerkzeug lieferte hingegen einen sehr deutlichen Anstieg des spezifischen Pressdrucks.

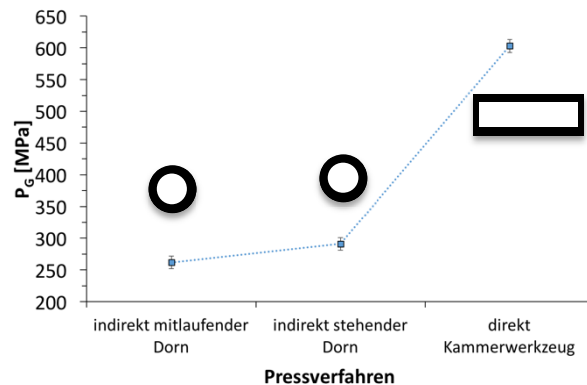


Abbildung 7.4: Einfluss des Strangpressverfahrens auf den spezifischen Pressdruck bei $T_B=500^\circ\text{C}$, $v_{\text{Prod}} \approx 2\text{m/min}$ und $R \approx 23:1$

Diese experimentellen Funde lassen sich wie folgt begründen. Die wesentlichsten beim allgemeinen Strangpressen auftretenden Kraftkomponenten sind die zur Materialumformung benötigte Umformkraft F_M sowie Reibungskräfte F_R , die für jedes der genannten Pressverfahren unterschiedlich zusammengesetzt sind. Die Gesamtpresskraft F_{ges} , die zur Ermittlung des spezifischen Pressdrucks herangezogen wird, setzt sich nach Gl. 7.4 daher allgemein aus der Summe dieser beiden Kraftkomponenten zusammen [BAU01].

$$F_{\text{ges}} = F_M + F_R \quad (\text{Gl. 7.4})$$

Beim konventionellen indirekten Strangpressen bewegen sich Aufnehmer und Bolzen mit gleicher Geschwindigkeit in Richtung Matrize. Daher tritt dabei keine Relativbewegung und folglich auch keine Reibungskraft zwischen ihnen auf. Reibung liegt hingegen zwischen der äußeren Matrizenführungsfläche und der Aufnehmerinnenwandung ($F_{R,MU}$) vor, da sich der Aufnehmer über die am Hohlstempel fixierte Matrize hinweg bewegt. Somit ergibt sich die Gesamtpresskraft für das indirekte Strangpressen nach Gl. 7.5.

$$F_{\text{ges}} = F_M + F_{R,MU} \quad (\text{Gl. 7.5})$$

Außerhalb der Umformzone bewegen sich beim direkten Strangpressen über mitlaufenden Dorn Bolzen, Aufnehmer und Dorn mit der gleichen Geschwindigkeit, der vorgegebenen Stempelgeschwindigkeit, parallel zur Pressrichtung. Das heißt, dass in diesem Blockbereich zwischen ihnen keine Relativbewegungen und demzufolge auch keine Reibungskräfte auftreten. Im Bereich der Umformzone kommt es hingegen im Zuge der Umformung zu einer Beschleunigung des Pressguts auf Produktgeschwindigkeit. Da diese nach Gl. 4.3 stets größer als die Stempelgeschwindigkeit ist, kommt es ab dem Bereich der Umformzone zu einer

Relativbewegung zwischen Pressgut und Dorn [BAU01]. Dies zieht eine Reibungskraft ($F_{R,D\ UZ}$) nach sich. Damit erhöht sich die Gesamtpresskraft gegenüber dem konventionellen indirekten Strangpressverfahren geringfügig um diesen Beitrag zu (Gl. 7.6):

$$F_{ges} \approx F_M + F_{R,M\ U} + F_{R,D\ UZ} \quad (\text{Gl. 7.6})$$

Wird die Dornbewegung in Pressrichtung blockiert, sodass über stehenden Dorn gepresst wird, so geht damit das Entstehen einer Reibungskomponente zwischen dem örtlich fixierten Dorn und dem mit Stempelgeschwindigkeit in Pressrichtung bewegten Bolzen einher. Sie wird als Dornreibung bezeichnet und erzeugt eine in Pressrichtung wirkende Zugkraft (F_D). Die Dornzugkraft hängt dabei im wesentlichen von der Länge des aufgestauchten Bolzens im Aufnehmer (l_{BS}) und dem Dorn Durchmesser (D_D) ab (Gl. 7.7) [BAU01].

$$F_D \sim l_{BS} \cdot D_D \quad (\text{Gl. 7.7})$$

Die Gesamtpresskraft beim Verfahren des indirekten Strangpressens über stehenden Dorn ergibt sich demnach zu:

$$F_{ges} \approx F_M + F_{R,M\ U} + F_D \quad (\text{Gl. 7.8})$$

Beim Strangpressen von nahtlosen Rundrohren über stehenden Dorn wurden zwar lediglich kurze Bolzen der Länge $l_B = 170\text{mm}$ (aufgestaucht $l_{BS} = 160\text{mm}$) verwendet. Jedoch zeigte sich bereits dabei, dass die Dornzugkraft bei stehendem Dorn die Dornreibung im Bereich der Umformzone im Falle des mitlaufenden Dorns überstieg ($F_D > F_{R,D\ UZ}$). Dies erklärt den in Abbildung 7.4 vorgefundenen höheren spezifischen Pressdruck der Prozessmodifikation über stehendem Dorn bei ansonsten gleichen Pressbedingungen. Nach Gl. 7.7 ist davon auszugehen, dass bei Verwendung längerer Bolzen der festgestellte Einfluss deutlicher ausgefallen wäre.

Das direkte Strangpressen zeichnet sich dadurch aus, dass der Aufnehmer während des Prozesses in seiner Position verbleibt, während der Stempel den Bolzen durch den Aufnehmer in Richtung des Werkzeugs schiebt. Da hierbei eine Relativbewegung zwischen Block und Aufnehmer vorliegt, muss für eine Vorwärtsbewegung des Bolzens im Aufnehmer die Reibkraft ($F_{R,A}$) zwischen Aufnehmerinnenwandung und Bolzenoberfläche überwunden werden. Nach Gl. 7.9 [BAU01] ist auch diese Reibkraft abhängig von der aktuellen Länge des aufgestauchten Bolzens (l_{BS}) im Aufnehmer und ist zu Versuchsbeginn maximal. τ_s bezeichnet dabei die material-, geschwindigkeits- und temperaturabhängige kritische Scherspannung. Im

weiteren Prozessverlauf nimmt die im Aufnehmer verbleibende Blocklänge und damit einhergehend auch die Reibkraft ab.

$$F_{R,A \max} = \pi \cdot A_0 \cdot (l_{BS}) \cdot \tau_S \quad (\text{Gl. 7.9})$$

Bei der Verwendung von Kammerwerkzeugen wird der Block durch die Stege, die den Dorn in Position halten zunächst in Teilstränge separiert, die im Bereich der Schweißkammer unter der Einwirkung von Druck und Temperatur verschweißen. Im Bereich der Werkzeugeinläufe tritt Reibung zwischen den einfließenden Materialteilströmen und den Einlaufwandungen auf, die insbesondere bei langen Einläufen (wie im vorliegenden Fall 143mm) einen Einfluss auf die Gesamtpresskraft ausübt. Auch durch Metallumlenkung in der Schweißkammer treten Reibkräfte auf, die gegenüber dem konventionellen direkten Strangpressen ohne Kammerwerkzeug zu einem höheren Kraftbedarf führen. Werden die mit dem Kammerwerkzeug zusammenhängenden Reibkräfte zu $F_{R,KW}$ zusammengefasst, so ergibt sich Gesamtpresskraftbedarf nach Gl. 7.10.

$$F_{\text{ges}} = F_M + F_{R,A} + F_{R,KW} \quad (\text{Gl. 7.10})$$

Somit lässt sich festhalten, dass der gegenüber dem indirekten Strangpressen über stehenden Dorn deutlich erhöhte Presskraftbedarf und somit der spezifische Pressdruck im Falle des direkten Strangpressens über Kammerwerkzeug aufgrund der dabei vorherrschenden Reibkräfte zu erklären ist. Diese sind zum einen auf die größere Reibfläche Aufnehmer/Bolzen gegenüber der Reibfläche Dornoberfläche/Bolzen zurückzuführen. Hinzukommen noch zusätzliche Reibkräfte, die mit der Verwendung eines Kammerwerkzeugs in Verbindung stehen.

Daneben zeigte die Verwendung des jeweiligen Pressverfahrens auch einen Einfluss auf die Profilaustrittstemperatur bzw. auf den umformbedingten Temperaturanstieg des Umformguts ΔT . Dieser Zusammenhang ist in Abbildung 7.5 für die gleichen Pressungen wie bei Abbildung 7.4 dargestellt. Daraus geht hervor, dass die Erwärmung im Falle des indirekten Strangpressens mit mitlaufenden Dorn am geringsten war, sich bei Verwendung eines stehenden Dorns erhöht und für das direkte Strangpressen über Kammerwerkzeug mit Abstand die höchsten Werte liefert. Auch diese Beobachtung lässt sich vorwiegend auf die jeweils vorherrschenden Reibbedingungen zurückführen.

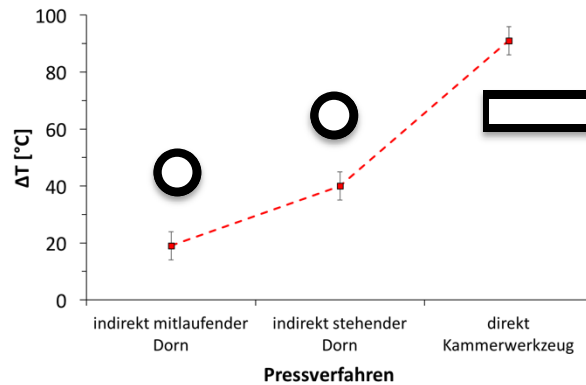


Abbildung 7.5: Einfluss des Strangpressverfahrens auf die Erwärmung der Profiöberfläche unter Verwendung von $T_B=500^\circ\text{C}$, $v_{\text{Prod}}\approx 2\text{m/min}$ und $R\approx 22:1$

Beim indirekten Strangpressen über mitlaufenden Dorn sind die Reibungskomponenten, die einen Einfluss auf die Höhe der Strangaustrittstemperatur haben, vor allem die Reibung zwischen Umformgut und Dornoberfläche im Bereich der Umformzone sowie der äußere Reibkontakt mit dem 6mm langen Matrizenführungs kanal. Da diese beiden Reiblängen relativ kurz sind, ist auch die zusätzlich zur Umformwärme generierte Reibungswärme gering. Im Falle des indirekten Strangpressens über stehenden Dorn hingegen erhöht sich dieser Anteil jedoch um die Wärmemenge, die aufgrund der Reibung zwischen Dornmantelfläche und Bolzeninnenwandung erzeugt wird. Da diese zusätzliche Wärme im Grenzfall adiabatischer Bedingungen jedoch nicht über die Werkzeuge abgeführt werden kann, führt dies letztlich zu einer Erhöhung der Profilaustrittstemperatur und erklärt damit den Anstieg der Materialerwärmung in Abbildung 7.5

Die größte Materialerwärmung trat nach Abbildung 7.5 jedoch beim direkten Strangpressen über Kammerwerkzeug auf. Da der Pressstempel dabei den Pressblock durch den Aufnehmer schiebt, besteht zwischen Aufnehmerinnenwandung und Bolzenmantelfläche eine Relativbewegung, die zur sog. Aufnehmerreibung führt. Da diese Reibfläche deutlich größer ist als die Reibfläche zwischen Dornmantelfläche und Bolzeninnenwandung beim indirekten Pressen über stehenden Dorn, ist auch die in diesem Verfahren erzeugte Reibungswärme größer. Hinzu kommen zusätzlich die mit der Verwendung eines Kammerwerkzeugs in Verbindung stehenden Reibungskomponenten in den Werkzeugeinläufen und der Schweißkammer. Somit kann die höhere Materialerwärmung bei dieser Verfahrensvariante als Folge von betragsmäßig größeren Reibflächen sowie werkzeugbedingten zusätzlichen Reibkontakten und der damit einhergehenden größeren erzeugten Reibungswärme begründet werden.

7.1.2. Einflüsse auf die Mikrostruktur

Im Folgenden soll die mikrostrukturelle Entwicklung beim Strangpressen von Hohlprofilen und die Einflüsse der Strangpressparameter auf die Mikrostruktur diskutiert werden.

7.1.2.1. Gefügeentwicklung der Legierung EN AW-6060 während des indirekten Strangpressens über Dorn

Die allgemeine Gefügeentwicklung während des Strangpressens von nahtlosen Hohlprofilen wurde im Ergebnisteil (Kapitel 6.1.2) exemplarisch anhand eines langen wasserabgeschreckten Pressrests untersucht. Dazu wurden neben der konventionellen Polarisationsmikroskopie auch Untersuchungen mittels EBSD eingesetzt. Insgesamt ging daraus hervor, dass das Gefüge im Bolzenbereich vor der Umformzone aus nicht oder kaum deformierten Gusskörnern bestand, die voneinander durch Großwinkelkorngrenzen (GWKGs) getrennt waren. Im Anfangsbereich der Umformzone (siehe Pos. 2 in Abbildung 6.3 und Abbildung 6.4b) war dann eine Kornlängsstreckung zu beobachten, die parallel zur Strangpressrichtung erfolgte. Des Weiteren konnte in diesem Bereich ein sehr hoher Anteil (67%) an Kleinwinkelkorngrenzen (KWKG) mit einem Misorientierungswinkel von $\alpha_{MO} \leq 15^\circ$ nachgewiesen werden. Mit fortschreitender Umformung sank der Anteil der KWKG auf 34% ab. Nachdem das Rohr den Hohlstempel (Luftabkühlung) und die sich daran anschließende Kühlstrecke (Wasserkühlung) durchlaufen hatte, erschien das Gefüge vollständig rekristallisiert (Abbildung 6.3b).

Diese Feststellungen lassen sich wie folgt interpretieren. Beim Eintritt des Pressguts in die Umformzone erhöht sich die Radialdruckspannung deutlich [BAU01]. Dies führte zu einer Deformation der Kristallite, sodass die Kornhöhe parallel zur Richtung der Radialspannung (senkrecht zur Strangpressrichtung) abnahm, während sich die Kornbreite senkrecht dazu (in Pressrichtung) deutlich vergrößerte (Kornlängsstreckung). Im Zuge der Umformung erhöht sich die Versetzungsdichte zunächst [CAS90, MCQ96]. Da die hohe Stapelfehlerenergie des Aluminiums sowie die beim Strangpressen vorherrschenden Temperaturen ($T_h > 0,5 \cdot T_s$) eine einfache Versetzungsbewegung ermöglichen, konnten während der Umformung dynamische Erholungsvorgänge ablaufen [GOT07]. Über die Mechanismen des Kletterns und Quergleitens können Versetzungen dabei ihre Gleitebene wechseln und so in energetisch günstigere Positionen umgelagert werden. Die Umordnungsreaktionen führen zur Ausbildung eines räumlichen Verbunds von Kleinwinkelkorngrenzen (Subkörner) [HUM04a], die in den Abbildungen 6.4b und c auch zu erkennen waren. Durch lokale Umordnungsprozesse kommt es auch zur Bewegung von Großwinkelkorngrenzen, sodass diese eine sägezahnförmige

Struktur ausbildeten [BLU96a, MCQ04, MCQ95, KON95b]. Die wurde auch in Abbildung 6.4c sowie in den Abbildungen 6.7c,e,g und h festgestellt. Sinkt die Höhe der längsgestreckten Körner im Verlauf der Materialverformung auf den zwei- bis dreifachen mittleren Durchmesser, der im Korn vorliegenden Subkörner ab, so kann es zum Ablaufen der kornteilenden dynamischen Erholung (gdDRV auch als gDRX bekannt) kommen. Nach Abbildung 2.9 bewirkt dieser Mechanismus eine Abschnürung nebeneinanderliegender Korngrenzenwölbungen und somit eine Reduktion der Länge der längsgestreckten Körner [SOL89, BLU96a, KON95b, MCQ04a]. Dieser Effekt konnte für einen Teil der untersuchten Probenzustände beobachtet werden, wie beispielsweise die Abbildungen 6.4c und d sowie Abbildungen 6.7d,e,g und h belegen. Bei fortschreitender Verformung nimmt die Anzahl der Kornperforationen zu und damit die Kornlänge immer weiter ab. Bei hinreichend großen Umformgrad besteht das Gefüge dann schließlich überwiegend aus kleinen, kurzen, weitgehend globulitischen Kristalliten, die überwiegend von GWKG umgeben sind [MCQ95, BLU96a, KON95a, HUM04a]. Auch dies kann durch die zuvor genannten Abbildungen belegt werden. Somit kann festgehalten werden, dass bei der Gefügeausbildung unter den Strangpressbedingungen von $T_B=400^\circ\text{C}$, $v_{St}=1,9\text{mm/s}$ und $R=46:1$ die Vorgänge der konventionellen dynamischen Erholung und der kornteilenden dynamischen Erholung eine dominante Rolle spielten.

Aus den Abbildungen 6.3 a und b geht allerdings auch hervor, dass die Gefügeentwicklung nach dem Austritt des Rohrs aus der Matrize noch nicht abgeschlossen war. In Abbildung 6.3a lagen bereits nach wenigen Zentimetern hinter dem Matrizenführungs kanal an der inneren und äußeren Rohroberfläche rekristallisierte Körner vor. Im zugehörigen Rohrabschnitt, der den Hohlstempel und die Abkühleinrichtung vollständig durchlaufen hatte, zeigte die Polarisationsmikroskopie, dass das Gefüge dann scheinbar jedoch vollständig rekristallisiert vorlag. In [BAN08] und [BLU96a] wird berichtet, dass die Versetzungsdichte durch die gdDRV nicht in dem Maße reduziert wird, wie es bei der primären Rekristallisation der Fall wäre. Daher stellt die im Material in Form von Versetzungen und Subkörnern verbliebene gespeicherte Verformungsenergie die Triebkraft für das Ablaufen von Rekristallisationsprozessen dar. Anhand der EBSD-Untersuchung im Rohrbereich, der die Abkühlstrecke vollständig durchlaufen hatte (Pos. 5 in Abbildung 6.3 und Abbildung 6.4), wurde deutlich, dass zwar tatsächlich der überwiegende Anteil (66%) der Korngrenzen durch GWKG charakterisiert war. Deren Anteil am untersuchten Gesamtbereich entsprach jedoch dem, der bereits im Bereich des Matrizenführungs kanals vorlag (ebenfalls 66%). Weiterhin war

die Korngröße im Matrizenführungs kanal (Pos. 4) deutlich geringer als nach Durchlaufen der Abkühleinrichtung (Pos. 5). Daraus kann geschlossen werden, dass es im Bereich des Hohlstempels, also vor dem Eintritt des Rohrs in die Wasserkühlung, zu Kornwachstum gekommen sein muss (vgl. Abbildung 6.4 d und e). Im Allgemeinen wächst dabei ein bereits rekristallisiertes und damit weitgehend versetzungsarmes Korn in benachbarte Bereiche hinein, die noch eine Verformungsstruktur aufweisen. Die Ursache dieser Korngrenzenbewegungen ist die unterschiedliche gespeicherte Verformungsenergie, also die Versetzungsdichte in diesen verschiedenen Bereichen. Dabei kommt es zur Verringerung der Korngrenzenfläche, sodass im Anschluss insgesamt ein Zustand mit niedrigerer Energie als zuvor erreicht wird [GOT07].

7.1.2.2. Einflüsse der Strangpressparameter auf das Gefüge

Die Einflüsse der Strangpressparameter auf die Mikrostruktur werden nachfolgend exemplarisch am Beispiel von wasserabgeschreckten, nahtlosen Vierkantrohren mit axial variabler Wanddicke diskutiert.

Einfluss der Stempelgeschwindigkeit

In Abbildung 6.5 wurden die in dick- und dünnwandigen Rohrabschnitten vorliegenden Gefüge für unterschiedliche Prozessbedingungen dargestellt. Dabei wurde deutlich, dass unter Verwendung von $T_B=400^\circ\text{C}$ und bei der geringen Stempelgeschwindigkeit von $v_{St}=0,8\text{mm/s}$ überwiegend ein faserförmiges Gefüge vorlag. Die Analyse dieser Bereiche mittels EBSD (Abbildung 6.7c und d) zeigte, dass die in Pressrichtung längsgestreckten Körner voneinander durch Großwinkelkorngrenzen getrennt vorlagen (Abbildung 6.7c). Die Form der Korngrenzen konnte als sägezahnförmig beschrieben werden. Innerhalb der gestreckten Körner lagen Subkörner mit Misorientierungswinkeln von $2^\circ \leq \alpha_{MO} < 15^\circ$ vor. Diese Feststellungen machen deutlich, dass es beim Strangpressen mit geringer Stempelgeschwindigkeit zum Ablaufen von Vorgängen der dynamischen Erholung gekommen sein muss, wie sie bereits in Abschnitt 7.1.2.1 beschrieben wurden. Nur damit lassen sich die Funde von Subkörnern innerhalb der längsgestreckten Kristallite und die Ausbildung einer sägezahnförmigen Gestalt der Korngrenzen erklären (Abbildung 6.7c und d). Daneben zeigten die EBSD-Maps jedoch auch zahlreiche Körner in der Größenordnung der Subkorndurchmesser, die jedoch vollständig von Großwinkelkorngrenzen umgeben waren. Deren Auftreten kann mit Hilfe der kornfeinenden dynamischen Erholung (gdDRV bzw. auch gDRX genannt) begründet werden. Nach Abbildung 2.9c führt diese zu einer Teilung der längsgestreckten Körner durch Berührung von gegenüberliegenden Korngrenzen [SOL89, BLU96a, BLU96b]. Durch diese

Fraktionierungen sinkt die Kornlänge in Pressrichtung. Bei ausreichend großen Verformungen können dabei kurze, flache Körner entstehen, die nur wenige Subkorndurchmesser lang sind (Abbildung 6.7c und d). Dies wurde in [GUE12a, GUE12b] auch für das direkte Strangpressen von EN AW-6082-Rundstangen und in [KAY10] für Rundstangen aus EN AW-6060 festgestellt. Des Weiteren kann es bei der gdDRV auch zum Abschnüren einzelner Korngrenzenwölbungen kommen, die von Großwinkelkorngrenzen umgeben sind [BLU96a, KON95a, HUM04a, MCQ95]. Damit ließe sich das Auftreten der zahlreichen kleinen Körner mit GWKG insbesondere bei dem hohen Pressverhältnis von $R=48:1$ begründen (Abbildung 6.7d).

Daneben war im Falle der Legierung EN AW-6060 an den Rohroberflächen jedoch stets ein rekristallisierter Saum festzustellen (Abbildung 6.5b und Abbildung 6.11), der aus relativ großen Körnern bestand. Dieses Phänomen ist in der Fachliteratur auch als peripheral coarse grain (PCG)-Defekt bekannt. Demnach tritt der Saum aus rekristallisierten Körnern auf der/den Außenseite/n von Profilen auf, da das dort liegende Material beim Strangpressen im Vergleich zum Material im Profilzentrum höheren Verformungsgeschwindigkeiten und größeren lokalen Umformgraden unterlegen ist [GEE05, BAN08]. Auch bei den in der vorliegenden Arbeit durchgeführten FE-Simulationen konnte das Vorliegen solcher Gradienten nachgewiesen werden (Abbildung 5.20). Die Bedingungen von lokal höherer Verformungsgeschwindigkeit und größerem Umformgrad befördern dabei das Ablaufen von Rekristallisationsprozessen, indem sie einen Anstieg der Versetzungsdichte und damit der im Material gespeicherten Verformungsenergie bewirken. Diese stellt die Triebkraft für das Ablaufen von statischer Rekristallisation dar [HUM04a, BAN08, SPE84]. Des Weiteren ist bekannt, dass dieser Prozess sehr schnell abläuft und bereits wenige Sekunden nachdem das Material die Matrize verlassen hat, an der Oberfläche rekristallisierte Körner vorgefunden werden können [GEE05]. Dies wurde auch in der vorliegenden Arbeit anhand von Abbildung 6.3a deutlich. Als Grund für die hohe Korngröße auf den Profiloberflächen, wird in [SWE04] und [SPE84] angeführt, dass wahrscheinlich die für SRX erforderliche kritische gespeicherte Energie bei den vorherrschenden Bedingungen lediglich zur „Aktivierung“ weniger Rekristallisationskeime führt. Diese Keime können aufgrund ihrer geringen Anzahl über relativ lange Zeit ungestört von benachbarten, konkurrierenden Keimen wachsen. Das Wachstum ist demnach erst dann beendet, wenn benachbarte rekristallisierte Körner aufeinander treffen oder auf Bereiche stoßen, die nicht über das notwendige Mindestmaß an gespeicherter Energie verfügen [GOT07].

Die Verwendung der hohen Stempelgeschwindigkeit von $v_{St}=3,3\text{mm/s}$ bei $T_B=400^\circ\text{C}$ hingegen führte im Vergleich dazu stets zu einer vollständig rekristallisierten Mikrostruktur (Abbildung 6.5c und d). Dies lässt sich wie bereits zuvor in Kapitel 7.1.1.2 beschrieben zum einen damit begründen, dass bei höheren Umformgeschwindigkeiten die Versetzungsdichte höher ist und somit die gespeicherte Energie im Material zunimmt [HUM04a]. Anders als beim PCG-Defekt wird dadurch jedoch offenbar die kritische Untergrenze an gespeicherter Energie, die für das Ablaufen der primären Rekristallisation notwendig ist nicht nur an den äußeren und inneren Rohroberflächen erreicht, sondern über den gesamten Rohrquerschnitt. Als weiteren Punkt der ebenfalls dazu beigetragen haben könnte, lässt sich die Strangaustrittstemperatur anführen. Gemäß Abbildung 5.9a und Tabelle 5.4 ging mit der Erhöhung der Stempelgeschwindigkeit eine Steigerung der Strangaustrittstemperatur einher. Die Beweglichkeit von Korngrenzen ist temperaturabhängig und nimmt für höhere Temperaturen zu [HUM04a]. Somit lässt sich das Auftreten von statischer Rekristallisation bei der höheren Stempelgeschwindigkeit z. T. auch auf die Verbesserung der Korngrenzenbeweglichkeit durch die im Prozess vorherrschenden erhöhten Temperaturen zurückführen.

Neben der Ausbildung der Gefügemorphologie zeigte die Stempelgeschwindigkeit auch einen Einfluss auf das Ausscheidungsverhalten von β'' bei der Warmauslagerung. Nach Abbildung 6.14a bewirkte eine Steigerung der Stempelgeschwindigkeit von $v_{St}=0,8\text{mm/s}$ auf $v_{St}=3,3\text{mm/s}$ bei gleicher Bolzeneinsatztemperatur ($T_B=400^\circ\text{C}$) und gleichem Pressverhältnis $R=48:1$ einen deutlichen Anstieg der Ausscheidungsichte. Gleichzeitig sank die mittlere Länge der Ausscheidungen ab (Abbildung 6.14b). Die Beobachtung, dass bei höherer Stempelgeschwindigkeit eine größere Anzahl an Ausscheidungen pro Fläche vorgefunden wurden, lässt sich mit der Erhöhung der Profilaustrittstemperatur begründen. Diese stieg dabei von $T_p=445^\circ\text{C}$ auf $T_p=490^\circ\text{C}$ an. Die Zusammensetzung der hier verwendeten EN AW-6060 Legierung ermöglicht eine maximale Löslichkeit für Mg_2Si im Aluminiummischkristall von 0,77m% (vergl. Tabelle 4.1). Bei Betrachtung des quasi-binären Al- Mg_2Si -Phasendiagramms (Abbildung 7.6), wird ersichtlich, dass diese Menge nur bei Temperaturen oberhalb von 445°C vollständig gelöst werden kann. Das Material verließ die Matrize im Falle der geringeren Pressgeschwindigkeit mit einer Temperatur von bis zu $T_p=445^\circ\text{C}$. Somit wäre eine vollständige Löslichkeit von Mg_2Si für den dünnwandigen Rohrbereich grundsätzlich zwar möglich, allerdings war anschließend noch der luftgekühlte Bereich des ca. 1m langen Hohlstempels zu überbrücken. Erst danach trat der Rohrabschnitt in die Wasserkühlung ein. Während dieser Zeit, die bis zu 1min betragen konnte, sank die Temperatur vermutlich wieder unter die

7. Diskussion der Ergebnisse

Solidustemperatur ab, sodass es dann zur teilweisen Ausscheidung von Mg_2Si aus dem Mischkristall gekommen sein könnte. Bereiche, die diese Temperatur während des Pressvorgangs gar nicht erst erreichten, konnten nach der Wasserabschreckung auch nicht den maximalen Mg_2Si -Anteil im übersättigten Mischkristall aufweisen. Dies wäre eine Begründung für die geringere Ausscheidungsichte bei $T_B=400^\circ\text{C}$ und der niedrigen Stempelgeschwindigkeit ($v_{St}=0,8\text{mm/s}$).

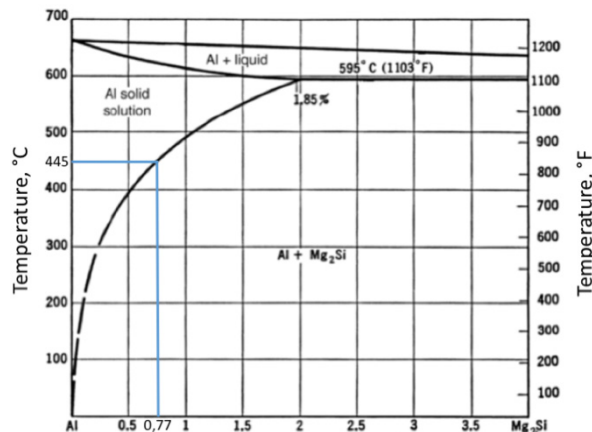


Abbildung 7.6: Quasi-binäres Al- Mg_2Si Phasendiagramm nach [AMA15]

Zusätzlich lässt sich der Effekt anhand der Leerstellenkonzentration erläutern. Die Leerstellenkonzentration (c_L) steigt zum einen bei der Umformung [LAN84] und gemäß Gl. 7.11 auch mit zunehmender Temperatur an [GOT07, LAN84]. Dabei bezeichnet k_B die Boltzmannkonstante und G_B^L die freie Bildungsenthalpie einer Leerstelle.

$$c_L = \exp\left(-\frac{G_B^L}{k_B T}\right) \quad (\text{Gl. 7.11})$$

Steigt also die Strangaustrittstemperatur in Folge der Geschwindigkeitserhöhung wie beobachtet an, so ist gemäß Gl. 7.11 dann auch die Leerstellenkonzentration in dem Material höher, das mit höherer Geschwindigkeit verarbeitet wurde. Zusätzlich wird die Wasserkühlung bei einer höheren Pressgeschwindigkeit schneller erreicht. Durch das Abschrecken der Rohre in Wasser sinkt anschließend zwar die Gesamtanzahl an Leerstellen durch Annihilation an Versetzungen ab [POG11, POG14], dennoch werden dabei zahlreiche Leerstellen „eingeschreckt“ (quenched-in) [KLO08]. Bei der Entmischung des nach dem Abschreckvorgang vorliegenden übersättigten Mischkristalls spielen vor allem Diffusionsprozesse von Leerstellen eine bedeutende Rolle [KLO08, POG11, POG14, FAL12]. Aus der Literatur ist ferner bekannt, dass neben Korngrenzen und Versetzungen auch Leerstellen bzw. Leerstellen-Cluster bei der Auslagerung als Keimbildungsorte für Ausscheidungen dienen können [FAL12, OZA70,

CZI00]. Diese Cluster, die bei der Kaltauslagerung oder in der Frühphase der Warmauslagerung gebildet werden, stellen Keimbildungsorte für GP-I-Zonen, also die Vorgängerphase der festigkeitsbestimmenden β'' -Ausscheidungen dar [MAR03]. Des Weiteren spielen Leerstellen für die Kinetik der Ausscheidungsbildung eine wichtige Rolle, da sie die Diffusionsgeschwindigkeit von Fremdatomen und somit die Wachstumsgeschwindigkeit von Clustern in der Anfangsphase der Ausscheidungssequenz erhöhen [FAL12, MAR03, HOR93]. Folglich liegt im Material dann eine größere Anzahl an Leerstellen vor, wenn beim Strangpressen höhere Geschwindigkeiten (mit höherer Strangaustrittstemperatur) verwendet werden und anschließend eine Wasserabschreckung vorgenommen wird. Eine höhere Leerstellendichte beschleunigt die Keimbildung von GP-I-Zonen [MAR03], da hierbei die kritische Keimgröße niedriger ist [POG11, HUP97]. Folglich kann eine höhere Keimanzahl erreicht werden. Im weiteren Verlauf der Warmauslagerung wachsen die Keime an und wandeln in die β'' -Phase um, sodass sich schließlich die beobachtete höheren Ausscheidungsichte ergab.

Die in Abbildung 6.14b veranschaulichte Feststellung einer geringeren mittleren Ausscheidungslänge bei Proben, die bei $v_{St}=3,3\text{mm/s}$ erzeugt wurden, lässt sich ebenfalls darauf zurückführen. Liegt nach dem Strangpressen eine höhere Anzahl an Ausscheidungskeimen vor, so verteilt sich das durch Diffusion von Leerstellen, Mg- und Si-Atomen gesteuerte Wachstum auf eine größere Anzahl von Orten. Folglich ergibt sich nach gleicher Auslagerungsdauer der beiden Probenzustände eine geringere mittlere Ausscheidungslänge für den Probenzustand, bei dem eine höhere Keim- bzw. Ausscheidungsichte vorlag.

Einfluss der Bolzeneinsatztemperatur

Aus Abbildung 6.5 ging hervor, dass auch die Bolzeneinsatztemperatur einen Einfluss auf die Gefügemorphologie hatte. So zeigte der Vergleich der Abbildungen 6.5b und f, dass bei gleicher Stempelgeschwindigkeit ($v_{St}=0,8\text{mm/s}$) und gleichem Pressverhältnis ($R=48:1$) die höhere Bolzeneinsatztemperatur von $T_B=500^\circ\text{C}$ die Rekristallisationsneigung erhöhte. Der rekristallisierte Gefügeanteil nahm dabei von 24% auf 85% zu. Zurückzuführen ist dieser Anstieg auf die mit zunehmender Temperatur verbesserte Beweglichkeit von Korngrenzen [HUM04a], sodass die Bedingungen zum Ablauf von statischer Rekristallisation verbessert wurden. Des Weiteren wurde für die Prozessbedingungen von $T_B=500^\circ\text{C}$, $v_{St}=0,8\text{mm/s}$ und $R=48:1$ (Abbildung 6.5f) eine sehr hohe Korngröße festgestellt. Hierfür sind zwei Erklärungen

denkbar. Entweder ist diese hohe Korngröße auf den bereits zuvor beschriebenen PCG-Defekt zurückzuführen, dessen Einfluss mit steigenden Temperaturen zunimmt [ROY08, SWE04, GEE04, YAN00]. Die andere Deutungsmöglichkeit besteht darin, dass bei den recht hohen Profilaustrittstemperaturen und der geringen Umformgeschwindigkeiten Kornwachstum aufgetreten sein könnte. Da die Verweildauer des Profilabschnitts in Luft bis zum Eintritt in die Profilkühlung in Folge der niedrigen Stempelgeschwindigkeit relativ hoch war (ca. 1 min), könnte in diesem Bereich signifikantes Kornwachstum zu der hohen Korngröße geführt haben.

Des Weiteren wirkte sich eine Erhöhung der Bolzeneinsatztemperatur von $T_B=400^\circ\text{C}$ auf $T_B=500^\circ\text{C}$ auch bei der hohen Stempelgeschwindigkeit von $v_{St}=3,3\text{mm/s}$ in Form einer Reduzierung der Korngröße auf das Rohrgefüge aus (vergl. Abbildung 6.5c und g bzw. d und h). Eine solche Beobachtung wurde auch in [IHA10, IHA13] für die Legierung EN AW-6005C gemacht. Als Begründung dafür wurde angeführt, dass direkt nach dem Strangpressen bei geringerer Bolzeneinsatztemperatur zunächst weniger rekristallisierte Körner vorlagen und die gespeicherte Verformungsenergie somit noch groß war. Es wurde beschrieben, dass vorteilhaft orientierte Körner eine höhere Wachstumsgeschwindigkeit aufwiesen. Somit konnten sich diese bevorzugt in Form grober Kristallite ausbilden. Bei hohen Bolzentemperaturen hingegen wurde festgestellt, dass die Anzahl an rekristallisierten Körnern kurz nach dem Pressen höher und somit die gespeicherte Verformungsenergie zu diesem Zeitpunkt geringer war als bei niedrigerer T_B . Es wurde ferner festgestellt, dass bei höherer T_B ein höherer Anteil an weniger optimal orientierten Körnern bereits rekristallisiert waren und somit kein bevorzugtes Wachstum mehr stattfand [IHA10, IHA13].

Daneben wurde im Ergebnisteil auch beschrieben, dass eine Erhöhung der Bolzeneinsatztemperatur von $T_B=400^\circ\text{C}$ auf $T_B=500^\circ\text{C}$ bei $v_{St}=3,3\text{mm/s}$ und $R=48:1$ zu einer höheren Ausscheidungsichte der β'' -Phase führte (vergl. Abbildung 6.14a). Die Verwendung höherer Bolzentemperaturen zog eine Steigerung der Strangaustrittstemperaturen nach sich (Abbildung 5.3a und Abbildung 5.9a). Somit lässt sich für die Feststellung einer höheren Ausscheidungsichte die Argumentation heranziehen, wie zuvor beim Einfluss der Stempelgeschwindigkeit auf den Ausscheidungszustand (siehe oben).

Einfluss des Pressverhältnisses

Wie aus Abbildung 6.5 und Abbildung 6.11 hervorging, beeinflusste die Zunahme des Pressverhältnisses von $R=24:1$ zu $R=48:1$ bei einer kontinuierlichen Waddickenreduktion ebenfalls die Gefügeausbildung. Der Vergleich der Gefügebilder von Abbildung 6.5c mit d,

sowie Abbildung 6.5g mit h unter Zuhilfenahme der in Tabelle 6.2 aufgeführten Korngrößen zeigte, dass im Bereich des höheren Pressverhältnisses eine geringere Korngröße vorlag. Ein höheres Pressverhältnis bedeutet zum einen einen höheren Umformgrad (Gl. 4.4), zum anderen jedoch auch eine höhere Produktgeschwindigkeit (Gl. 4.3). Es ist bekannt, dass sowohl ein Anstieg des Umformgrads als auch der Verformungsgeschwindigkeit zu einer Reduktion der Subkorngröße führt [MCQ75, HUM04a]. Da nun kleine Volumen, die bereits im verformten Gefüge vorliegen also die Subkörner, die Keime für die neuen rekristallisierten Körner darstellen [DOH97, HUM04a, RIO05], beeinflusst ihre Größe auch die Größe der rekristallisierten Körner [SCH84]. Bei einer kleineren Subkorngröße liegt pro Volumenelement eine höhere Anzahl an Keimen vor. In der Wachstumsphase kommen rekristallisierte Körner dann bei einer geringeren rekristallisierten Korngröße in gegenseitigen Kontakt, sodass die primäre Rekristallisation bereits bei einer geringeren mittleren Korngröße endet. Zusätzlich spielte sicherlich auch die Zeit bis zum Eintreten in die Wasserkühlung eine Rolle. Da die dünnwandigen Bereiche mit einer höheren Produktgeschwindigkeit aus der Presse austraten, erreichten sie bereits nach einer kürzeren Zeit die Abkühlrichtung. Somit stand bei $R=48:1$ eine kürzere Zeit für Kornwachstum zur Verfügung, sodass auch dies zu der geringeren Korngröße in den dünnwandigen Rohrbereichen beigetragen haben könnte.

In Abbildung 6.14a wurde aufgezeigt, dass eine Erhöhung des Pressverhältnisses bei $T_B=500^\circ\text{C}$ und $v_{St}=3,3\text{mm/s}$ eine Erhöhung der Ausscheidungsichte nach sich zog. Die Erhöhung des Pressverhältnisses führte ebenso wie eine Zunahme der Stempelgeschwindigkeit und der Bolzeneinsatztemperatur zu größeren Werten der Strangaustrittstemperatur. Somit behält die für die Erhöhung der Stempelgeschwindigkeit bereits beschriebene Ursache der höheren Leerstellendichte und der daraus folgenden höheren Ausscheidungsichte von β'' auch für die Steigerung des Pressverhältnisses seine Bedeutung.

7.1.2.3. Einfluss der Legierung

Im Rahmen der Gefügeuntersuchungen dieser Arbeit wurden die beiden Legierungen EN AW-6060 und EN AW-6082 verwendet. Aus den Untersuchungsergebnissen in den Abbildungen 6.5, 6.6, 6.7 sowie 6.11 ging hervor, dass die Legierungswahl bei Verwendung der gleichen Strangpressparameter einen Einfluss auf die Gefügemorphologie hatte. Zuvor wurde dargelegt, dass im Falle von EN AW-6060 hohe Umformgeschwindigkeiten, hohe Temperaturen und große Umformgrade die Tendenz zur Ausbildung eines rekristallisierten Gefüges deutlich erhöhten. Bei der Legierung EN AW-6082 war dies hingegen in der Regel nicht der Fall.

Die Ursache dafür, dass EN AW-6082 bei nahezu allen Pressbedingungen ein faserförmiges Gefüge aufwies, ist mit der Legierungszusammensetzung zu begründen. Diese kann der Tabelle 4.1 entnommen werden. Daraus geht hervor, dass die verwendete Legierungszusammensetzung von EN AW-6082 einen Mangangehalt von 0,43m% aufwies. Dieses Legierungselement wirkt rekristallisationshemmend [KAM02, ROY08, SWE04, PAR04]. Der grundlegende Mechanismus basiert dabei auf feinen manganhaltigen (Al_6Mn) Ausscheidungen im Gefüge [LAU76]. Wenn diese in ausreichend hoher Anzahl vorliegen, können sie die Bewegung von Großwinkelkorngrenzen, wie es zum Ablaufen der primären Rekristallisation notwendig ist, behindern [YAN00] (Zener-pinning). Erst im Zuge höherer Temperaturen, durch die sich Beweglichkeit der Korngrenzen deutlich erhöht, kann es dennoch zur Rekristallisation kommen. Demnach erhöhen die Mn-Ausscheidungen die Rekristallisationstemperatur einer Legierung [KAM02, SWE04].

Ein vollständig rekristallisiertes Gefüge wurde bei der Legierung EN AW-6082 hingegen nur im dünnwandigen Rohrabschnitt vorgefunden, der unter Verwendung von $T_B=500^\circ\text{C}$, $v_{\text{prod}}=10\text{m/min}$ und $R=48:1$ hergestellt wurde. Offenbar war hierbei die Kombination aus der höchsten Bolzeneinsatztemperatur, der höchsten Profilgeschwindigkeit und dem größeren Pressverhältnis ausreichend hoch, um die Beweglichkeit der Großwinkelkorngrenzen trotz der Hinderungswirkung der Mn-Ausscheidungen zu ermöglichen. Zum einen wurde festgestellt, dass sich in diesem Abschnitt die höchste Strangaustrittstemperatur aller untersuchten EN AW-6082 Rohrabschnitte einstellte (Abbildung 5.9e). Daher stellte die Temperatur einen wichtigen Beitrag zum Fund eines vollständig rekristallisierten Gefüges dar. Denn für höhere Temperaturen nimmt die Korngrenzenbeweglichkeit zu [HUM04a], sodass das Ablaufen von statischer Rekristallisation erst ermöglicht wird. Des Weiteren wurde die Beobachtung bei dem dünnwandigen Rohrabschnitt vorgefunden, also jenem, der mit dem größeren Pressverhältnis und folglich bei einem größeren Umformgrad hergestellt wurde. In [YAN00] wurde berichtet, dass Mn-haltige Ausscheidungen nicht nur die Rekristallisationstemperatur, sondern auch die zum Einsetzen der Rekristallisation notwendige kritische Verformung erhöhen. Insofern kann auch davon ausgegangen werden, dass die kritische Verformung erst bei dem höheren Umformverhältnis von $R=48:1$ überschritten und somit erst eine vollständige Rekristallisation ermöglicht wurde. Schließlich ist auch der Beitrag der Stempel- bzw. Produktgeschwindigkeit zur Ausbildung des rekristallisierten Gefüges zu berücksichtigen. Der relevante Rohrabschnitt, bei dem die rekristallisierte Mikrostruktur vorlag, wurde mit der im Rahmen dieser Arbeit höchsten Stempel- bzw. Produktgeschwindigkeit erzeugt. Folglich lag dabei auch die höchste

Umformgeschwindigkeit vor. Diese verbessert die Bedingungen zum Ablaufen von statischer Rekristallisation auf zwei Arten. Zum einen führt die relativ hohe Umformgeschwindigkeit zu einer höheren Versetzungsdichte und folglich zu einer höheren Verfestigung. Zum anderen bedingt die hohe Umformgeschwindigkeit eine höhere Strangaustrittstemperatur. Beides wirkt sich positiv auf eine Erhöhung der Rekristallisationsneigung der Legierung EN AW-6082 aus [YAN00, PAR04, SWE04].

Die Tatsache, dass die Körner des rekristallisierten Gefüges eine starke Streckung parallel zur Pressrichtung aufwiesen (Abbildungen 6.6h und 6.7f), lässt sich ebenfalls mit den Mn-haltigen Ausscheidungen in dieser Legierung erklären. Da diese wie bereits zuvor beschrieben, die Korngrenzenbewegung erschweren, erfolgt auch das Wachstum von rekristallisierten Körnern primär parallel zur Pressrichtung [SHE99]. Abbildung 7.7 veranschaulicht diesen Prozess grafisch.

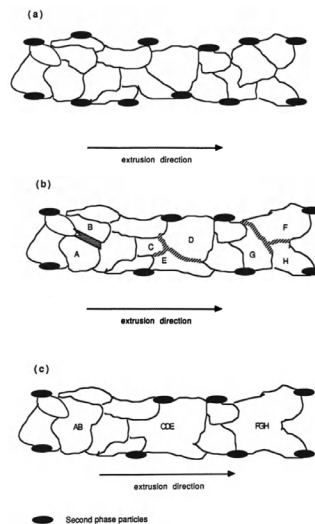


Abbildung 7.7: Schematische Darstellung des Einflusses von manganhaltigen Ausscheidungen auf das Kornwachstum bei der Rekristallisation, PR → [SHE99]

7.1.3. Einflüsse auf die quasi-statischen mechanischen Eigenschaften

Im folgenden Abschnitt sollen die verschiedenen Einflussfaktoren auf die mechanischen Eigenschaften beleuchtet werden.

7.1.3.1. Einflüsse der Strangpressparameter

Nachfolgend werden die Einflüsse der verschiedenen Strangpressparameter auf die quasi-statischen mechanischen Eigenschaften diskutiert.

Einfluss der Stempelgeschwindigkeit

Die Ergebnisse der Flachzugversuche für den warmausgelagerten T6-Zustand zeigten, dass eine Erhöhung der Stempelgeschwindigkeit zu höheren Werten der Dehngrenze und der Zugfestigkeit führte. Dabei war die Steigerung der Dehngrenze bei der niedrigen Bolzeneinsatztemperatur $T_B=400^\circ\text{C}$ mit bis zu 29% stärker als bei $T_B=500^\circ\text{C}$, wo nur ein Anstieg um 9% zu verzeichnen war. Den gleichen tendenziellen Effekt hatte die Geschwindigkeitssteigerung auch im axialen Druckversuch auf die Druckfestigkeit (Steigerung zwischen 6% und 16%).

Als Grund für die jeweilige Zunahme der Festigkeitswerte bei Verwendung der geringeren $T_B=400^\circ\text{C}$ können zum einen die höheren im Aluminiummischkristall gelösten Gehalte an Mg und Si genannt werden. Wie bereits zuvor in Abschnitt 7.1.2.3 dargelegt, führte die Geschwindigkeitserhöhung zu einer höheren Strangaustrittstemperatur. Im Zuge dessen konnten größeren Mengen an Mg- und Si-Fremdatomen im Mischkristall gelöst werden und dort verbleiben bevor die Wasserkühlung erreicht und folglich der Zustand des übersättigten Aluminiummischkristalls erzeugt wurde. Folglich konnte nach der Warmauslagerung eine höhere Dichte an festigkeitsbestimmenden β'' -Ausscheidungen erzielt werden. Dies bedeutet letztlich einen geringeren Abstand zwischen benachbarten Ausscheidungen. Somit kann in diesem Zustand die Versetzungsbewegung effektiver behindert werden, sodass eine Steigerung der Festigkeitswerte erreicht wurde [GOT07].

Der Anstieg der Stempelgeschwindigkeit führte auch bei $T_B=500^\circ\text{C}$ zu einer Erhöhung der Festigkeit nach Warmauslagerung. Für die niedrige Geschwindigkeit bei dieser Temperatur wurden keine TEM-Untersuchungen vorgenommen. Da die Unterschiede der Strangaustrittstemperatur hierbei jedoch deutlich geringer waren, die Höhe der T_p -Werte jedoch stets oberhalb der Solidustemperatur lag, ist davon auszugehen, dass die gegebenenfalls vorliegende Zunahme der Ausscheidungsichte und Reduktion der Ausscheidungslänge deutlich geringer ausgeprägt sein sollten, als es zuvor für $T_B=400^\circ\text{C}$ vorgefunden wurde. Dies ist ein Grund für den geringeren geschwindigkeitsbedingten Anstieg der Festigkeit bei der höheren T_B . Bei ähnlichem Ausscheidungszustand kann die beobachtete Festigkeitssteigerung jedoch mit Hilfe der geringeren Korngröße, die für die höhere Geschwindigkeit vorgefunden wurde (vergl. Abbildung 6.5f und h und Tabelle 6.2), begründet werden. Nach der Hall-Petch-Beziehung resultiert eine Kornfeinung in höheren Festigkeitswerten [GOT07]. Ein signifikanter

Einfluss der Stempelgeschwindigkeit auf die Bruchdehnungswerte wurde bei den Zugversuchen von EN AW-6060 nicht festgestellt.

Einfluss der Bolzeneinsatztemperatur

Die Verwendung der hohen Bolzeneinsatztemperatur von $T_B=500^\circ\text{C}$ im Vergleich zu $T_B=400^\circ\text{C}$ führte zu einem deutlichen Anstieg der Festigkeitswerte sowohl im Zugversuch, als auch im Druck- sowie Dreipunktbiegeversuch. Dabei lag die Steigerung der Dehngrenze zwischen 19% und 42%, sodass die Erhöhung der Bolzeneinsatztemperatur hierbei einen größeren Einfluss auf die Festigkeitsentwicklung hatte, als die zuvor beschriebene Erhöhung der Stempelgeschwindigkeit. Der Einfluss auf die Druckfestigkeit bei den axialen Rohrdruckversuchen lag zwischen 5% und 25%. Begründen lässt sich dies abermals vorwiegend mit den höheren Strangaustrittstemperaturen, die mit einer Erhöhung der Bolzentemperatur einher gingen (vgl. Tabelle 5.4 und Abbildung 5.10). Diese höheren Temperaturen oberhalb der Solidustemperatur ermöglichen zum einen, dass beim Strangpressen die maximal möglichen Gehalte von Mg und Si im Aluminiummischkristall gelöst werden können und auch im luftgekühlten Bereich zwischen Matrizie und Kühlrohr bis zur Profilabkühlung gelöst bleibt. Folglich konnte im Zuge der höheren Temperatur, wie ebenfalls zuvor beschreiben, eine höhere Ausscheidungsichte von β'' im Vergleich zu den Proben bei $T_B=400^\circ\text{C}$ erzeugt werden (Abbildung 6.14a). Daneben konnte unter Verwendung von $v_{St}=3,3\text{mm/s}$ bei $T_B=500^\circ\text{C}$ eine geringere Korngröße vorgefunden werden als für $T_B=400^\circ\text{C}$ (siehe Abbildung 6.5 und Tabelle 6.2). Somit leistet zusätzlich auch die Kornfeinung einen Beitrag zur höheren Festigkeit bei $T_B=500^\circ\text{C}$.

Neben der Festigkeitssteigerung bei Verwendung der höheren Bolzeneinsatztemperatur muss allerdings auch festgehalten werden, dass diese mit einer deutlichen Verringerung der Bruchdehnung und damit eines Duktilitätsverlusts des Materials einherging. So wurde z. B. für dickwandige Proben ($R=24:1$), die mit $v_{St}=0,8\text{mm/s}$ produziert wurden, eine Abnahme der Bruchdehnung um 50% von $\epsilon_{Br}=18\%$ auf $\epsilon_{Br}=9\%$ festgestellt. Dies ist auf die starke Zunahme der Dichte der β'' -Ausscheidungen und die damit einhergehende stark verfestigende Wirkung zurückzuführen. Die Mindestanforderungen an die Bruchdehnung laut DIN EN 755-2 [DIN13b] wurden dabei jedoch nicht unterschritten.

Einfluss des Pressverhältnisses

Aus Tabelle 6.8 und Abbildung 6.18b ging hervor, dass auch das Pressverhältnis einen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften im Zugversuch hatte. Dabei stiegen Dehngrenze und Zugfestigkeit mit zunehmendem Pressverhältnis an. Der Einfluss dieser Parameteränderung auf die Erhöhung der Dehngrenzen im Zugversuch lag im Bereich zwischen 7% und 28%. Damit war eine Verdoppelung des Pressverhältnisses weniger effektiv bei der Steigerung der Festigkeit als die Variation der Bolzeneinsatztemperatur um 100°C. Der Einfluss der Pressverhältnisänderung auf die Dehngrenze liegt jedoch im gleichen Bereich wie die Erhöhung der Stempelgeschwindigkeit von $v_{St}=0,8\text{mm/s}$ auf $v_{St}=3,3\text{mm/s}$. Ein höheres Pressverhältnisses bedeutet nach Gl. 4.4 einen größeren Umformgrad. Des Weiteren zieht die Erhöhung des Pressverhältnisses bei gleichbleibender Stempelgeschwindigkeit eine größere Produktgeschwindigkeit (Gl. 4.3) und eine höhere Verformungsgeschwindigkeit (Gl. 4.7) nach sich. Sowohl der höhere Umformgrad als auch die höhere Verformungsgeschwindigkeit sind Faktoren, die zu einer größeren Strangaustrittstemperatur im Bereich der dünnwandigen Rohrabschnitte führten. Infolge der dadurch vorherrschenden höheren Temperaturen wird erneut eine höhere Löslichkeit von Mg_2Si im Aluminiummischkristall gewährleistet. Da die Festigkeit von EN AW-6xxx-Legierungen mit ansteigendem Mg_2Si -Gehalt zunimmt [FOU12, COU04], ist dies eine Begründung für die höheren Festigkeitswerte bei $R=48:1$ im Vergleich zu $R=24:1$. Zum anderen erhöht sich mit der höheren Strangaustrittstemperatur auch die nach dem Abschrecken verbleibende Leerstellendichte im Material und somit folglich die Anzahl der Keimbildungsorte für die späteren β'' -Ausscheidungen. Diese Begründung wird durch die für $R=48:1$ (bei $T_B=500^\circ\text{C}$ und $v_{St}=3,3\text{mm/s}$) gegenüber $R=24:1$ festgestellte höhere Ausscheidungsichte belegt (Abbildung 6.14a). Daneben wurde für die vollständig rekristallisierten Gefüge auch die Abnahme der Korngrößen im Zuge der Steigerung des Pressverhältnisses nachgewiesen. Unter Berücksichtigung der Hall-Petch-Beziehung konnte folglich auch die feinere Korngröße von $R=48:1$ einen Beitrag zu den gegenüber $R=24:1$ gesteigerten Festigkeitswerten leisten. Hingegen konnte kein signifikanter Einfluss des Pressverhältnisses auf die Bruchdehnung im Zugversuch nachgewiesen werden.

7.1.3.2. Einfluss der Rohrkühlung

Der Einfluss der Rohrkühlung im Anschluss an das Strangpressen auf die mechanischen Eigenschaften wurde exemplarisch lediglich für Zugbelastung und die Legierung EN AW-6060 untersucht. Die Ergebnisse der Flachzugversuche zeigten, dass die Festigkeitswerte der

Zugversuche $R_{p0,2}$ und R_m nach einer Wasserkühlung höher ausfielen als bei Abkühlung an stehender Luft auf dem Pressenauslauf. Die mittels Wasserabkühlung erzeugte Steigerung betrug bei der Dehngrenze 14% bei $T_B=400^\circ\text{C}$ und bei $T_B=500^\circ\text{C}$ 24%. Die Zugfestigkeit hingegen wurde mit 8% bzw. 13% in etwas geringerem Ausmaß beeinflusst.

Der Festigkeitsanstieg bei Wasserabkühlung im Vergleich zur Luftabkühlung könnte zum einen mit einem höheren Anteil von Mg_2Si im Mischkristall erklärt werden. Zwar gilt die Legierung EN AW-6060 aufgrund ihres relativ geringen Legierungsgehalts als nicht sonderlich abschreckempfindlich [STR11, ZAJ00]. Das heißt, dass zum Erreichen der minimalen Festigkeitsanforderungen nach DIN EN 755-2 im Allgemeinen keine erhöhte Abschreckgeschwindigkeit z.B. durch Sprühnebel oder Wasserbad notwendig sind. Allerdings kann die Abkühlungsgeschwindigkeit insbesondere bei der geringen Bolzeneinsatztemperatur von $T_B=400^\circ\text{C}$ und niedriger Stempelgeschwindigkeit ($v_{St}=0,8\text{mm/s}$) eine Rolle für die Festigkeit des Pressprodukts spielen. Diese Strangpressbedingungen führten zu nur geringen Profilaustrittstemperaturen, die die Solidustemperatur kaum erreichten oder nur wenig überschritten. Somit konnte der maximale Mg_2Si -Gehalt von 0,77m% entweder nicht vollständig oder gerade noch vollständig im Mischkristall gelöst werden. Somit ist die Verwendung einer Wasserkühlung dann für die mechanischen Materialfestigkeiten von Vorteil, da durch die höhere Abkühlgeschwindigkeit eine größere Menge an Fremdatomen (insbesondere Mg und Si) im Aluminiummischkristall gelöst verbleibt. Die langsame Abkühlung an stehender Luft ermöglicht hingegen bei den relativ hohen Temperaturen Diffusionsvorgänge, die zu einer teilweisen Ausscheidung dieser Legierungselemente aus dem übersättigten Mischkristall führen können. Somit stand dann bei luftabgekühlten Proben eine geringere Menge an Mg und Si zur Bildung von festigkeitssteigernden β'' -Ausscheidungen zur Verfügung, sodass die Festigkeit letztlich gegenüber wasserabgeschrecktem Material geringer ausfiel.

Ein weiterer Beleg dafür ist in der mit 21% deutlich höheren Bruchdehnung bei Luftkühlung gegenüber 13% nach Wasserabschreckung zu sehen. Dies deutet auf eine geringere Verfestigung des luftabgekühlten Materials nach der Warmauslagerung hin. Dafür könnte die Leerstellendichte verantwortlich gemacht werden. Bei einer hohen Abkühlgeschwindigkeit werden zahlreiche Leerstellen eingefroren, während bei langsamer Abkühlung ein gleichgewichtsähnlicher Zustand mit geringerer Leerstellendichte erreicht wird [FAL12]. Eine hohe Anzahl an Leerstellen befördert die Erzeugung einer großen Anzahl an GP-I-Zonen, die die Keime für die spätere festigkeitsbestimmenden β'' -Phase darstellen [MAR03].

Als weitere Ursache kann schließlich der Einfluss der Korngröße genannt werden. Im Falle von luftabgekühlten Rohren wurde bei ansonsten gleichen Strangpressbedingungen eine höhere Korngröße vorgefunden als nach Wasserabschreckung. Abbildung 7.8 veranschaulicht diesen Effekt anhand der Strangpressbedingungen von $T_B=500^\circ\text{C}$, $v_{St}=0,8\text{mm/s}$ und $R=48:1$. Daraus kann geschlussfolgert werden, dass offenbar in Folge der hohen Strangaustrittstemperaturen und der geringen Stempelgeschwindigkeit Kornwachstum einsetzte. Die Triebkraft für solches Kornwachstum ist die Eliminierung der Gesamtkornrenzfläche und somit die Reduzierung der im Werkstoff gespeicherten Energie [GOT07, HUM04a]. Die geringeren mechanischen Festigkeiten bei einer Profilabkühlung an Luft lassen sich über die Hall-Petch-Beziehung somit zum Teil auch auf die Kornvergrößerung zurückführen.

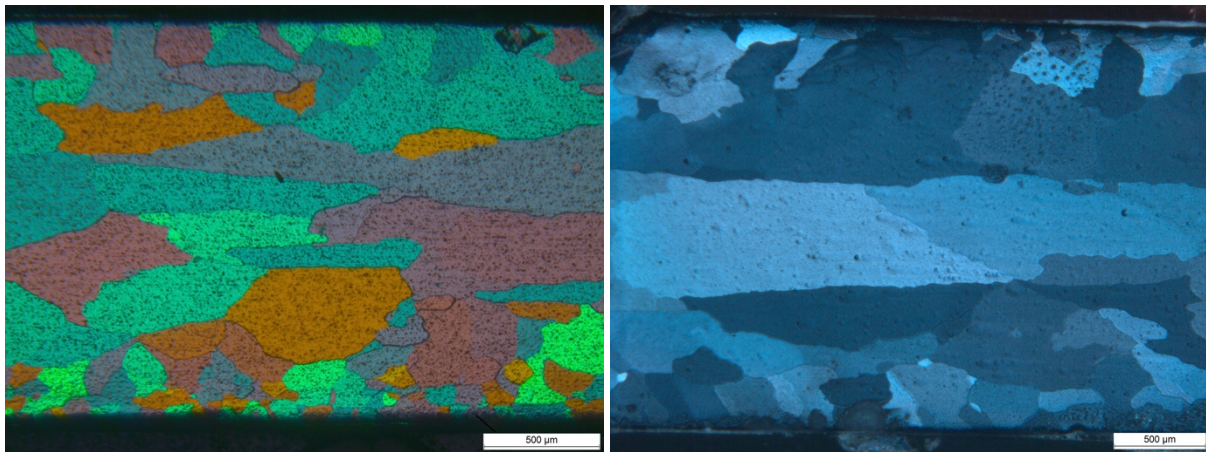


Abbildung 7.8: Einfluss der Abkühlbedingungen auf das Gefüge bei $T_B=500^\circ\text{C}$, $v_{St}=0,8\text{mm/s}$, $R=48:1$
PR ← a) Gefüge nach Wasserabschreckung b) Gefüge nach Luftabkühlung

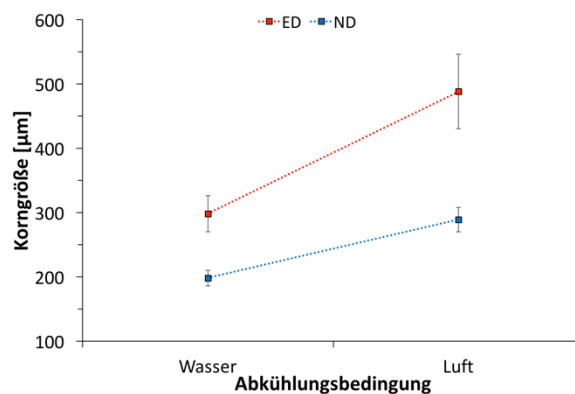


Abbildung 7.9: Einfluss der Abkühlbedingung auf die Korngröße

7.1.3.3. Legierungseinfluss

Die Analyse der in Flachzugversuchen bestimmten mechanischen Materialeigenschaften nach Warmauslagerung zeigte, dass die beiden Vergleichslegierungen EN AW-6060 und EN AW-6082 bei gleichen Strangpressbedingungen unterschiedlich hohe Kennwerte aufwiesen. Die

Ergebnisse der Zugversuche wurden in Tabelle 6.8 zusammengestellt. Demnach zeigte die Legierung EN AW-6082 oftmals deutlich höhere Festigkeitswerte. So lag die Dehngrenze von EN AW-6082 bei der hohen Bolzeneinsatztemperatur von $T_B=500^\circ\text{C}$ und der hohen $v_{St}=3,3\text{mm/s}$ um 24% oberhalb der von EN AW-6060. Diese können mit dem höheren Mg_2Si -Gehalt dieser Legierung von maximal 1m% begründet werden [FOU12, MAR83]. Allerdings waren bei der langsamen Stempelgeschwindigkeit von $v_{St}=0,8\text{mm/s}$ insbesondere in Kombination mit der geringen $T_B=400^\circ\text{C}$ die Werte der Dehngrenze gegenüber der Legierung EN AW-6060 um bis zu 39% geringer. Diese Beobachtung lässt sich wie folgt begründen. Zwar liegt bei der verwendeten Legierungszusammensetzung von EN AW-6082 die maximale Mg_2Si -Löslichkeit mit bis zu 1m% höher als bei EN AW-6060 (0,77m% Mg_2Si), allerdings bedarf es zum Lösen dieser Menge im Aluminiummischkristall auch höherer Temperaturen. Abbildung 7.6 kann entnommen werden, dass diese bei etwa 490°C liegt. Wird diese Temperatur in Folge einer zu geringen Bolzeneinsatztemperatur (hier $T_B=400^\circ\text{C}$) und/oder einer zu geringeren Stempelgeschwindigkeit ($v_{St}=0,8\text{mm/s}$) während des Pressprozesses nicht erreicht, so kann der maximale Mg_2Si -Gehalt nicht im Mischkristall gelöst werden. Es liegt dann kein optimaler lösungsgeglühter Zustand vor, sodass die maximalen Festigkeitseigenschaften nicht erreicht werden können. Des Weiteren ist die Legierung EN AW-6082 durch den höheren Gehalt an Legierungselementen deutlich sensibler hinsichtlich der Abschreckempfindlichkeit [STR11, ZAJ00]. Bei zu geringer Abkühlrate nach dem Strangpressen können Mn-haltige Ausscheidungen als heterogene Keimbildungsorte für grobe und somit nicht festigkeitsfördernde Mg_2Si -Ausscheidungen fungieren [STR11, ZAJ00]. Somit werden höhere Abschreckgeschwindigkeiten erforderlich um die maximal lösliche Menge an Mg_2Si im Mischkristall zu halten. Da Rohre bei der langsamen Stempelgeschwindigkeit von $v_{St}=0,8\text{mm/s}$ erst nach etwa einer Minute die Wasserkühlung erreichen, könnte die kritische Abkühlgeschwindigkeit dabei bereits unterschritten worden sein. Folglich würde sich ein Teil der Mg- und Si-Anteile beim Eintritt des Rohres in die Wasserkühlung bereits ausgeschieden haben und stünden damit nicht mehr für die Bildung von festigkeitsfördernden β'' -Phasen bei der Warmauslagerung zur Verfügung. Somit wäre dies eine zweite Ursache für die zu geringeren mechanischen Eigenschaften für EN AW-6082 bei der geringen Stempelgeschwindigkeit.

7.1.3.4. Einfluss des dickwandigen Anteils an der Gesamtprobenlänge auf die Lastkapazität von Profilabschnitten und Dreipunktbiegung

Die Variation der Länge des dickwandigen Anteils an der Gesamtprobenlänge beeinflusst insbesondere die Masse des Profils. Daher wurde das Gewicht des jeweiligen Rohrabchnitts relativ zum Gewicht des vollständig dickwandigen Abschnitts desselben Rohres berechnet. Des Weiteren wurden die bestimmten Maximalkräfte auf die Maximalkraft einer vollständig dickwandigen Probe desselben Rohres normiert. In Abbildung 7.10 wurde das relative Kraftverhältnis über dem relativen Gewichtsverhältnis aufgetragen.

Im Falle der dargestellten EN AW-6060-Rohrabchnitte konnte festgestellt werden, dass das relative Profilgewicht auf 73% reduziert werden konnte, ohne dass dabei Einbußen der Lastkapazität festzustellen waren. Ein positiver Effekt lokaler Waddickenanpassung ergibt sich in Abbildung 7.10 nur dann, wenn die gemessenen relativen Kraftwerte oberhalb des neutralen Leichtbaupotentials (schwarze Gerade) liegen. Je weiter sie bei gleichem relativen Gewicht zu höheren relativen Kraftwerten verschoben sind, desto deutlicher ist der positive Effekt einer lokalen Waddickenanpassung (Leichtbaugrad) auf die Lastkapazität der Struktur unter Dreipunktbiegebelastung ausgeprägt. Folglich kann der Abbildung entnommen werden, dass mit abnehmendem relativen Profilgewicht, der beschriebene Abstand (in der Abbildung mittels Pfeilen kenntlich gemacht) und somit das Leichtbaupotential ansteigt und jeweils für die Proben mit dem geringsten Anteil eines dickwandigen Profilbereichs an der Gesamtprobenlänge bzw. dem geringsten relativen Gewicht maximal wird.

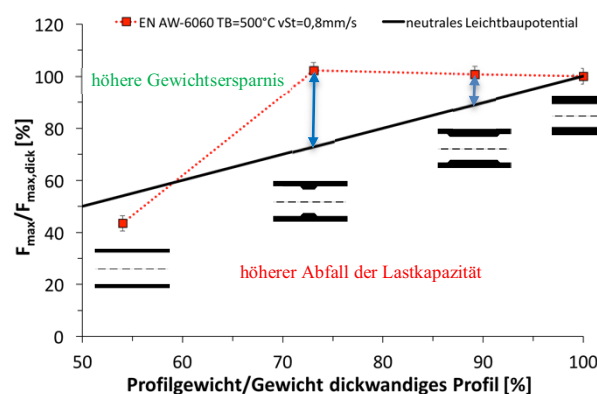


Abbildung 7.10: Ergebnisse der Dreipunktbiegeversuche für EN AW-6060 bei variabler Länge des dickwandigen Probenbereichs auf die Maximalkraft normiert auf die Maximalkraft der jeweils vollständig dickwandigen Proben

7.2. Einfluss konstruktiver Werkzeugänderungen auf die Ausbildung von Oberflächeneinschnürungen im kontinuierlichen Waddickenübergang

Im nachfolgenden Abschnitt sollen exemplarisch einige konstruktive Änderungen an den Presswerkzeugen (Dorn und Matrize), sowie deren Einfluss auf die Rohrgestalt in kontinuierlichen Waddickenübergangsbereichen beleuchtet werden.

7.2.1. Verlängerung des Bereichs der Querschnittsänderung am Dorn

Als erste konstruktive Änderung mit dem Ziel einer Vermeidung oder zumindest Verminderung der Einschnürung des Rohraußendurchmessers in Waddickenübergangsbereichen wurde der Übergangswinkel zwischen den beiden Dornquerschnitten von $\alpha_D=45^\circ$ auf $\alpha_D=15^\circ$ reduziert. Damit verbunden war eine Verlängerung des Querschnittsübergangs am Dorn von 2,5mm auf 9,3mm (vergl. Abbildung 7.11 und Abbildung 7.12). In Abbildung 7.12 ist als Referenz zunächst noch einmal die gesamte Längsausdehnung einer Querschnittseinschnürung unter Verwendung der in den realen Strangpressversuchen benutzten Werkzeugmaßen. Dieser kann entnommen werden, dass sich diese über eine Länge von $266\text{mm}\pm 10$ erstreckt. Dies ist in guter Übereinstimmung mit den an realen Rohren festgestellten ca. 260mm (Abbildung 5.16). Des Weiteren betrug die maximale Tiefe der Oberflächeneinschnürung in der Simulation (Viertelmodell) $2,0\pm 0,2\text{mm}$ und bildete somit die in Realität festgestellten 2,1mm (Abbildung 5.16) ebenfalls gut ab.

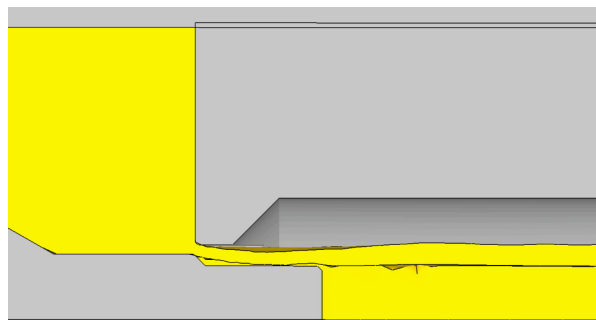


Abbildung 7.11: Darstellung der Referenzkonfiguration

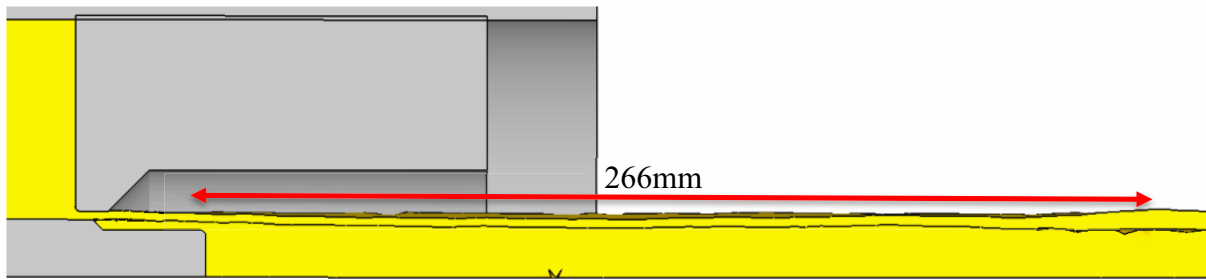


Abbildung 7.12: Darstellung der Längsausdehnung der Querschnittseinschnürung bei Vierkantrohren mit der Referenzkonfiguration

Wie aus Abbildung 7.13 hervorgeht, führte eine Verringerung des Winkels mit dem die Querschnittsänderung am Dorn vollzogen wurde auf $\alpha_D=15^\circ$ lediglich zu einer Verlängerung des Bereichs in dem ein reduzierter Rohraußendurchmesser vorlag. Diese erstreckte sich nun über einen längeren Rohrbereich von $400\text{mm}\pm 10\text{mm}$ im Vergleich zu den zuvor festgestellten 266mm . Auch hinsichtlich der maximalen Außendurchmesseränderung war keine signifikante Verbesserung festzustellen. Diese betrug im dargestellten Querschnitt $1,8\text{mm}\pm 0,2\text{mm}$. Somit muss festgehalten werden, dass eine Verringerung des Querschnittsübergangswinkels von $\alpha_D=45^\circ$ auf $\alpha_D=15^\circ$ am Dorn keine geeignete Maßnahme zur effektiven Verbesserung der Maßhaltigkeit war. Als Begründung hierfür kann angeführt werden, dass der in den FEM-Simulationen festgestellte nach innen gerichtete Materialfluss (Abbildung 5.22 und [NEG14]), durch eine solche Übergangsverlängerung am Dorn nicht zu kompensieren war. Die Tiefe der Querschnittsverjüngung wurde wie in der Referenzsimulation auch erst durch den Kontakt des in Richtung der Mittelachse fließenden Materials mit der Dornspitze im Bereich des geringeren Dornquerschnitts gestoppt (Abbildung 7.14).

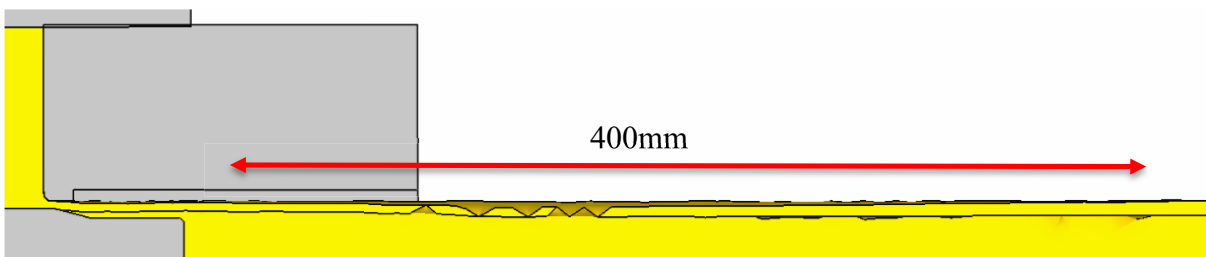


Abbildung 7.13: Charakterisierung der mit FEM ermittelten Oberflächeneinwölbung von Vierkantrohren bei Verwendung eines Winkels von $\alpha_D=15^\circ$ (Länge $9,3\text{mm}$) für den Übergang des Dornquerschnitts

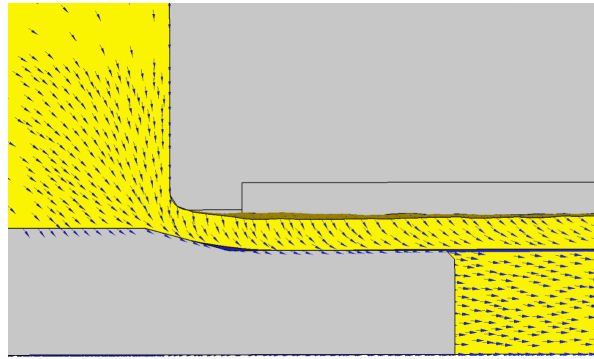


Abbildung 7.14: Darstellung der zugehörigen vektoriellen Netzknutenpunktverschiebung

7.2.2. Erhöhung des Einlaufradius an der Flachmatrize in Kombination mit verlängertem Querschnittsübergang am Dorn

Als zweite konstruktive Maßnahme wurde eine Matrize mit einem deutlich vergrößerten Einlaufradius (R8 statt zuvor R1) und ein sehr kurzer Matrizenführungskanal von lediglich 2mm Länge untersucht. Anhand der Abbildung 7.15 wird veranschaulicht, dass diese Maßnahme keinen signifikanten Einfluss auf die Ausdehnung des Oberflächendefekts entlang der Rohrlängsachse hatte. Die Oberflächeneinschnürung erstreckte sich über eine Länge von $342\text{mm} \pm 10\text{mm}$, während die maximale Tiefe der Querschnittsverjüngung bei dem verwendeten Viertelmodell bei $1,9\text{mm} \pm 0,2\text{mm}$ lag. Gegenüber dem Referenzwert von $2,0 \pm 0,2\text{mm}$ sind also keine signifikanten Verbesserungen erreicht worden. Der Materialfluss ist exemplarisch in Abbildung 7.16 dargestellt.

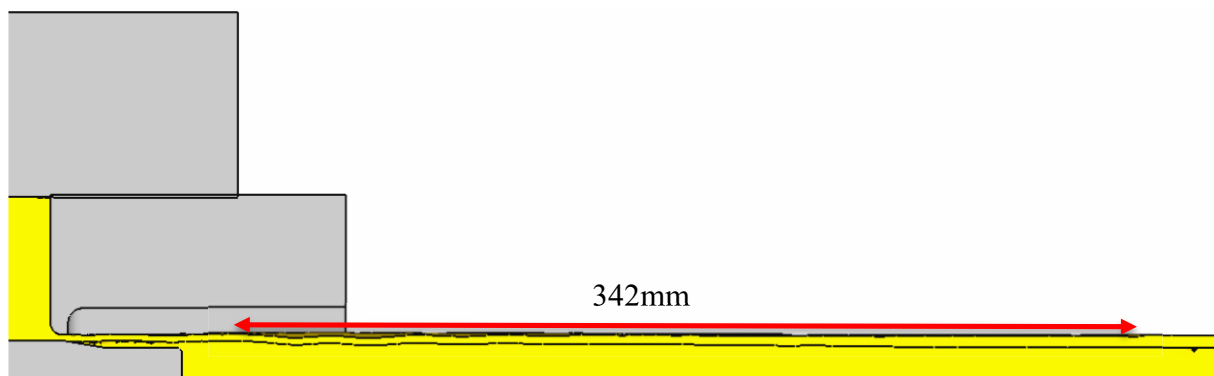


Abbildung 7.15: Darstellung der axialen Ausdehnung der Querschnittseinschnürung im Wanddickenübergang bei großen Matrizenradius R8 und $\alpha_D=15^\circ$

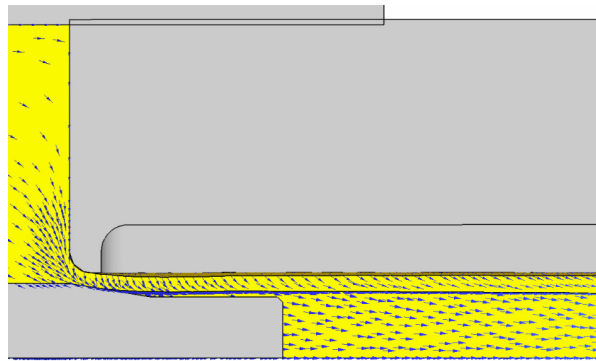


Abbildung 7.16: Darstellung der Netzknutenpunktverschiebung im Wanddickenübergang bei großem Matrizenradius R8, kurzem Matrizenführungs kanal (2mm) und $\alpha_D=15^\circ$

7.2.3. Konischer Matrizenführungs kanal

Als nächste Variante wurde ein mit 5° konisch zugehender Matrizenführungs kanal untersucht. Wie Abbildung 7.17 entnommen werden kann, betrug die Länge des eingeschnürten Rohrbereichs $342\text{mm} \pm 10\text{mm}$. Damit wurde die gleiche Länge wie mit einem Matrizeneinlaufs radius von R8 und einem 2mm kurzen Presskanal erzielt. Gegenüber der Verwendung der Ausgangsmatrize und des Dorns mit einem Übergangswinkels von $\alpha_D=15^\circ$ hingegen war eine Verkürzung dieses Bereichs um ca. 60mm festzustellen (vergl. Abbildung 7.13). Die Tiefe der Einschnürung wurde zu $1,8\text{mm} \pm 0,2\text{mm}$ ermittelt, sodass durch die Anpassungen der Werkzeuggeometrien erneut keine deutliche Verbesserung erreicht werden konnte. Auch für diesen Fall ist der Materialfluss beispielhaft in Abbildung 7.18 dargestellt.

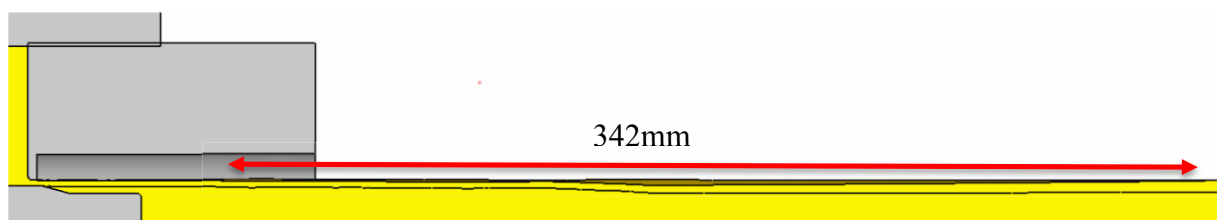


Abbildung 7.17: Darstellung der Rohreinschnürung unter Verwendung eines Dorns mit $\alpha_D=15^\circ$ sowie einer Matrize mit konisch (5°) zugehendem Matrizenführungs kanal

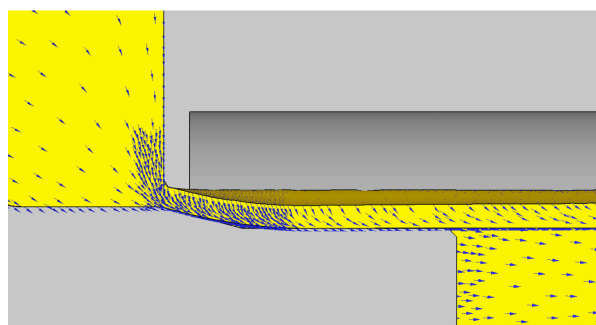


Abbildung 7.18: Darstellung der zugehörigen Netzknutenpunktverschiebung

7.2.4. Einfügen einer zusätzlichen Stufe am Querschnittsübergang des Dorns

In [ROT13] wurde berichtet, dass sich die dort ebenfalls festgestellten abweichenden Rohraußendurchmesser in Waddickenübergangsbereichen abmildern lassen, wenn der Querschnittsübergang am Dorn nicht einmalig erfolgt, sondern in mehreren nacheinander folgenden Stufen. Dieser Vorschlag wurde aufgenommen und am Problem von Vierkantrohren untersucht. Dazu wurde der Querschnittsübergang am Dorn, der für die realen Pressversuche innerhalb von 2,5mm und mit einem Übergangswinkel von $\alpha_D=45^\circ$ ausgeführt wurde, angepasst. Zunächst wurde eine zusätzliche Stufe in den Querschnittsübergang am Dorn eingefügt. Diese hatte eine Länge von 2,5mm und eine Höhe von 1,25mm (Abbildung 7.19).

Das Simulationsergebnis in Abbildung 7.19 zeigt, dass zwar erneut eine Reduktion des Rohraußendurchmessers im Waddickenübergangsbereich festzustellen war. Allerdings reduzierte sich die Länge in der diese vorlag auf $182\text{mm}\pm 10\text{mm}$. Anhand von Abbildung 7.20 wird deutlich, dass die zusätzliche Dornstufe dafür sorgte, dass der nach innen gerichtete Materialfluss früher wieder umgelenkt und parallel zur Pressrichtung ausgerichtet wird. Dies scheint der Grund für die Verkürzung der Querschnittsverjüngung zu sein. Die Tiefe mit der der Defekt auftrat, lag bei $1,7\text{mm}\pm 0,2\text{mm}$. Damit war sie gegenüber dem Referenzzustand um 0,3mm reduziert. Als Grund für die leichte Verbesserung hinsichtlich der Ausprägung des Rohraußendurchmessers kann angeführt werden, dass die zusätzlich eingefügte Dornstufe das Fließen des Materials nach innen zwar nicht verhindern konnte. Dafür sorgte sie jedoch für eine schnellere Umlenkung des Materialflusses und eine frühere Ausrichtung parallel zur Strangpressrichtung (Abbildung 7.20).

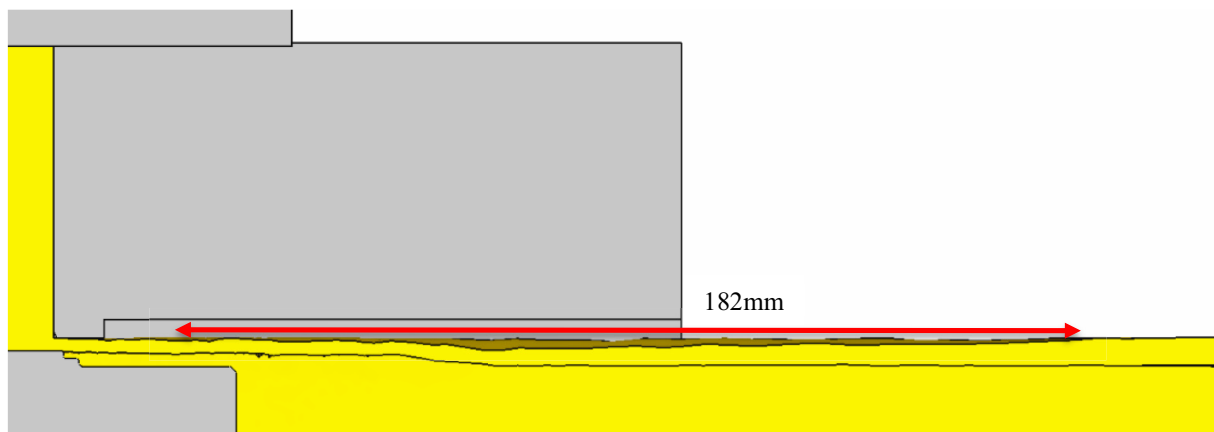


Abbildung 7.19: Darstellung der Oberflächeneinschnürung bei Verwendung einer zusätzlichen, 2,5mm langen Stufe am Dorn

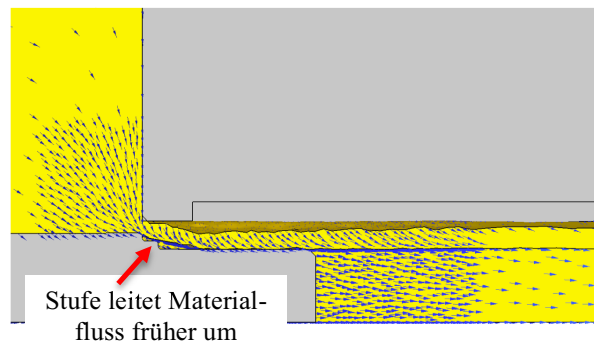


Abbildung 7.20: Vektorielle Darstellung der entsprechenden Netzknotenpunktverschiebung

Nach der Feststellung dieser positiven Entwicklung, wurde eine weitere Anpassung der Dornübergangsgeometrie untersucht. Hierbei wurde die Länge der zusätzlichen Dornstufe auf 5mm verlängert. Das Ergebnis der Simulation zeigte nun die Entwicklung von zwei Verjüngungsbereichen (Abbildung 7.21). Im vorderen Rohrbereich betrug die Länge der ersten Oberflächeneinwölbung $81\text{mm} \pm 5\text{mm}$ und der Außendurchmesser wurde im betrachteten Viertelschnitt um $0,8\text{mm}$ reduziert. Die zweite Querschnittsverjüngung erstreckte sich über einen Bereich von $103\text{mm} \pm 8\text{mm}$ und die Defekttiefe betrug $1,4\text{mm} \pm 0,2\text{mm}$.

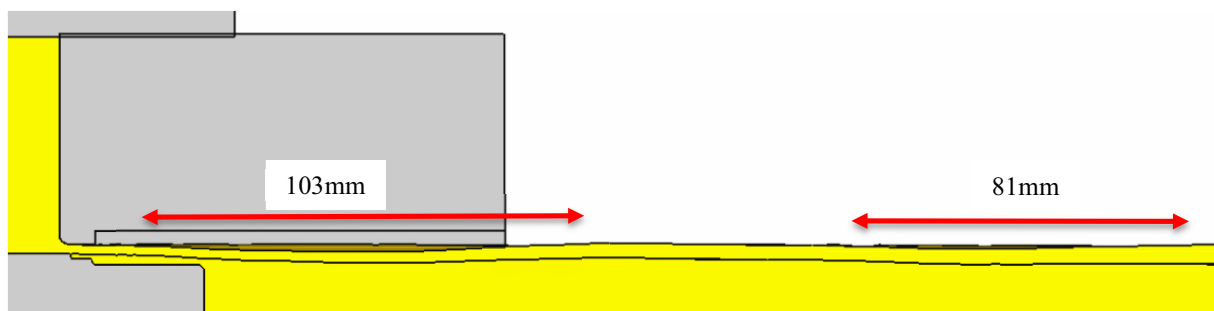


Abbildung 7.21: Rohrausbildung nach Waddickenreduktion unter Verwendung eines Dorns mit zwei Stufen (Länge der zusätzlichen Stufe 5mm)

Wie Abbildung 7.22a zeigt, wird der formgebende Spalt durch den Abstand zwischen Matrizeneinlaufradius und dem Radius der verlängerten zusätzlichen Dornstufe gebildet. Die Dornspitze mit dem geringsten Querschnitt bietet einen Widerstand gegen den nach innen gerichteten Materialfluss. Dies sorgt für eine zügige Umorientierung des fließenden Materials in Strangpressrichtung. Daher tritt die erste Querschnittsverjüngung nur über einen sehr kurzen Bereich auf und fällt auch weniger tief als bei den zuvor betrachteten Simulationen aus. Im Anschluss daran bleiben Rohraußen- und -innendurchmesser zunächst konstant (Abbildung 7.22b). Erst wenn der nach weiterem Einlaufen der Dornspitze in die Matrize der formgebende Spalt durch den höchsten Querschnitt der Dornspitze und dem Matrizeneinlaufradius definiert wird, löst sich erneut Material vom Matrizenführungs kanal ab. In Folge dessen kommt es zur Ausbildung der zweiten Querschnittsverjüngung (Abbildung 7.22c). Wie aus Abbildung 7.22d

hervorgeht, reichte die Länge der eingefügten Dornstufe jedoch nicht aus, um im weiteren Verlauf den Widerstand gegen den nach innen gerichteten Materialfluss aufrecht zu halten. Das Material floss an der Stufe vorbei und damit weiter in Richtung der Mittelachse. In Folge dessen erhöhte sich auch die Verjüngung des Außendurchmessers weiter. Das nach innen laufende Material traf jedoch nicht auf den vordersten Bereich der Dornspitze auf, was die mit 1,4mm vergleichsweise etwas geringere Einschnürung bewirkte. Bevor es dazu kommen konnte, war der hohe Dornspitzenquerschnitt weit genug in die Matrize eingelaufen, sodass er den Materialfluss stabilisieren konnte und somit zunehmend wieder parallel zur Pressrichtung erfolgte (vergl. Abbildung 7.22d und Abbildung 7.22e).

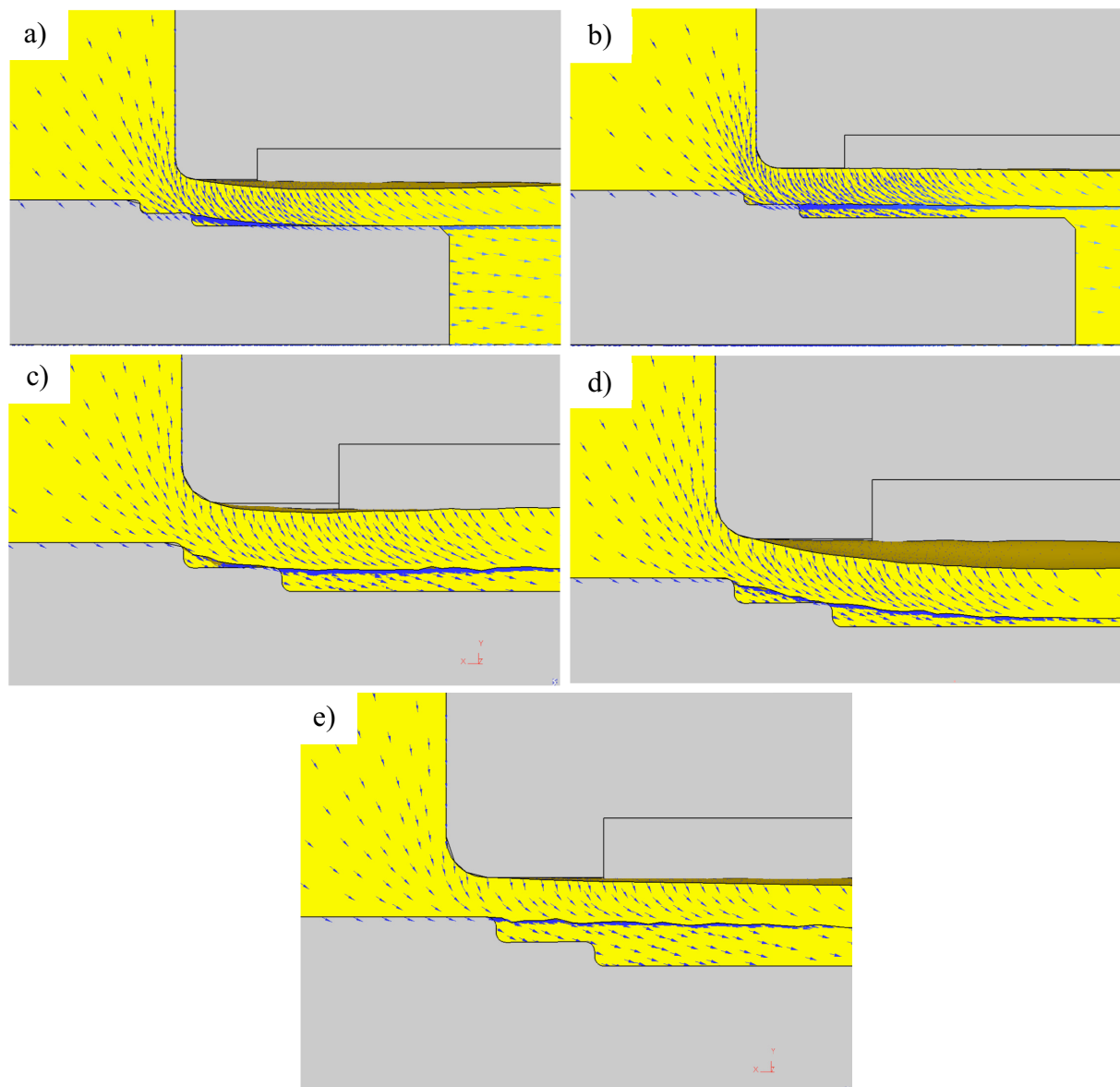


Abbildung 7.22: Vektorielle Materialflussdarstellung bei Verwendung einer zweiten verlängerten Dornstufe

7.3. Gegenüberstellung des im Rahmen dieser Arbeit entwickelten Verfahrens zum Strangpressen von Hohlprofilen mit axial variabler Wanddicken über Kammerwerkzeug mit alternativen Herstellungsverfahren

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurde zum einen das Verfahren des indirekten Strangpressens über Dorn mit abgestufter Dornspitze verwendet, um damit durch axiale Änderung der Dornposition nahtlose Rohre mit variabler Wanddicke entlang der Rohrlängsachse zu erzeugen. Des Weiteren wurde ein Kammerwerkzeug mit beweglichen Keilen entwickelt. Mit diesem war es möglich, die Wanddicke eines Vierkanthohlprofils auf der Profilober- und -unterseite zu variieren. Nachfolgend sollen diese Herstellungsprozesse mit alternativen Verfahren zur Produktion von Hohlprofilen mit variabler Wanddicke gegenübergestellt werden.

In [SHI99] wird beschrieben, dass nahtlose Aluminiumrohre mit axial variabler Wanddicke über die Kombination von Innenhochdruckumformung (tube hydroforming) (Abbildung 7.23a) mit einem anschließenden Ziehschritt (Abbildung 7.23b) hergestellt werden können. Das Ausgangsmaterial stellen dabei bereits stranggepresste Rohre dar (Abbildung 7.23c). Diese werden am vorderen und hinteren Ende verschlossen und in eine Halterung eingebracht, die den Rohrabschnitt auf beiden Seiten fixiert. Anschließend wird das Rohr über ein Druckmedium (Öl) mit einem inneren Druck beaufschlagt. Da das Rohr nur an beiden Rohrenden in die Halterung eingespannt ist, führt der innere Druck zu einer Aufwölbung im mittleren Rohrbereich. Mit der Aufwölbung des Rohraußendurchmessers geht bei hinreichend großen Änderungen eine Wanddickenreduktion einher. Die geringste Wanddicke wird dabei im Bereich der größten Außendurchmesseränderung festgestellt (Abbildung 7.23d). Anschließend wird die Oberflächenaufwölbung mittels Ziehen des Rohres durch einen Ziehstein eliminiert und der Rohrenddurchmesser erreicht (Abbildung 7.23e).

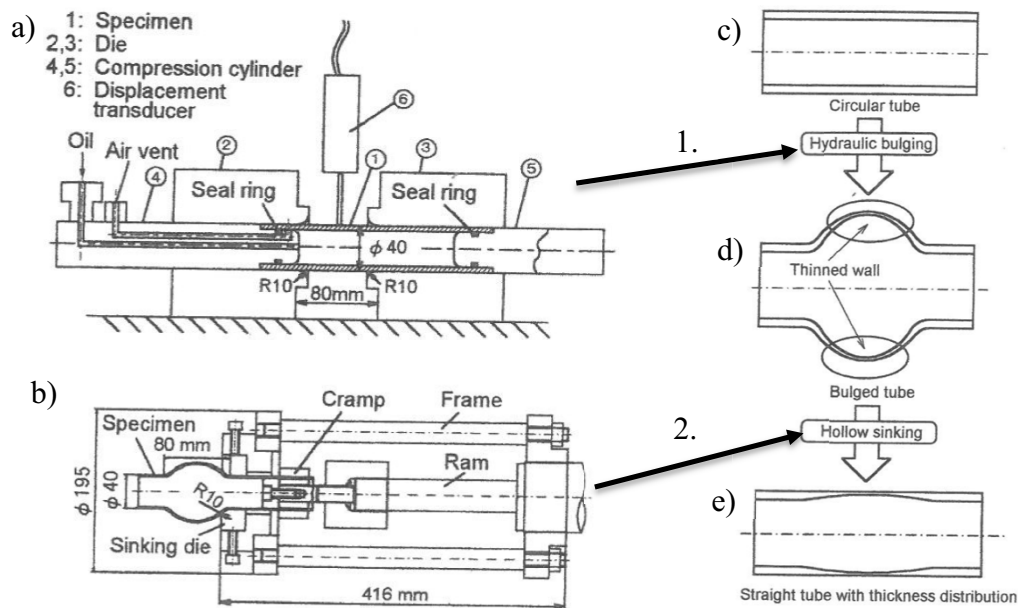


Abbildung 7.23: Herstellung von Rohren mit axial variabler Wanddicke mittels 1. Hydroforming und anschließendem 2. Rohrziehen [SHI99]

Eine weitere Herstellungsmöglichkeit für Rohre mit unterschiedlichen Wanddicken entlang der Rohrlängsachse ist in Abbildung 7.24 dargestellt. Dabei handelt es sich um das Ziehen von Rohren unter Verwendung eines (mehrfach) abgesetzten Dorns. Auch hierbei werden als Ausgangsmaterial Rohre eingesetzt und durch einen Ziehstein gezogen, der den Außendurchmesser definiert. Der Innendurchmesser hingegen wird durch den Querschnitt des im Ziehstein positionierten Ziehorns definiert. Durch Änderung der Position des Ziehorns kann der Innendurchmesser und somit die Wanddicke des Rohres variiert werden.

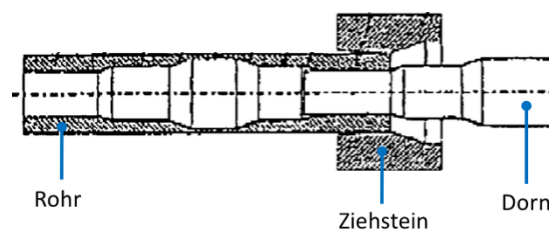


Abbildung 7.24: Ziehen von Rohren mit axial variabler Wanddicke [BRO10], Ziehrichtung ←

Nachteilig an den beiden zuvor beschriebenen Verfahren ist, dass als Ausgangsmaterial bereits vorgefertigte Rohre zum Einsatz kommen müssen. Die nachfolgenden Prozesse des Hydroforming und/oder des Ziehens stellen zudem zusätzliche Arbeitsschritte dar, die aus wirtschaftlicher Sicht die Produktionskosten und damit den Preis für das Endprodukt erhöhen. Um diese Nachteile zu umgehen, wäre die Herstellung von Profilen mit variablem Querschnitt in einem einzigen Prozessschritt anzustreben. Hierfür bietet sich das Strangpressverfahren an.

So zeigten Hasegawa und Murata [HAS99], dass sich Rundrohre mit variabler Wanddicke prinzipiell über den Strangpressprozess herstellen lassen. Dabei kam ein Dorn mit konischer Spitze zum Einsatz, dessen Position unabhängig von der Stempelbewegung verändert werden konnte (Abbildung 7.25). Als Bolzenwerkstoff wurde dabei zunächst Blei [HAS99, MAK02a] und später die Aluminiumlegierung „A6063“ [MAK02b] verwendet. Für beide Werkstoffe wurden, ebenso wie in der vorliegenden Arbeit, Abweichungen des Rohraußendurchmessers von dem durch die Matrizengeometrie vorgegeben Wert festgestellt. Auch in [ROT13] wurde über eine solche Beobachtung berichtet. Als Gegenmaßnahme im Hinblick auf eine Eliminierung dieses Effekts wurde vorgeschlagen, den konischen Querschnittsübergang am Dorn in Form von zahlreichen Stufen auszugestalten. Eine entsprechende Eliminierung der lokalen Einschnürung bzw. zumindest eine reale Verbesserung des Rohraußendurchmessers wurden hingegen nicht in Form von Vermessungsergebnissen oder Beispielabbildungen dargestellt. Eine grundsätzlich positive Entwicklung dieser Maßnahme konnte jedoch durch die Simulationsergebnisse, die im Rahmen der vorliegenden Arbeit präsentiert wurden, bestätigt werden.

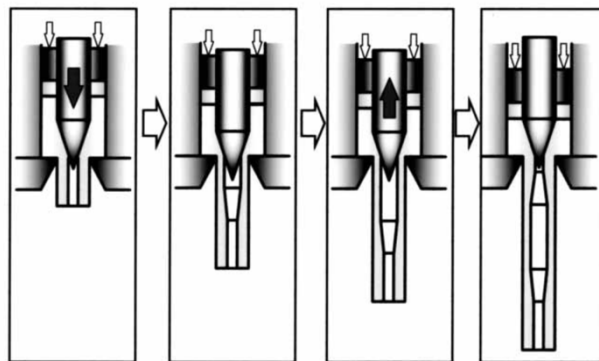


Abbildung 7.25: Strangpressen von nahtlosen Rohren mit variabler Wanddicke über axial beweglichen Dorn [KUB06]

Hara et al. [HAR04] produzierten Vierkantrohre aus „A1050“ über den Strangpressprozess und verwendeten dazu einerseits bewegliche Werkzeuge, die eine Variation des Außendurchmessers ermöglichten (Abbildung 7.26). Andererseits wurden konische sowie abgestufte Dorne zur Änderung des inneren Rohrdurchmessers benutzt. Die Ergebnisse unter Verwendung konischer Dornspitzen zeigten ebenfalls lokale Reduktionen des Außendurchmessers, die wie auch vom Autor dieser Dissertation in [NEG14] gezeigt, auf den nach innen gerichteten Materialfluss zurückgeführt wurden. Im Falle von stufigen Dornspitzen sollen hingegen bessere Ergebnisse erzielt worden sein, da die Dornstufen als Führung gegen den nach innen gerichteten Materialfluss dienten. Da im Rahmen der vorliegenden Arbeit ebenfalls abgestufte Dorne verwendet wurden und trotzdem signifikante

Oberflächeneinschnürungen festgestellt wurden, kann eine generelle Verbesserung der Maßtreue für diese Ausführungsart nicht bestätigt werden.

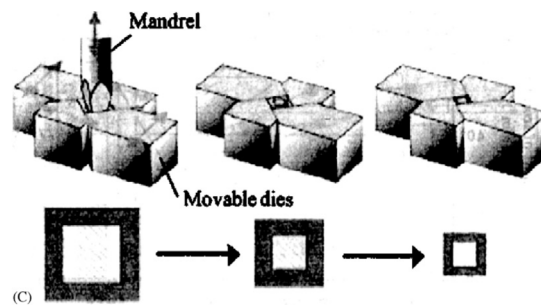


Abbildung 7.26: Strangpressen von nahtlosen Rohren mit variablem Innen- und Außendurchmesser [ALL06]

Neben den vorherigen Ausführungen, die sich lediglich auf nahtlose Hohlprofile bezogen, gab es auch am Institut für Umformtechnik und Leichtbau (IUL) der TU Dortmund Bemühungen Hohlprofile mit veränderlicher Wanddicke über ein Kammerwerkzeug herzustellen. Während es das Ziel der hier vorliegenden Arbeit war, eine axiale Wanddickenvariation durch Änderung des Innendurchmessers herbeizuführen, zielten die Untersuchungen von Selvaggio et al. [SEL12a, SEL12b, SEL14] auf eine Wanddickenvariation von Hohlprofilen durch Änderungen des Außendurchmessers bei gleichbleibendem Innendurchmesser ab. Dazu wurden bewegliche Segmente verwendet, deren Bewegungsrichtung quer zur Strangpressrichtung lag (Abbildung 7.27a). Grundsätzlich wurde ein solcher Mechanismus in auch [MAK05] beschrieben und dessen Machbarkeit für das Strangpressen von Vollprofilen gezeigt (Abbildung 7.27b). In einer ersten Umsetzungsvariante von Selvaggio et al. wurde die Bewegung der Segmente über einen Keil (wedge) und ein Schraubenantrieb (Abbildung 7.27c) und in einer zweiten Version über einen Hydraulikzylinder (Abbildung 7.27d) realisiert. Durch Verfahren der beweglichen Segmente während des Strangpressens von quadratischen Aluminiumhohlprofilen wurde eine maximale Wanddickenänderung von $\Delta t = 0,5 \text{ mm}$ erzielt. Die Variation konnte auf maximal $\Delta t = 0,72 \text{ mm}$ erhöht werden, wenn die Wanddickenänderung bei unterbrochenem Pressprozess vorgenommen wurde [SEL14]. Daraus ging eine Gewichtsreduktion von etwa 10% hervor [SEL14].

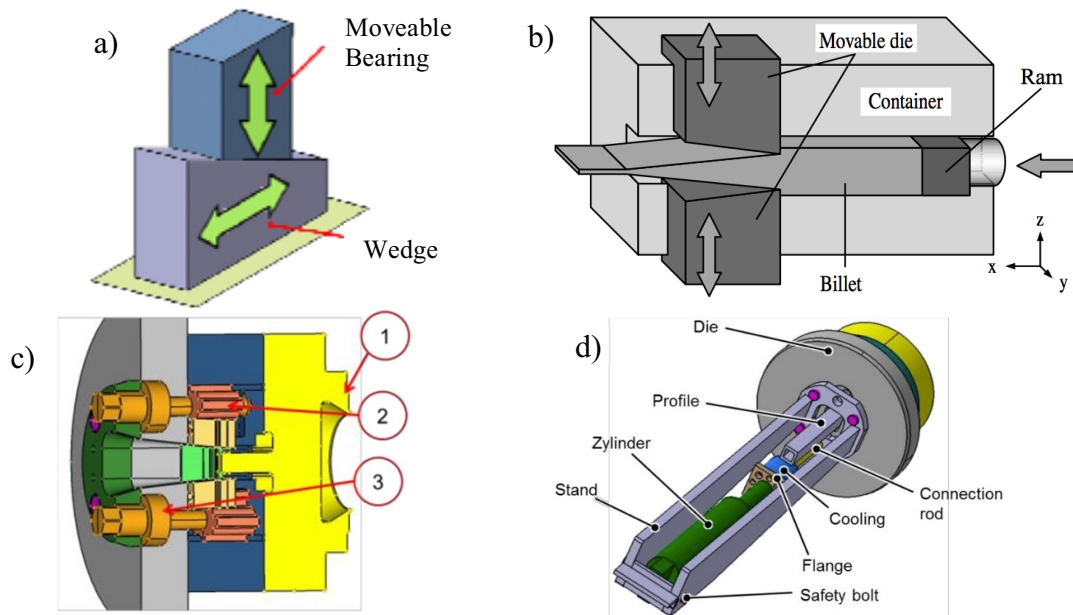


Abbildung 7.27: Strangpressen von Profilen mit variablem Außendurchmesser a) Grundprinzip zur Bewegung der Werkzeugsegmente von Selvaggio et al. [SEL12a] b) Verfahrensprinzip für Vollmaterial nach [MAK05], c) Segmentbewegung über Schraubenantrieb [SEL14], d) Aufbau für Segmentbewegung mittels Hydraulikzylinder [SEL14]

Der Vorteil des im Rahmen der vorliegenden Arbeit entwickelten Verfahrens zum Strangpressen von Hohlprofilen axial veränderlicher Wanddicke über Kammerwerkzeug gegenüber nahtlosen Hohlprofilen besteht vor allem darin, dass sich damit komplexere Profile fertigen lassen. Außerdem sind dabei potenzielle Dornverdrehungen infolge schlechter Ausrichtung von Dorn und Matrize ausgeschlossen. Da bei einem Kammerwerkzeug der Dorn deutlich kürzer ausgeführt ist als beim Strangpressen über Dorn, fallen auch die Dorndurchbiegungen geringer aus, sodass sich engere Wanddickentoleranzen erreichen lassen.

Zwar war die maximale Wanddickenänderung, die mit dem im Rahmen der vorliegenden Arbeit entwickelten Werkzeug erzielt wurde mit $\Delta t = 1,2 \text{ mm}$ absolut gesehen größer (vergl. Kapitel 5.3.3.2). Doch die damit einhergehende Gewichtsreduktion lag mit 14% in einem vergleichbaren Bereich. Somit liefern beide Verfahren grundsätzlich die Möglichkeit, die Wanddicke von Hohlprofilen während des Pressvorgangs zu variieren. Ob eine lokale Wanddickenanpassung eher durch eine Änderung des Profilaußendurchmessers bei konstantem Innendurchmesser oder aber eine Variation des Profilinnendurchmessers bei gleichem Außendurchmesser erfolgen sollte, ist vom zur Verfügung stehenden Bauraum und von den Vorgaben des Konstrukteurs abhängig. Grundsätzlich stellen beide Verfahrensalternativen eine Flexibilisierung des Strangpressverfahrens und eine Erweiterung des mittels Strangpressen erzeugbaren Produktportfolios durch lokal belastungsangepasste Profile dar. Vorteil des in

dieser Arbeit verwendeten Werkzeugs ist, dass die elastischen Werkzeugdeformationen keinen relevanten Einfluss auf den Verschiebemechanismus zur Wanddickenänderung hatten, wie sie in [SEL14] beschrieben wurden. Nachteilig hingegen sind die benötigten zusätzlichen Werkzeugöffnungen, die zum einen den Fertigungsaufwand und damit die Kosten für ein solches Werkzeug erhöhen. Des Weiteren wird dadurch der lasttragenden Werkzeugquerschnitt reduziert, sodass dies bei der Werkzeugauslegung unbedingt Berücksichtigung finden muss, um ein Versagen des Werkzeugs durch Überbeanspruchung zu verhindern.

8. Zusammenfassung

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurde das Strangpressen von Aluminiumhohlprofilen untersucht, die entlang der Profillängsachse eine variable Wanddicke ausweisen. Im Wesentlichen wurde hierbei die kommerzielle Legierung EN AW-6060 verwendet und exemplarisch für einige Analysen EN AW-6082 als Vergleichslegierungen herangezogen. Die durchgeführten Arbeiten zielten dabei auf die Charakterisierung des Strangpressprozesses, der Profilmaße, des Materialflusses, der Mikrostruktur sowie der mechanischen Eigenschaften ab. Des Weiteren wurde ein neuartiges Verfahren zum Strangpressen von nahtbehafteten Hohlprofilen mit axial variabler Wanddicke über Kammerwerkzeug entwickelt. Die daraus gewonnenen Erkenntnisse sollen nachfolgend kurz zusammengefasst werden.

Im Zuge der Prozesscharakterisierung wurde festgestellt, dass die charakteristischen Prozesskennwerte von spezifischem Pressdruck P_G , der Strangaustrittstemperatur T_p und der umformbedingten Temperaturerhöhung des Umformguts ΔT stark von der Wahl der Strangpressparameter abhängig waren.

Eine starke Erhöhung der Bolzeneinsatztemperatur von $T_B=400^\circ\text{C}$ auf $T_B=500^\circ\text{C}$ bei gleicher Stempelgeschwindigkeit und gleichem Pressverhältnis zog eine Verringerung des spezifischen Pressdrucks um bis zu 61% nach sich. Dies wurde auf den deutlichen Abfall der Fließspannung im Zuge der T_B -Erhöhung zurückgeführt. Im Zuge dessen wurde auch ein Abfall der umformungsbedingten Temperaturzunahme des Umformguts ΔT beobachtet. Diese betrug bei den Untersuchungen von nahtlosen Rohren mit axial variabler Wanddicke bis zu $\Delta T=81^\circ\text{C}$. Für die mechanischen Werkstoffeigenschaften ist jedoch insbesondere die Höhe der Strangaustrittstemperatur entscheidend. Diese ergibt sich aus der Summe von T_B und ΔT . Da die ΔT -Werte stets geringer waren als die Änderung der Bolzeneinsatztemperatur, ergaben sich insgesamt für $T_B=500^\circ\text{C}$ deutlich höhere T_p -Werte als bei Verwendung von $T_B=400^\circ\text{C}$.

Die Änderung der Stempelgeschwindigkeit von $v_{St}=0,8\text{mm/s}$ auf $v_{St}=3,3\text{mm/s}$ resultierte in einer Erhöhung des spezifischen Pressdrucks um bis zu 29%. Da sich bei erhöhten Umformgeschwindigkeiten Versetzungen innerhalb eines geringen Zeitintervalls ausbilden, kann bis zum Austritt des Materials aus der Umformzone nur eine geringere Versetzungsanzahl bei der dynamischen Erholung durch Annihilation abgebaut werden. Somit lag eine höhere Versetzungsdichte und folglich eine stärkere Materialverfestigung vor. Aus diesem Grund war die Fließspannung des Bolzenmaterials höher, sodass zur Umformung höhere spezifische

Pressdrücke erforderlich waren. Gleichzeitig führte die Erhöhung der Umformgeschwindigkeit auch zu einem Anstieg der umformbedingten Materialerwärmung und der Strangaustrittstemperatur. Diese Beobachtungen konnten damit begründet werden, dass die im Prozess generierte Umformwärme bei höheren Geschwindigkeiten durch die kürzere Kontaktdauer schlechter an die Umgebung (Matrize und Dorn) abgeleitet werden konnte und somit höhere Werte von ΔT und T_p vorgefunden wurden.

Im Beispiel der betrachteten nahtlosen Vierkantrohre führte die Verdoppelung des Pressverhältnisses von $R=24:1$ auf $R=48:1$ durch Einlaufen des größeren Dornspitzenquerschnitts in die Matrize ebenfalls zu einem Anstieg des spezifischen Pressdrucks. Dieser betrug bis zu 113%. Im Zuge eines höheren Pressverhältnisses (bzw. Umformgrads) erhöht sich die Versetzungsdichte im Werkstoff, sodass dieser zunächst stärker verfestigte als bei einem geringerem Pressverhältnis. Beim Strangpressen unter Verwendung eines größeren Umformgrads muss außerdem mehr Umformarbeit geleistet werden, wodurch sich der Kraftbedarf und folglich der spezifische Pressdruck erhöht. Des Weiteren stieg mit höherem Pressverhältnis auch die Strangaustrittstemperatur an. Dies ist zum einen mit der höheren Umformarbeit und der damit einhergehenden Zunahme der dabei generierten Umformwärme zu begründen. Außerdem erfolgte durch Zunahme des Pressverhältnisses bei gleicher Stempelgeschwindigkeit eine Zunahme der Profilaustrittsgeschwindigkeit. Somit verringerte sich die Zeit in der das Pressgut mit den formenden Werkzeugen in Kontakt stand, sodass eine Ableitung der generierten Wärme über die Werkzeuge erschwert bzw. im adiabatischen Grenzfall verhindert wird und somit die höheren Strangaustrittstemperaturen begründet werden können.

Die Charakterisierung der Rohrmaße ergab, dass in den Bereichen mit konstant dünn- bzw. konstant dickwandigen Querschnitten stets eine Exzentrizität vorlag. Diese nahm Werte von bis zu 14% an und war auf eine nicht exakt konzentrische Ausrichtung von Dorn und Matrize beim Strangpressen zurückzuführen. Der Rohraußendurchmesser war in diesen Rohrabschnitten jedoch weitgehend konstant ausgebildet. Abweichungen waren hingegen in den Wanddickenübergangsbereichen festzustellen. Sowohl bei kontinuierlichen als auch an diskontinuierlichen Übergangsbereichen wurde eine Reduktion des Rohraußendurchmessers ermittelt. Die Verringerung des Außendurchmessers betrug bis zu 4,3mm bei Vierkantrohren und bis zu 2,6mm im Falle der Rundrohre. Die Ursache für das Auftreten dieser lokalen Querschnittsverjüngung konnte mit Hilfe von FEM-Materialflusssimulationen in Erfahrung gebracht werden. Diese ergaben, dass die Dorngeometrie im Wanddickenübergangsbereich

keinen Widerstand gegen den nach innen gerichteten Materialfluss ermöglichte. Daher kam es zur Ablösung der Rohraußenflächen vom Matrizenführungs kanal, sodass ein reduzierter Rohraußendurchmesser entstand. Erst nachdem der größere Dornquerschnitt in die Matrize eingelaufen war, wurde ein ausreichender Widerstand gegen den Materialfluss aufgebracht und der Rohraußendurchmesser entsprach dann den Vorgaben. Nachfolgend wurden zahlreiche geometrische Anpassungen der formgebenden Werkzeuge mittels numerischer Materialflusssimulationen untersucht. Dabei lieferte die Ausführung des Querschnittsübergangs an der Dornspitze in stufiger Form eine leichte Verbesserung. Hierbei konnte die Reduktion des Außendurchmessers auf maximal 2,8mm im Vergleich zu 4,0mm im Ausgangszustand verringert werden. Für diskontinuierliche Wanddickenübergänge wurde gezeigt, dass sich zum einen sehr scharfe Wanddickenübergänge erzeugen lassen, wenn der Bolzen bei kurzzeitig unterbrochenem Prozess vor der Dornrepositionierung entlastet wird. Zum anderen konnten dadurch größere Maßabweichungen des Außendurchmessers verhindert werden.

Aus der Analyse der mikrostrukturellen Entwicklung stranggepresster Rohre konnte geschlossen werden, dass dabei in Abhängigkeit von den Prozessparametern die Mechanismen dynamische Erholung, kornfeinende dynamische Erholung (bzw. geometrisch dynamische Rekristallisation), statische Rekristallisation und Kornwachstum beteiligt waren. So wurde für die Legierung EN AW-6060 festgestellt, dass ein von dynamischer Erholung bzw. z. T. von geometrisch dynamischer Rekristallisation dominiertes Gefüge bei Verwendung einer geringen Stempelgeschwindigkeit und niedriger Bolzeneinsatztemperatur vorzufinden war. Eine Erhöhung dieser Prozessparameter wirkte sich entsprechend förderlich auf die Ausbildung eines vollständig rekristallisierten Gefüges aus, da dabei höhere Strangaustrittstemperaturen erzielt, die Beweglichkeit von Großwinkelkorngrenzen gesteigert und somit die Schwelle der Rekristallisationstemperatur leichter überschritten werden konnten als bei Verwendung niedriger Parameterwerte.

Die Erhöhung des Pressverhältnisses im Zuge einer kontinuierlichen Wanddickenreduktion bei sonst gleichen Prozessparametern bewirkte im Gefüge zum einen eine Verringerung der Korngröße. Diese Veränderung trat auf, da die Steigerung des Pressverhältnisses und damit des Umformgrads mit einer Zunahme der Produktgeschwindigkeit bei gleicher Stempelgeschwindigkeit einherging. Beide Faktoren bewirken eine Abnahme der Subkorngröße und eine Zunahme der Anzahl an Rekristallisationskeimen, sodass schließlich nach der Wachstumsphase eine geringere Korngröße vorlag.

Bei der Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften von EN AW-6060 im warmausgelagerten Zustand wurde festgestellt, dass diese maßgeblich von den Strangpressparametern abhängig waren. Zusammenfassend wird hier vorwiegend auf die Einflüsse der Prozessparameter auf die mechanischen Kennwerte des Zugversuchs eingegangen, wobei die Zusammenhänge für die Kennwerte der Stauch- und Dreipunktbiegeversuche ähnlich ausfielen. So zog die Erhöhung der Stempelgeschwindigkeit von $v_{St}=0,8\text{mm/s}$ auf $v_{St}=3,3\text{mm/s}$ eine Steigerung der Dehngrenze von bis zu 29% nach sich. Als Ursache hierfür wurde die höhere Ausscheidungsichte der festigkeitsbestimmenden β'' -Phase angeführt. Die Steigerung der Bolzeneinsatztemperatur von $T_B=400^\circ\text{C}$ auf $T_B=500^\circ\text{C}$ resultierte auch in einer Erhöhung der Dehngrenze um bis zu 42%. Damit ging jedoch eine deutliche Reduktion der Bruchdehnung um bis zu 50% einher, was auf die deutliche Zunahme der Ausscheidungsverfestigung durch eine höhere Ausscheidungsichte der festigkeitsbestimmenden β'' -Phase zurückgeführt wurde. Die laut DIN [DIN13b] geforderten Mindestwerte wurden dabei jedoch nicht unterschritten. Schließlich führte auch die Verdoppelung des Pressverhältnisses von $R=24:1$ auf $R=48:1$ und damit die Wandstärkenabnahme von $t_N=4,5\text{mm}$ auf $t_N=2,0\text{mm}$ entlang der Rohrlänge zu einer Steigerung der Dehngrenze von bis zu 28%.

Mit Dreipunktbiegeversuchen an Proben, die jeweils einen unterschiedlichen Anteil des dickwandigen Probenquerschnitts an der stets gleichen Probengesamtlänge enthielten, konnte gezeigt werden, dass sich dieser deutlich auf bis zu ca. 70% reduzieren ließ, ohne dass dies zu einem überproportionalen Verlust der Lastkapazität führte. Des Weiteren ging daraus hervor, dass mit zunehmender Verringerung des dickwandigen Querschnittsanteils eine Erhöhung des Leichtbaugrads erzielt werden konnte.

Da das Strangpressen über Dorn auf die Erzeugung einfacher Profilquerschnitte begrenzt ist, wurde zusätzlich ein Kammerwerkzeug sowie ein Antriebsmechanismus entwickelt, mit dem die Wanddicke eines nahtbehafteten Hohlprofils entlang der Profillängsachse verändert werden konnte. Die Waddickenvariation basierte auf der Bewegung von Keilen senkrecht zur Strangpressrichtung. Die experimentelle Erprobung des Werkzeugs verlief erfolgreich und die Wanddicke konnte dabei um bis zu $\Delta t=1,2\text{mm}$ variiert werden. Dies entspricht einer Gewichtsersparnis von 14%.

Literaturverzeichnis

- [ADE15] Firmenbroschüre „Aluminiumrohre“ der Adexco GmbH, Zugriff über <http://www.adexco.de/produkte/aluminium-rohre.html>, letzter Zugriff am 4.1.2017
- [AKE92] R. Akeret, (1992), Strangpressnähte in Aluminiumprofilen Teil II: Mikrostruktur und Qualitätsmerkmale, Aluminium International Journal 68, 965-973
- [ALL06] J. M. Allwood, H. Utsunomiya, (2006), A survey of flexible forming processes in Japan, International Journal on Machine Tools & Manufacturing 46, 1939-1960
- [ALT94] D. Altenpohl, (1994), Aluminium von innen -Das Profil eines modernen Metalls, 5. Auflage, Aluminium-Verlag, Düsseldorf
- [ALU15] Firmenpräsentation ALUnna tubes, Stand April 2015, Zugriff über http://www.alunnatubes.com/data/downloads/unternehmen/alunna_praesentation_de.pdf, letzter Zugriff am 4.1.2017
- [ALU16] Broschüre Extrusions Processing der Firma Alumero, Zugriff über <http://alumero.at/Service/Downloads.html>, letzter Zugriff am 3.1.2017
- [AMA15] M. N. Amado, F. Daroqui, (2015), Revision of the solvus limit of Al-Mg₂Si pseudo binary phase diagram, Procedia Materials Science 8, 1079-1088
- [AMS11] M. N. Amado, F. Daroqui, (2015), Revision of the solvus limit of Al-Mg₂Si pseudo binary phase diagram, Procedia Materials Science 8, 1079-1088
- [AND95] S. J. Andersen, (1995), Quantification of the Mg₂Si β'' and β' phases in AlMgSi alloys by transmission electron microscopy, Metallurgical and Materials Transactions A 26, 1931-1937
- [AND98] S. J. Andersen, H. W. Zandbergen, J. Jansen, C. Traeholt, U. Tundal, O. Reiso, (1998), The crystal structure of the beta" phase in Al-Mg-Si alloys, Acta Metallurgica 48, 3283-3298
- [BAR50] L. J. Barker, (1950), Revealing the grain structure of common aluminum alloy metallographic specimens, Transactions of the A.S.M. 42, 347-356
- [BAR05] H.-J. Bargel; G. Schulze, (2005), Werkstoffkunde, 9. bearbeitete Auflage, Springer-Verlag Berlin, Heidelberg
- [BAU01] M. Bauser, G. Sauer, K. Siegert, (2001), Strangpressen, 2. Auflage, Aluminium-Verlag, Düsseldorf
- [BAN08] A. Bandar, W. Van Geertruyden, W. Z. Misiolek, (2008), Influence of geometric dynamic recrystallization in the dead metal zone on peripheral coarse grains defect formation in indirect extrusion, Proceedings of the 9th International Aluminum Extrusion Technology Seminar, (CD)
- [BAN11] J. Banhart, M. D. H. Lay, C. S. T. Chang, A. J. Hill, (2011), Kinetics of natural aging in Al-Mg-Si alloys studied by positron annihilation lifetime spectroscopy, Physical review B 83, 014101, 1-12
- [BER02] W. Bergmann, (2002), Werkstofftechnik, Teil 1: Grundlagen, 4. Auflage, Carl Hanser Verlag, München, Wien
- [BIR06] Y. Birol, (2006), The effect of processing and Mn content on the T5 and T6 properties of AA6082 profiles, Journal of Materials Processing Technology 173, 84-91

- [BLA76] J. C. Blade, A. J. Bryant, A. T. Thomas, (1976), Alloy composition and microstructure control in relation to mechanical working for aluminium alloys, *Metals Technology* 3, 380-386
- [BLU96a] W. Blum, Q. Zhu, R. Merkel, H. J. McQueen, (1996), Dynamic restoration mechanisms in hot torsion of Al-5Mg and Al, *Zeitschrift für Materialkunde* 87, 14-23
- [BLU96b] W. Blum, H.J. McQueen, (1996), Dynamics of recovery and recrystallization, *Materials Science Forums* 217-222, 31-42
- [BRO10] U. Brochheuser, A. Gehrke, (2010), Reducing tubes over a stepped mandrel to manufacture tubular shafts having an undercut in one operation, United States Patent US 7,644,601 B2
- [CAS88] F. R. Castro-Fernandez, C. M. Sellars, (1988), Static recrystallization and recrystallization during hot deformation of Al-1Mg-1Mn alloy, *Materials Science and Technology* 4, 621-627
- [CAS90] F. R. Castro-Fernandez, C. M. Sellars, J. A. Whiteman, (1990), Changes of flow stress and microstructure during hot deformation of Al-1Mg-1Mn, *Materials Science and Technology* 6, 453-460
- [CHE08] Z. Y. Chen, S. Q. Xu, X. H. Dong, (2008), Deformation behavior of AA6063 aluminium alloy after removing friction effect under hot working conditions, *Acta Metallurgica Sinica (english letters)* 21, 451-458
- [COU04] M.J. Couper, B. Rinderer, M. Cooksey, (2004), A simplified empirical model of precipitation strengthening in 6000 Al-Mg-Si extrusion alloys, *Materials Science Forum* 28, 159-164
- [CZI00] H. Czichos, (2000), *HÜTTE Die Grundlagen der Ingenieurwissenschaften*, 31. Auflage, Springer-Verlag Berlin Heidelberg New York
- [DIN89] Deutsches Institut für Normung, (1989), *Luft- und Raumfahrt, Wärmebehandlung von Aluminium-Knetlegierungen* DIN 29850
- [DIN08] Deutsches Institut für Normung, (2008), *Aluminium und Aluminiumlegierungen – Stranggepresste Stangen, Rohre und Profile - Teil 7: Nahtlose Rohre, Granzabmaße und Formtoleranzen; Deutsche Fassung EN 755-7:2008*
- [DIN09] Deutsches Institut für Normung, (2009), *Metallische Werkstoffe – Zugversuch – Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur, deutsche Fassung EN ISO 6892-1:2009*
- [DIN13a] Deutsches Institut für Normung, (2013), *Aluminium und Aluminiumlegierungen – Chemische Zusammensetzung und Form von Halbzeug - Teil 3: Chemische Zusammensetzung und Erzeugnisformen; Deutsche Fassung EN 573-3:2013*
- [DIN13b] Deutsches Institut für Normung, (2013), *Aluminium und Aluminiumlegierungen – Stranggepresste Stangen, Rohre und Profile - Teil 2: Mechanische Eigenschaften; Deutsche Fassung EN 755-2:2013*
- [DOH97] R.D. Doherty, D.A. Hughes, F.J. Humphreys, J.J. Jonas, D. Juul Jensen, M.E. Kassner, W.E. King, T.R. McNelley, H.J. McQueen, A.D. Rollett, (1997), Current issues in recrystallization: a review, *Materials Science and Engineering A* 238, 219-274
- [DUT91] I. Dutta, S. M. Allen, (1991), A calorimetric study of precipitation in commercial

- aluminum alloy 6061, *Journal of Materials Science Letters* 10, 323-326
- [EDW94a] G.A. Edwards, K. Stiller, G. L. Dunlop, (1994), APFIM investigation of fine-scale precipitation in aluminium alloy 6061, *Applied Surface Science* 76/77, 219-225
- [EDW94b] G.A. Edwards, G. L. Dunlop, M. J. Cooper, (1994), Fine-scale Precipitation in Al alloy 6061, *Proceeding of the 4th International Conference on Aluminum Alloys their Physical and Mechanical Properties*, Vol. 1, 620-627
- [EDW98] G. A. Edwards, K. Stiller, G. L. Dunlop, M. J. Couper, (1998), The precipitation sequence in Al-Mg-Si-Alloys, *Acta Metallurgica* 46, 3893-3904
- [FAL12] A. Falahati, P. Lang, E. Kozeschnik, (2012), Precipitation in Al-alloy 6016 - the role of excess vacancies, *Materials Science Forum* 706-709, 317-322
- [FOU12] J. Fourmann, R. Ramanan, N. Parson, (2012), High-performance AA6063 designed to meet 6xxx medium-strength alloys properties, *Proceedings of the 10th International Aluminum Extrusion Technology Seminar*, (USB-Stick)
- [FUC13] Otto Fuchs KG Meinerzhagen, (2013), Tailored aluminium tubes – Stranggepresste Rohre mit variablem Wandstärkenverlauf, *International Aluminium Journal* 89, 9-10
- [FUC15] Firmenbroschüre Otto Fuchs KG Meinerzhagen, (2015), Technische Informationen Umformverfahren Strangpressen, Zugriff über <https://www.yumpu.com/de/document/view/28919985/umformverfahren-strangpressen-pdf-827-kb-otto-fuchs-kg>, letzter Zugriff am 4.1.2017
- [FUC16] Geschäftsbereiche der Otto Fuchs KG Meinerzhagen, 2016, Zugriff über <http://www.otto-fuchs.com/de/geschaeftsbereiche.html>, letzter Zugriff am 2.1.2016
- [GDA15] Jahresbericht des Gesamtverbands der Aluminiumindustrie e.V. (DGA), 2015, Zugriff über <http://www.aluinfo.de/downloads-jahresberichte.html>, letzter Zugriff am 3.1.2017
- [GEE04] W. H. Van Geertruyden, W. Z. Misiolek, (2004), Analysis of peripheral coarse grain recrystallization in 6xxx aluminum alloy extrusion, *Proceedings of the 8th International Aluminum Extrusion Technology Seminar*, 107-113
- [GEE05] W. H. Van Geertruyden, H. M. Browne, W. Z. Misiolek, W. T. Wang, (2005), Evolution of surface recrystallization during indirect extrusion of 6xxx aluminum alloys, *Metallurgical and Materials Transactions* 36A, 1049-1056
- [GOU99] S. Gourdet, H. J. McQueen, (1999), High temperature deformation of 6060 aluminum alloy, *Light Metals 99 Canadian Institute of Mining, Metallurgy and Petroleum*, Montreal, 575-582
- [GOT07] G. Gottstein, (2007), *Physikalische Grundlagen der Materialkunde*, 3. Auflage, Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg
- [GRO07] K.-H. Grote, J. Feldhusen (Hrsg.), (2007), *Dubbel Taschenbuch für den Maschinenbau* 22. Auflage, Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, New York
- [GUE12a] A. Güzel, A. Jäger, N. B. Khalifa, A. E. Tekkaya, (2012), Investigation of the dynamic grain structure evolution during hot extrusion of EN AW-6082, *Proceedings of the 10th International Aluminum Extrusion Technology Seminar Vol. 1*, 603-609

- [GUE12b] A. Güzel, A. Jäger, F. Parzivan, H.-G. Lambers, A.E. Tekkaya, B. Svendsen, H.J. Maier, (2012), A new method for determining dynamic grain structure evolution during hot aluminum extrusion, *Journal of Materials Processing Technology* 212, 323-330
- [GUP01] A. K. Gupta, D. J. Lloyd, S. A. Court, (2001), Precipitation hardening in Al-Mg-Si alloys with and without excess Si, *Materials Science and Engineering* 316, 11-17
- [HAR04] K. Hara, N. Ohtake, K. Horita, A. Yamagata, (2004), Variable-shape extrusion of aluminum square pipes using DLC coated dies, *New Carbon Technology* 14, 331-340
- [HAS99] K. Hasegawa, M. Murata, (1999), Extrusion with changing cross section shape of tube, *Advanced Technology of Plasticity 1*, Proceedings of the 6th ICTP, 677-680
- [HEI03] B. Heine, (2003), *Werkstoffprüfung*, Carl Hanser Verlag, München Wien
- [HEL07] A. Hellemans, (2007), Manufacturing mayday, Production glitches send Airbus into a tailspin, *IEEE Spectrum* 1, 10-13
- [HOR93] E. Hornbogen, A. K. Mukhopaghyay, A. E. Starke Jr, (1993), Nucleation of the diamond phase in aluminium-solid solutions, *Journal of Materials Science* 28, 3670-3674
- [HUM97] F. J. Humphreys, Y. Huang, (1997), Transient dynamic recrystallization in an aluminum alloy subjected to large reductions in strain rate, *Acta Metallurgica* 45, 4491-4503
- [HUM01] F. J. Humphreys, (2001), Review grain and subgrain characterization by electron backscatter diffraction, *Journal of Materials Science* 36, 3833-3854
- [HUM04a] F. J. Humphreys, M. Hatherly, (2004), *Recrystallization and Related Annealing Phenomena* second edition, Elsevier, Oxford
- [HUM04b] F. J. Humphreys, (2004), Nucleation in Recrystallization, *Materials Science Forum* 467-470, 107-116
- [HUP97] G. Huppert-Schemme, (1997), *AlMgSi-Bleche für den Fahrzeugbau: Metallkunde und Fertigungstechnik*, Aluminium-Verlag, Düsseldorf
- [IHA10] K. Ihara, T. Shikama, (2010), Effect of extrusion temperature on recrystallized grain structures of extruded Al-Mg-Si alloys, *Proceedings of the 12th International Conference on Aluminium Alloys*, 2012-2017
- [IHA13] K. Ihara, T. Shikama, K. Morita, (2013), The effect of the extrusion temperature on the recrystallization textures of an extruded AA6005C alloy, *Kobelco Technology Review* 31, 69-75
- [IPC16a] IPCC (Hauptautoren, R.K. Pachauri und L.A. Meyer (Hrsg.)), (2014) *Klimaänderung 2014: Synthesebericht. Beitrag der Arbeitsgruppen I, II und III zum Fünften Sachstandsbericht des Zwischenstaatlichen Ausschusses für Klimaänderungen (IPCC)*. IPCC, Genf, Schweiz. Deutsche Übersetzung durch Deutsche IPCC-Koordinierungsstelle, Bonn, 2016 Zugriff über <http://www.de-ipcc.de/de/128.php>, letzter Zugriff 2.1.2017
- [IPC16b] Deutsche IPCC Koordinierungsstelle, (2014), *Kernbotschaften des Fünften Sachstandsberichts des IPCC Klimaänderung 2014: Synthesebericht*, Zugriff über <http://www.de-ipcc.de/de/128.php>, letzter Zugriff 30.12.2016

- [IVE07] E. Ivers-Tiffée, W. von Münch, (2007), Werkstoffe der Elektrotechnik 10. überarbeitete und erweiterte Auflage, Teubner Verlag / GWV Fachverlage GmbH, Wiesbaden
- [KAL01] S. Kalz, (2001), Numerische Simulation des Strangpressens mit Hilfe der Methode der finiten Elemente, Dissertation, RWTH Aachen
- [KAM02] C. Kammer, (2002), Aluminium Taschenbuch 16. Auflage, Aluminium-Verlag, Düsseldorf
- [KAS94] M.E. Kassner, H.J. McQueen, J. Pollard, E. Evangelista, E. Cerri, (1994), Restoration mechanisms in large-strain deformation of high purity aluminum at ambient temperature, Scripta Metallurgica et Materialia 31, 1331-1336
- [KAY10] T. Kayser, B. Klusemann, H.-G. Lambers, H.J. Maier, B. Svendsen, (2010), Characterization of grain microstructure development in the aluminum alloy EN AW-6060 during extrusion, Materials Science and Engineering A 527, 6568-6573
- [KLE07] B. Klein, (2007), FEM Grundlagen und Anwendungen der Finite-Element-Methode im Maschinen- und Fahrzeugbau 7. verbesserte Auflage, Friedrich Vieweg & Sohn Verlag, Wiesbaden
- [KLO08] B. Klobes, T. E. M. Staab, M. Haaks, K. Maier, I. Wieler, (2008), The role of quenched-in vacancies for the decomposition of aluminium alloys, Physica Status Solidi, 2, 224-226
- [KLO12] T. Kloppenborg, M. Schwane, N. Ben Khalifa, A. E. Tekkaya, A. Brosius, Experimental and numerical analysis of material flow in porthole die extrusion, Key Engineering Materials 491, 97-104
- [KON95a] E. V. Konopleva, H. J. McQueen, E. Evangelista, (1995), Serrated grain boundaries in hot-worked aluminum alloys at high strains, Materials Characterization 34, 251-264
- [KON95b] E. V. Konopleva, H. J. McQueen, W. Blum, (1995), Formation of serrations in Al and Al-Mg during initial straining, Microstructural Science 22, 299-314
- [KOV72] I. Kovacs, J. Lendvai, E. Nagy, (1972), The mechanism of clustering in supersaturated solid solutions of Al-Mg₂Si alloys, Acta Metallurgica 20, 975-983
- [KUB06] T. Kuboki, T. Makiyama, M. Murata, (2006), Thickness optimization of axisymmetric tube by three-dimensional finite-element analysis for high-flexural rigidity, Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science 220, 473-482
- [LAN84] K. Lange, (1984), Umformtechnik Handbuch für Industrie und Wissenschaft, Band 1: Grundlagen, zweite Auflage, Springer-Verlag Berlin, Heidelberg, New York, Tokyo
- [LAU76] K. Laue, H. Stegner, (1976), Strangpressen Verfahren-Maschinen-Werkzeuge, Aluminium-Verlag GmbH, Düsseldorf
- [LEH96] W. Lehnert, Umformung von Aluminium-Werkstoffen, (1996) in: Aluminium-Taschenbuch, 15. Auflage, Band 2: Umformen, Gießen, Oberflächenbehandlung, Recycling und Ökologie, Aluminium-Verlag GmbH, Düsseldorf
- [LIE16] J. H. Lienhard, A heat transfer textbook, (2016), Phlogiston Press, Cambridge USA

- [LOD00] L. Lodgaard, N. Ryum, (2000), Precipitation of dispersoids containing Mn and/or Cr in Al-Mg-Si alloys, *Materials Science and Engineering A* 283, 144-152
- [LYN82] J. P. Lynch, L. M. Brown, M. H. Jacobs, (1982), Microanalysis of age-hardening precipitates in aluminium alloys, *Acta Metallurgica* 30, 1389-1395
- [MAK02a] T. Makiyama, M. Murata, (2002), New extrusion machine for controlling inside diameter of circular tube, *Advanced Technology of Plasticity 2*, Proceedings of the 7th ICTP, 1729-1734
- [MAK02b] T. Makiyama, M. Murata, (2002), Controlling inside diameter of circular tube by extrusion, *Materials Science Forum* 396-402, 513-520
- [MAK05] T. Makiyama, M. Murata, (2005), A technical note on the development of prototype CNC variable vertical section extrusion machine, *Journal of Materials Processing Technology* 159, 139-144
- [MAR83] D. Marchive, (1983), High extrudability alloys in the 6000 series, *Light Metal Age* April 1983, 6-10
- [MAR03] C.D. Marioara, S.J. Andersen, J. Jensen, H. W. Zandbergen, (2003), The influence of temperature and storage time at RT on nucleation of the β'' phase in a 6082 Al-Mg-Si alloy, *Acta Materialia* 51, 789-796
- [MAT94] K. Matsuda, Y. Uetani, H. Anada, S. Tanada, S. Ikeno, (1994), Crystal structure of β' phase in an Al-1.9mass% Mg_2Si Alloy, *Proceedings of the 4th International Conference on Aluminum Alloys their physical and mechanical properties* 1, 598-604
- [MAT00] K. Matsuda, Y. Sakaguchi, Y. Miyata, Y. Uetani, T. Sato, A. Kamio, S. Ikeano, (2000), Precipitation sequence of various kinds of metastable phases in Al-1.0mass% Mg_2Si -0.4mass% Si alloy, *Journal of Materials Science* 35, 179-189
- [MCQ75] H.J. McQueen, W. J. McGregor Tegart, (1975), The deformation of metals at high temperatures, *Scientific American* 232, 116-125
- [MCQ87] H.J. McQueen, D.L. Bourell, (1987), Hot workability of metals and alloys, *Journal of Metals* 39, 28-35
- [MCQ91] H.J. McQueen, E. Evangelista, M.E. Kassner, (1991), The classification and determination of restoration mechanisms in the hot working of Al alloys, *Zeitschrift für Metallkunde* 82, 336-345
- [MCQ95] H.J. McQueen, N. D. Ryan, E. V. Konopleva, X. Xia, (1995), Formation and applications of grain boundary serrations, *Canadian Metallurgical Quarterly* 34, 219-229
- [MCQ96] H.J. McQueen, O.C. Celliers, (1996), Application of hot workability studies to extrusion processing: Part II. Microstructural development and extrusion of Al, Al-Mg and Al-Mg-Mn alloys, *Canadian Metallurgy Quarterly* 35, 305-319
- [MCQ00] H.J. McQuenn, W. Blum, (2000), Dynamic recovery: sufficient mechanism in the hot deformation of Al (<99.99), *Materials Science and Engineering A* 290, 95-107
- [MCQ04a] H.J. McQueen, (2004), Development of a dynamic recovery theory, *Materials Science and Engineering A* 387-389, 203-208
- [MCQ04b] H.J. McQueen, (2004), Deficiencies in continuous DRV hypothesis as a substitute for DRV theory, *Materials Science Forum* 28, 351-356

- [MCQ10] H.J. McQueen, (2010), Mechanisms in creep and hot working to high strain; microstructural evidence, inconsistencies. Part I: substructure evolution; grain interactions, Metallurgical Science and Technology 28, 12-21
- [MEN10] C. Meng, (2010), Effect of Preheating condition on strength of AA6060 aluminium alloy for extrusion, Master's thesis, School of Engineering, Auckland University of Technology, Neuseeland
- [MRO09] G. Mrowaka-Nowotnik, J. Sieniawski, A. Nowotnik, (2009), Effect of heat treatment on tensile and fracture toughness properties of 6082 alloy, Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering 22, 162-169
- [MUE07] S. Müller, (2007), Weiterentwicklung des Strangpressens von AZ Magnesiumlegierungen im Hinblick auf eine Optimierung der Mikrostruktur, der Gefüges und der mechanischen Eigenschaften, Dissertation, TU Berlin
- [MUH07] D. Muhs, W. Matek, H. Roloff, H. Wittel, (2007), Maschinenelemente: Normung, Berechnung, Gestaltung. Tabellen, 18. Auflage, Springer Vieweg
- [MUR75] L. E. Murr, (1975), Interfacial phenomena in metals and alloys, Addison-Wesley Publishing Company
- [MUR99] M. Murayama, K. Hono, (1999), Pre-precipitate clusters and precipitation processes in Al-Mg-Si alloys, Acta Materialia 47, 1537-1548
- [NEG14] M. Negendank, S. Müller, W. Reimers, (2014), Finite element analysis of material flow and characterization of tube dimension of indirectly extruded tailored tubes, Advanced Materials Research 922, 531-536
- [NEG16] M. Negendank, U. Alp Taparli, S. Gall, S. Müller, W. Reimers, (2016), Microstructural evolution of indirectly extruded seamless 6xxx aluminum tubes with axial variable wall thickness, Journal of Materials Processing Technology 230, 187-197
- [OST07] F. Ostermann, (2007), Anwendungstechnologie Aluminium, 2. neu bearbeitete und aktualisierte Auflage, Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg
- [OST14] F. Ostermann, (2014), Anwendungstechnologie Aluminium, 3. neu bearbeitete Auflage, Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg
- [o.V.98] Kyoto protocol to the United Nations Framework Convention on Climate Change, (1998), Zugriff über <http://unfccc.int/resource/docs/convkp/kpeng.pdf>, letzter Zugriff: 3.1.2017
- [o.V.16] Klimaschutzplan 2050 Klimaschutzpolitische Grundsätze und Ziele der Bundesregierung, Zugriff über <http://www.bmub.bund.de/themen/klima-energie/klimaschutz/klima-klimaschutz-download/artikel/klimaschutzplan-2050/> letzter Zugriff: 3.1.2017
- [OZA70] E. Ozawa, H. Kimura, (1970), Excess vacancies and the nucleation of precipitates in aluminum-silicon alloys, Acta Metallurgica 18, 995-1004
- [PAR00] N. Parson, et al., (2000), Comparison of the extrusion performance and product characteristics of three structural extrusion alloys: AA6061, AA6082, and AA6005A, Proceedings of the 7th International Aluminum Extrusion Technology Seminar, Vol. 2, 1-12

- [PAR04] N. Parson, S. Barker, A. Shalanski, C. Jowett, (2004), Control of grain structure in Al-Mg-Si- extrusions, Proceedings of the 8th International Aluminum Extrusion Technology Seminar, 11-22
- [POG11] S. Pogatscher, H. Antrekowitsch, H. Leitner, T. Ebner, P.J. Uggowitzer, (2011), Mechanisms controlling the artificial aging of Al-Mg-Si alloys, Acta Materialia 59, 3352-3363
- [POG14] S. Pogatscher, M. Werinos, H. Antrekowitsch, P. J. Uggowitzer, (2014), The role of vacancies in the aging of Al-Mg-Si alloys, Materials Science Forum 794-796, 1008-1013
- [PON97] D. Ponge, M. Bredehof, G. Gottstein, (1997), Dynamic recrystallization in high purity aluminum, Scripta Materialia 37, 1769-1775
- [PFL75] A. Pflüger, (1975), Stabilitätsprobleme der Elastostatik 3. Auflage, Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, New York
- [RAS97] M. Rashid, (1997), Mathematical modeling and optimization of precipitation hardening of extrudable aluminum alloys, King Fahd university of Petroleum & minerals, Dhahran, Saudi-Arabien
- [REI04] O. Reiso, (2004), Extrusion of AlMgSi alloys, Materials Science Forum 28, 32-48
- [RIC08] H. A. Richard, M. Sander, (2008), Technische Mechanik. Festigkeitslehre, 2. erweiterte Auflage, Vieweg+Teuber GWK Fachverlage GmbH, Wiesbaden
- [RIO05] P. R. Rios, F. Siciliano, H. R. Zschonmmler Sandim, (2005), Nucleation and growth during recrystallization, Materials Research 8, 225-238
- [ROO05] E. Roos, K. Maile, (2005), Werkstoffkunde für Ingenieure, Grundlagen, Anwendung, Prüfung, 2. neu bearbeitete Auflage, Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg
- [ROT13] A. Rott, (2013), Aluminium seamless pipe extrusion with variable wall thickness, Proceedings of International Conference on Extrusion and Benchmark (ICEB) – Advances in hot extrusion 2013, 104-107
- [ROY08] J. Royset, M. Rodland, U. Tundal, O. Reiso, (2008), Effect of ally chemistry and Processparameters on extrudability and recrystallization resistance of 6082 aluminum alloy, Proceedings of the 9th International Aluminum Extrusion Technology Seminar, (CD)
- [SAH00] P. Saha, (2000), Aluminum extrusion Technology, ASM International, Ohio
- [SAN78] R. Sandström, B. Lehtinen, E. Hedman, I. Groza, S. Karlsson, (1978), Subgrain growth in Al and Al-1% Mn during annealing, Journal of Materials Science 13, 1229-1242
- [SAN15] V. Sanabria, S. Müller, W. Reimers, (2015), Friction modelling in long bearing channels during multi-hole extrusion of aluminum alloy, Materials Today: Proceedings 2, 4820-4828
- [SCH84] G. Schröder, J. Reissner, (1984), Metallkundliche Grundlagen in: Umformtechnik – Handbuch für Industrie und Wissenschaft Band1: Grundlagen, zweite völlig neubearbeitete Auflage, Hrsg.: K. Lange, Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, New York, Tokyo

- [SAN16] V. Sanabria, (2016), Friction in long bearing channels during multi-hole extrusion of aluminum alloy: experimental and numerical investigations, Dissertation TU Berlin
- [SCH06] M. Schikorra, (2006), Modellierung und simulationsgestützte Analyse des Verbundstrangpressens, Dissertation TU Dortmund
- [SEL12a] A. Selvaggio, S. Chatti, N. Ben Khalifa, A. E. Takkaya, New developments in extrusion of profiles with variable curvatures and cross-sections, Proceedings of the 10th International Aluminum Extrusion Technology Seminar, 505-512
- [SEL12b] A. Selvaggio, N. Ben Khalifa, S. Chatti, A. E. Takkaya, (2012), Manufacture of profiles with variable cross-sections, curvatures and twistings by influencing the material flow in hot extrusion, Proceedings of the 14th International Conference on Metal Forming, 507-510
- [SEL14] A. Selvaggio, M. Haase, N. Ben Khalifa, A. E. Tekkaya, (2014), Extrusion of profiles with variable wall thickness, Procedia CIRP 18, Proceedings of the International Conference on Manufacturing of Lightweight Components - ManuLight 2014, 15-20
- [SEL72] C. M. Sellars, W. Tegart, J. McG, (1972), Hot workability, International Metallurgical Reviews 17, 1-24
- [SHE81] T. Sheppard, M. G. Tatcher, (1981), Effect of process parameters on structure and properties of Al-5Mg-0.8Mn alloy (AA5456), Metal Technology 8, 319-327
- [SHE99] T. Sheppard, (1999), Extrusion of aluminium alloys, Kluwer Academic Publishers, Dordrecht NL
- [SHI99] A. Shirayorim S. Fuchizawa, M. Narazaki, (1999), Experimental investigation into a tube forming method for providing tubes with thickness distribution in axial direction, Advanced Technology of Plasticity, Vol. II, Proceedings of the 6th ICTP, 1223-1228
- [SIL04] M.S. Silva, C. Barbosa, O. Acselrad, L.C. Pereira, (2004), Effect of chemical composition variation on microstructure and mechanical properties of a 6060 aluminum alloy, Journal of Materials Engineering and Performance 13, 129-134
- [SIM14] B. Simhachalam, K. Srinivas, C. L. Rao, (2014), Energy absorption characteristics of aluminium alloy AA7XXX and AA6061 tubes subjected to static and dynamic axial load, International Journal of Crashworthiness 19, 139-152
- [SOL89] J. K. Solberg, H.J. McQueen, N. Ryum, E. Nes, (1989), Influence of ultra-high strains at elevated temperatures on the microstructure of aluminium. Part I, Philosophical Magazine A 60, 447-471
- [SPE84] P. R. Sperry, (1984), Correlation of Microstructure in 6xxx extrusion alloys with process variables and properties, Proceedings of the 7th International Aluminum Extrusion Technology Seminar Vol. 1, 21-29
- [SPI09] L. Spieß, G. Teichert, R. Schwarzer, H. Behnken, C. Genzel, (2009), Moderne Röntgenbeugung 2. Auflage, Vieweg + Teubner, Wiesbaden
- [STR11] K. Stobel, M. A. Easton, L. Sweet, M. J. Couper, J.-F. Nie, (2011), Relating quench sensitivity to microstructure in 6000 series aluminium alloys, Materials Transactions 52, 914-919

- [SWE04] E. D. Sweet, S. K. Caraher, N. V. Danilova, X. Zhang, (2004), Effects of extrusion parameters on coarse grain surface layer in 6xxx series extrusion, Proceedings of the 8th International Aluminum Extrusion Technology Seminar, 115-126
- [TUN12] U. Tundal, O. Reiso, E. Hoff, R. Dickson, C. Devadas, (2012), High speed alloys: on the optimization of 6xxx alloys for medium strength requirements, Proceedings of the 10th International Aluminum Extrusion Technology Seminar, (auf USB-Stick)
- [UBA13] Ressourcenschonung in Produktion und Konsum, (2013), Umweltbundesamt (UBA), Zugriff über: <http://www.umweltbundesamt.de/themen/abfall-ressourcen/ressourcenschonung-in-produktion-konsum>, letzter Zugriff 16.1.2017
- [VAL02] H. Valberg, (2002), Extrusion welding in aluminium extrusion, International Journal of Materials and Product Technology 17, 497-556
- [VAL10] H. Valberg, (2010), Applied metal forming including FEM Analysis, Cambridge university press, New York
- [VIS07] R. Vissers, M.A. van Huis, J. Jansen, H. W. Zandbergen, C. D. Marioara, S.J. Andersen, (2007), The crystal structure of the β' phase in Al-Mg-Si alloys, Acta Materialia 55, 3815-3823
- [WAR04] M. Warmuzek, (2004), Metallographic Techniques for Aluminum and its Alloys, Metallography and Microstructures 9, ASM Handbook, ASM International, 711-751
- [WAS62] G. Wassermann, J. Grewen, (1962), Texturen metallischer Werkstoffe, 2. Auflage, Springer-Verlag Berlin, Göttingen, Heidelberg
- [YAM92] H. Yamagata, (1992), Microstructural evolution of single-crystalline aluminum during multipeak stress oscillation at 623K, Scripta Metallurgica et Materialia 27, 1157-1160
- [YAM94] H. Yamagata, (1994), In situ observation of dynamic recrystallization in five-nine aluminum by a transmission Laue method, Scripta Metallurgica et Materialia 30, 411-416
- [YAN00] H. S. Yang, (2000), Effect of chemistry, extrusion speed and temperature, die design on recrystallized layer thickness in extruded aluminum alloy 6061, Proceedings of the 7th International Aluminum Extrusion Technology Seminar, Vol. 1, 371-380
- [YOK00] R. A. Yokel, (2000), The toxicology of aluminum in the brain: A review, Neuro Toxicology 21, 813-828
- [YOK16] R. A. Yokel, Aluminum: The Toxicology of, (2016), Encyclopedia of Food and Health, 122-127
- [ZAJ00] S. Zajac, (2000), Quench sensitivity of 6063 and 6082 aluminum alloys, Proceedings of the 7th International Aluminum Extrusion Technology Seminar I, 73-82