Schlussbericht

der Forschungsstelle(n)

Nr. 1, Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik IWM, Freiburg

zu dem über die

im Rahmen des Programms zur
Förderung der Industriellen Gemeinschaftsforschung und -entwicklung (IGF)

vom Bundesministerium für Wirtschaft und Technologie
aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages

geförderten Vorhaben **15855 N**

Entwicklung einer numerischen Methode zur Gefügesimulation stranggepresster Aluminiumprofile

(Bewilligungszeitraum: 01.11.2008 - 30.04.2011)

der AiF-Forschungsvereinigung

WirtschaftsVereinigung Metalle

Freiburg, 17.10.2011
Ort, Datum

Dr. Dong-Zhi Sun
Name und Unterschrift des/der Projektleiter(s)
an der/den Forschungsstelle(n)

Gefördert durch:

aufgrund eines Beschlusses
des Deutschen Bundestages

0910

Schlussbericht

der Forschungsstelle(n)

Nr. 2, Forschungszentrum Strangpressen FZS, TU Berlin

zu dem über die

im Rahmen des Programms zur
Förderung der Industriellen Gemeinschaftsforschung und -entwicklung (IGF)

vom Bundesministerium für Wirtschaft und Technologie
aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages

geförderten Vorhaben **15855 N**

Entwicklung einer numerischen Methode zur Gefügesimulation stranggepresster Aluminiumprofile

(Bewilligungszeitraum: 01.11.2008 - 30.04.2011)

der AiF-Forschungsvereinigung

WirtschaftsVereinigung Metalle

Berlin, 12.10.2011
Ort, Datum

Dr. Sören Müller
Name und Unterschrift des/der Projektleiter(s)
an der/den Forschungsstelle(n)

Gefördert durch:

Bundesministerium
für Wirtschaft
und Technologie

aufgrund eines Beschlusses
des Deutschen Bundestages

0910

Beteiligte Forschungsstellen/-vereinigung

Forschungsstelle 1:	Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik IWM Wöhlerstr. 11 79108 Freiburg Ansprechpartner: Dr. Dong-Zhi Sun Telefon: 0761 – 5142193 Telefax: 0761 – 5142510 www.iwm.fraunhofer.de
Forschungsstelle 2:	Forschungszentrum Strangpressen FZS, TU Berlin Gustav-Meyer-Allee 25 13355 Berlin Ansprechpartner: Dr. Sören Müller Telefon: 030 – 31472732 Telefax: 030 – 31472503 www.fzs.tu-berlin.de
Forschungsvereinigung:	Stifterverband Metalle e.V. Wallstr. 58/59 10179 Berlin Telefon: 030 – 726207104 Telefax: 030 – 726207198 www.wvmetalle.de

Inhalt

1	**Kurzfassung**	**4**
2	**Einleitung und Ziel des Projekts**	**5**
2.1	Einleitung	5
2.2	Ziel des Projekts	6
3	**Stand der Technik**	**7**
3.1	Strangpressen von Aluminiumwerkstoffen	7
3.2	Simulation von Strangpressprozessen	9
3.3	Charakterisierung und Modellierung von Mikrostruktur	10
3.4	Mechanische Eigenschaften und Crashsicherheit	12
4	**Strangpressen (FZS Berlin)**	**13**
4.1	Warmdruckversuche	13
4.2	Indirektes Strangpressen	15
4.2.1	Charakterisierung des Ausgangsgefüges	17
4.2.2	Gefügecharakterisierung nach Wasserabschreckung	17
4.2.3	Gefügecharakterisierung nach Luftabkühlung	22
4.3	Direktes Strangpressen	25
4.3.1	Gefügecharakterisierung nach Wasserabschreckung	26
4.3.2	Gefügecharakterisierung nach Luftabkühlung	32
5	**Simulation des Strangpressens (IWM Freiburg)**	**38**
5.1	Simulation des indirekten Strangpressens	38
5.1.1	FE-Modelle	38
5.1.2	Ergebnisse der Simulation	40
5.1.3	Gefügeuntersuchung	45
5.1.4	Gefügesimulation	52
5.1.4.1	Modell für dynamische Rekristallisation	52
5.1.4.2	Modell für statische Rekristallisation	58
5.2	Simulation des direkten Strangpressens	62
5.2.1	Ergebnisse der Simulation	62
5.2.2	Gefügesimulation	66
5.2.2.1	Modellierung dynamischer Rekristallisation	66
5.2.2.2	Modellierung statischer Rekristallisation	68
5.3	Untersuchung des Reibverhaltens	69
5.4	Mikrostruktur und mechanische Eigenschaften	76
6	**Wirtschaftliche Bedeutung für kleine und mittlere Unternehmen**	**85**
7	**Zusammenfassung**	**86**
8	**Danksagung**	**89**
9	**Referenzen**	**90**

1 Kurzfassung

Das Ziel des Vorhabens war, Einflüsse von Prozessparametern auf Mikrostruktur und Eigenschaften in einem stranggepressten Aluminiumprofil experimentell und analytisch zu erfassen und eine anwendbare numerische Methode für die Strangpresssimulation mit Berechnung von wesentlichen Gefügeparametern zu entwickeln.

In Strangpressversuchen wurden Aluminiumrundstäbe aus der Legierung AA6005A mittels indirektem und direktem Strangpressverfahren bei verschiedenen Pressverhältnissen, Temperaturen, Geschwindigkeiten und Abkühlbedingungen gepresst. Makroskopisch zeigten alle Stränge rekristallisierte Anteile von unterschiedlichem Ausmaß. Um die Beziehungen zwischen den Prozessparametern und der Mikrostruktur quantitativ zu beschreiben, wurden die Korngrößen sowie der rekristallisierte Anteil in verschiedenen Strangpressproben durch metallographische Untersuchungen ermittelt.

Die numerische Methode basiert auf thermisch-mechanisch gekoppelten Finite-Elemente-Rechnungen mit dem Programm HyperXtrude und beinhaltet ein Werkstoffmodell, das die Temperatur- und Dehnratenabhängigkeit des Verformungsverhaltens eines Aluminiumwerkstoffs beschreibt. Als Eingangsdaten für die Strangpresssimulation wurden die wahren Spannungs-Dehnungskurven durch Warmdruckversuche in einem relevanten Temperatur- und Dehnratenbereich ermittelt und für die Kalibrierung des Werkstoffmodells zur Verfügung gestellt. Außerdem wurden spezielle Reibversuche zur Untersuchung des Reibverhaltens beim Strangpressen entwickelt und die Parameter eines verbesserten Reibmodells aus den Versuchen bestimmt. Für die Gefügesimulation wurden die Parameter von ausgewählten Ansätzen aus der Literatur für dynamische und statische Rekristallisation bestimmt. Das Modell für dynamische Rekristallisation wurde in HyperXtrude implementiert.

Die Einflüsse der Prozessparameter auf Stempelkraft und Temperatur bei den Strangpressversuchen wurden mit dem numerischen Modell in guter Übereinstimmung mit den experimentellen Ergebnissen berechnet. Auch die Einflüsse der Prozessparameter auf die dynamische Rekristallisation können mit den angepassten Parametern gut vorausgerechnet werden. Die Anwendung der Modellparameter für den rekristallisierten Volumenanteil aufgrund statischer Rekristallisation auf verschiedene Prozessvarianten führt mit wenigen Ausnahmen ebenfalls zu guter Übereinstimmung mit den Versuchsergebnissen. Das Ziel des Vorhabens wurde erreicht.

2 Einleitung und Ziel des Projekts

2.1 Einleitung

Die neuen Anforderungen aus der Fahrzeugindustrie, z. B. konstruktionsbezogene Strangpressprofile mit kontrolliertem Verformungsverhalten (Crashworthiness) erfordern den Einsatz von neuen Technologien, die Werkstoffentwicklung, Konstruktion, Fertigungsprozesse und Einsatzbewertung beinhalten und die gegenseitigen Einflüsse rechtzeitig erkennen und berücksichtigen [SCH04]. Da die Eigenschaften des stranggepressten Profils von zahlreichen Faktoren, wie z.B. Werkstoffzusammensetzung, Temperatur, Werkzeugform, Pressverhältnis und -geschwindigkeit und Reibungssituationen beeinflusst werden, ist es nicht effizient und zielführend, die Pressvorgänge durch „Trial and Error“ zu optimieren. Deshalb muss ein wesentlicher Teil der neuen Technologien auf dem Einsatz von numerischen Simulationen beruhen, die die Einflüsse der Prozessparameter auf lokale Verformungen und Verfestigungen in einer stranggepressten Komponente erfassen. Aufbauend auf den Ergebnissen der Simulation des Strangpressens kann die Mikrostruktur von stranggepressten Komponenten in Abhängigkeit von den Fertigungsbedingungen berechnet und anschließend die daraus resultierenden mechanischen Eigenschaften numerisch bestimmt werden. Auf Basis der berechneten mechanischen Eigenschaften (Fließ- und Bruchverhalten) kann das Einsatzverhalten z.B. unter Crashbelastung mit Hilfe der Schädigungsmechanik numerisch ermittelt werden.

Bild 1 zeigt das unterschiedliche Stauchverhalten von zwei stranggepressten Aluminiumprofilen, die aus zwei Werkstoffen mit ähnlichen Festigkeiten bestehen, deren Bruchverhalten jedoch von den Fertigungsparametern maßgeblich beeinflusst wurde. Um das Einsatzverhalten von stranggepressten Aluminiumprofilen vorherzusagen, muss eine neue Simulationstechnik entwickelt und für die praktische Anwendung umgesetzt werden. Ein weiteres Problem beim Strangpressen ist die heterogene Kornstruktur und insbesondere die Bildung von Grobkornzonen, die die mechanischen Eigenschaften der stranggepressten Produkte deutlich beeinträchtigen. Eine Prozesssimulation mit Modellierung der Mikrostruktur kann die Einflüsse von Prozessparametern auf die Korngrößenverteilung erfassen und damit einen Beitrag zur Prozessoptimierung liefern.

Derzeit liegen spezielle Erfahrungen mit einzelnen Arbeitsschritten wie z.B. Simulation des Strangpressens ohne Aussagen über Mikrostruktur und mechanische Eigenschaften oder aber Bauteilsimulation ohne Kopplung zu Fertigungsprozessen vor. Wesentliche Voraussetzungen für eine durchgängige Simulation des Strangpressens sind die genaue Abbildung von Strangpressprozessen, die zuverlässige Berechnung des Gefüges nach dem Strangpressen und die Kenntnis der Beziehung zwischen Gefüge und mechanischen Eigenschaften.

Bild 1a: Gestauchtes Aluminiumprofil mit duktiler Faltenbildung

b: Gestauchtes Aluminiumprofil mit sprödem Rissversagen

2.2 Ziel des Projekts

Das Ziel des Projekts ist, Einflüsse von Prozessparametern auf Mikrostruktur und Eigenschaften in einem stranggepressten Aluminiumprofil experimentell und analytisch zu erfassen und eine anwendbare numerische Methode für die Strangpresssimulation mit Berechnung von wesentlichen Gefügeparametern zu entwickeln. Die numerische Methode basiert auf thermisch-mechanisch gekoppelten Finite-Elemente-Rechnungen und beinhaltet ein Werkstoffmodell, das die Temperatur- und Dehnratenabhängigkeit des Verformungs- und Versagensverhaltens eines Aluminiumwerkstoffs beschreibt. Außerdem werden ein verbessertes Reibmodell und eine Schnittstelle zur Berechnung von Gefügeparametern entwickelt. Ausgewählte Ansätze aus der Literatur werden zur Berechnung von Subkorn- und Korngrößen und des rekristallisierten Gefügeanteils in das Finite-Elemente-Programm implementiert.

Als wichtige Basis für die Modellbildung werden Einflüsse von Prozessparametern auf Mikrostruktur und Eigenschaften durch experimentelles Strangpressen unter verschiedenen thermisch-mechanischen Bedingungen und anschließende Gefügeuntersuchungen sowie durch Zugversuche quantifiziert. Dabei werden die Gefügeparameter (Korngrößen und rekristallisierter Gefügeanteil) in verschiedenen Strangpressproben durch metallographische Untersuchungen bestimmt.

Als Eingangsdaten für die Strangpresssimulation werden die wahren Spannungs-Dehnungskurven durch Warmdruckversuche in einem relevanten Temperatur- und Dehnratenbereich ermittelt und für die Kalibrierung des Werkstoffmodells zur Verfügung gestellt.

3 Stand der Technik

3.1 Strangpressen von Aluminiumwerkstoffen

Aluminiumprofile werden industriell mittels direktem und indirektem Strangpressen hergestellt. Dabei unterscheiden sich die Strangpressverfahren hinsichtlich der Strangbewegung relativ zur Stempelbewegung.

Beim direkten Strangpressen wird die eine Seite des Aufnehmers von der Matrize abgeschlossen. Von der anderen Seite her wird ein Stempel mit vorgelagerter Pressscheibe eingefahren, die den Block zunächst im Aufnehmer aufstaucht und anschließend durch die Matrize drückt (Bild 2). Während des direkten Strangpressens kommt es zu einem Reibkontakt zwischen Block und Aufnehmerwandung. Dieses führt beim Pressen zu einem erhöhten Kraftbedarf [MUE03].

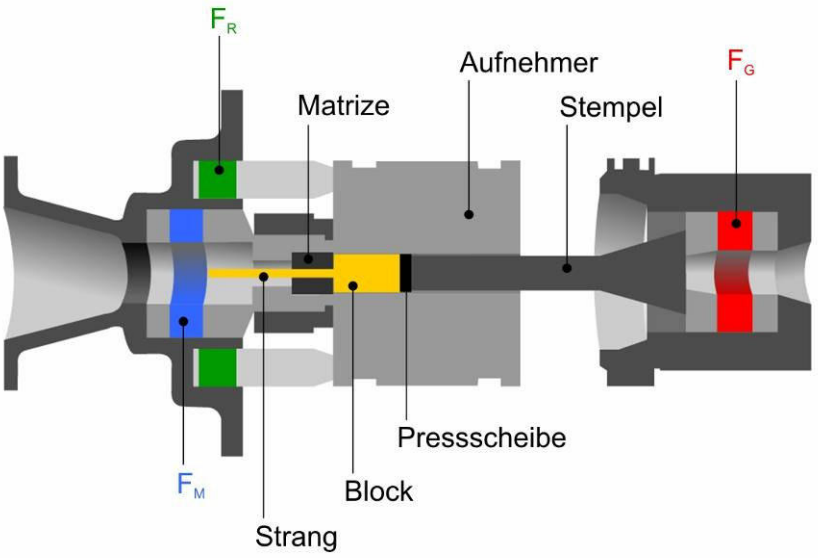


Bild 2: Schematische Darstellung des direkten Strangpressens

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

Beim indirekten Strangpressen wird der Aufnehmer von der einen Seite mit einem Stempel verschlossen, während von der anderen Seite die Matrize eingeführt wird. Der Aufnehmer bewegt sich in Richtung Matrize, die sich gegen einen feststehenden Hohlstempel abstützt. Dann kommt es zunächst zu einer Aufstauchung des Blockes und durch weitere Bewegung des Aufnehmers zum Fließen des Werkstoffs durch die Matrize [MUE04].

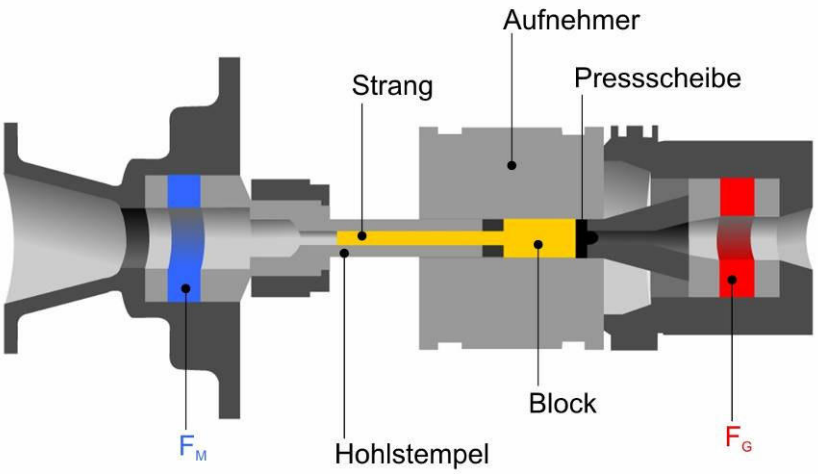


Bild 3: Schematische Darstellung des indirekten Strangpressens

Wie in Bild 2 und Bild 3 durch Symbole für Kräfte (F) angedeutet, ist die 8 MN direkt/indirekt Strangpresse des Forschungszentrums Strangpressen der TU Berlin mit Kraftmessdosen ausgestattet. Somit können beim direkten Strangpressen die auftretenden Axialkräfte F_G (Gesamtkraft), F_M (Matrizenkraft) und F_R (Reibungskraft) und beim indirekten Strangpressen die Kräfte F_G und F_M während des gesamten Prozessablaufes aufgezeichnet werden. Zu Erfassung der Temperatur des austretenden Profiles sind in die Führungslängen der Matrizen Thermoelemente integriert.

Für die mechanischen Eigenschaften sowie für die Korrosionsbeständigkeit ist das während des Strangpressens entstehende Gefüge von entscheidender Bedeutung. Aufgrund eines unterschiedlichen Fließverlaufs (Bild 4) des Bolzenmaterials im Aufnehmer und im Werkzeug beim direkten und indirekten Strangpressen hat das Strangpressverfahren einen erheblichen Einfluss auf das Profilgefüge [FIN03].

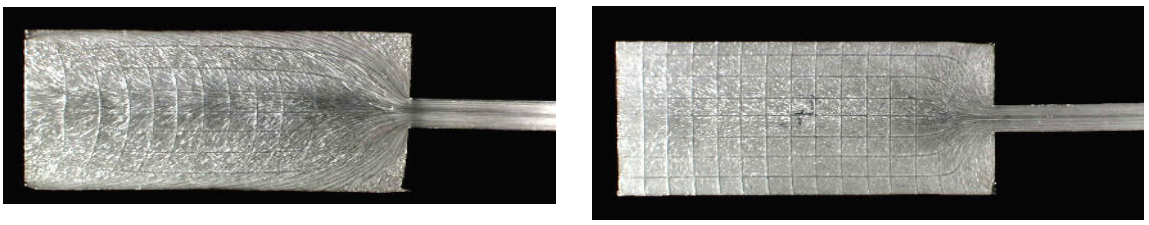


Bild 4: Fließverlauf beim direkten (links) und indirekten (rechts) Strangpressen [FIN03]

Neben dem Strangpressverfahren haben auch die Strangpressparameter wie Geschwindigkeit, Temperatur und Pressverhältnis einen Einfluss auf das Profilgefüge. Wie aus Bild 5 [FIN03] ersichtlich, steigt bei stranggepressten Aluminiumprofilen der Rekristallisationsgrad mit steigendem Pressverhältnis an.

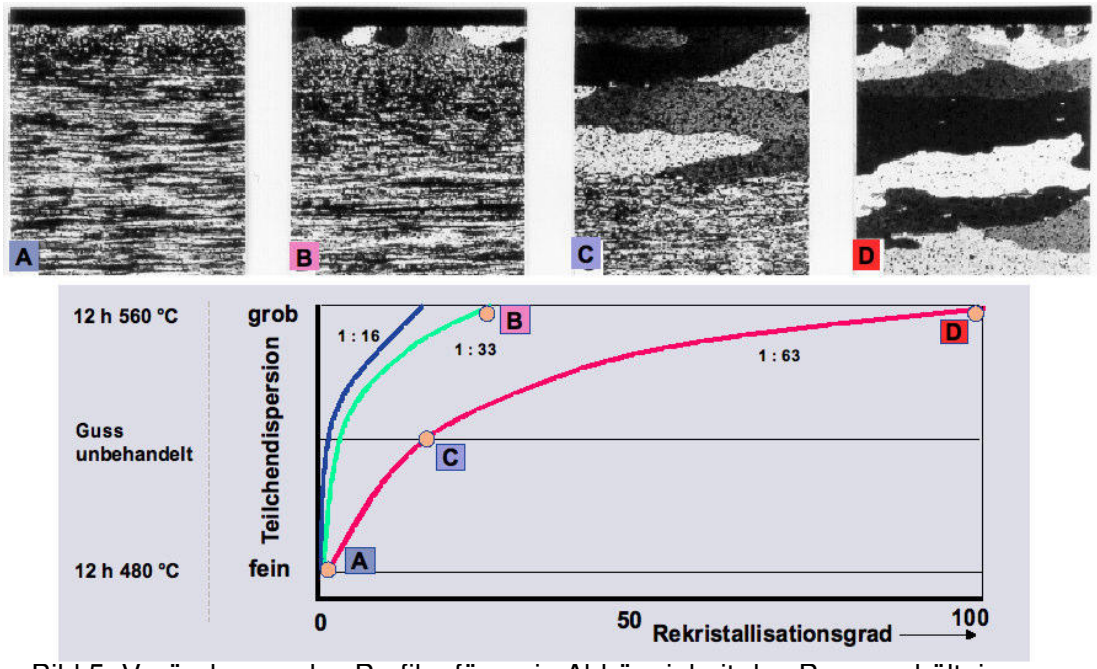


Bild 5: Veränderung des Profilgefüges in Abhängigkeit des Pressverhältnisses

Neben den prozessbedingten Größen wie Strangpressverfahren, Temperatur, Geschwindigkeit und Pressverhältnis wird das Profilgefüge auch von der Legierungszusammensetzung des Bolzenmaterials beeinflusst. Aluminiumlegierungen werden in rekristallisationsfreudige (z.B. AA6060, AA6063, AlMg-Legierungen) und rekristallisationsgehemmte Legierungen (z.B. AA6082, AA7020, AA7075, AA2024, AlMn-Legierungen, AlMgMn-Legierungen) unterschieden. Bei einigen Legierungen, wie der AA6005A, ergeben sich häufig auch Mischgefüge.

Bei einer ungünstigen Wahl der Pressparameter können Strangpressfehler wie Heissrisse, Grobkornbildung, ausgeprägte Rekristallisationssäume oder Verzug die Profile unbrauchbar machen. Für eine optimale Wahl der Strangpressparameter ist daher eine genaue Kenntnis der Ausgangsmikrostruktur und der Einflüsse der einzelnen Strangpressparameter auf diese unverzichtbar.

3.2 Simulation von Strangpressprozessen

Eine zuverlässige Simulation eines Strangpressprozesses setzt viele Kenntnisse über Prozessablauf, Werkzeugkonstruktion, Werkstoffverhalten (Rekristallisation, Verfestigung, Versagen, Temperatur- und Dehnratenabhängigkeit), thermische Randbedingungen und die adäquate numerische Behandlung voraus. Trotz großer Komplexität des Themas wurden in den letzten Jahren viele Fortschritte bei der Simulation von Strangpressprozessen gemacht [HOR06, RIN06]. Zur Verbesserung

der numerischen Stabilität bei extrem großer plastischer Verformung wurden verschiedene Techniken entwickelt, z.B. adaptive Vernetzung und ALE–Formulierung (Arbitrary Lagrangian Eulerian), die eine vom Material unabhängige Bewegung des FE-Netzs erlaubt [ABA06]. Es wurde festgestellt, dass Reibungsmodellierung gegenüber anderen Effekten, z.B. Modellierung thermischer Randbedingungen und der Kontaktbedingungen, eine dominante Rolle für die Genauigkeit von numerischen Ergebnissen spielt. Die klassischen Reibmodelle nach Coulomb oder „shear friction“ sind für die Simulation des Strangpressens ungeeignet und neue Ansätze wie nach Bingham oder nach Bay wurden bereits implementiert [HOR06, RIN06]. Im Gegensatz zum „shear friction“-Modell kann das Bingham-Modell eine Anfangsreibschubspannung generieren.
Für eine thermisch-mechanisch gekoppelte Simulation des Strangpressens stehen verschiedene spezielle Simulationsprogramme wie z.B. HyperXtrude von Altair Engineering INC., FORGE2 und FORGE3 von TRANSVALOR Co, DEFORM von Scientific Forming Technologies Corporation und MARC von MSC Software Co. zur Verfügung.

Trotz des erreichten hohen Reifegrads bei der Simulation des Strangpressens wird die Simulationsmethode selten in der Praxis eingesetzt. Das liegt einerseits an fehlenden Erfahrungen mit den numerischen Methoden und andererseits an der mangelnden Leistungsfähigkeit von vorhandenen kommerziellen Codes für die Strangpresssimulation. Die Simulationsergebnisse sind in der Regel quantitativ nicht genau, weil die notwendigen Werkstoffdaten und thermischen Parameter nicht vollständig vorliegen. Außerdem können die vorhandenen FE-Programme keine Aussagen über die Mikrostrukturbildung wie Korngröße und Rekristallisation und über die Gefahr der Rissbildung machen. Zur Modellierung duktiler Schädigung in Umformprozessen stehen bereits verschiedene mikromechanische Schädigungsmodelle und empirische Ansätze zur Verfügung [AND01, RIE05, DEL07].

3.3 Charakterisierung und Modellierung von Mikrostruktur

Die Mikrostruktur in stranggepressten Aluminiumprofilen wird entscheidend von der chemischen Zusammensetzung und dem thermomechanischen Vorbehandlungszustand bestimmt. Während des Strangpressens kann sich das Gefüge durch große plastische Verformung, dynamische Erholung und Rekristallisation und statische Erholung und Rekristallisation deutlich verändern. Entsprechend dieser Prozesse der Gefügebildung sind unterschiedliche Phasen der Mikrostrukturbildung zu beobachten, wie z.B. verformtes Gefüge mit hoher Versetzungsdichte durch plastische Verformung, mit polygonisierten Gebieten durch dynamische Erholung, mit Subkörnern durch dynamische Rekristallisation und Gefüge mit neuen äquiaxialen Körnern durch statische Rekristallisation.

Die Kinetik der Gefügebildung durch dynamische und statische Erholung und Rekristallisation wird durch die Art und Konzentration der im Mischkristall gelösten Legierungs- und Begleitelemente und die Verteilung und Art der Primär- und Sekundärausscheidungen stark beeinflusst [LEH96]. Die für mechanische Eigenschaften einflussreichen Gefügeparameter sind Subkorngröße, Korngröße und -form sowie der rekristallisierte Anteil. Zahlreiche Untersuchungen zur Quantifizierung

von Prozesseinflüssen auf die Gefügeparameter wurden durchgeführt [SHE93, HAR04, DUA02].

Theoretische und empirische Ansätze zur Berechnung von verschiedenen Gefügeparametern wurden bereits aufgestellt und zum Teil durch experimentelle Untersuchungen verifiziert [HIR06, SHE06, PEN03, DUA02]. Eine explizite Beziehung zwischen der rekristallisierten Korngröße, der plastischen Vergleichsdehnung, der Temperatur und dem Zener-Hollomon-Parameter Z wurde in [LEH96] angegeben. Zur Berechnung von Fließspannungen auf Basis integraler Modellierung von Rekristallisation und Kornwachstum wurden bereits Ansätze aufgestellt [GOE01, LOE02].

Ein gravierendes Problem beim Strangpressen ist die Bildung von Grobkorn in Bereichen an den Oberflächen eines Strangpressprodukts. In der Literatur [LEH96, GEE05] sind unterschiedliche Erklärungen für die Grobkornbildung zu finden. Ein Grund für die Grobkornbildung ist der Unterschied der Umformungsgrade am Rand und in der Mitte des Strangs. Umformgrade an den Außenzonen des Strangpresserzeugnisses liegen häufig nur wenig über dem für das Eintreten der Rekristallisation erforderlichen Mindestumformgrad. Bei Rekristallisation können sich wegen geringer Anzahl von rekristallisierten Keimen relativ grobe Körner bilden. Im Kern des Strangs kann die Rekristallisation wegen zu geringem Umformgrad oder aus anderen Gründen ausbleiben. Dadurch entsteht die Grobkornzone am Rand, die sich recht scharf gegen den nicht rekristallisierten Kern abgrenzt. Es wurde festgestellt, dass die Reduzierung von rekristallisationhemmenden Elementen wie z.B. Cr, Mn, bzw. Zr und der Anstieg der Strangpresstemperatur, des Pressverhältnisses und der Pressgeschwindigkeit zur Zunahme der Tiefe der Grobkornzone führen.

Der Umformgrad, die Dehnrate und die Temperatur über einen Querschnitt eines stranggepressten Produkts sind wegen Reibungseffekten, thermischer und mechanischer Randbedingungen nicht gleich. Dadurch entstehen Gefügevariationen sowohl im Querschnitt als auch in der Längsrichtung.

Zur Berechnung von Verteilungen der Mikrostruktur in einem Strangpressprodukt wurden nur ansatzweise einige Modelle in Anbindung an einen FE-Code für die Simulation des Strangpressens implementiert. Die Forschungsgruppe von NTNU/SINTEF in Norwegen [MAR02, HOL02] hat einen zweidimensionalen FE-Code (ALMA) auf Basis der Eulerian-Formulierung zur Modellierung von Texturbildung, Rekristallisation und Verfestigung entwickelt. Die Forschungsgruppe von Sheppard [SHE06] in Bournemouth University England hat physikalische Modelle für die Subkornbildung und die Rekristallisation in den FE-Codes FORGE2 und FORGE3 realisiert. Im IWM wurde ein viskoplastisches selbstkonsistentes Texturmodell in das FE-Programm ABAQUS/Explicit implementiert [WAL05]. Aus diesem Modell wurden für eine Magnesiumlegierung sowohl die Textur als auch die Fließflächen berechnet. Da eine genaue Simulation des Strangpressens die Voraussetzung für die Gefügeberechnung ist und dies bisher aufgrund von fehlenden zuverlässigen Werkstoff- und Reibungsmodellen und fehlenden Eingangsdaten für die Simulation noch nicht erreicht ist, liegen noch keine Ergebnisse über die Gefügeberechnung eines realen Strangpressprozesses vor.

3.4 Mechanische Eigenschaften und Crashsicherheit

Die mechanischen Eigenschaften eines stranggepressten Produkts können durch eine Auswahl der chemischen Zusammensetzung und eine geeignete Prozessführung von Strangpressen und Wärmebehandlung gezielt eingestellt werden [BEC06, KNI06]. Zum Beispiel markieren die Legierungen AA6060 und AA6082 den unteren und oberen Rand der Festigkeitsspanne von 6000er Strangpresslegierungen. Während bei AA6060 ein feinkörnig rekristallisiertes Gefüge angestrebt wird, wird bei AA6082 ein nicht rekristallisiertes Fasergefüge (verformtes Gefüge mit Subkörnen) erzeugt [KNI06]. Verschiedene Wärmebehandlungen eines Strangpressprodukts wie T4, T6 und T7 können zu erheblich unterschiedlichen Festigkeiten und Duktilitäten führen. Neu entwickelte Mehrphasenstähle, die ein Vielfaches der Festigkeit von 6000er Aluminiumlegierungen besitzen, sind die Hauptkonkurrenz für Aluminiumlegierungen bei der Anwendung im Automobilbau. 7000er AlZnMg Legierungen mit abgesenktem Mg-Gehalt wie AA7003 oder AA7027 haben aufgrund ihrer erhöhten Festigkeit und relativ guter Strangpressbarkeit [HÖL84] großes Potential für Automobilanwendungen.

Der Einsatz von stranggepressten Aluminiumwerkstoffen im Fahrzeugbau fordert aufgrund der relativ niedrigen Bruchdehnungen die Modellierung des Versagens bei der Crashsimulation. Es wurde festgestellt, dass sowohl die Spannungsmehrachsigkeit als auch die Dehnrate das Bruchverhalten beeinflussen [BLA04]. Die experimentellen und numerischen Untersuchungen vom IWM [SUN98, AND01, OCK06] zeigen, dass mit Hilfe von geeigneten Versagensmodellen das reale Crashverhalten von Strukturkomponenten aus Aluminiumwerkstoffen zuverlässig vorausberechnet werden kann. Ansätze wie das phänomenologische Johnson-Cook-Modell [JOH85] und mikromechanische Schädigungsmodelle (erweitertes Gurson-Modell, Gologanu-Modell) [OCK06, AND04] beschreiben die Einflüsse der Spannungsmehrachsigkeit auf das Versagensverhalten. Zur Modellierung der senkrechten Anisotropie, die bei stranggepressten Aluminiumprofilen mit einem r-Wert kleiner als 1 quantifiziert wird, wurden die Versagensmodelle bereits um anisotropes Fließen erweitert [SUN98]. Trotz des großen Fortschritts bei der Versagensbewertung sind noch viele Defizite, z.B. bei der Berücksichtigung von Fertigungsprozessen und der Modellierung von inhomogenen lokalen Eigenschaften sowie der Kalibrierung von Elementgrößenabhängigkeiten vorhanden.

4 Strangpressen (FZS Berlin)

4.1 Warmdruckversuche

Warmdruckversuche stellen lediglich Vorversuche für das eigentliche Strangpressen dar. Dabei lassen sich mit kleinem Materialaufwand geeignete Pressparameter finden und so ein optimales Prozessfenster erstellen.
Die Warmdruckversuche wurden an dem thermomechanischen Umformsimulator Gleeble 3800 durchgeführt. Dieser zeichnet sich durch hohe Umformgeschwindigkeiten (Stempelgeschwindigkeit bis 2m/s) und hohe Aufheizraten von bis zu 10000K/s aus. AA6005A-Druckproben wurden bei Temperaturen von 420, 460, 500 und 540°C und unter Umformgeschwindigkeiten von 0,1, 1,0 und 2,0s^{-1} verformt. Im Anschluss daran wurden die Proben in einem Wasserbad abgekühlt und schließlich metallografisch untersucht. Das Hauptaugenmerk lag dabei auf der Fragestellung, unter welchen Bedingungen Rekristallisation auftritt.

Aus der Kraftmessung, welche für eine vorgegebene Umformgeschwindigkeit bei einer Temperatur erfasst wurde, konnte die Fließspannung des Materials bei den vorherrschenden Prozessbedingungen ermittelt werden. Die Bestimmung der Fließspannungen dient zur Abschätzung der in den eigentlichen Strangpressversuchen aufzubringenden Presskräfte.
Wie Bild 6 für die Versuche bei $d\varphi/dt=0,1s^{-1}$ beispielhaft darstellt, zeigen die Kurvenverläufe zunächst einen linearen Anstieg und ein Kraft- bzw. Spannungsmaximum. Im Anschluss sinkt die Spannung ab und bleibt im weiteren Verlauf nahezu konstant. Der annähernd gleichmäßige Spannungsverlauf im plastischen Bereich ist ein Hinweis darauf, dass sich ein Gleichgewicht zwischen ablaufenden Ver- und Entfestigungsvorgängen einstellt.

Bild 7 zeigt die Abhängigkeit der Fließspannung von der logarithmisch aufgetragenen Stauchgeschwindigkeit. In dieser Darstellung nimmt die Fließspannung linear mit steigender Umformgeschwindigkeit zu. Weiterhin wird ersichtlich, dass mit steigender Temperatur die Fließspannung sinkt.

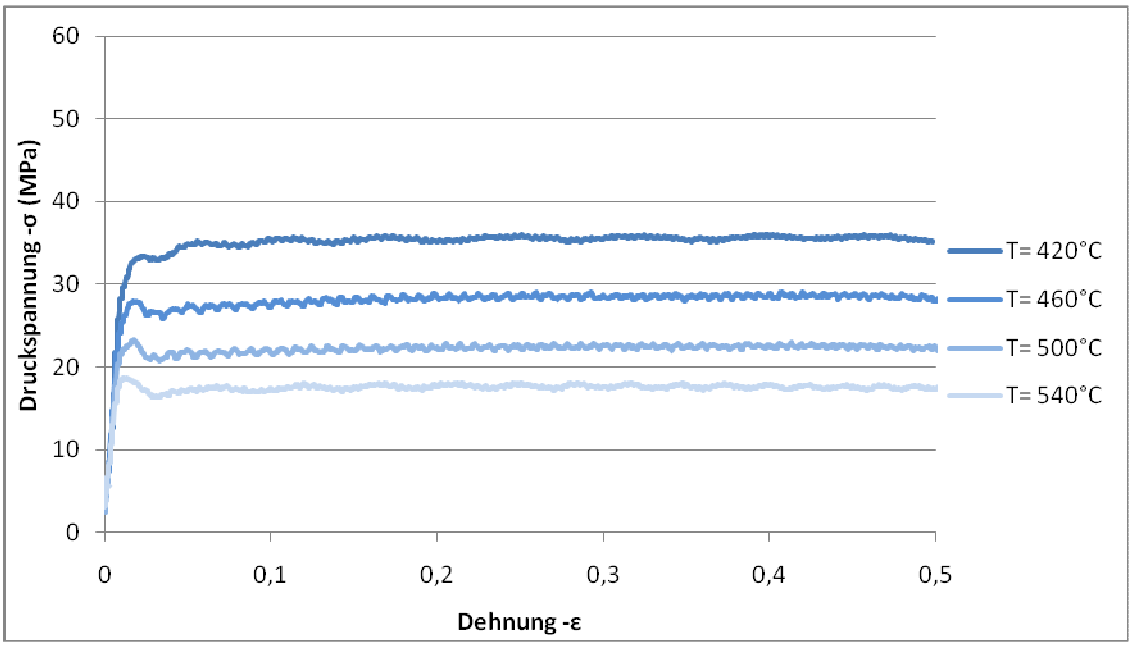


Bild 6: Spannungs-Dehnungs-Diagramme der Stauchversuche bei unterschiedlichen Versuchstemperaturen für $d\varphi/dt=0{,}1s^{-1}$

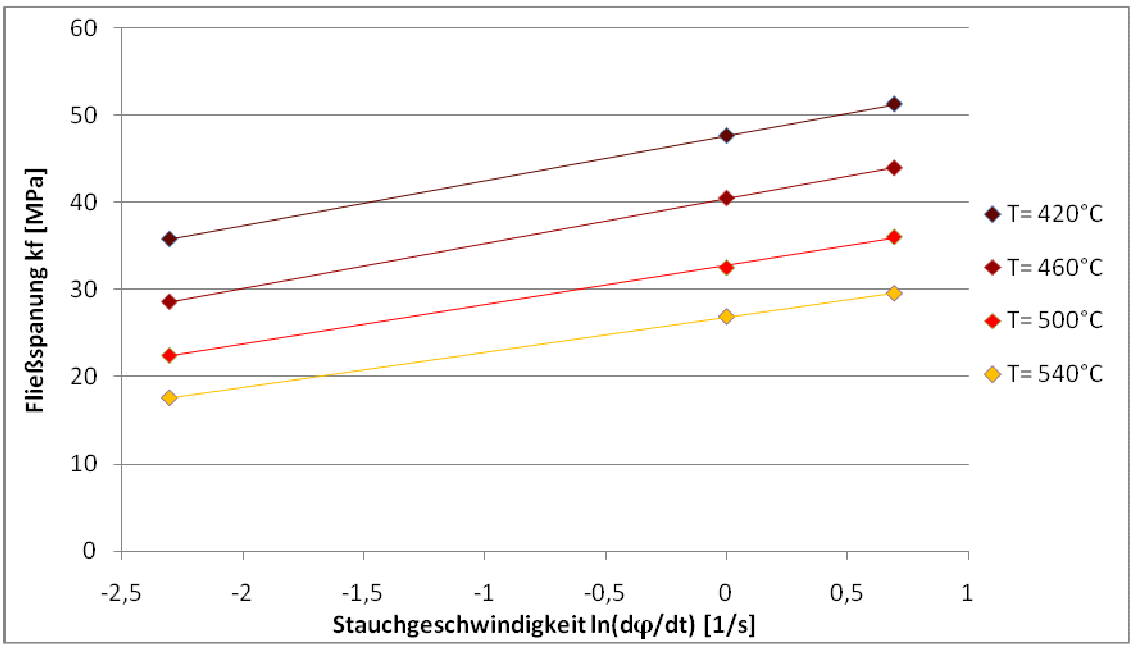


Bild 7: Abhängigkeit der Fließspannung von der Stauchgeschwindigkeit bei unterschiedlichen Temperaturen

Die lichtmikroskopischen Gefügeanalysen ergaben, dass keine der Druckproben vollständig rekristallisierte. Einige Proben zeigten jedoch Ansätze von Rekristallisation. Diese waren vor allem an Korngrenzen und Zweitphasen auszumachen. Die Anteile

rekristallisierten Gefüges am Gesamtgefüge sind durch unterschiedliche Farben in Bild 8 dargestellt worden. Der Rekristallisationsanteil nimmt dabei von blau und grün über gelb, orange bis hin zu rot zu. Diese Darstellung deutet darauf hin, dass der Rekristallisationsanteil mit steigender Temperatur und Umformgrad zunimmt.

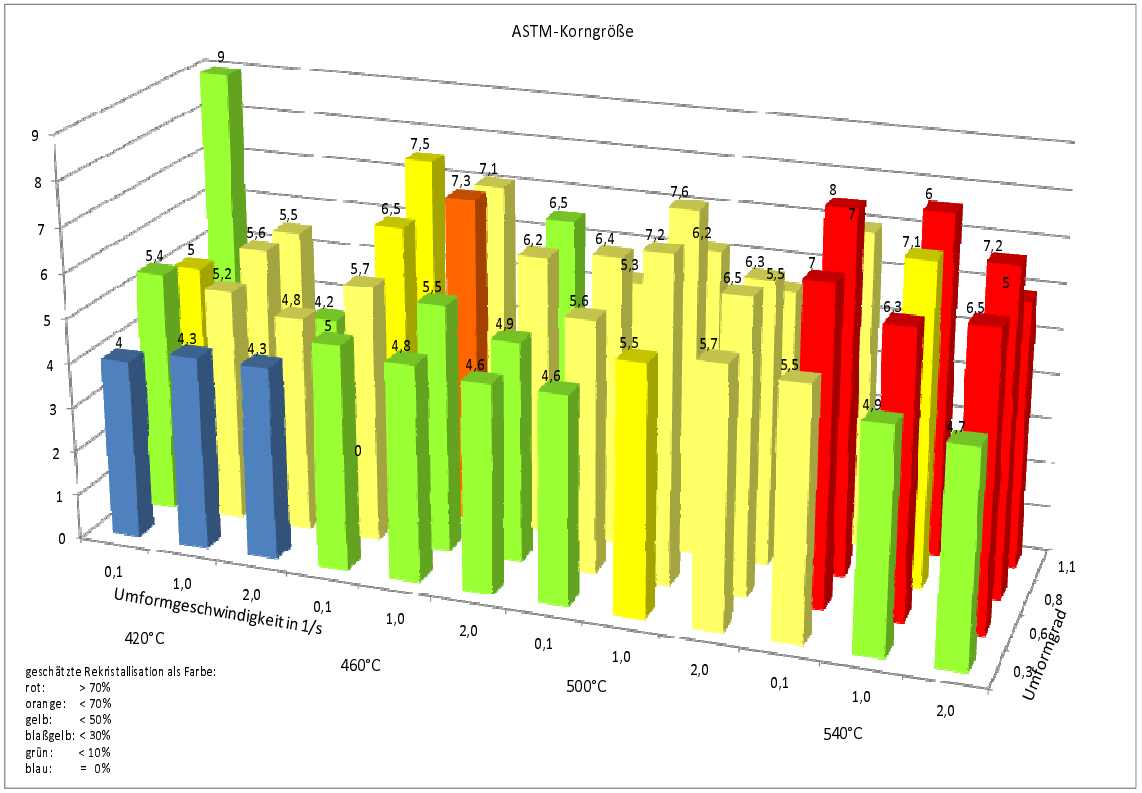


Bild 8: Korngröße entsprechend Gefügerichtreihe nach ASTM in Abhängigkeit von Temperatur, Umformgeschwindigkeit und Umformgrad

Weiterhin kann Bild 8 die Korngröße gemäß der Gefügerichtreihe nach ASTM entnommen werden.

4.2 Indirektes Strangpressen

Das indirekte Strangpressen zur Untersuchung des Rekristallisationsverhaltens von AA6005A fand in zwei separaten Presskampagnen statt, welche sich in der Art der Strangkühlung unterschieden. In der ersten Kampagne wurde mit einer Wasserkühlung direkt hinter dem Matrizenausgang gearbeitet, um so das mögliche Auftreten von statischer Rekristallisation zu vermeiden. Falls hierbei Rekristallisation beobachtet werden würde, sollte dies auf dynamische Rekristallisationsvorgänge zurückzuführen sein. In der zweiten Kampagne hingegen kühlten die Stränge nach dem Pressen an Luft ab. Weiterhin wurden zwei verschiedene Pressverhältnisse (V=30 und V=61) gewählt, wobei die Bolzeneinsatztemperaturen jeweils 420, 460 und 500°C betrugen. Die Produktgeschwindigkeiten beim kleineren Pressverhältnis (V=31) lagen bei 2, 8 und 15m/min, während diese beim größeren Pressverhältnis (V=61) jeweils 4, 8, 15

und 30m/min betrugen. Als Werkzeuge kamen Flachmatrizen zum Einsatz, die mit zwei Thermoelementen zur Temperaturerfassung ausgestattet waren (Bild 9).

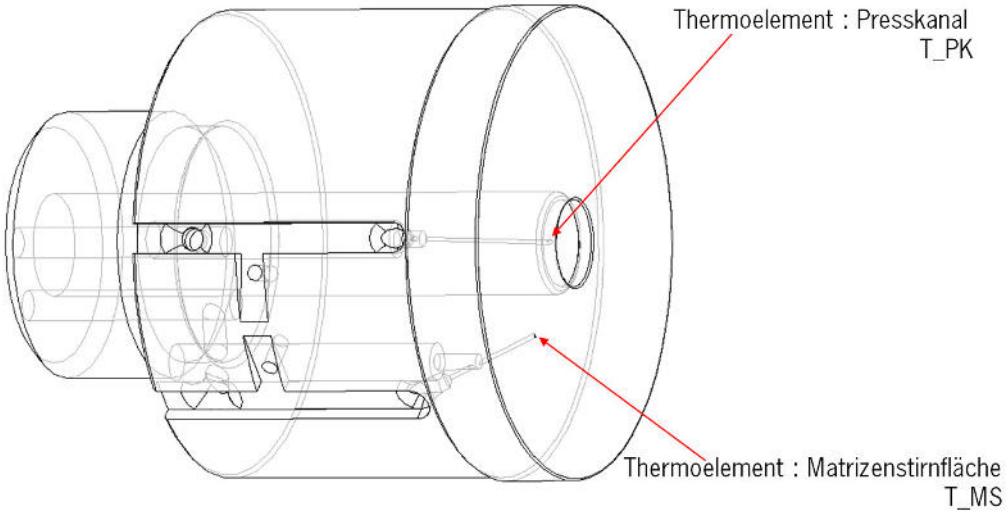


Bild 9**:** Werkzeug mit zwei Thermoelementen für indirektes Strangpressen

Bild 10 zeigt beispielhaft ein aufgezeichnetes Kraft-Stempelweg-Diagramm. Darüber hinaus ist die zugehörige Strangaustrittstemperatur wiedergegeben.

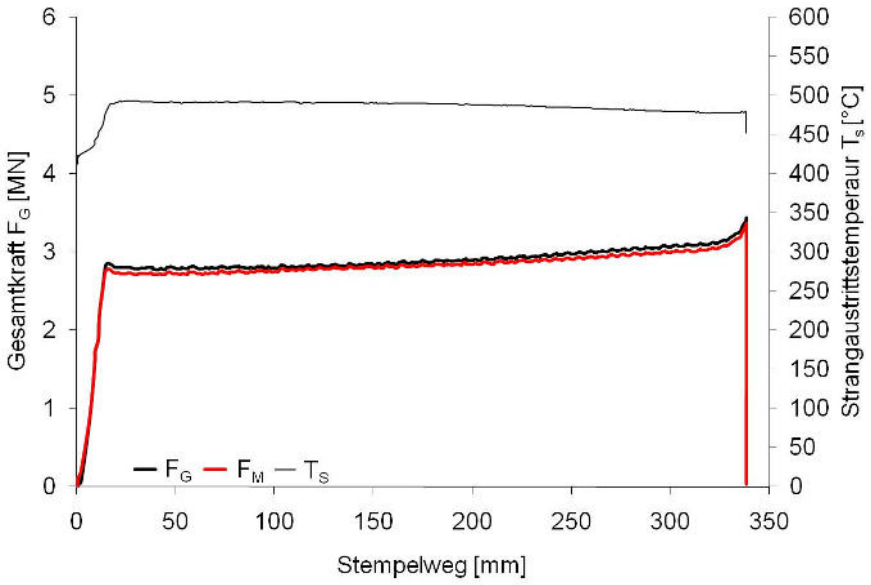


Bild 10**:** Pressdiagramm und T_S-Verlauf für v_{Prod}=4m/min, T_B=460°C, V=61, Wasserabschreckung

4.2.1 Charakterisierung des Ausgangsgefüges

Das Gefüge des homogenisierten Stranggussbolzens war relativ feinkörnig und globulitisch. Eine beispielhafte polarisationsmikroskopische Gefügeaufnahme ist in Bild 11 gezeigt. Die durchschnittliche Korngröße betrug 115±6µm. Augenfällig waren die fein verteilten Ausscheidungen im Korn und die nadelförmigen Ausscheidungen an den Korngrenzen, deren chemische Bestandteile mittels EDX bestimmt werden konnten (Bild 11). Für eine genaue quantitative Analyse der Ausscheidungszusammensetzung war dieses Untersuchungsverfahren jedoch ungeeignet.

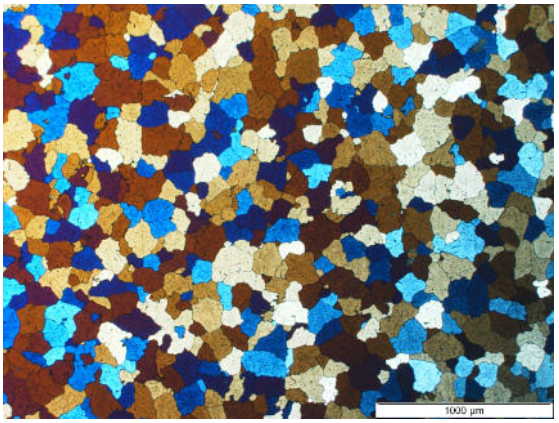


Bild 11: Polarisationsoptische Aufnahme des Ausgangsgefüges im homogenisierten Pressbolzen

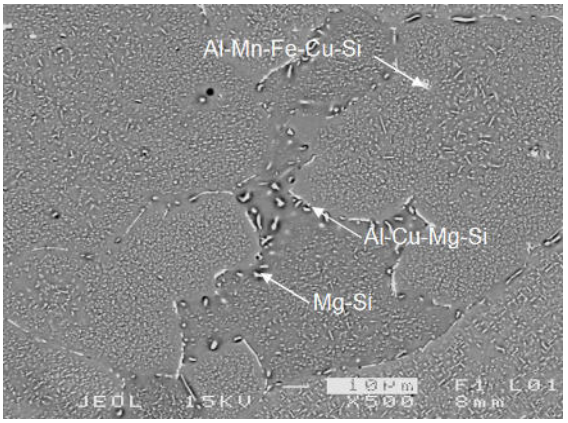


Bild 12: REM-Gefügeaufnahme mit Angabe der nachgewiesenen chemischen Elemente in den Ausscheidungen

4.2.2 Gefügecharakterisierung nach Wasserabschreckung

In Bild 13 ist das Makrogefüge der Strangpressprodukte im Quer- (QS) und Längsschliff (LS) in Abhängigkeit von der Produktgeschwindigkeit (v_{Prod}) und der Bolzeneinsatztemperatur (T_B) für das größere Pressverhältnis von V=61 dargestellt. In der Abbildung ist zu erkennen, dass die Rekristallisation signifikant von beiden Strangpressparametern beeinflusst wird. Es konnten bei den wasserabgeschreckten Proben jeweils 3 charakteristische Zonen identifiziert werden: Vollständig rekristallisierte, teilrekristallisierte und nicht rekristallisierte Strangbereiche.

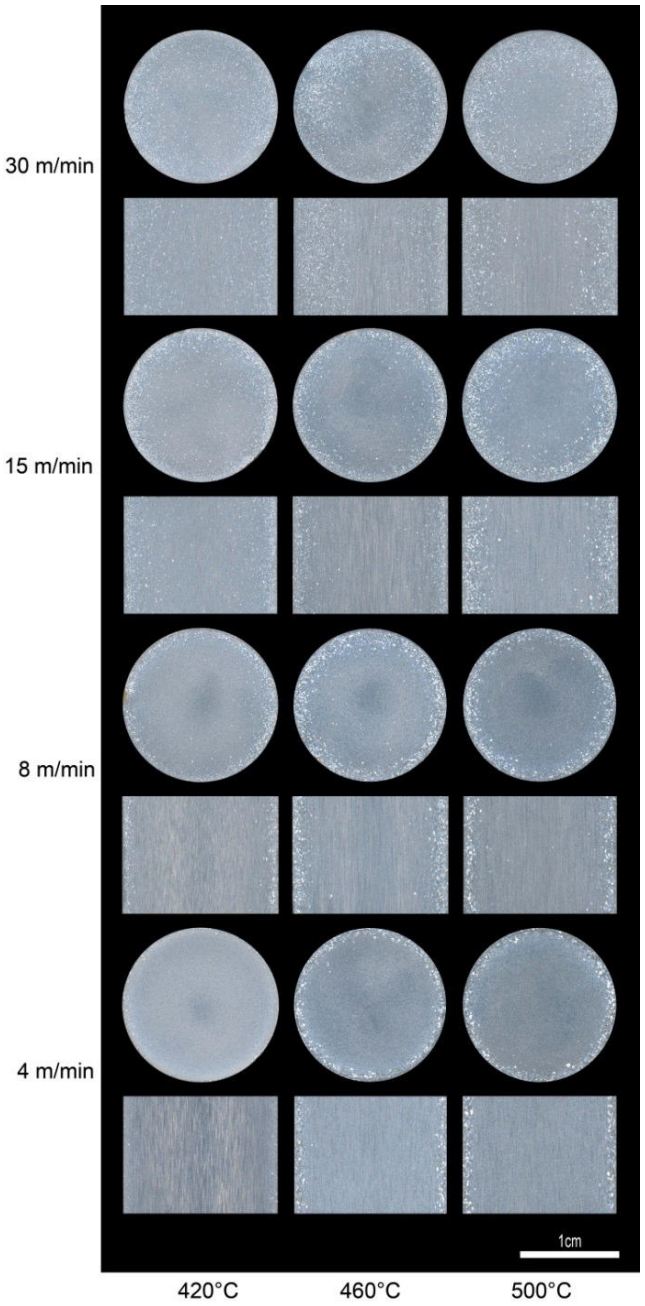


Bild 13: Entwicklung des Makrogefüges im QS und LS (Strangpressrichtung ↑) in Abhängigkeit von v_{Prod} und T_B für Wasserabschreckung und V=61

Einfluss der Produktgeschwindigkeit v_{Prod}

Der Randbereich war für alle Produktgeschwindigkeiten und beide Pressverhältnisse stets vollständig rekristallisiert. Daran schloß sich ein Bereich mit teilweise rekristallisiertem Gefüge an, welcher jedoch nur in den Mikrogefügen zu erkennen war. In der Strangmitte lag eine nicht rekristallisierte, verformte Mikrostruktur vor. Innerhalb der teilrekristallisierten Zone nahm das rekristallisierte Gefüge zur Strangmitte hin stetig ab. Diese beobachtete Abnahme kann dadurch erklärt werden, dass die Verformungen über den Strangquerschnitt betrachtet keineswegs homogen sind. Sie sind am Rand am höchsten und nehmen zur Strangmitte hin ab [QUE96, WOJ92]. Aufgrund dieses Verformungsgradienten nimmt sowohl die statische als auch die dynamische Rekristallisation vom Randbereich in Richtung Strangmitte hin ab [QUE91a, QUE03].

Die Ausdehnung des rekristallisierten Bereichs wuchs mit steigender Produktgeschwindigkeit an. Dies kann damit erklärt werden, dass eine größere Produktgeschwindigkeit eine höhere Verformungsgeschwindigkeit bewirkt. Dadurch steigt die im Material gespeicherte Energie an, sodass statische Rekristallisation begünstigt wird [WON67, GOT07]. Eine höhere Verformungsgeschwindigkeit bewirkt gleichzeitig eine Verkleinerung der Subkörner (nach Gleichungen aus Kapitel 2.3: $d^{-1} = 0{,}082 \ln Z - 1{,}89$ und $Z = \dot{\varepsilon} \exp(\Delta H / RT)$). Diese hat zur Folge, dass immer höhere Verformungen erforderlich sind, damit das Korn bis zu der 2-3 fachen Größe eines Subkornes verformt wird, sodass der Eintritt von geometrisch dynamischer Rekristallisation mit steigender Produktgeschwindigkeit verhindert wird. Da die steigende Rekristallisation mit größerer Pressgeschwindigkeit nur mit Hilfe der statischen Rekristallisation erklärt werden kann, ist anzunehmen, dass die Abschreckgeschwindigkeit durch die Wasserkühlung nicht ausgereicht hat, um statische Rekristallisation zu unterdrücken. Dabei war die statische Rekristallisation so stark, dass das teilweise rekristallisierte Gefüge bei der höchsten Produktgeschwindigkeit und der geringsten Bolzentemperatur (T_B=420°C) für V=61 bis zur Strangmitte reichte.

Für das kleinere Pressverhältnis V=30 sind prinzipiell die gleichen Aussagen gültig. Auch hier stiegen mit zunehmender Geschwindigkeit die Anteile der rekristallisierten Bereiche an. Jedoch ist hier die Rekristallisation aufgrund der geringeren Materialverformung weniger stark ausgeprägt. Diese führt allgemein dazu, dass Keimbildung in geringerem Maße abläuft, wodurch folglich ein geringerer Anteil an rekristallisiertem Gefüge im Vergleich zum größeren Umformverhältnis zu erwarten war. Darüber hinaus ist auch eine verminderte geometrisch dynamische Rekristallisation zu erwarten.

Einfluss der Bolzeneinsatztemperatur T_B

Der Anteil des vollständig rekristallisierten Gefüges stieg hingegen unabhängig vom Pressverhältnis mit zunehmender Blocktemperatur an (Bild 14 a). Eine mögliche Erklärung für dieses Ergebnis liefert die statische Rekristallisation, da hier mit höherer Blocktemperatur die Keimbildung verstärkt ablaufen kann. Andererseits könnte durch den Zusammenhang zwischen Bolzentemperatur und Subkorngröße (siehe

Gleichungen aus Kapitel 2.3) auch die geometrisch dynamische Rekristallisation für die Beobachtungen verantwortlich gemacht werden. Mit steigender Blocktemperatur wird demnach eine höhere Verformungstemperatur bewirkt, sodass aufgrund der zunehmenden Subkorngröße geometrisch dynamische Rekristallisation in immer stärkerem Maße ablaufen kann [SOL89, QUE01, DOH97].

Für das kleinere Pressverhältnis von V=30 nahmen die teilrekristallisierten Gefügebereiche, anders als beim größeren Umformverhältnis, mit zunehmender Blocktemperatur zu (Bild 15b). Allerdings war die Ausbreitung der rekristallisierten Zonen insgesamt erneut geringer als beim höheren Pressverhältnis, da mit zunehmendem Umformverhältnis das Pressgut stärker verformt wird. Somit werden sowohl die dynamische als auch die statische Rekristallisation begünstigt und das Material kann stärker rekristallisieren.

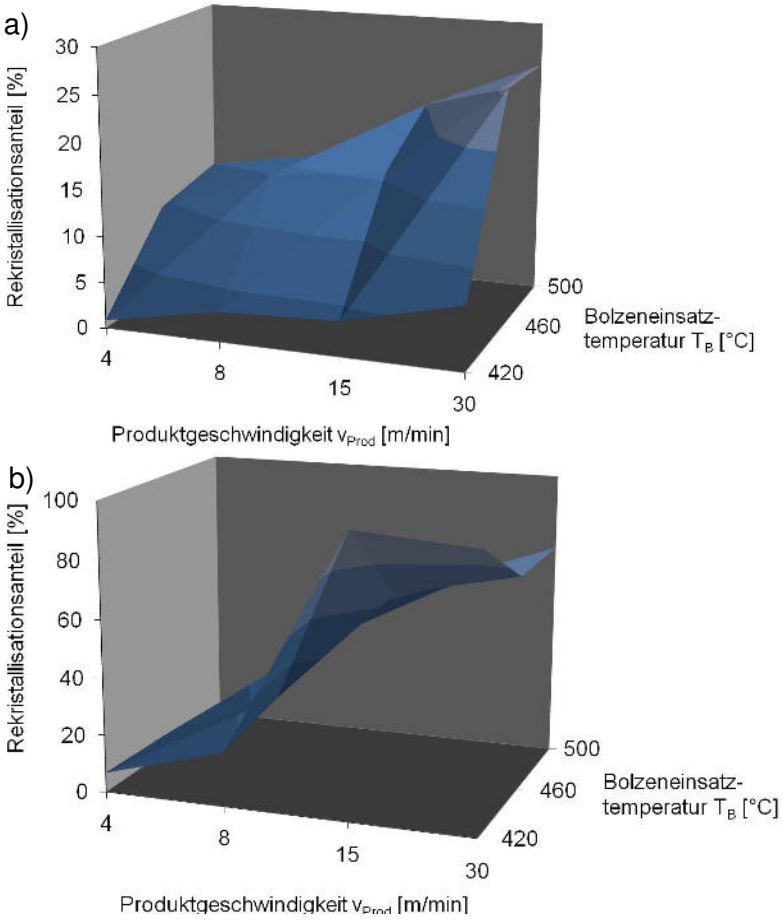


Bild 14: Anteil des vollständig rekristallisierten (a) und teilrekristallisierten (b) Gefüges am Gesamtgefüge bei Wasserkühlung in Abhängigkeit von v_{Prod} und T_B bei V=61

Bild 15 zeigt zusammenfassend die Anteile von vollständig (a) und teilweise (b) rekristallisiertem Gefüge und die gefundenen Tendenzen in Abhängigkeit der Pressparamter für das kleinere Pressverhältnis von V=30.

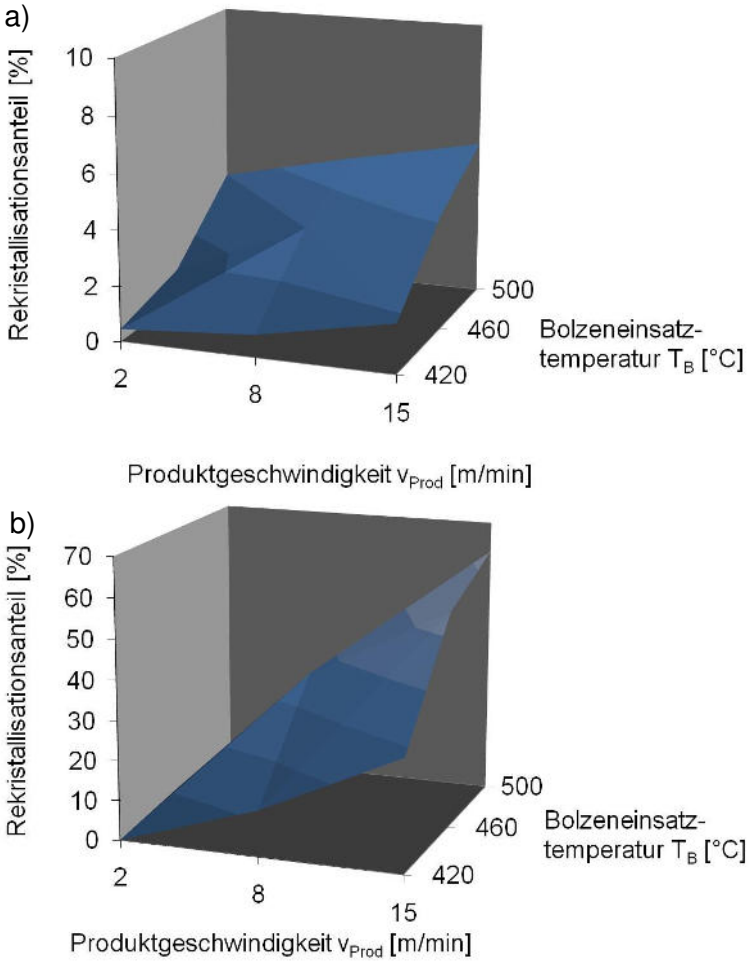


Bild 15: Anteil des vollständig rekristallisierten (a) und teilrekristallisierten (b) Gefüges am Gesamtgefüge bei wasserabgeschreckten Proben in Abhängigkeit von v_{Prod} und T_B bei V=30

Die mittlere Korngröße zeigte bei den wasserabgeschreckten Proben eine deutliche Abhängigkeit von der Produktgeschwindigkeit (Bild 16). Mit zunehmender Geschwindigkeit sank dabei die Korngröße. Da mit steigender Pressgeschwindigkeit die statische Rekristallisation begünstigt wird [QUE91a, QUE03], bedeutet dies, dass damit immer mehr Rekristallisationskeime entstehen können und anschließend wachsen. Dies wiederum führt dazu, dass das rekristallisierte Gefüge immer feinkörniger wird. Da der Korndurchmesser der dynamisch rekristallisierten Kristallite unmittelbar von der Größe der Subkörner beeinflusst wird, entsteht durch eine steigende v_{Prod} eine abnehmende Korngröße auch bei der dynamischen Rekristallisation (siehe Gleichungen aus Kapitel 2.3). Somit lässt sich die Beobachtung mit beiden Rekristallisationsarten erklären.

Eine zunehmende Blocktemperatur sollte dazu führen, dass die Korngröße entsprechend der Theorie der statischen Rekristallisation steigt. Auch die Triebkraft für geometrisch dynamische Rekristallisation wird mit höherer Bolzeneinsatztemperatur

gesteigert. Tatsächlich konnte in den Experimenten jedoch keine Veränderung der Korngröße bei Variation der Bolzentemperatur von 460 auf 500°C beobachtet werden.

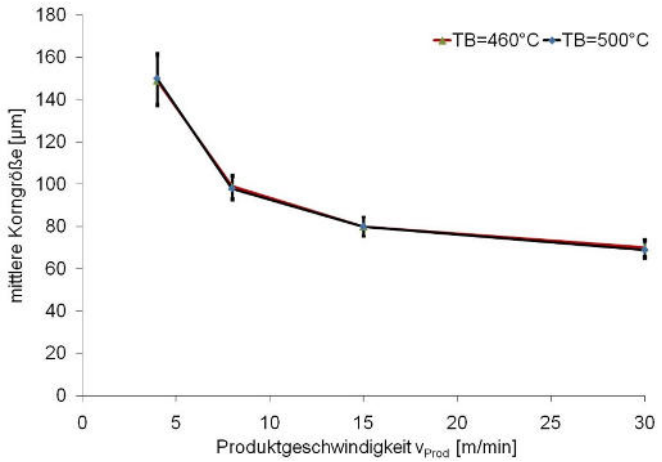


Bild 16: Mittlere Korngröße im Randbereich in Abhängigkeit von v_{Prod} für T_B=460 und 500°C

4.2.3 Gefügecharakterisierung nach Luftabkühlung

Wie Bild 17 beispielhaft für das große Pressverhältnis zeigt, unterscheiden sich die Makrogefüge nach Luftabkühlung erwartungsgemäß sehr deutlich von denen der wasserabgeschreckten Stränge. Nach Luftabkühlung konnten zwei verschiedene Gefügearten gefunden werden. Entweder lag eine vollständig rekristallisierte Mikrostruktur vor oder ein teilweise rekristallisiertes Gefüge, bei welchem der Rand vollständig rekristallisiert vorlag, während der Kern nicht rekristallisierte. Erneut zeigten sich Abhängigkeiten des Stranggefüges von der Pressgeschwindigkeit, der Bolzentemperatur sowie vom jeweiligen Pressverhältnis.

Einfluss der Produktgeschwindigkeit v_{Prod}

Die Stränge, die mit dem größeren Pressverhältnis hergestellt wurden, zeigten bei Geschwindigkeiten oberhalb von 4m/min über den gesamten Strangquerschnitt ein vollständig rekristallisiertes Gefüge. Die Rekristallisation der luftabgekühlten Stränge ist dabei stets auf statische Rekristallisation zurückzuführen. Der Einfluss von dynamischer Rekristallisation war hierbei nicht erkennbar. Bei Betrachtung der höheren Produktgeschwindigkeiten (8 bis 30m/min) zeigte sich deren Einfluss auf die Korngröße des rekristallisierten Gefüges. Die mittlere Korngröße nahm dabei mit steigender Geschwindigkeit ab (Bild 18a). Grund dafür sollte die stärkere Keimbildung mit steigender Umformgeschwindigkeit sein. Diese resultiert nach dem Kornwachstum in einer feineren Mikrostruktur. Die Tendenz der abnehmenden Korngröße mit steigender Pressgeschwindigkeit konnte auch beim kleinen Pressverhältnis nachgewiesen werden, wie Bild 18b zeigt.

Bei dem kleineren Pressverhältnis waren die rekristallisierten Bereiche weniger stark ausgeprägt als bei größerer Querschnittsreduktion. Abgesehen von der niedrigsten Produktgeschwindigkeit von 2m/min, konnte auch hier bei allen Proben eine vollständige Rekristallisation des Gefüges beobachtet werden. Bei 2m/min lag, wie bereits beim größeren Umformverhältnis beobachtet, erneut in der Strangmitte lediglich eine verformte, unrekristallisierte Mikrostruktur vor.

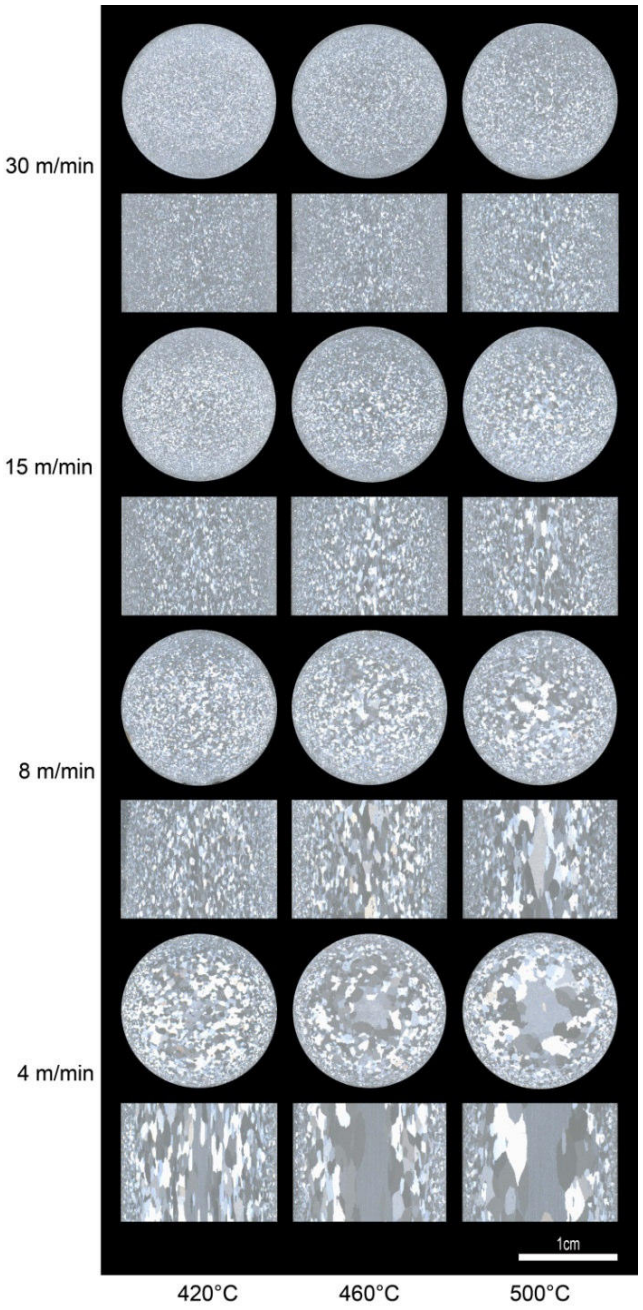


Bild 17: Entwicklung des Makrogefüges im QS und LS (Strangpressrichtung ↑) in Abhängigkeit von v_{Prod} und T_B für Luftabkühlung und V=61

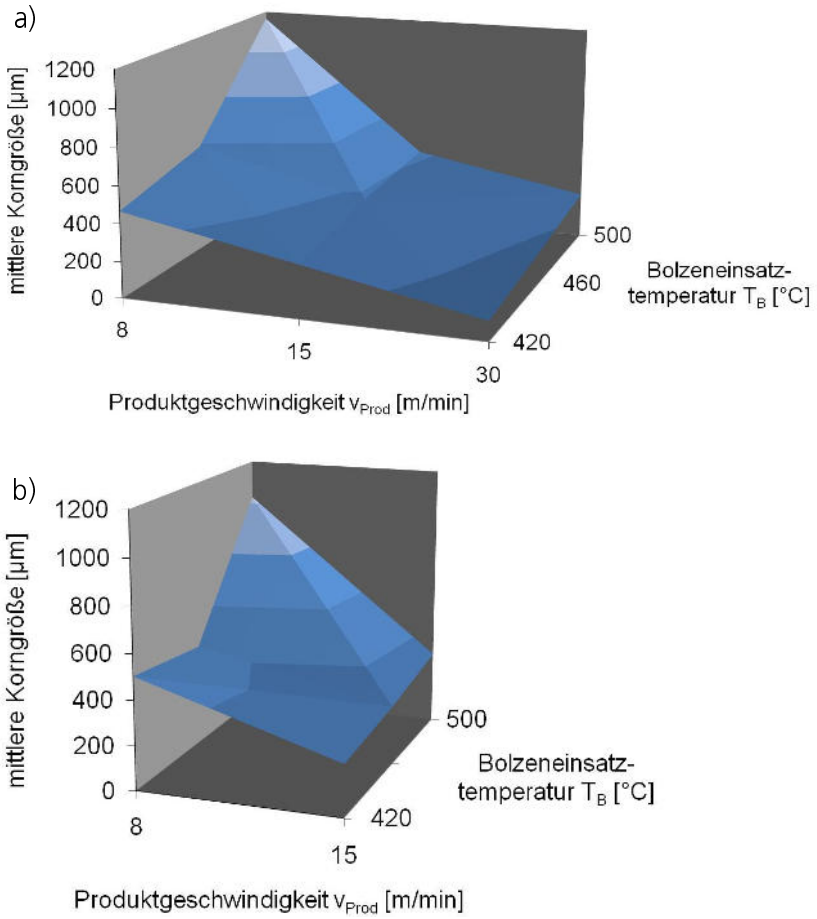


Bild 18: Mittlere Korngröße des vollständig rekristallisierten Gefüges nach Luftabkühlung in Abhängigkeit von v_{Prod} und T_B für: (a) V=61 und (b) V=30

Einfluss der Bolzeneinsatztemperatur T_B

Bei allen Bolzentemperaturen und einem Pressverhältnis von V=61 lag bei Pressgeschwindigkeiten oberhalb von 4m/min ein vollständig rekristallisiertes Gefüge vor. Die Mikrostruktur bei der niedrigsten Pressgeschwindigkeit bestand hingegen aus einem vollständig rekristallisierten Rand und nicht rekristallisierten, verformten Körnern in der Strangmitte. Der rekristallisierte Gefügeanteil nahm im Falle des großen Pressverhältnisses mit zunehmender Blocktemperatur ab.

Dass bei der geringsten Produktgeschwindigkeit und einem Pressverhältnis von V=61 keine vollständige Rekristallisation beobachtet werden konnte, könnte dadurch begründet werden, dass bei dem größeren Pressverhältnis zwar eine ausreichende Verformung für eine gewisse Keimbildung erreicht wurde. Jedoch sank mit höher werdender Blocktemperatur die innere Energie, sodass weniger Keime entstehen konnten.

Bei konstanten Pressgeschwindigkeiten stieg die Korngröße des rekristallisierten Gefüges mit zunehmender Bolzentemperatur an (Bild 18). Ursache dafür sollte die mit zunehmender Blocktemperatur geringer werdende innere Energie des Materials sein. Diese bewirkt, dass weniger Keime gebildet werden können und somit ein grobkörnigeres Gefüge entsteht.

Dass bei der geringsten Produktgeschwindigkeit im Falle des kleineren Pressverhältnisses keine vollständige Rekristallisation beobachtet werden konnte, könnte dadurch begründet werden, dass die Verformung des Materials für eine Keimbildung zu gering war. Die beobachtbaren rekristallisierten Kristallite sollten in diesem Falle durch das Wachstum geometrisch dynamisch rekristallisierter Körner entstanden sein. Ein für diese Vermutung unterstützendes Indiz ist, dass Kristallite mit einer Korngröße von bis zu 5mm gefunden wurden.

Wie aus Bild 17 und Bild 18 hervorgeht, wirkte sich weiterhin eine steigende Bolzentemperatur bei konstanter Produktgeschwindigkeit dahingehend auf die Mikrostruktur der AA6005A-Stränge aus, dass sich ein gröberes Korn einstellte. Dies ist auf den Ablauf von statischer Rekristallisation zurückführbar.

4.3 Direktes Strangpressen

Weitergehende Untersuchungen beschäftigten sich mit dem Rekristallisationsverhalten von AA6005A im direkten Strangpressverfahren. Dabei wurden die gleichen Pressparameter wie bei den indirekten Versuchen angewandt. Eine Zeichnung des im direkten Verfahren eingesetzten Werkzeugs ist in Bild 19 dargestellt. Auch hier wurden zwei Thermoelemente für die Temperaturerfassung verwendet.

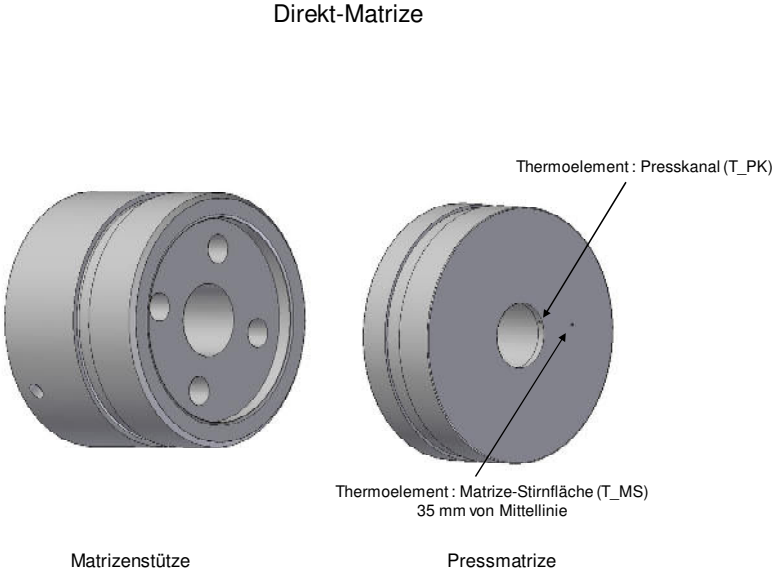


Bild 19: Werkzeuge für direkte Strangpressversuche

In Bild 20 ist beispielhaft ein Pressdiagramm dargestellt. Aus dem Diagramm lässt sich ablesen, dass zu Beginn des Pressverlaufes ein Maximum der Gesamt-, Matrizen- und Reibkraft eintritt. Dem folgt eine sukzessive Abnahme der Gesamtkraft auf ein Minimum. Die Matrizenkraft zeigt hingegen einen nahezu konstanten Verlauf. Zum Ende hin wird ein steiler Wiederanstieg der Gesamt- und Matrizenkraft sichtbar. Bei der Reibkraft ist nach Überschreiten des Maximums ein Abfall über den restlichen Stempelweg auf nahezu Null sichtbar. Die Profiltemperatur steigt über den gesamten Stempelweg an, wobei gegen Ende eine Abflachung der Strangaustrittstemperatur zu beobachten ist.

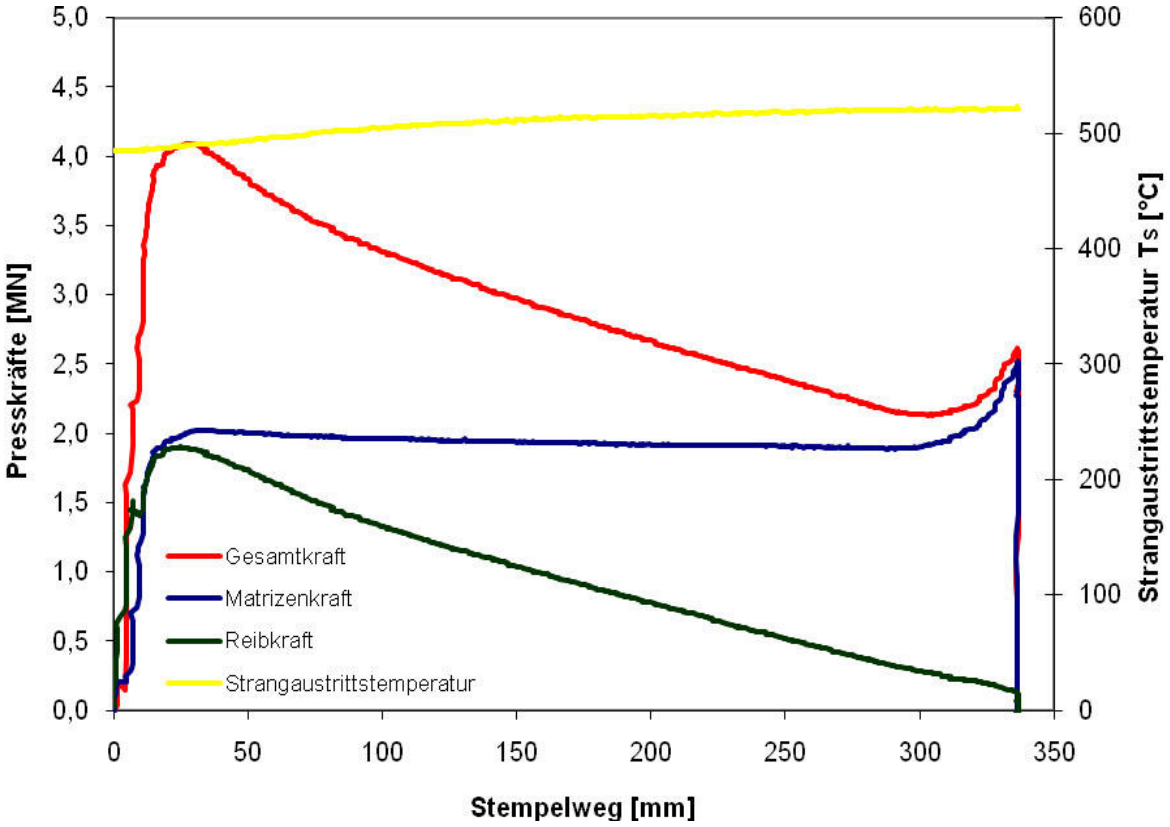


Bild 20: Pressdiagramm und TS-Verlauf für v_{Prod} = 30 m/min, T_B=500 °C, Luftabkühlung

4.3.1 Gefügecharakterisierung nach Wasserabschreckung

Das Bild 21 stellt das Makrogefüge der Strangpressprodukte im Querschliff (QS) und Längsschliff (LS) in Abhängigkeit von der Produktgeschwindigkeit (vProd) und der Bolzeneinsatztemperatur (TB) dar. Wie Bild 21 zu entnehmen ist, hängt die Gefügeentwicklung vor allem von der Produktgeschwindigkeit ab.

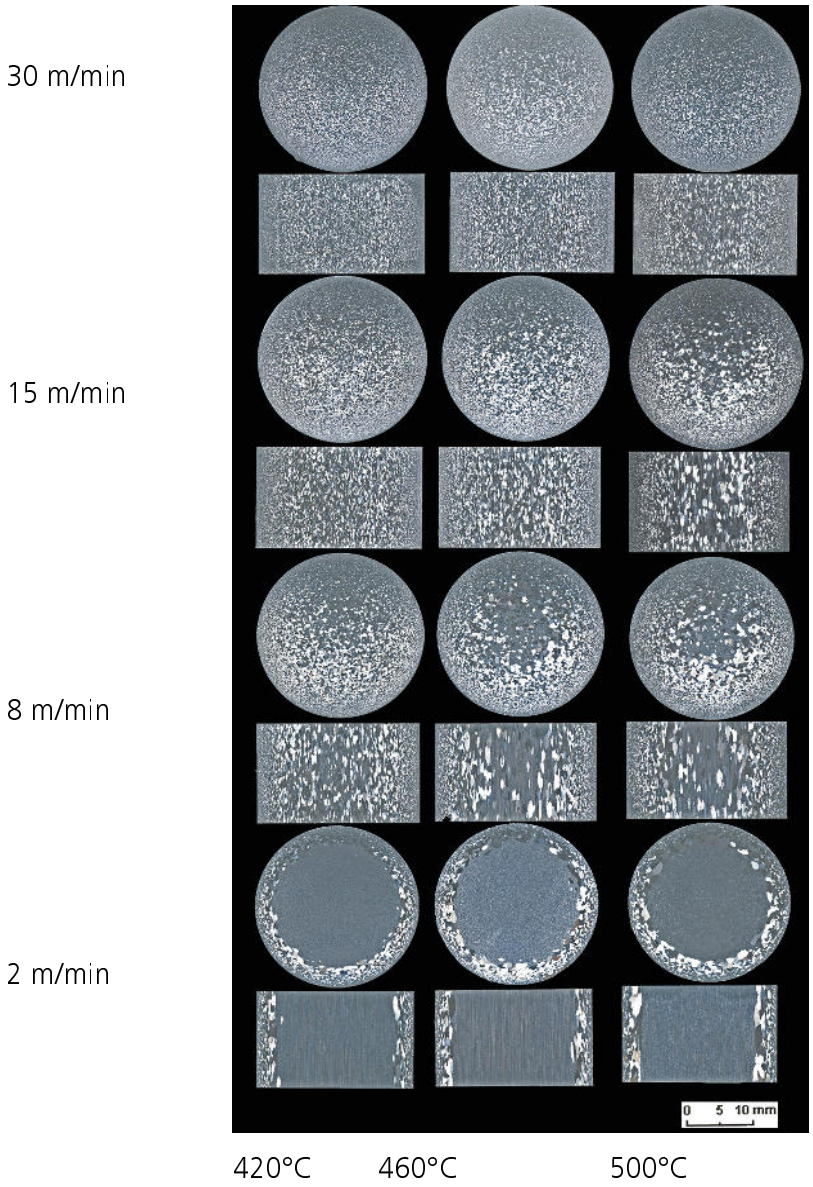


Bild 21: Makrogefüge im QS und LS in Abhängigkeit von v_{Prod} und T_B; (Strangpressrichtung für LS ↑)

In Bild 22 ist die Ausbildung des Makrogefüges in Abhängigkeit der v_{Prod} beispielhaft für die höchste T_B (T_B = 500 °C) dargestellt. Es ist zu erkennen, dass bei der niedrigsten Produktgeschwindigkeit das Gefüge primär aus verformten Körnern besteht und nur im äußersten Randbereich eine vollständige Rekristallisation stattgefunden hat. Bei Zunahme der Produktgeschwindigkeit ist ersichtlich, dass keine verformten Körner mehr auftreten, sondern dass das Gefüge vorrangig aus teilweise rekristallisierten Körnern besteht. Der Bereich der vollständigen Rekristallisation nimmt mit der Produktgeschwindigkeit zu. Auch ist eine Abnahme der Grobkornbildung im teilweise rekristallisierten Bereich mit Zunahme der Produktgeschwindigkeit erkennbar.

Das Gefüge bei einer v_{Prod} = 30 m/min weist schließlich ein vollständig rekristallisiertes Gefüge auf, mit feinem Korn.

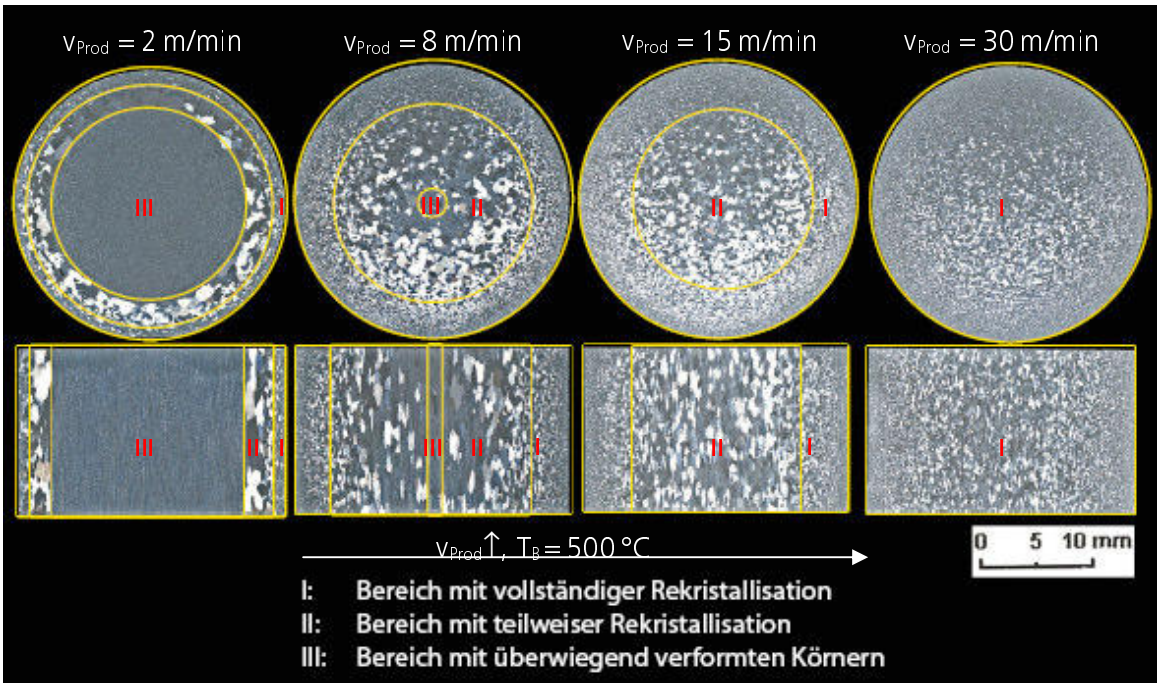


Bild 22: Entwicklung des Makrogefüges im QS und LS in Abhängigkeit von vProd für T_B = 500 °C; (Strangpressrichtung für LS ↑)

Betrachtet man nun, wie in Bild 23 sichtbar, die Gefügeausbildung bei einer konstanten v_{Prod} = 2 m/min und unterschiedlichen T_B, so ist erkennbar, dass eine Kornvergröberung mit steigender Temperatur im Bereich der teilweisen Rekristallisation auftritt. Erkennbar ist auch, dass der Bereich II mit steigender Temperatur geringfügig zunimmt.

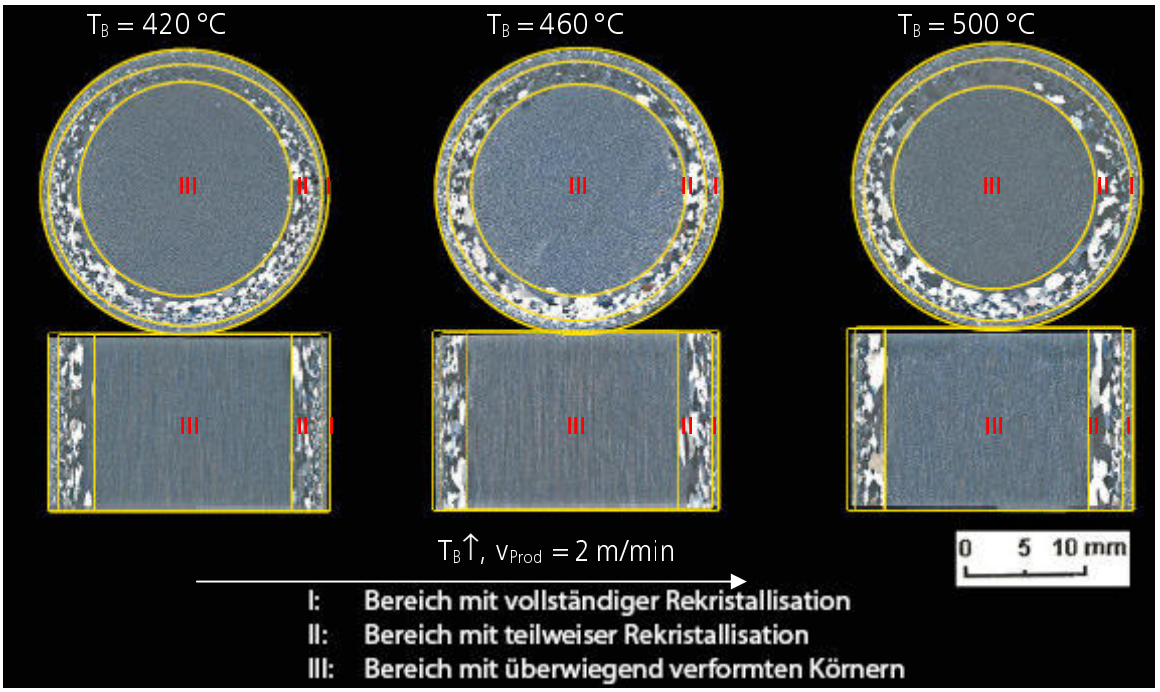


Bild 23: Entwicklung des Makrogefüges im QS und LS in Abhängigkeit von T_B für v_{Prod} = 2 m/min; (Strangpressrichtung für LS ↑)

Bei konstanter Produktgeschwindigkeit (v_{Prod} = 30 m/min) und Variation von T_B ist in Bild 24 zu erkennen, dass das Gefüge vRX ist. Mit steigender Temperatur T_B tritt eine geringfügige Zunahme der Korngröße auf.

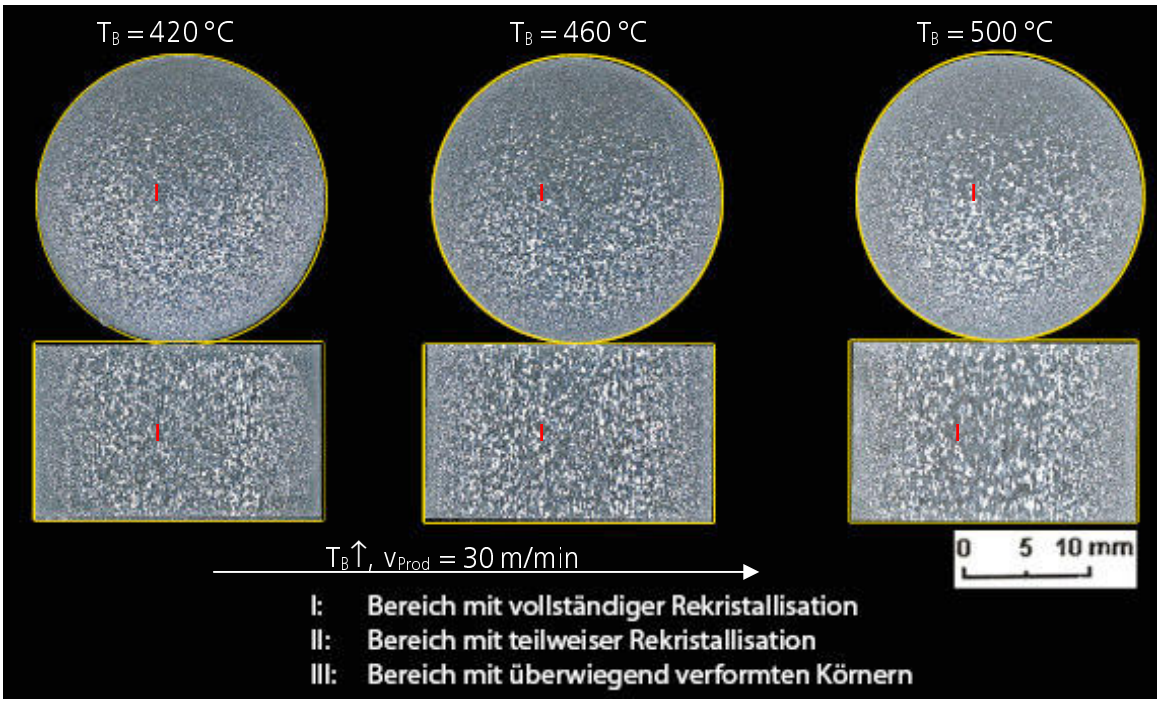


Bild 24: Entwicklung des Makrogefüges im QS und LS in Abhängigkeit von T_B für v_{Prod} = 30 m/min; (Strangpressrichtung für LS ↑)

Es konnte durch die wasserabgeschreckten Makro- und Mikroschliffe aufgezeigt werden, dass sich das Gefüge der EN-AW-6005A-Legierung in die drei charakteristischen Bereiche

- vRX,
- tRX und
- nRX

unterteilen lässt. Anhand von Bild 22 und Bild 23 lässt sich feststellen, dass die drei Bereiche in Abhängigkeit von dem Abstand zum Rand entstanden sind. Der vRX-Bereich entstand ausschließlich am Rand. Diesem Bereich schlossen sich der tRX- und der nRX-Bereich an. Die Ausbildung der jeweiligen Zone hing vor allem von der vProd ab. So konnte gezeigt werden, dass der nRX-Bereich nur bis zu einer bestimmten vProd (vProd ≤ 8 m/min) vorlag.

Es stellte sich für den vRX-Bereich heraus, dass dieser mit

- steigender vProd und
- größer werdender TB

zunahm, siehe Bild 25. Zusätzlich wurde für diese Bereiche die mittlere Korngröße ermittelt. Es zeigte sich, dass die mittlere Korngröße mit steigender v_{Prod} und kleinerem Randabstand abnahm.

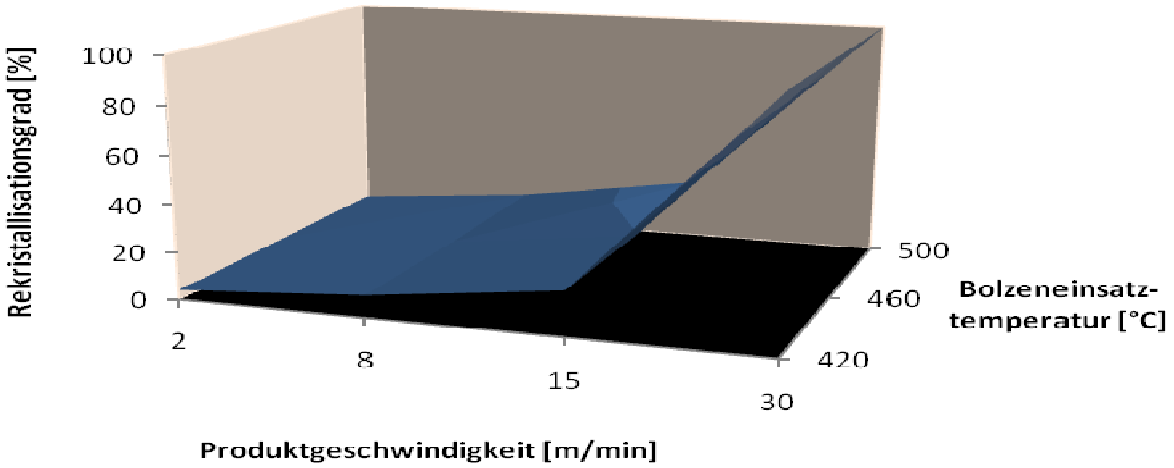


Bild 25: Rekristallisationsanteil des vRX-Bereichs in Abhängigkeit von vProd und TB

Bei der Betrachtung des tRX-Bereiches stellte sich heraus, dass der Anteil am Gefüge mit steigender v_{Prod} bis zu einer v_{Prod} (v_{Prod} = 15 m/min) zunahm (Bild 26). Bei der höchsten v_{Prod} (v_{Prod} = 30 m/min) lag kein tRX-Gefüge mehr vor, da das Gefüge nun vollständig rekristallisiert war, siehe Bild 24. Der Einfluss der T_B auf den tRX-Bereich zeigte (Bild 26), dass für eine v_{Prod} = 2 m/min der Anteil am tRX-Gefüge mit T_B zunahm und für v_{Prod} > 2 m/min der tRX-Anteil mit steigender T_B abnahm, da für größere vProd der Anteil des vRX-Bereichs mit abnehmender T_B zunahm.

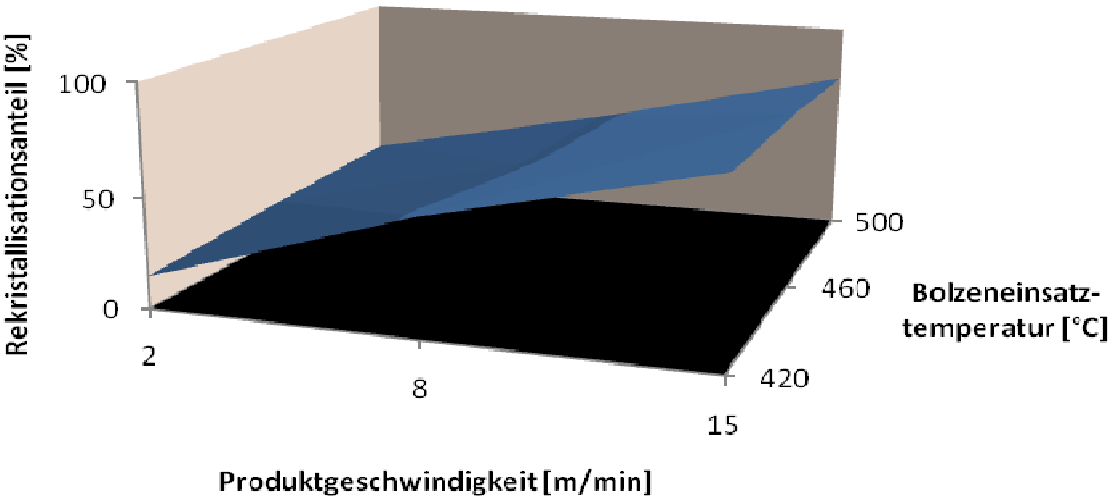


Bild 26: Rekristallisationsanteil des tRX-Bereichs in Abhängigkeit von v_{Prod} und T_B

4.3.2 Gefügecharakterisierung nach Luftabkühlung

In Bild 27 ist die Gefügeentwicklung für das Makrogefüge im QS und LS in Abhängigkeit der Produktgeschwindigkeit (v_{Prod}) und der Bolzeneinsatztemperatur (T_B) dargestellt. Auch bei den luftgekühlten Proben ist erkennbar, dass ein unmittelbarer Zusammenhang zwischen der Rekristallisation und v_{Prod} und T_B besteht.

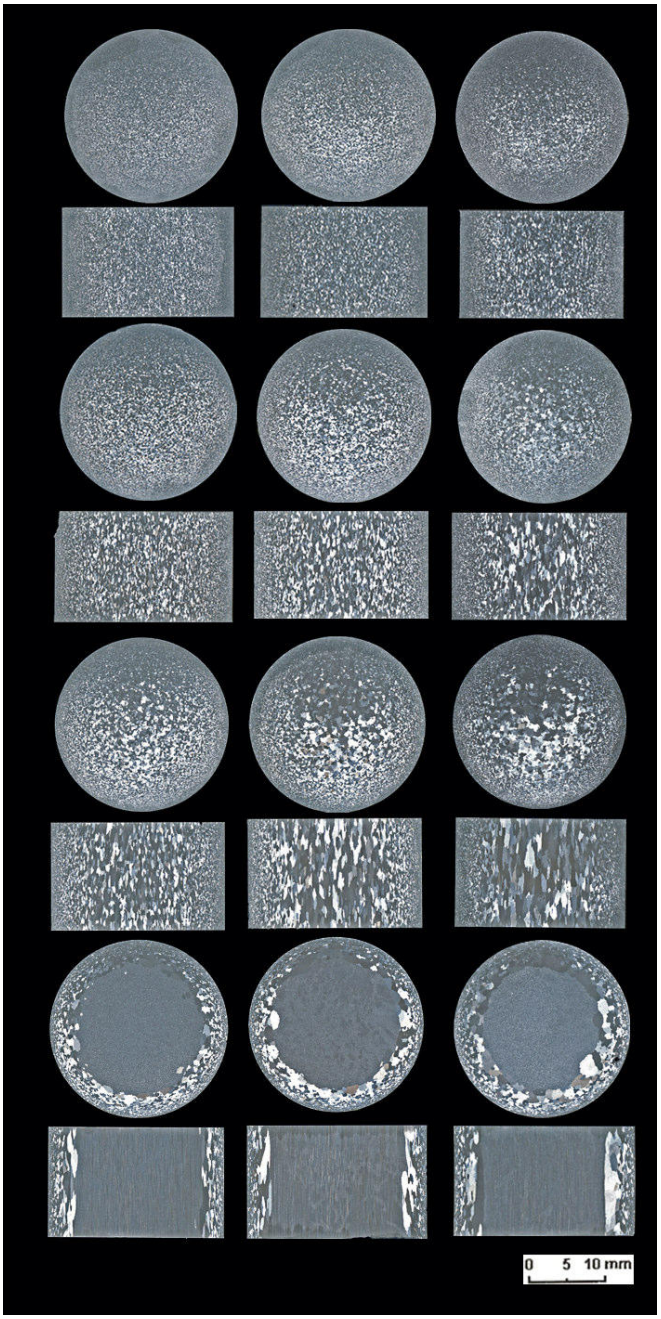


Bild 27: Makrogefüge im QS und LS in Abhängigkeit von v_{Prod} und T_B;(Strangpressrichtung für LS ↑)

In Bild 28 ist die Gefügeentwicklung bei T_B = 500 °C und unterschiedlichen vProd dargestellt. Auch hier, ähnlich wie bei den wasserabgeschreckten Proben, treten nur bei einer v_{Prod} = 2 m/min verformte Körner auf. Jedoch sind die Körner im tRX-Bereich noch grobkörniger. Ansonsten nimmt auch hier der Bereich der rekristallisierten Körner mit steigender v_{Prod} zu und erstreckt sich bei v_{Prod} = 30 m/min über die gesamte Probe.

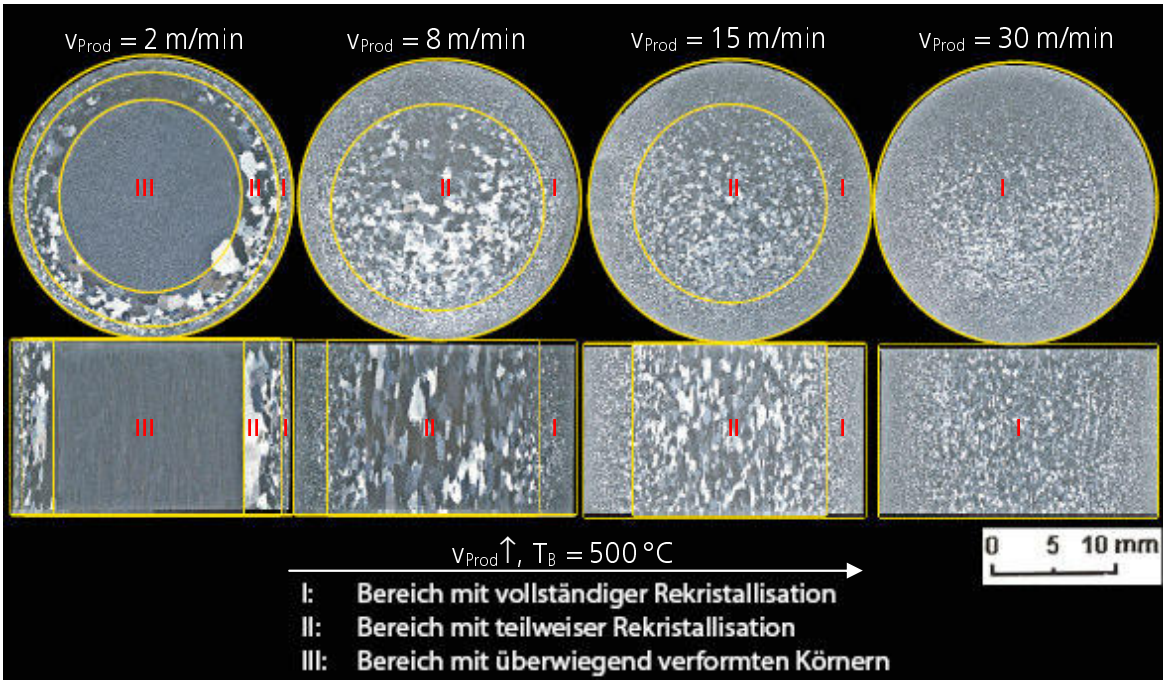


Bild 28: Entwicklung des Makrogefüges im QS und LS in Abhängigkeit von vProd für T_B = 500 °C; (Strangpressrichtung für LS ↑)

Aus Bild 29 lässt sich für eine konstante v_{Prod} (v_{Prod} = 2 m/min) und steigender T_B entnehmen, dass bei jeder Temperatur alle drei Bereiche vorkommen. Allerdings nimmt der Bereich mit der teilweisen Rekristallisation mit steigender Temperatur leicht zu. Auch die Körngröße wird mit steigender Temperatur im Bereich II größer.

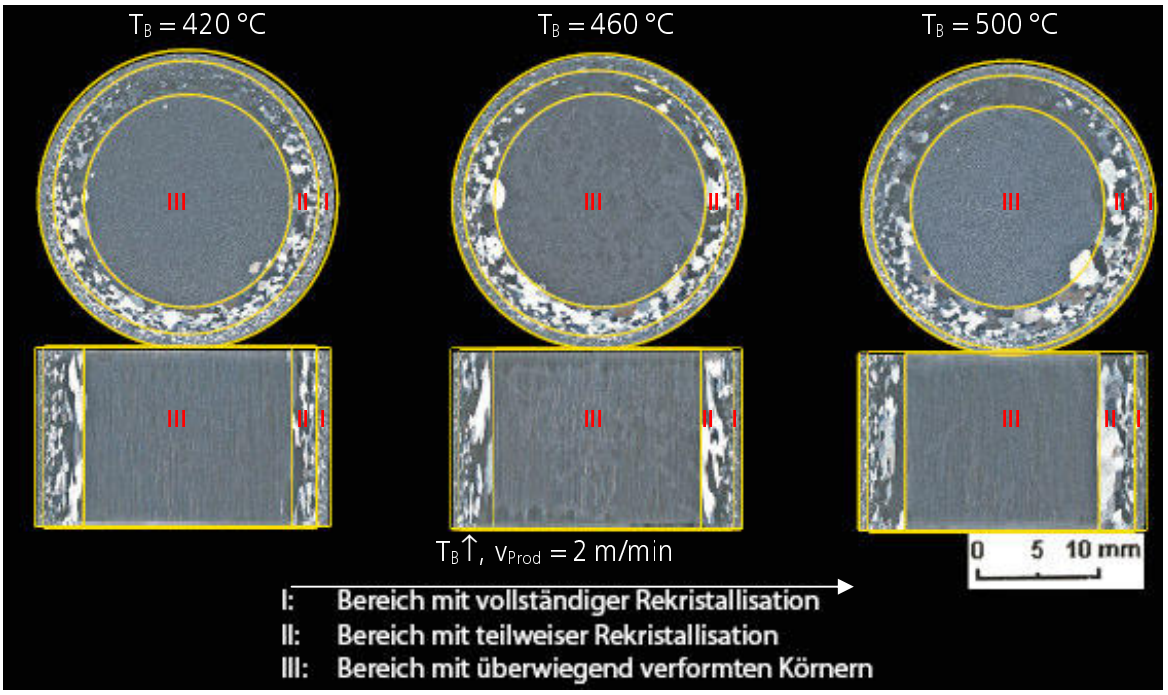


Bild 29: Entwicklung des Makrogefüges im QS und LS in Abhängigkeit von T_B für v_{Prod} = 2 m/min; (Strangpressrichtung für LS ↑)

Dem Bild 30 lässt sich entnehmen, dass bei vProd = 30 m/min und unterschiedlichen TB vollständige Rekristallisation stattgefunden hat. Es tritt auch hier, wie bei den wasserabgeschreckten Proben, eine kleine Zunahme der Korngröße mit steigender Temperatur auf. Allerdings scheint sich die Korngröße bei dieser vProd nicht von den wasserabgekühlten Proben zu unterscheiden, im Gegensatz zu geringeren vProd.

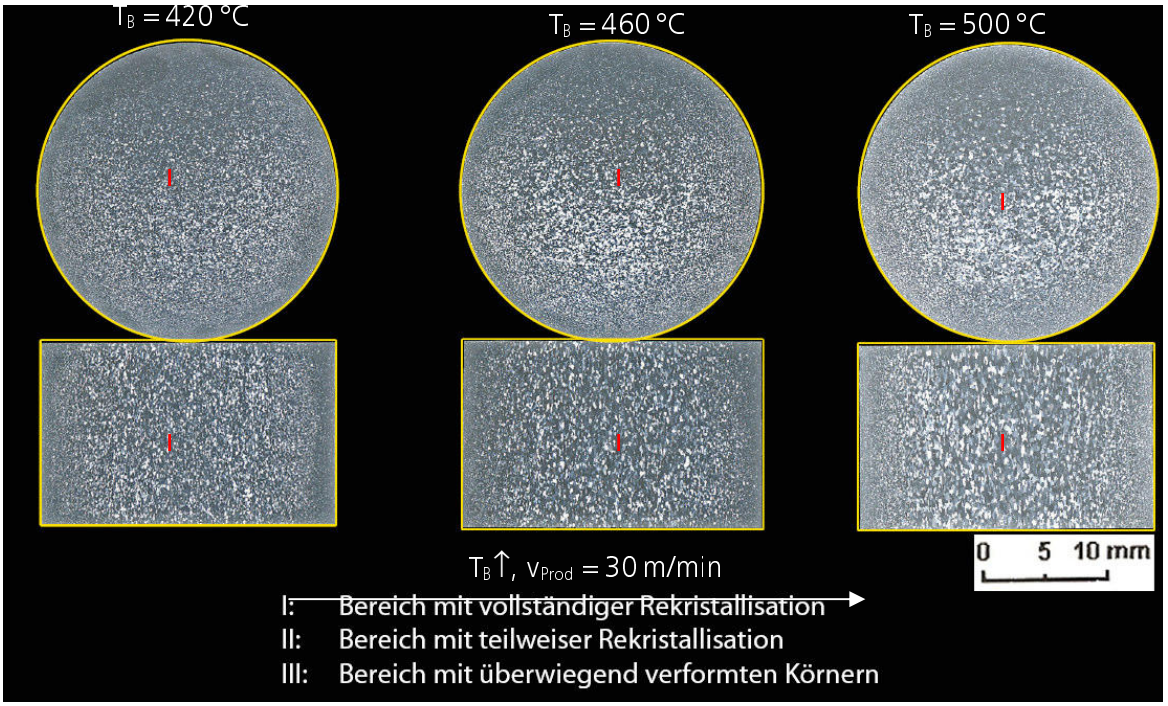


Bild 30: Entwicklung des Makrogefüges im QS und LS in Abhängigkeit von T_B für v_{Prod} = 30 m/min; (Strangpressrichtung für LS ↑)

Einfluss der Randentfernung auf die Korngröße des vRX-Gefüges

Die Korngröße des rekristallisierten Gefüges weist erhebliche Größenunterschiede auf. Wie Bild 28 und Bild 29 zu entnehmen ist, steigt die Korngröße dabei vom Randbereich zur Strangmitte erheblich an. Die Ursache dafür kann mit einer Abnahme der Verformungen in Richtung Strangmitte erklärt werden. Diese führen zu einer Senkung der Triebkraft für SRX. Die Folge ist, dass mit größerem Randabstand weniger Rekristallisationskeime wachsen können und somit ein grobkörniges rekristallisiertes Gefüge entsteht.

Einfluss der Produktgeschwindigkeit v_{Prod} auf die Korngröße des vRX-Gefüges

Die abnehmende Korngröße mit steigender vProd, wie auch in Bild 31 durch schwarze Säulen dargestellt, lässt sich auf eine Erhöhung der inneren Energie zurückführen. Die Erhöhung der inneren Energie bewirkt, dass die Keimbildung und das Keimwachstum schneller ablaufen können und somit ein feinkörniges Gefüge entstehen kann. Die These wird auch durch die Ergebnisse in der Versuchsreihe der wasserabgeschreckten Proben unterstützt und wird noch einmal durch die orangen und blauen Säulen im Bild 31 verdeutlicht. Es zeigte sich, dass die tRX- und vRX-Bereiche mit steigender v_{Prod} zunahmen und damit auch die Anzahl der rekristallisierten Körner.

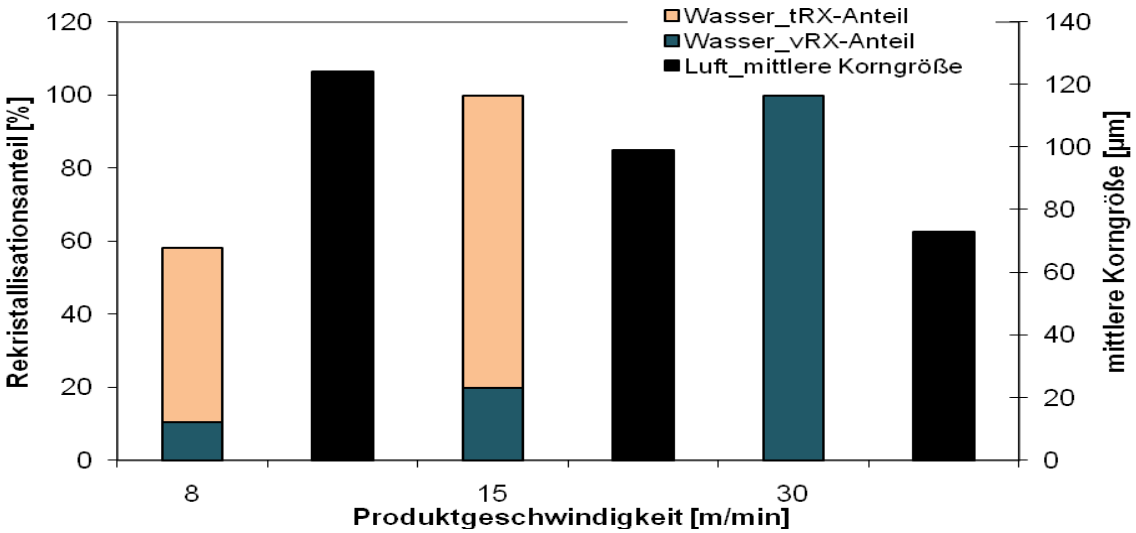


Bild 31: Rekristallisationsanteil für Wasserkühlung und mittlere Korngröße für Luftkühlung für T_B = 460 °C

Einfluss der Bolzeneinsatztemperatur T_B auf die Korngröße des vRX-Gefüges

Es zeigt sich anhand der Makroschliffe, dass mit kleinerer T_B die Korngröße abnimmt. Dieses Verhalten lässt sich, wie im Abschnitt zuvor, durch SRX erklären. Denn mit kleinerer T_B wird die im Material gespeicherte Energie erhöht und infolgedessen kommt es zu einer schneller ablaufenden Keimbildung und zu Keimwachstum.

Einfluss der Bolzeneinsatztemperatur T_B auf den Rekristallisationsanteil beim teilweise rekristallisierten Gefüge

Eine Zunahme des Rekristallisationsanteils mit steigender T_B für die geringste vProd wird durch das Bild 32 aufgezeigt. Eine Ursache dafür kann sein, dass die Verformung und Verformungsgeschwindigkeit relativ gering war. Es konnten sich dadurch nach dem Strangpressen keine Rekristallisationskeime bilden, so dass ausschließlich die dynamisch rekristallisierten Kristallite wachsen konnten. Diese These wird auch durch Korngrößen von bis zu 4 mm bestärkt. Die Tatsache, dass sich die Anteile der Rekristallisation für Luftkühlung kaum von denen der Wasserkühlung unterscheiden, kann an der erst 160 cm nach der Matrizenöffnung stattfindenden Wasserkühlung liegen.

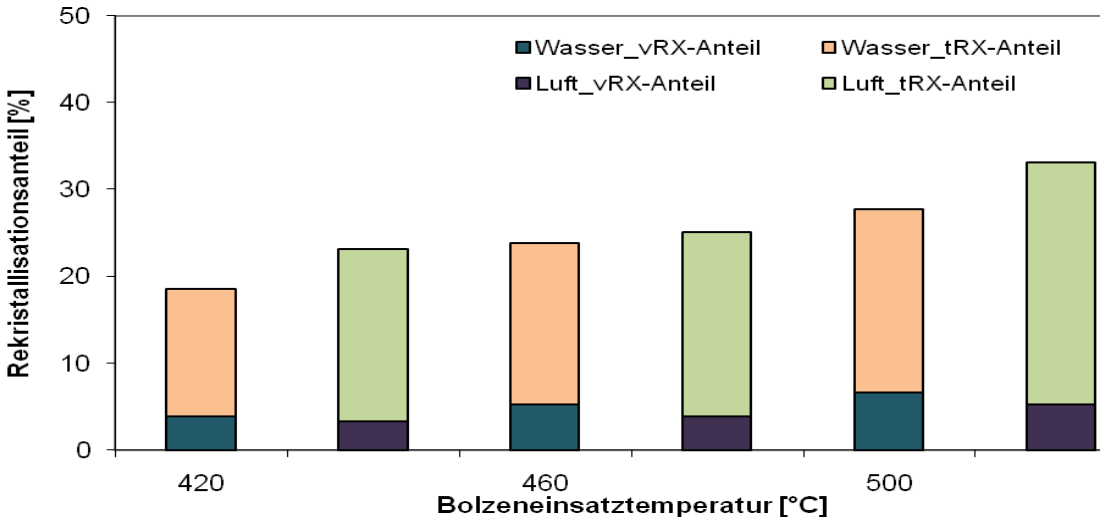


Bild 32: Rekristallisationsanteil in Abhängigkeit von TB und Abkühlbedingungen für v_{Prod} = 2 m/min

5 Simulation des Strangpressens (IWM Freiburg)

5.1 Simulation des indirekten Strangpressens

5.1.1 FE-Modelle

Zur Auswahl eines geeigneten FE-Codes wurde das indirekte Strangpressen mit den beiden FE-Programmen HyperXtrude und DEFORM simuliert. HyperXtrude basiert auf einer Euler-Formulierung, bei der das Material sich durch das feststehende FE-Netz bewegt, während DEFORM ein impliziter Code mit Lagrange-Formulierung ist, bei der sich das FE-Netz mit dem Material verformt. Bei den hohen Deformationsgraden, die bei Strangpresssimulationen auftreten, ist bei Lagrange-Formulierung Remeshing und Remapping der berechneten Variablen nötig, um eine konvergente Lösung zu erzielen. Bild 33 und Bild 34 zeigen die verwendeten FE-Netze für das Pressverhältnis 30:1. Obwohl das Strangpressen von Rundstäben aus zylindrischen Bolzen durch ein axialsymmetrisches FE-Modell hätte realisiert werden können, wurden im Hinblick auf die Anforderungen in der industriellen Praxis Volumenelemente und eine Viertelsymmetrie verwendet. Der Aluminiumblock, die Matrize und der Aufnehmer wurden nach den entsprechenden Zeichnungen modelliert. Für HyperXtrude wurde wegen der Euler-Formulierung, bei der das Material sich durch das FE-Netz bewegt, auch ein Teil des austretenden Strangs mitmodelliert. Die Werkzeuge wurden als Starrkörper definiert. Die Reibung im gesamten Modell wurde als Haftreibung (Stick) angenommen. Wärmeübergang zwischen Werkstück und Werkzeugen wurde berücksichtigt. Es wurde angenommen, dass 90 % der freiwerdenden plastischen Arbeit in Wärme umwandelt. Elastizitäts- und thermische Parameter für AA6005A und Stahl H13 (Werkzeuge) sind in Tabelle 1 und 2 angegeben. Die verwendeten E-Moduln beziehen sich auf eine Temperatur von 450 ºC.

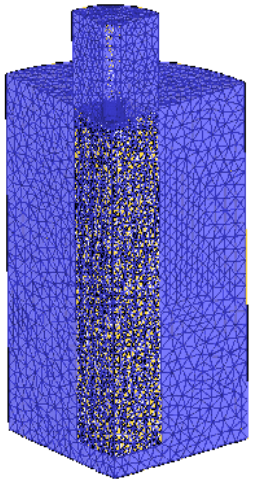


Bild 33: FE-Modell für DEFORM: Lagrange-Formulierung mit Remeshing

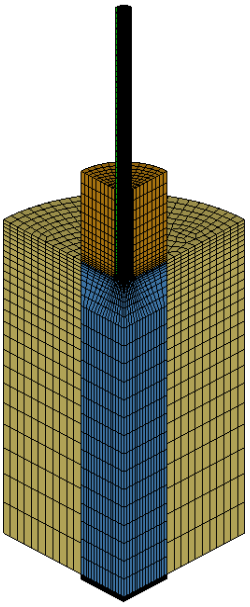


Bild 34: FE-Modell für HyperXtrude: Euler-Formulierung

E-Modul	Poisson-Zahl	Dichte	Wärmeausdeh-nungskoeffizient	Spezifische Wärme	Wärmeleit-koeffizient	Wärmeüber-gangszahl
E [MPa]	**υ**	**ρ** [kg/m3]	**α** [/K]	**Co** [J/kgK]	**λ** [W/mK]	**κ** [W/Km2]
40,000	0.35	2700	1.00x10-5	896	180	7000

Tabelle 1: Elastizitäts- und thermische Parameter für AA6005A

E-Modul	Poisson-Zahl	Dichte	Wärmeausdeh-nungskoeffizient	Spezifische Wärme	Wärmeleit-koeffizient	Wärmeüber-gangszahl
E [MPa]	**υ**	**ρ** [kg/m3]	**α** [/K]	**Co** [J/kgK]	**λ** [W/mK]	**κ** [W/Km2]
187,000	0.35	7870	-	460	24.3	7000

Tabelle 2: Elastizitäts- und thermische Parameter für Stahl H13 (Werkzeuge)

Die Temperatur- und Dehnratenabhängigkeit des Fliessverhaltens für AA6005A wurde mit Hilfe eines in HyperXtrude und DEFORM vorhandenen Ansatzes (Gl. 1 und Gl. 2) durch Anpassung an die Ergebnisse der Warmdruckversuche vom FZS (Abschnitt 4.1) ermittelt. Bild 35 vergleicht die Fließspannungen aus Warmdruckversuchen bei 50 % Dehnung und die Daten aus der Anpassung.

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} Sinh^{-1}\left(\left[\frac{Z}{A}\right]^{1/n}\right), \quad (1)$$

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp(\Delta H / RT) \quad (2)$$

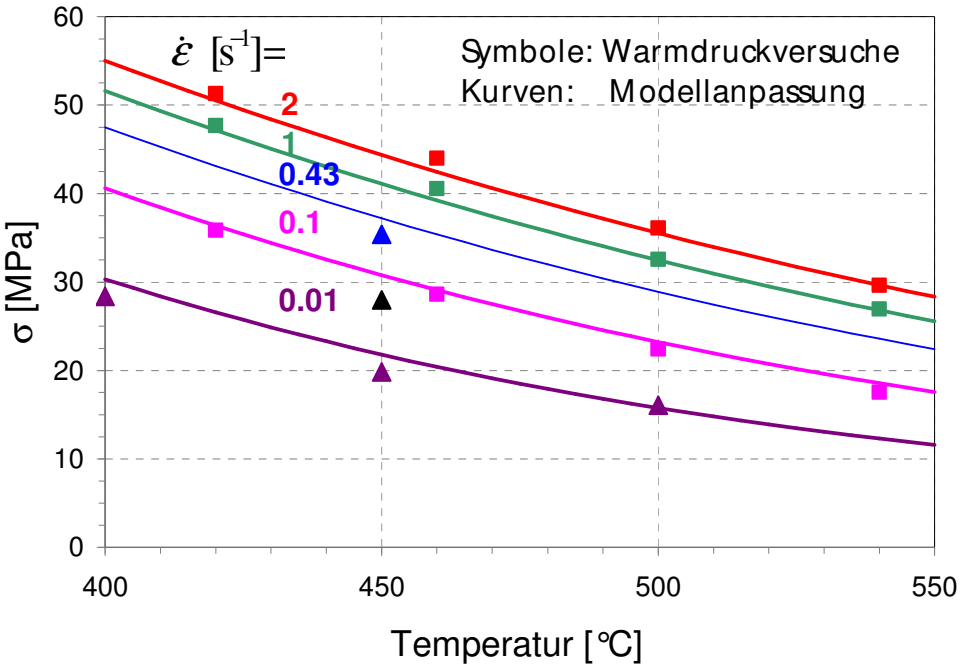


Bild 35: Temperatur- und Dehnratenabhängigkeit der Fließspannungen von AA6005A aus Warmdruckversuchen und Materialmodell mit angepassten Parametern

In Tabelle 3 sind die Parameter aus der Materialdatenbank von HyperXtrude für die temperatur- und dehnratenabhängigen Fließspannungen von AA6005A mit den für die vorliegende Charge angepassten Werten verglichen.

	n	**A [s^{-1}]**	**ΔH [J/mol]**	**α [Pa^{-1}]**
HyperXtrude	3.649	7.55454e+10	164800	3.96e-08
Neue Anpassung	5.000	7.55454e+10	177500	3.96e-08

Tabelle 3: Parameter für die temperatur- und dehnratenabhängigen Fließspannungen von AA6005A aus HyperXtrude und neuer Anpassung

5.1.2 Ergebnisse der Simulation

Das indirekte Strangpressen wurde mit HyperXtrude und DEFORM für die drei in den Experimenten gewählten Pressverhältnisse (60:1, 30:1 und 15:1) simuliert. Die (vor

Durchführung der Strangpressversuche) als Beispiel gewählten Prozessbedingungen waren: Bolzen- und Aufnehmertemperatur 480 °C, Matrizentemperatur 450 °C und Produktgeschwindigkeit 2,7 m/min. Wie Bild 36 zeigt, wird in den Simulationen mit HyperXtrude und DEFORM bei gleichen Materialdaten und Modellparametern ein vergleichbares Kraftniveau berechnet. Auch die mit den beiden Programmen berechnete Temperaturverteilung stimmt gut überein (Bild 37). Der Remeshing- und Remapping-Algorithmus läuft in DEFORM sehr stabil, führt aber gegenüber HyperXtrude zu extrem langen Rechenzeiten und großem Plattenplatzbedarf für die Ergebnisdateien. So brauchten die DEFORM-Simulationen 8 Stunden bis zu einer Stranglänge von 150 mm, während die Simulationen mit HyperXtrude in 20 Minuten bis zu einer Stranglänge von 1500 mm rechneten (jeweils mit 1 CPU Intel Xeon 5140). Plattenplatzbedarf bei DEFORM für diese Rechnungen waren 2 GB, bei Hyperxtrude 150 MB. Deshalb wurden alle weiteren Simulationen mit dem Programm HyperXtrude durchgeführt.

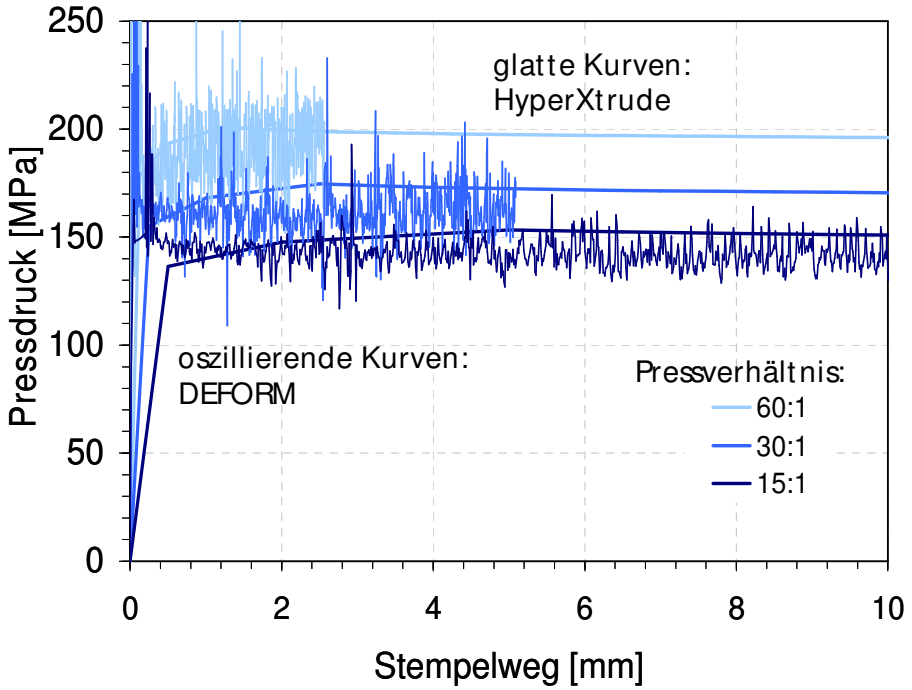


Bild 36: Simulation des indirekten Strangpressens mit HyperXtrude und DEFORM: berechnete Kraft-Wegkurven für verschiedenene Pressverhältnisse bei Bolzentemperatur 480 °C und Produktgeschwindigkeit 2,7 m/min

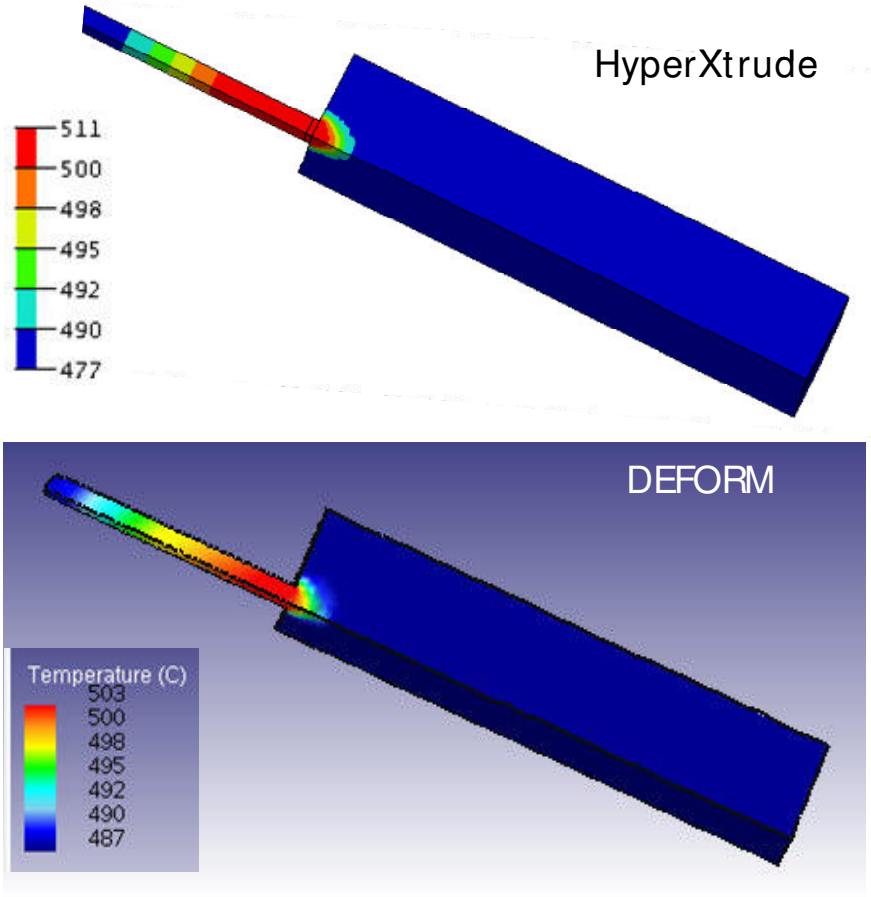


Bild 37: Simulation des indirekten Strangpressens mit HyperXtrude und DEFORM: berechnete Temperaturverteilung bei Pressverhältnis 30:1, Bolzentemperatur 480 °C, Produktgeschwindigkeit 2,7 m/min, Stranglänge 150 mm

Die indirekten Strangpressversuche wurden mit HyperXtrude und den oben beschriebenen temperatur- und dehnratenabhängigen Fließspannungen, einer Wärmeübergangszahl von 7000 W/Km^2 und dem Reibmodell „Stick“ als Basiseingaben nachgerechnet. Der Vergleich der berechneten Presskraft sowie der Temperaturen im Presskanal und an der Matrizenstirnfläche mit den gemessenen Werten in Bild 38 für Pressverhältnis 30:1, Bolzentemperatur 460 °C und Produktgeschwindigkeit 8 m/min zeigt die gute Übereinstimmung zwischen Experiment und Simulation. Auch die Einflüsse der Prozessparameter Pressverhältnis (Bild 39), Bolzentemperatur (Bild 40) und Produktgeschwindigkeit (Bild 41) auf Presskraft und Temperatur wurden mit dem FE-Modell gut berechnet. Die Abweichungen der Kurven im Anfangsbereich sind darauf zurückzuführen, dass im Experiment zunächst nur eine Aufstauchung des Bolzens (Ausgangsdurchmesser 122 mm) im Aufnehmer (Durchmesser 125 mm) stattfindet. Bei der Simulation mit Euler-Formulierung wurde dieser Effekt nicht berücksichtigt.

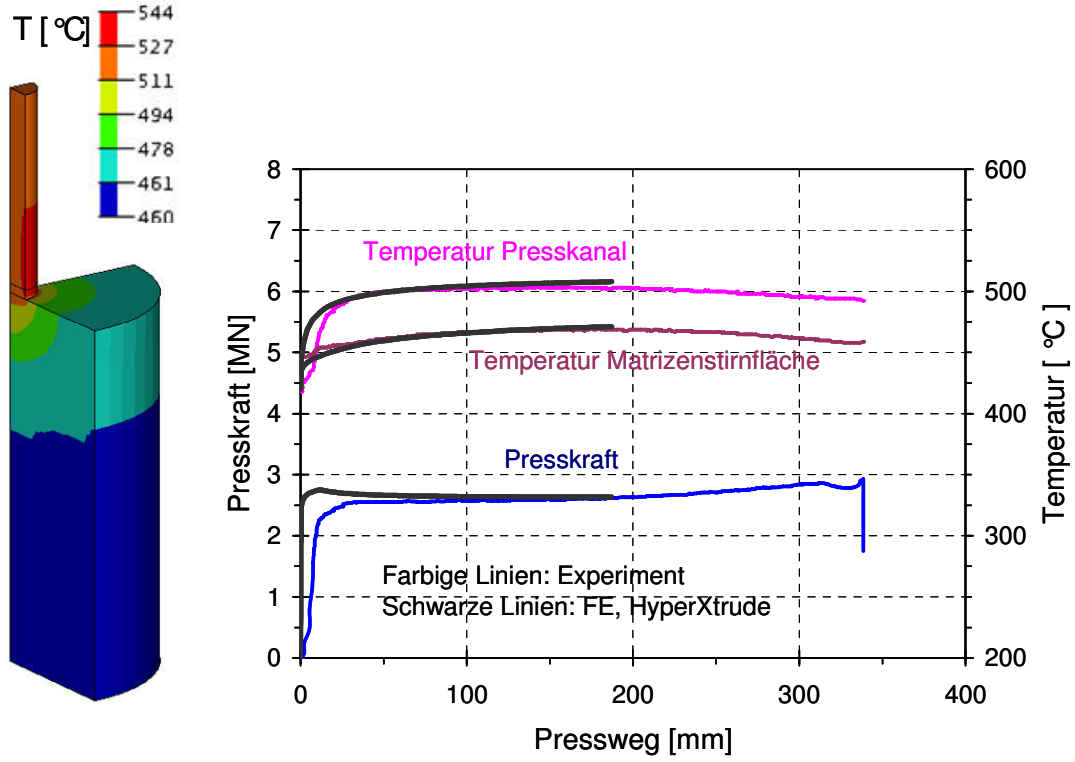


Bild 38: Berechnete Temperaturverteilung und Vergleich der Simulationsergebnisse mit gemessener Kraft und Temperaturen für Pressverhältnis 30:1, Bolzentemperatur 460 °C, Produktgeschwindigkeit 8 m/min

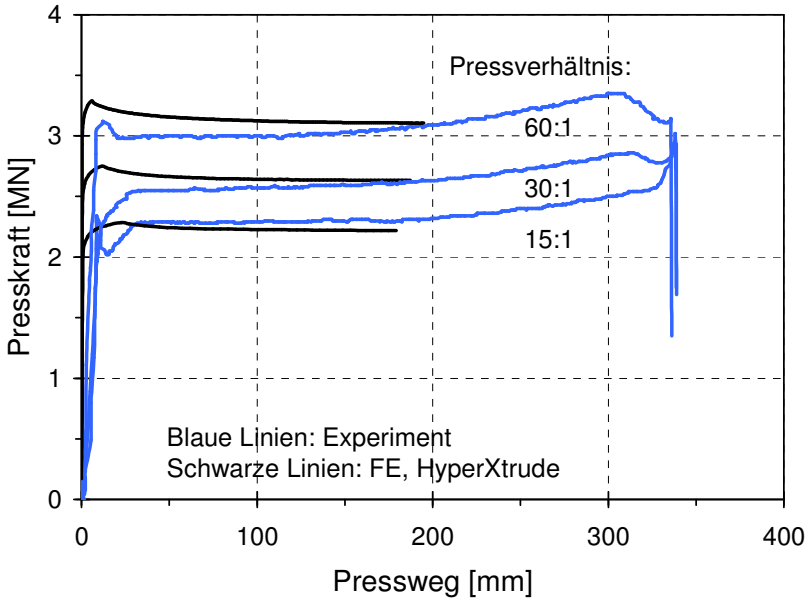


Bild 39: Vergleich der Presskräfte zwischen Experiment und Simulation für verschiedene Pressverhältnisse (Bolzentemperatur 460 °C, Produktgeschwindigkeit 8 m/min)

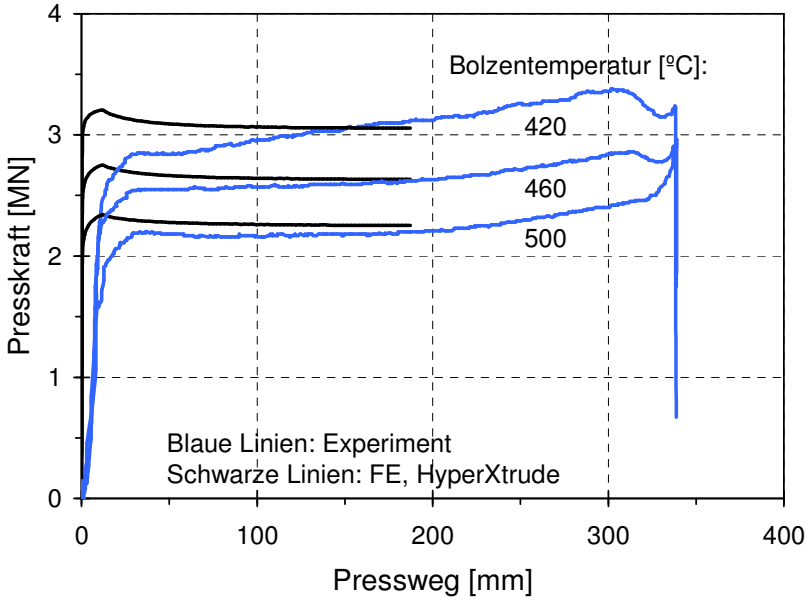


Bild 40: Vergleich der Presskräfte zwischen Experiment und Simulation für verschiedene Bolzentemperaturen (Pressverhältnis 30:1, Produktgeschwindigkeit 8 m/min)

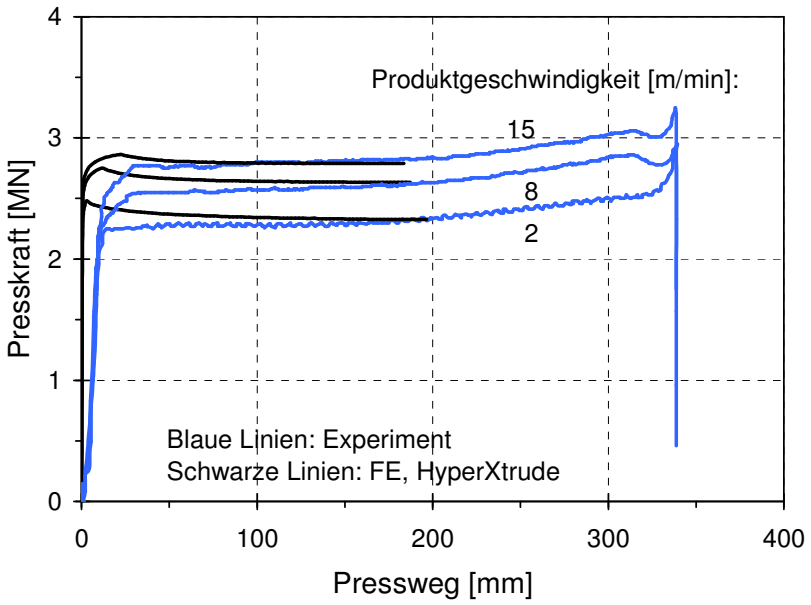


Bild 41: Vergleich der Presskräfte zwischen Experiment und Simulation für verschiedene Produktgeschwindigkeiten (Pressverhältnis 30:1, Bolzentemperatur 460 ºC)

5.1.3 Gefügeuntersuchung

Zur Ermittlung von Gefügegrößen für die Mikrostruktursimulation wurden zusätzliche Untersuchungen an ausgewählten indirekt gepressten Proben mit dem Pressverhältnis 60:1 für die Bolzentemperaturen 420 °C und 500 °C und Produktgeschwindigkeiten von 4 m/min bzw. 30 m/min, jeweils mit Luft- und Wasserabkühlung, durchgeführt.
Neben der Visualisierung des Makrogefüges durch Ätzung mit NaOH wurde vor allem die Elektronenrückstreubeugung (EBSD) angewandt, um detaillierte Informationen über Größe, Orientierung und Form von Körnern und Subkörnern zu erhalten.

Ausgangsgefüge (Bolzen)

Die lichtmikroskopische Aufnahme (Bild 42) zeigt die dendritische Struktur der Gusskörner im Ausgangsgefüge. Aus der Farbkartierung der einzelnen Kristallorientierungen aus EBSD-Messungen (Bild 43) lässt sich auf eine regellose Orientierungsverteilung der Körner schließen.
Die Aufschlüsselung der Grenzen nach ihrem Verdrehungswinkel zeigt, dass überwiegend Großwinkelkorngrenzen (Orientierungsunterschied > 15°) vorliegen, Bild 44. Die mit EBSD bestimmte mittlere Korngröße von 94 µm liegt in der Größenordnung der lichtoptisch ermittelten (115 µm, s. Abschnitt 3.2.1).

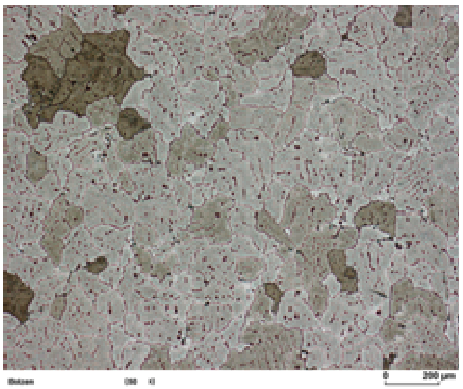


Bild 42: lichtoptische Aufnahme der Bolzengefüges nach NaOH-Ätzung (Querschliff)

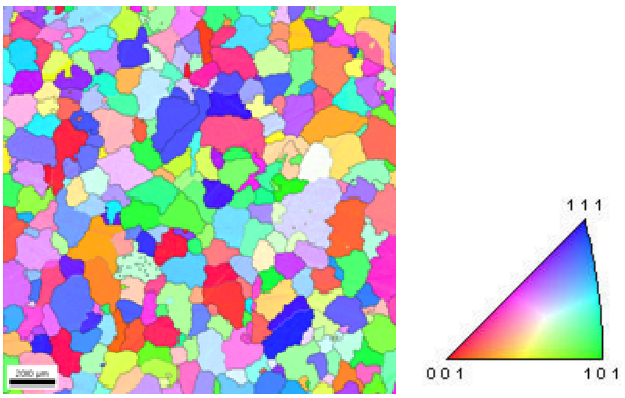


Bild 43: Orientierungskarte (Farbkodierung = inverse 100-Polfigur) des Bolzengefüges (Querschliff) aus EBSD-Messungen

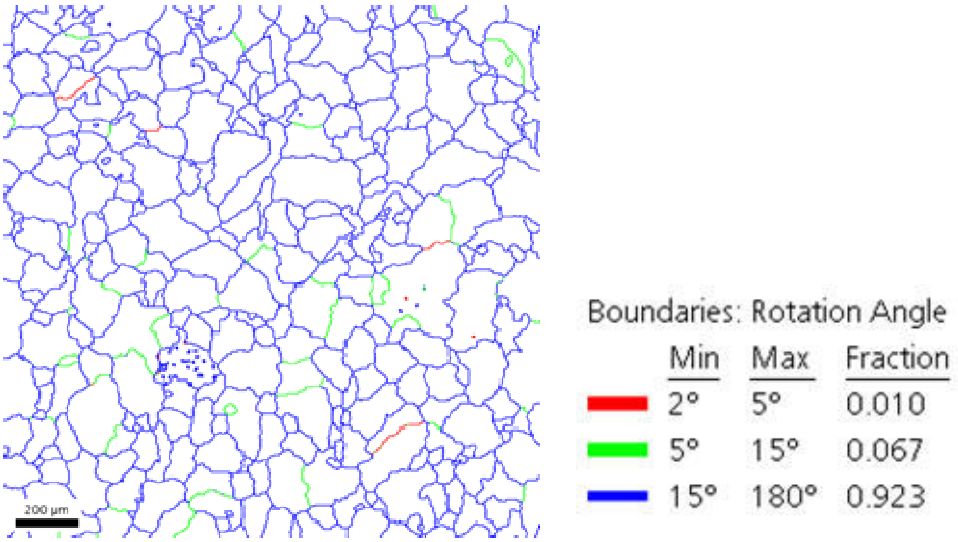


Bild 44: Korngrenzenkarte des Bolzengefüges (Querschliff), erstellt aus EBSD-Messungen

Gefüge nach dem indirekten Strangpressen

Makroskopisch zeigen alle untersuchten Stränge rekristallisierte Anteile von unterschiedlichem Ausmaß (Bild 45 Bild 46).
Während bei den wasserabgeschreckten Proben mit langsamer Produktgeschwindigkeit nur der äußere Rand betroffen ist (bei höherer Bolzentemperatur breiterer rekristallisierter Saum), liegen bei höherer Geschwindigkeit

schon größere rekristallisierte Bereiche vor, da bei höherer Deformationsrate auch die Triebkraft für die Rekristallisation größer ist.
Bei den luftabgekühlten Proben erfasst die Rekristallisation (fast) den gesamten Querschnitt (Bild 46). Dabei führen höhere Bolzeneinsatztemperatur und niedrigere Produktgeschwindigkeit zu besonders grobem Korn.

EBSD-Untersuchungen zeigen am Beispiel der mit 500°C und 4 m/min gepressten Proben (mit Luft und Wasserabkühlung) für das Umformgefüge im Kern einen hohen Anteil an Subkorngrenzen, während im rekristallisierten Randgefüge die Großwinkelkorngrenzen überwiegen (Bild 49, Bild 50).
Im Umformgefüge wurde eine starke Vorzugsorientierung in Strangpressrichtung in Form einer <100>/<111> Doppelfasertextur gefunden (Bild 47, Bild 48).
Die (Sub-) Korngröße im Verformungsgefüge ist für die verschiedenen Parameter in Tabelle 1 dargestellt. Sie nimmt mit steigender Bolzentemperatur zu und mit zunehmender Produktgeschwindigkeit ab.
Die Änderung des Gefüges (Korngröße und –orientierung) über den Strangradius bei Luft- und Wasserabkühlung ist für die Pressparameter 500°C und 4 m/min in Bild 51 und Bild 52 dargestellt.

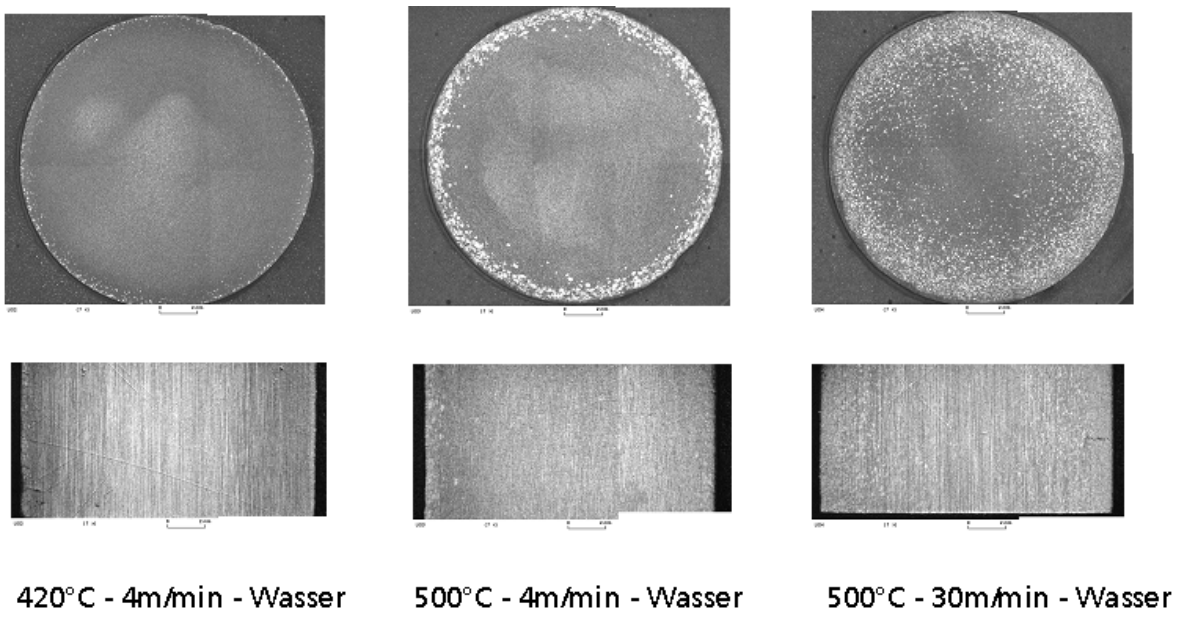


Bild 45: Makrogefüge der wasserabgeschreckten Proben, oben: Querschliffe, unten: Längsschliffe (Strangpressrichtung vertikal)

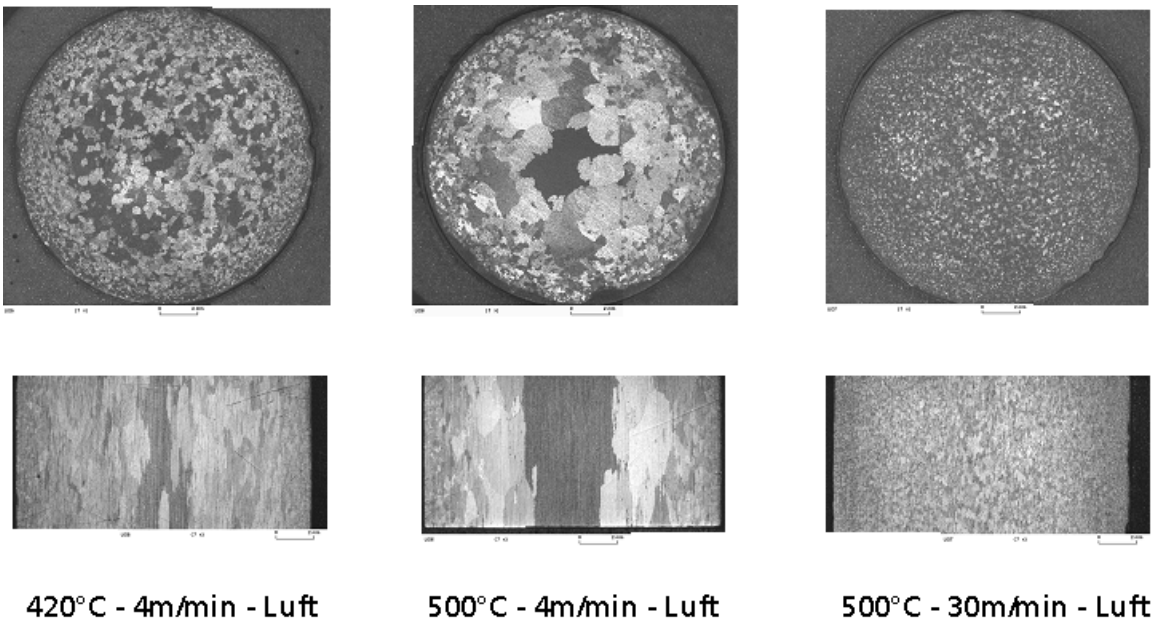


Bild 46: Makrogefüge der an Luft abgekühlten Proben, oben: Querschliffe, unten: Längsschliffe (Strangpressrichtung vertikal)

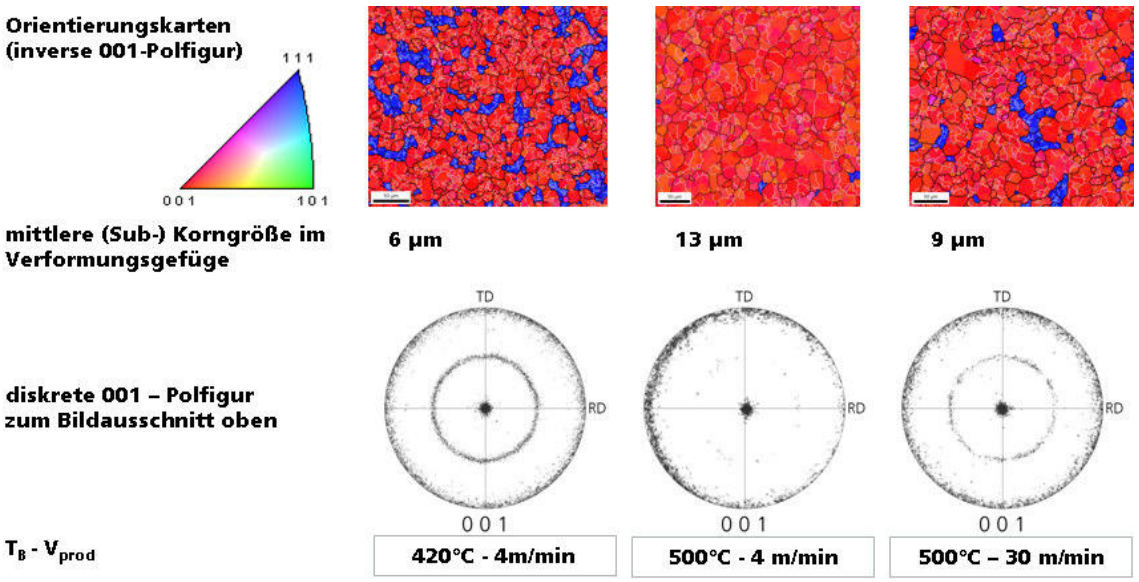


Bild 47: Subgefüge- und Texturentwicklung im Querschnittsinneren der wasserabgeschreckten Proben (Querschliffe)

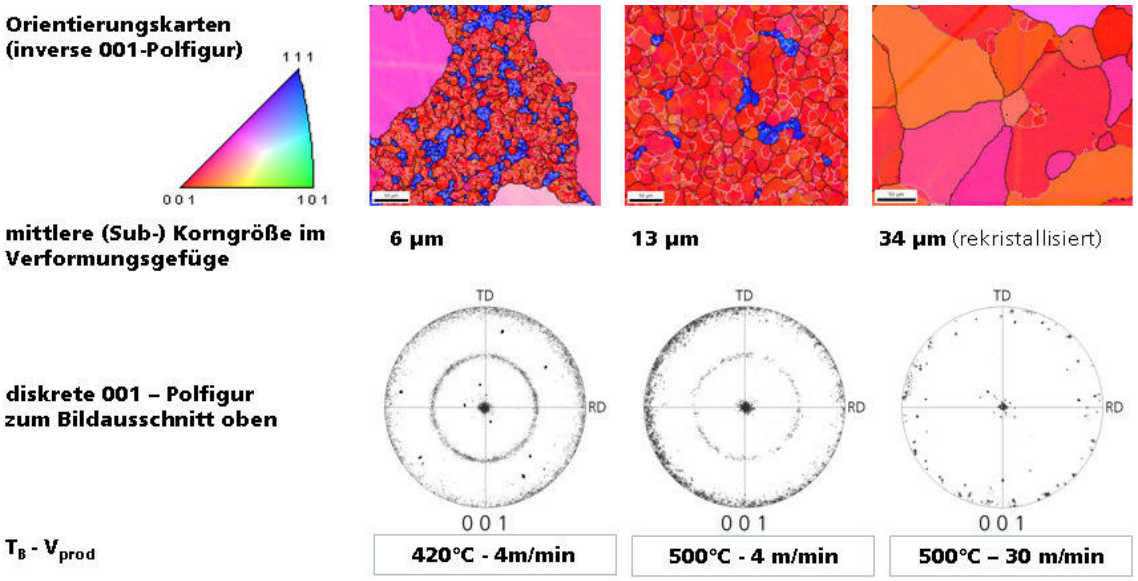
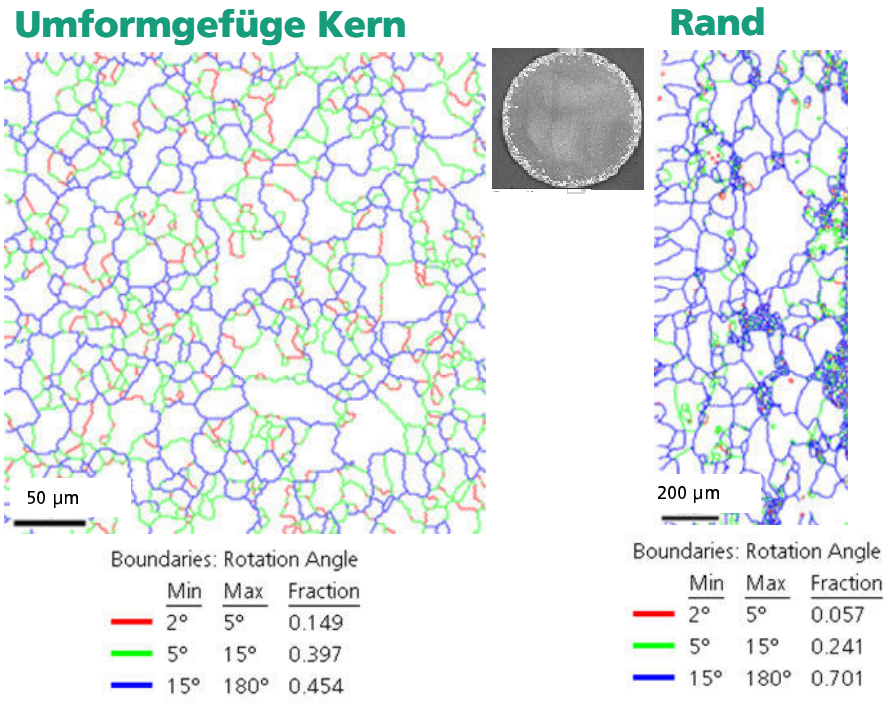


Bild 48: Subgefüge- und Texturentwicklung im Querschnittsinneren der an Luft abgekühlten Proben (Querschliffe)



ca. 55 % Kleinwinkelkorngrenzen
ca. 45 % Großwinkelkorngrenzen

ca. 30 % Kleinwinkelkorngrenzen
ca. 70 % Großwinkelkorngrenzen

Bild 49: EBSD-detektierte Grenzen (Querschliff) für Probe 500°C-4m/min-Wasser

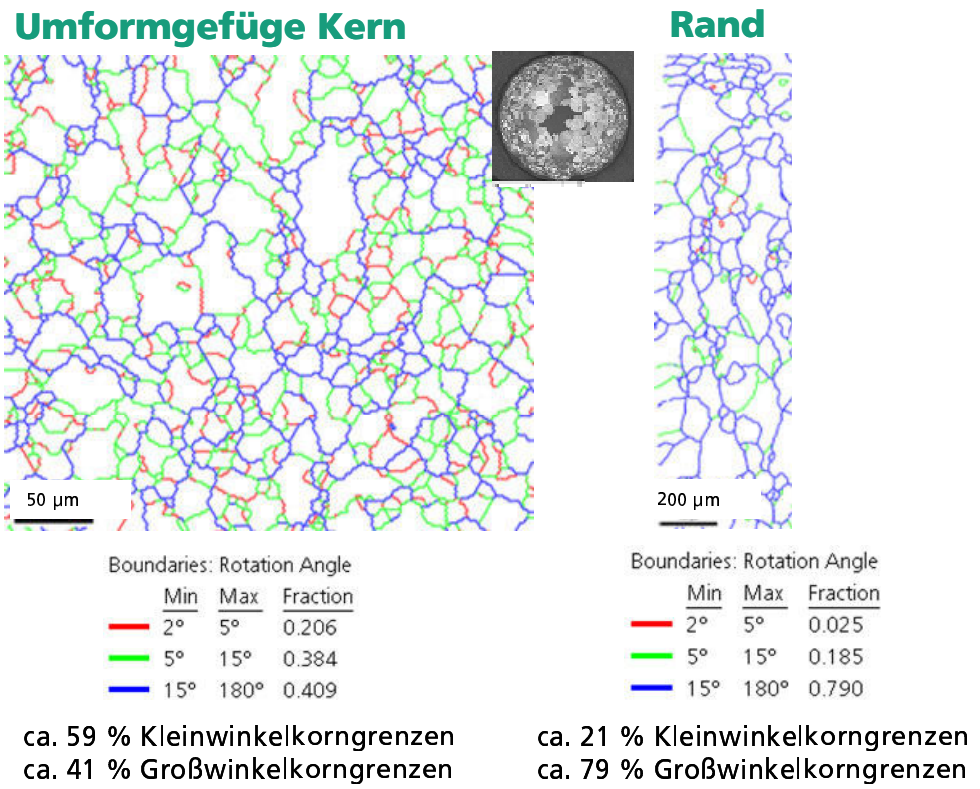


Bild 50: EBSD-detektierte Grenzen (Querschliff) für Probe 500℃-4m/min-Luft

Bolzentemperatur [℃]	**Produktgeschwindigkeit [m/min]**	**Abkühlmedium**	**Subkorngröße [µm]**
420	4	Wasser	6
420	4	Luft	6
500	4	Wasser	13
500	4	Luft	13
500	30	Wasser	9
500	30	Luft	(34 (rekristallisiert))

Tabelle 1: EBSD-Korngrößen im Umformgefüge im Querschnittsinneren für verschiedene Bolzentemperaturen und Produktgeschwindigkeiten.

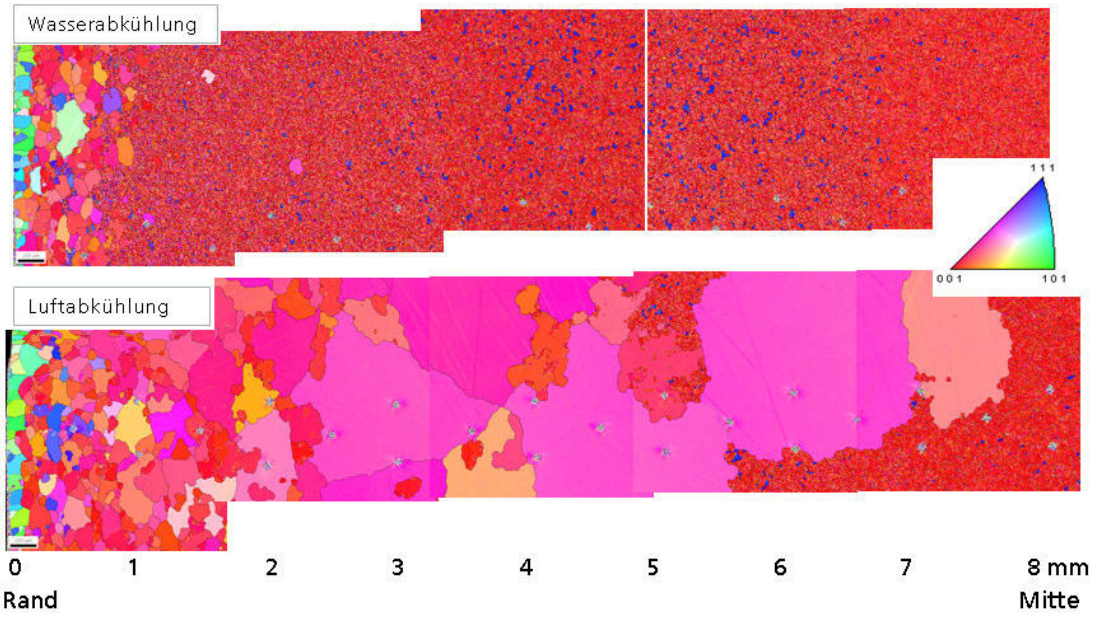


Bild 51: Änderung des Gefüges über den Durchmesser für Probe 500℃-4m/min mit Wasserabkühlung (oben) und Luftabkühlung (unten) im Querschliff

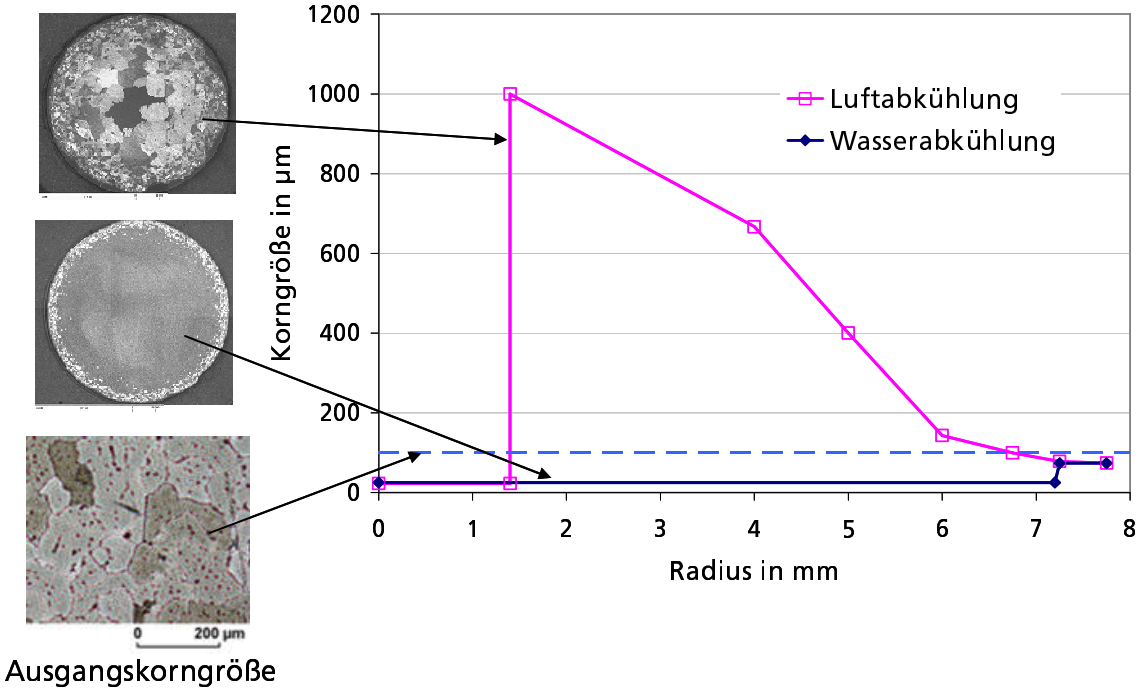


Bild 52: Korngrößenverteilungen nach dem Strangpressen bei 500℃, 4m/min für Luft- und Wasserabkühlung

5.1.4 Gefügesimulation

Theoretische und empirische Ansätze zur Berechnung der Mikrostrukturentwicklung beim Strangpressen wurden bereits aufgestellt und zum Teil durch experimentelle Untersuchungen verifiziert [HIR06, SHE02, SHE06, PEN03, DUA02, SCH08, DEF09]. Für die Gefügesimulation wurde zunächst das Modell für dynamische Rekristallisation (drx) aus [SCH08, DEF09] ausgewählt, das im folgenden Abschnitt beschrieben ist.

5.1.4.1 Modell für dynamische Rekristallisation

Nach diesem Modell [SCH08] tritt dynamische Rekristallisation ein, wenn die Dehnung eine kritische Dehnung ε_c überschreitet:

$$\varepsilon_c = a_2 \varepsilon_p, \quad \varepsilon_p = a_1 \, d_0^{n_1} \, \dot{\varepsilon}^{m_1} \, \exp\left(Q_1 / RT\right) + c_1 \qquad \varepsilon > \varepsilon_c \tag{3}$$

(Parameter: a_2, a_1, n_1, m_1, Q_1, c_1).

In Gl. 3 – 6 ist d_0 die Anfangskorngröße, ε die Dehnung, $\dot{\varepsilon}$ die Dehnrate, T die absolute Temperatur und R die Gaskonstante. Alle anderen Größen, die bei den Gleichungen aufgelistet sind, sind Materialparameter, die an die experimentellen Ergebnisse angepasst werden können.

Der rekristallisierte Volumenanteil X_{drx} kann durch eine Avrami-Gleichung ausgedrückt werden:

$$X_{drx} = 1 - \exp\left(- \beta_d \left(\frac{\varepsilon - a_{10} \varepsilon_p}{\varepsilon_{0.5}} \right)^{k_d} \right) \qquad \varepsilon > \varepsilon_c \tag{4}$$

wobei $\varepsilon_{0.5}$ die Dehnung für 50% Rekristallisation ist:

$$\varepsilon_{0.5} = a_5 \, d_0^{n_5} \, \dot{\varepsilon}^{m5} \exp\left(Q_5 / RT\right) + c_5 \tag{5}$$

(Parameter: β_d, k_d, $a_{10,}$ a_5, Q_5, n_5, m_5 , c_5).

Die Korngröße ist wie folgt definiert:

$$d_{drx} = a_8 \, d_0^{h_8} \, \varepsilon^{n_8} \, \dot{\varepsilon}^{m_8} \exp\left(- Q_8 / RT\right) + c_8 \tag{6}$$

(Parameter: a_8, Q_8, h_8, n_8, m_8 , c_8).

Aus den Ergebnissen der Strangpresssimulationen wurden die lokalen Temperatur-, Dehnraten- und Dehnungsverteilungen über den Strangradius am Matrizendurchbruch ausgewertet, wo dynamische Rekristallisation stattfindet (Bild 53 bis Bild 55). Bedingt durch die Reibung zur Matrize zeigen alle drei Größen einen starken Anstieg zum äusseren Rand der Stränge hin. Da die Reibung im FE-Modell als immer haftend angenommen wurde, sind die Werte der Dehnraten und Dehnungen am Strangrand

unrealistisch hoch. Für das Rekristallisationsmodell bedeutet das aber nur, dass am Strangrand auf jeden Fall dynamische Rekristallisation eintritt ($\varepsilon > \varepsilon_c$) wie in den Experimenten beobachtet. Um die Verteilungen der Variablen lokal gut genug auflösen zu können, wurde das FE-Netz zum Strangrand hin feiner generiert als in der Strangmitte. Die Symbole auf den Kurven in Bild 53 bis Bild 55 markieren die Lage der Knoten im FE-Netz.

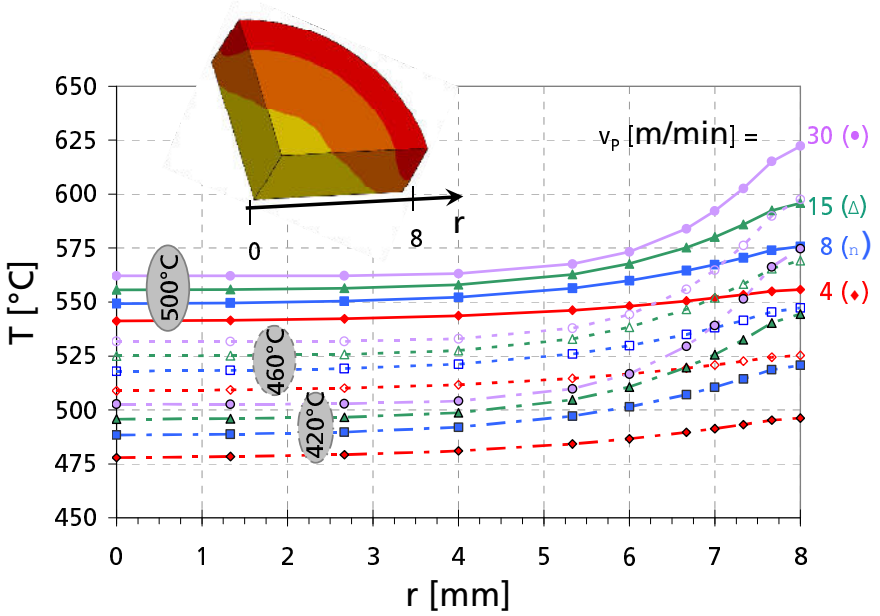


Bild 53: Verteilung der Temperatur beim Matrizendurchbruch für 4 Pressgeschwindigkeiten und 3 Bolzentemperaturen bei Pressverhältnis 60:1

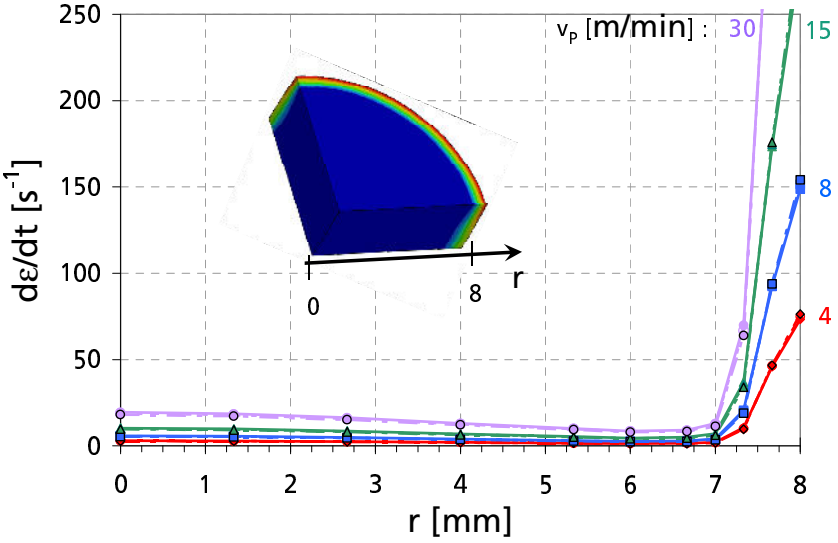


Bild 54: Verteilung der Dehnrate beim Matrizendurchbruch für 4 Pressgeschwindigkeiten und 3 Bolzentemperaturen bei Pressverhältnis 60:1

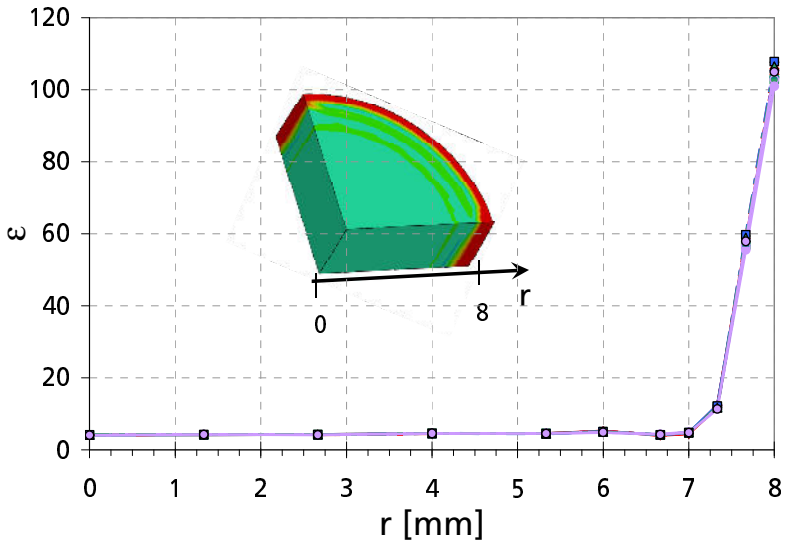


Bild 55: Verteilung der plastischen Dehnung beim Matrizendurchbruch für 4 Pressgeschwindigkeiten und 3 Bolzentemperaturen bei Pressverhältnis 60:1

Die Parameter des Modells für dynamische Rekristallisation wurden für die indirekten Strangpressversuche mit Pressverhältnis 60:1 und Wasserkühlung für die Bolzentemperaturen 420 und 500 ºC und die Produktgeschwindigkeiten 4 und 30 m/min (Eckwerte in Bild 13) angepasst. Mit den aus den Simulationen ausgewerteten Temperatur-, Dehnraten- und Dehnungsverteilungen wurden die Parameter des Modells in Gl. 3 - 6 so bestimmt, dass die Größen der rekristallisierten Bereiche und die Korngrößen mit den für diese vier ausgewählten Fälle aus den Makroschliffen ermittelten übereinstimmen. Für ε_c (Gl. 3) wurden die folgenden Parameter gefunden: $a_2 = 1$, $a_1 d_0^{n1} = 2.66E\text{-}05$, $m_1 = -6.25E\text{-}03$, $Q_1 = 83320$ Jmol^{-1} and $c_1 = 0$. Bild 56 oben zeigt die radiale Verteilung der berechneten Dehnung ε (schwarze Kurve) und der kritischen Dehnung ε_c für die vier ausgewählten Strangpressversuche. Dynamische Rekristallisation wird aktiviert, wenn $\varepsilon > \varepsilon_c$. Die Dehnung für 50% Rekristallisation $\varepsilon_{0.5}$ in Gl. 5 wurde auf den konstanten Wert von 0.15 gesetzt wie in [SCH08]. Für den rekristallisierten Volumenanteil (Gl. 4) sind dann die restlichen Parameter: $ß_d = k_d = a_{10} = 1$. Die Parameter, die für die Korngröße (Gl. 6) bestimmt wurden, sind: $a_8 d_0^{h8} = 4.050E+06$, $n_8 = 0$, $m_8 = -0.35$, $Q_8 = 65240$ Jmol^{-1} und $c_8 = 0$. Die radiale Verteilung des rekristallisierten Volumenanteils ist für die vier zur Parameteranpassung ausgewählten Fälle in Bild 56 Mitte, die Verteilung der Korngrößen in den Bereichen mit dynamischer Rekristallisation in Bild 56 unten dargestellt.

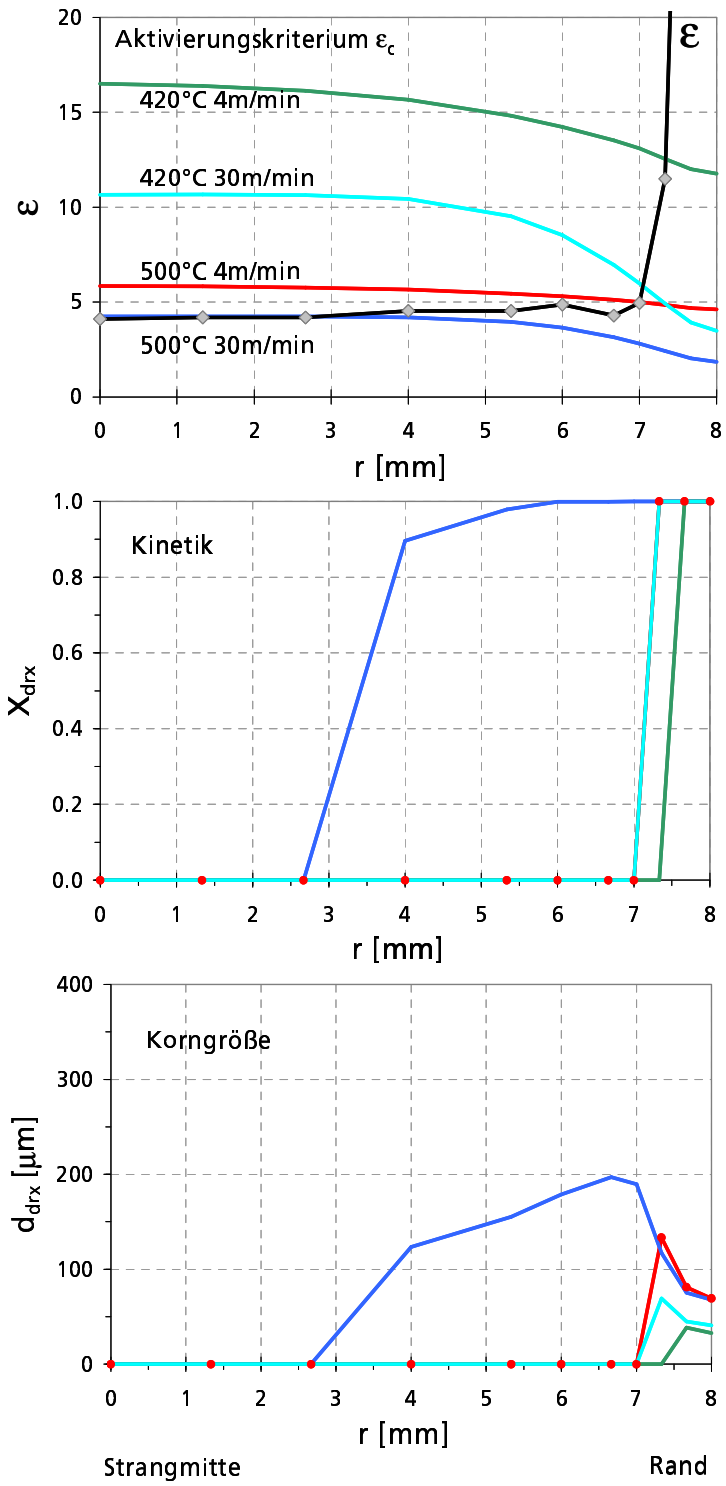


Bild 56:oben: radiale Verteilung der berechneten Dehnung ε beim Matrizendurchbruch im Vergleich mit dem Aktivierungskriterium ε_c für dynamische Rekristallisation für 4 Pressbedingungen bei Pressverhältnis 60:1, Mitte: Verteilung des rekristallisierten Volumenanteils, unten: Verteilung der Korngrößen aufgrund dynamischer Rekristallisation

Das hier verwendete Modell für dynamische Rekristallisation sowie Modelle für weitere Mechanismen der Gefügeentwicklung wie statische Rekristallisation, meta-dynamische Rekristallisation oder Kornwachstum stehen im FE-Code DEFORM bereits zur Verfügung [DEF09]. Doch die ohnehin sehr langen Rechenzeiten und der große Plattenplatzbedarf der DEFORM-Rechnungen (vgl. Abschnitt 4.1.2) erhöhen sich bei Aktivierung der Gefügemodelle noch. Deshalb wurde das Modell für dynamische Rekristallisation als sogenannte User Defined Function (UDF) in HyperXtrude implementiert. Die Schnittstelle UDF zur Programmierung benutzerdefinierter Knoten- oder Elementergebnisse ist in HyperXtrude relativ neu und in einigen Punkten bzgl. Benutzerfreundlichkeit besteht noch Verbesserungsbedarf. So kann in der UDF zur Zeit nur eine Variable pro Function definiert werden, d.h. dass beispielsweise zur Auswertung der kritischen Dehnung ε_c und des rekristallisierten Volumenanteils X_{drx} zwei Functions gleichen Inhalts nur mit unterschiedlichen Rückgabevariablen definiert und während der Simulation durchlaufen werden müssen. Es besteht auch keine Möglichkeit, eigene Variable in die UDF zu übergeben. Deshalb müssen die Modellparameter fest in die UDF einprogrammiert werden und bei Neuanpassung der Parameter muss die UDF jedes Mal neu kompiliert werden.

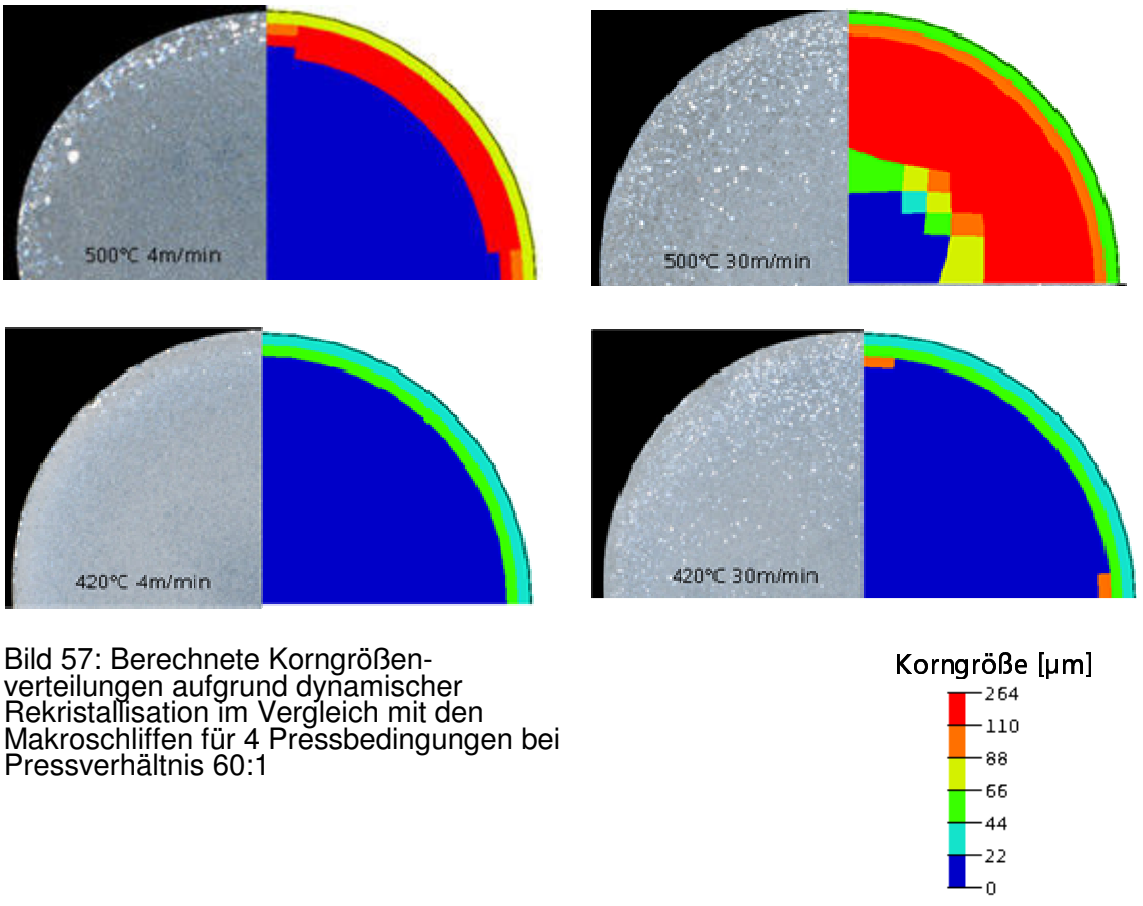


Bild 57: Berechnete Korngrößen-verteilungen aufgrund dynamischer Rekristallisation im Vergleich mit den Makroschliffen für 4 Pressbedingungen bei Pressverhältnis 60:1

Bild 57 zeigt die mit UDF in HyperXtrude berechneten Korngrößenverteilungen aufgrund dynamischer Rekristallisation im Vergleich mit den Makroschliffen für die vier zur Parameteranpassung ausgewählten Pressbedingungen bei Pressverhältnis 60:1. Der Wert 0 in der Skala (im Wesentlichen blaue Bereiche) bedeutet, dass keine dynamische Rekristallisation aktiviert wurde. Der Vergleich mit den in Bild 56 dargestellten Kurven zeigt, dass die nach Wahl der Modellparameter erwarteten radialen Verteilungen der Korngrößen und die Anteile der dynamisch rekristallisierten Bereiche mit der UDF korrekt berechnet werden. Dabei ergibt sich keine nennenswerte Erhöhung der Rechenzeiten und des benötigten Plattenplatzes.

Zur Überprüfung der Übertragbarkeit des Modells wurden die indirekten Strangpressversuche mit Pressverhältnis 30:1 nachgerechnet. In Bild 58 sind die berechneten Korngrößenverteilungen aufgrund dynamischer Rekristallisation für die jeweils niedrigste und höchste Bolzeneinsatztemperatur bzw. Produktgeschwindigkeit im Vergleich mit den Makroschliffen zu sehen. Sowohl die berechneten Anteile der dynamisch rekristallisierten Bereiche als auch die Korngrößen stimmen sehr gut mit den Versuchsergebnissen überein.

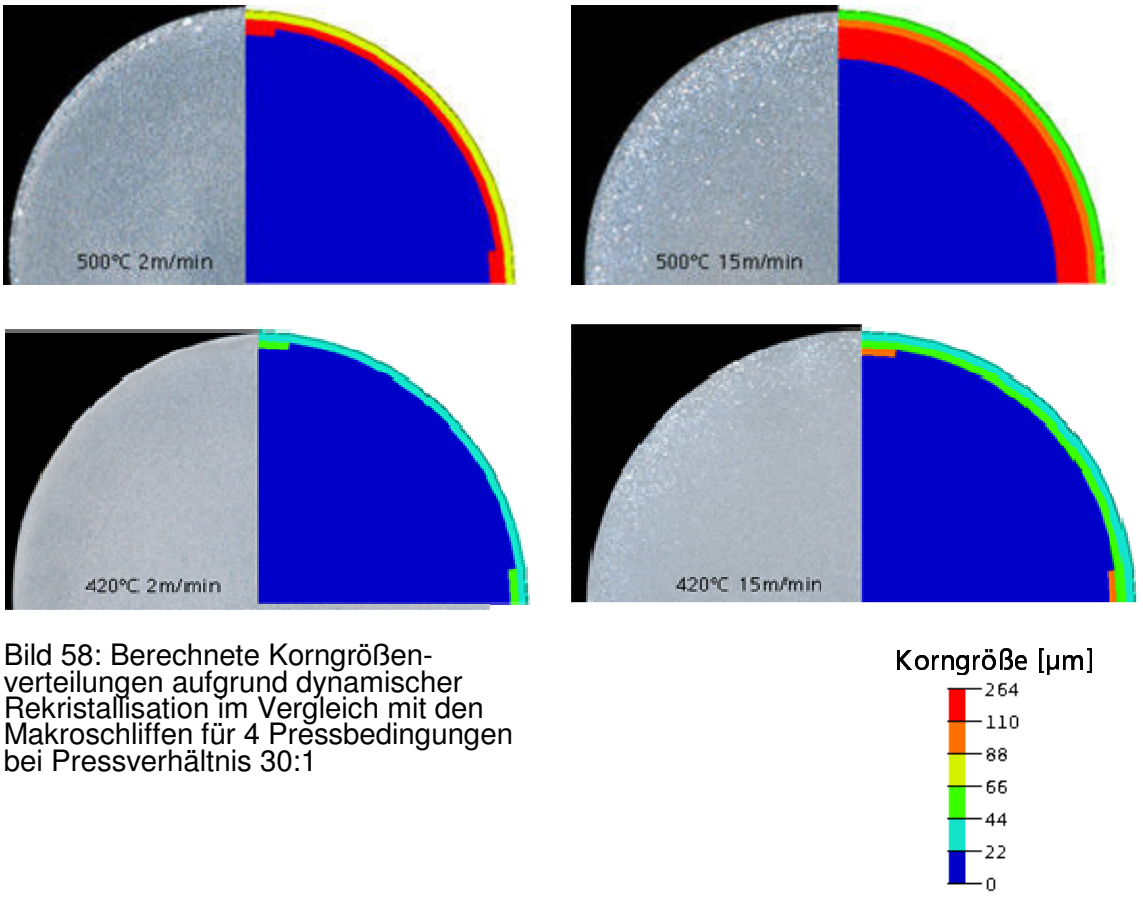


Bild 58: Berechnete Korngrößen-verteilungen aufgrund dynamischer Rekristallisation im Vergleich mit den Makroschliffen für 4 Pressbedingungen bei Pressverhältnis 30:1

5.1.4.2 Modell für statische Rekristallisation

Da bei den Strangpressversuchen bei den luftabgekühlten Strängen neben dynamischer auch statische Rekristallisation (srx) stattgefunden hat, wurde auch ein Modell zur numerischen Beschreibung dieses Mechanismus untersucht. Es handelt sich dabei ebenfalls um ein empirisches Modell nach [SHE02], bei dem der rekristallisierte Volumenanteil X_{srx} durch eine Avrami-Gleichung ausgedrückt wird:

$$X_{srx} = 1 - \exp\left(-\beta_s \left(\frac{W}{W_{0.5}} \right)^{k_s} \right) \tag{7}$$

W ist mit der Temperatur kompensierte Zeit:

$$W = \sum t_i \exp(-Q_3/RT_i), \tag{8}$$

die über alle Zeitinkremente t_i mit Temperatur T_i summiert wird.

$W_{0.5}$ ist definiert wie folgt:

$$W_{0.5} = a_3 \, d_0^{h_3} \, \varepsilon^{n_3} \, \dot{\varepsilon}^{m_3} \tag{9}$$

(Parameter: β_s, k_s, Q_3, a_3, h_3, n_3, m_3).

Die Korngröße ist gegeben durch:

$$d_{srx} = a_6 \, d_0^{h_6} \, \varepsilon^{n_6} \, \dot{\varepsilon}^{m_6} \exp(Q_6/RT) + c_6 \tag{10}$$

(Parameter: a_6, Q_6, h_6, n_6, m_6 , c_6).

In Gl. 7 – 10 ist d_0 die Anfangskorngröße, ε die Dehnung, $\dot{\varepsilon}$ die Dehnrate, T die absolute Temperatur und R die Gaskonstante. Alle anderen Größen, die bei den Gleichungen aufgelistet sind, sind Materialparameter, die an die experimentellen Ergebnisse angepasst werden können.

Als Input für die Dehnung ε und die Dehnrate $\dot{\varepsilon}$ in Gl. 9 und 10 wurden die aus den Strangpresssimulationen ausgewerteten Verteilungen dieser Größen über den Strangradius am Matrizendurchbruch (Bild 54 und Bild 55) verwendet, da diese einen stationären Zustand am Ende der Deformation des Materials vor Beginn der statischen Rekristallisation darstellen.

Zur Bestimmung der temperaturkompensierten Zeit W (Gl. 8) wurde die Luftabkühlung der gepressten Stränge simuliert. Dazu wurde ein FE-Modell eines Strangabschnitts erstellt, mit den in der Strangpresssimulation berechneten Verteilungen der Strangaustrittstemperatur direkt hinter dem Matrizenausgang als Anfangsbedingung versehen und durch Konvektion gegen Raumtemperatur abgekühlt. Der Konvektionskoeffizient wurde durch Simulation einer Abkühlmessung an einem Strangabschnitt von 500 °C auf Raumtemperatur als 16 W/m^{2}K ermittelt. Bild 59 zeigt

das verwendete FE-Modell und die Temperatur-Zeitverläufe aus der Abkühlmessung und Simulation.

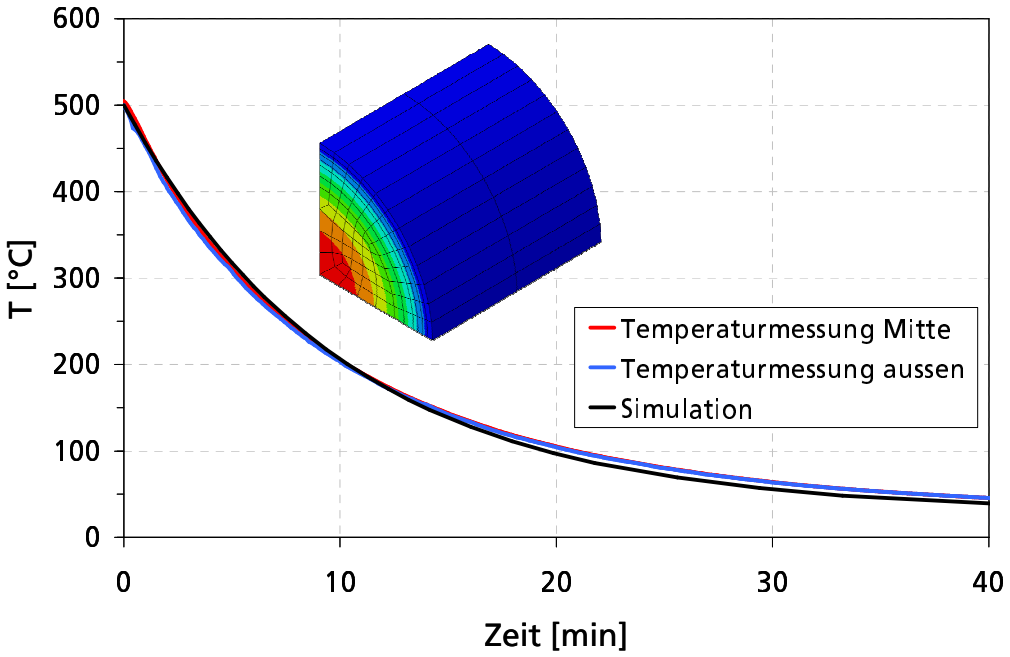


Bild 59: FE-Modell für Abkühlsimulationen und Vergleich der Abkühlmessung an einem Strangabschnitt mit dem Simulationsergebnis mit Konvektionskoeffizient 16 W/m^{2}K

Die Parameter des Modells für statische Rekristallisation wurden für die indirekten Strangpressversuche mit Pressverhältnis 60:1 und Luftabkühlung für die Bolzentemperaturen 420 und 500 ºC und die Produktgeschwindigkeiten 8 und 30 m/min angepasst. In Bild 60 sind die berechneten Abkühlkurven für diese vier Prozessvarianten dargestellt.

Ein Problem bei der Modellierung der statischen Rekristallisation ist, dass aus den Strangpressversuchen über die Dauer des Rekristallisationsprozesses keine genauen Aussagen gewonnen werden können. Einen Hinweis darauf, dass der Rekristallisationsprozess schnell ablaufen muss, liefern die direkten Strangpressversuche, bei denen Luft- und Wasserabkühlung nicht zu unterschiedlichen Gefügebildern führen und in beiden Fällen die Stränge (ausser für die niedrigste Produktgeschwindigkeit) eine über den Querschnitt vollständig rekristalliserte Mikrostruktur aufweisen. Hier wurde deshalb eine Rekristallisationstemperatur von 400 °C angenommen, bei der nach den Ergebnissen der Abkühlsimulationen die Rekristallisation je nach Prozessvariante nach 2 bis 4 Minuten abgeschlossen wäre (Bild 60). Die Verläufe der temperaturkompensierten Zeit W über der Abkühlzeit, die in Bild 61 dargestellt sind, werden nach anfänglichem Anstieg nahezu konstant. Der Parameter Q_3 in Gl. 8 wurde mit 177500 J/mol so gewählt, dass dieser konstante Wert für die jeweilige Prozessvariante zu der aus den Abkühlsimulationen bestimmten Rekristallisationszeit erreicht ist.

Die Parameter, die für $W_{0.5}$ in Gl. 9 bestimmt wurden, sind: $a_3 d_0^{h3}$ = 1.4E-09, n_3 = -1.3 und m_3 = -50. Die restlichen Parameter für den rekristallisierten Volumenanteil X_{srx} (Gl. 7) sind: $ß_s$ = 0.693 und k_s = 2. Mit diesen Parametern wird für die vier zur Parameteranpassung ausgewählten Fälle mit Produktgeschwindigkeiten oberhalb von 4 m/min wie in den Strangpressversuchen (Bild 17) die vollständige Rekristallisation der Stränge (X_{srx} = 1) über den gesamten Querschnitt berechnet.

Die Mikrostruktur bei der niedrigsten Geschwindigkeit von 4 m/min und dem Pressverhältnis von 60:1 weist einen Bereich mit nicht rekristallisierten, verformten Körnern in der Strangmitte auf, wobei der rekristallisierte Gefügeanteil mit zunehmender Blocktemperatur abnimmt (Bild 17). Es konnte jedoch kein Parametersatz für das hier verwendete Modell für statische Rekristallisation bestimmt werden, der den rekristallisierten Gefügeanteil für diese drei Fälle und gleichzeitig für die anderen Prozessvarianten in Übereinstimmung mit den Versuchen wiedergibt. Dass bei der geringsten Produktgeschwindigkeit und dem größeren Pressverhältnis keine vollständige Rekristallisation auftrat, wurde dadurch erklärt, dass zwar eine ausreichende Verformung für eine gewisse Keimbildung erreicht wurde, mit höher werdender Blocktemperatur die innere Energie aber sank, so dass weniger Keime entstehen konnten (s. Abschnitt 4.2.3). Im empirischen Modell wird die Verformung über Dehnung und Dehnrate berücksichtigt, nicht jedoch die gespeicherte Energie. Mit den oben angegebenen Parametern und dem empirischen Modell wird eine vollständige Rekristallisation der Stränge berechnet.

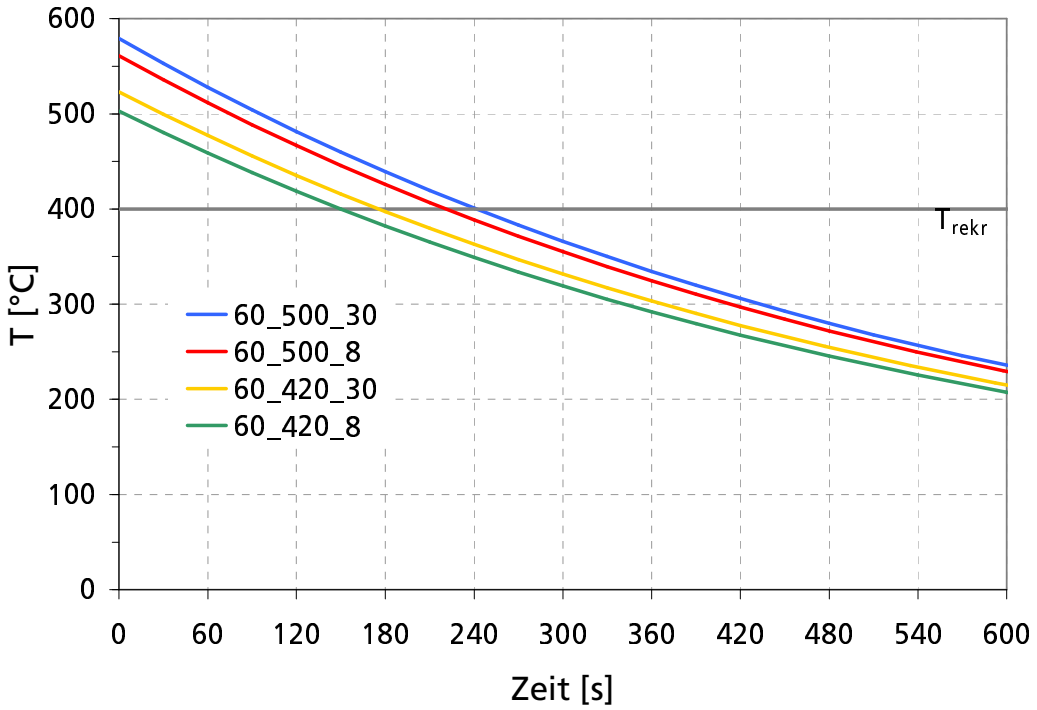


Bild 60: Berechnete Abkühlkurven für 4 Pressbedingungen bei Pressverhältnis 60:1

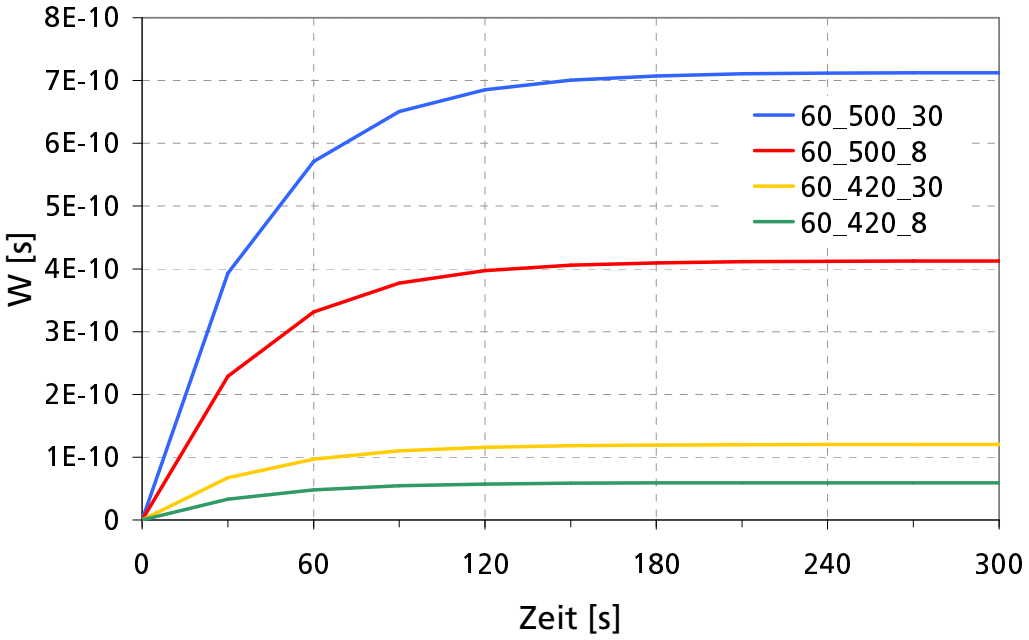


Bild 61: Verläufe der temperaturkompensierten Zeit W über der Abkühlzeit für 4 Pressbedingungen bei Pressverhältnis 60:1

Zur Überprüfung der Übertragbarkeit wurde das Modell für statische Rekristallisation mit den Parametern, die für das Pressverhältnis 60:1 bestimmt wurden, auf die indirekten Strangpressversuche mit Pressverhältnis 30:1 angewendet. In Bild 62 sind die radialen Verteilungen des berechneten rekristallisierten Volumenanteils X_{srx} für die jeweils niedrigste und höchste Bolzeneinsatztemperatur bzw. Produktgeschwindigkeit zusammen mit den entsprechenden Gefügebildern aus Längsschliffen dargestellt. Hier wird sowohl für die hohe Produktgeschwindigkeit von 15 m/min die vollständige Rekristallisation der Stränge (X_{srx} = 1) über den gesamten Querschnitt als auch für die niedrigste Produktgeschwindigkeit von 2 m/min der vollständig rekristallisierte Rand mit einem Bereich ohne Rekristallisation in der Strangmitte wie in den Versuchen berechnet. Aufgrund des größeren Strangdurchmessers liegen im Falle des kleineren Pressverhältnisses in der Strangmitte deutlich geringere Dehnungen und Dehnraten vor als beim größeren Pressverhältnis, so dass die unvollständige Rekristallisation der Stränge bei der niedrigsten Produktgeschwindigkeit berechnet werden konnte.

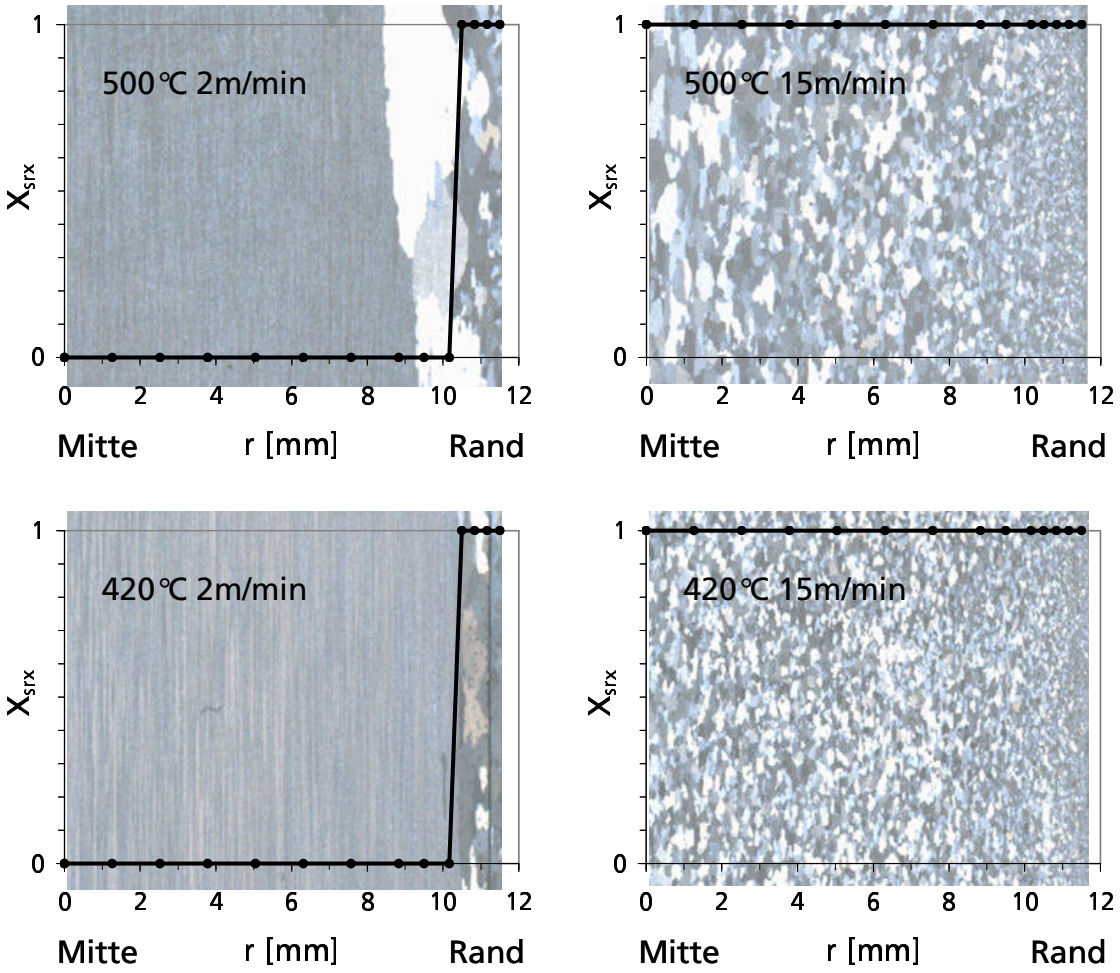


Bild 62: radiale Verteilung des berechneten rekristallisierten Volumenanteils X_{srx} für 4 Pressbedingungen bei Pressverhältnis 30:1 mit den entsprechenden Gefügebildern aus Längsschliffen

5.2 Simulation des direkten Strangpressens

5.2.1 Ergebnisse der Simulation

Die direkten Strangpressversuche wurden zunächst mit den gleichen Modellparametern wie für das indirekte Pressen simuliert. Im FE-Modell wurde lediglich die Pressrichtung dadurch geändert, dass im Gegensatz zum indirekten Pressen die Matrize als feststehend und der Stempel als beweglich definiert wurde. Es hat sich jedoch gezeigt, dass die berechneten Kräfte und Temperaturen im Vergleich mit den Experimenten zu hoch sind (graue Kurven in Bild 63). Dies ist darauf zurückzuführen, dass die beim direkten Pressen zusätzlich auftretende Reibung zwischen Bolzen und Aufnehmer durch die Annahme von reiner Haftreibung (Stick) überschätzt wird. Deshalb wurden in weiteren Simulationen andere in HyperXtrude vorhandene

Reibmodelle wie Coulomb oder viskoplastisches Reibmodell mit verschiedenen Reibwerten eingesetzt. In Bild 63 sind neben den Simulationsergebnissen für das Reibmodell Stick (graue Kurven) auch die Ergebnisse für das Reibmodell ViscoPlastic (schwarze Kurven) für eine Prozessvariante (Pressverhältnis 60:1, Bolzentemperatur 500 °C, Produktgeschwindigkeit 30 m/min) im Vergleich mit den gemessenen Kräften und Temperaturen dargestellt. Für diese Prozessvariante wurde der Reibwert für das Reibmodell ViscoPlastic mit 0,98 angepasst. Diese Anpassung ist jedoch nicht auf andere Prozessvarianten übertragbar. Wie in Bild 64 dargestellt stimmen zwar die berechneten und gemessenen Matrizenkräfte auch für die Varianten T_B=420 °C, v_{prod}=30 m/min und T_B=500 °C, v_{prod}=8 m/min überein, die berechneten Gesamtkräfte sind jedoch zu niedrig (Bild 65). Das bedeutet, dass die Reibkräfte zwischen Bolzen und Aufnehmer zu niedrig sind. Bild 66 zeigt die mit den beiden Reibmodellen berechnete Dehnungsverteilung nach einem Pressweg von 200 mm. Während die mit dem Reibmodell Stick berechnete Dehnungsverteilung den typischen Fließverlauf des Bolzenmaterials beim direkten Strangpressen (Bild 4 links) und eine Abnahme der Dehnung an der Aufnehmerwand zur Aufnehmeroberkante hin wiedergibt, ist dies bei der mit dem Reibmodell ViscoPlastic berechneten Verteilung nicht der Fall. Hier tritt zwar Gleiten zwischen Bolzen und Aufnehmer ein, aber danach wird nie mehr Haften erreicht, sodass das Bolzenmaterial unmittelbar an die Matrizenstirnfläche gepresst wird. Um das Reibverhalten des Materials in der Simulation richtig abzubilden zu können, wäre es nötig, ein erweitertes Reibmodell, bei dem Gleiten, aber nach Gleiten auch wieder Haften (Slip/Stick) stattfinden kann, in HyperXtrude zu implementieren. Das Reibverhalten von AA6005A beim Strangpressen wurde bereits durch Reibversuche charakterisiert und die Parameter eines Reibmodells wurden aus den Versuchen bestimmt (s. Abschnitt 4.3). Die Beschreibung der User-Schnittstelle zur Implementierung eines Reibmodells wurde jedoch bisher nicht vom Softwareentwickler bereitgestellt.

Als Kompromisslösung wurde die Reibung zwischen Bolzen und Aufnehmer und zwischen Bolzen und Matrizenstirnfläche mit dem Reibmodell Stick modelliert und nur für den Matrizendurchbruch das Reibmodell ViscoPlastic mit einem Reibwert von 0,7 verwendet. Bei dieser Modellierung stimmen die berechneten und gemessenen Matrizenkräfte überein, die berechnete Gesamtkraft und die Temperaturen sind zwar deutlich niedriger als bei Verwendung des Reibmodells Stick im gesamten Modell, jedoch gegenüber den gemessenen Werten immer noch zu hoch (Bild 67). Das Verhältnis von berechneten zu gemessenen Werten ist für alle Prozessvarianten ähnlich.

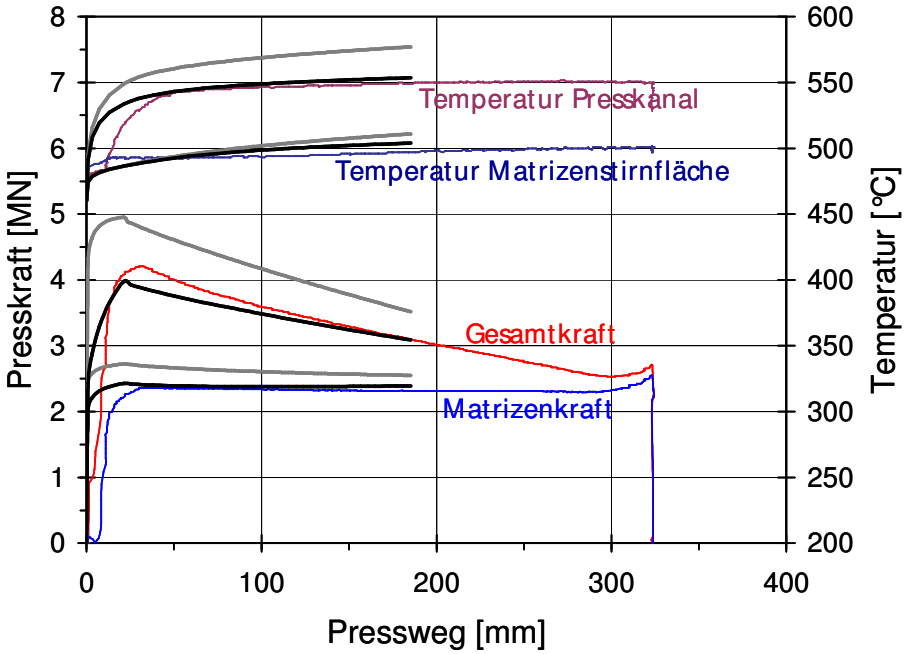


Bild 63: Vergleich zwischen Experiment und Simulation für direktes Pressen, Pressverhältnis 60:1, Bolzentemperatur 500 °C, Produktgeschwindigkeit 30 m/min Farbige Kurven: Experiment, graue Kurven: Simulation mit Reibmodell Stick, schwarze Kurven: Simulation mit Reibmodell ViscoPlastic 0,98

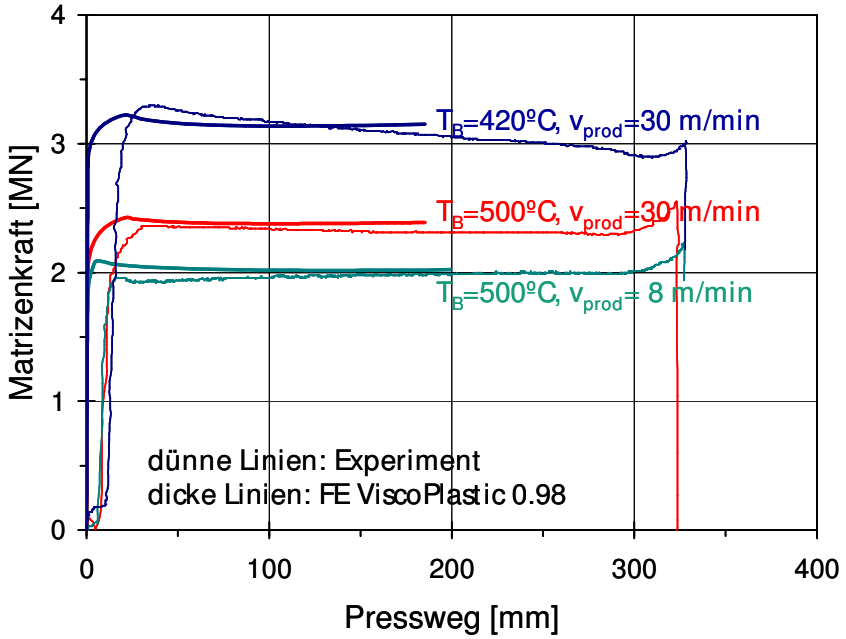


Bild 64: Einfluss der Bolzentemperatur T_B und Produktgeschwindigkeit v_{prod} auf mit Reibmodell ViscoPlastic 0.98 berechnete Matrizenkräfte und Vergleich mit Experimenten, Pressverhältnis 60:1

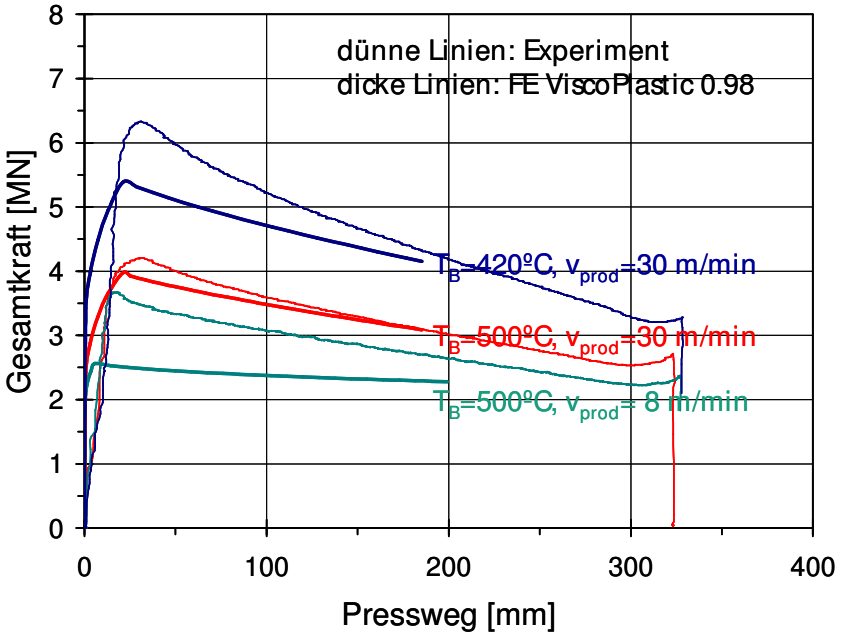


Bild 65: Einfluss der Bolzentemperatur T_B und Produktgeschwindigkeit v_{prod} auf mit Reibmodell ViscoPlastic 0.98 berechnete Gesamtkräfte und Vergleich mit Experimenten, Pressverhältnis 60:1

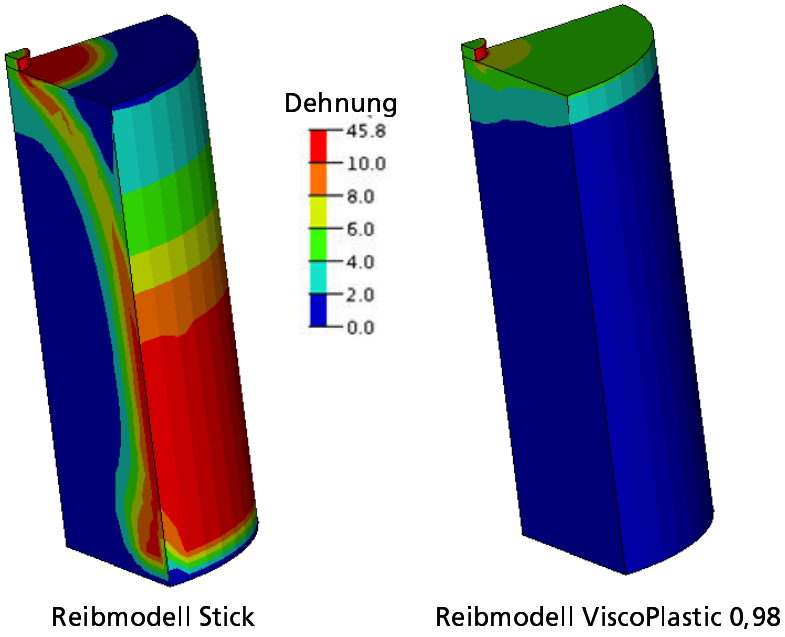


Bild 66: Dehnungsverteilung bei Pressweg 200 mm für direktes Pressen, Pressverhältnis 60:1, Bolzentemperatur 500 °C, Produktgeschwindigkeit 30 m/min rechts: Simulation mit Reibmodell Stick, links: Simulation mit Reibmodell ViscoPlastic 0,98

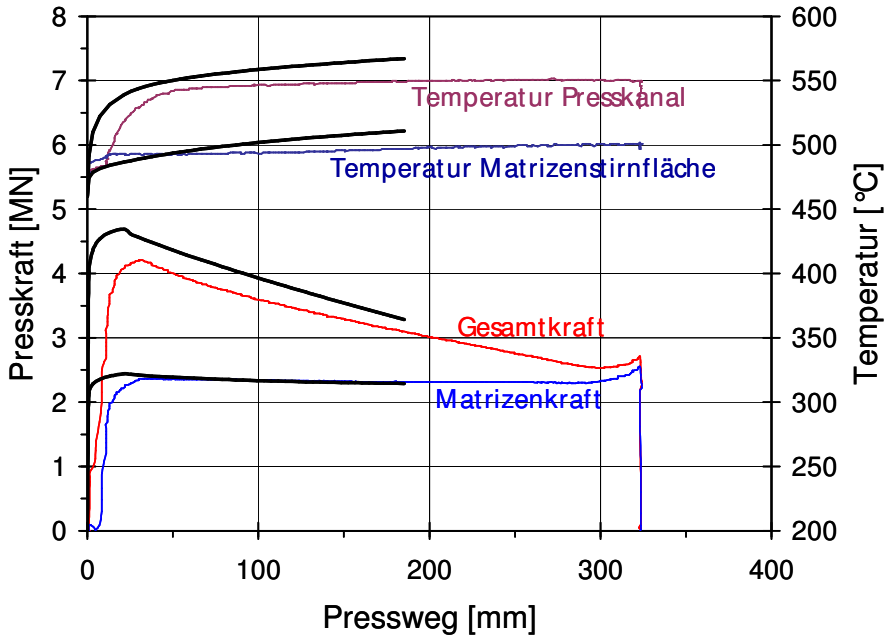


Bild 67: Vergleich zwischen Experiment und Simulation für direktes Pressen, Pressverhältnis 60:1, Bolzentemperatur 500 °C, Produktgeschwindigkeit 30 m/min Farbige Kurven: Experiment, schwarze Kurven: Simulation mit Reibmodell Stick, nur am Matrizendurchbruch ViscoPlastic 0,7

Neben dem Reibmodell kann auch das Werkstoffmodell für die relativ große Abweichung zwischen den berechneten und gemessenen Presskräften beim direkten Pressen verantwortlich sein. Die lokalen Beanspruchungen an den Kontaktstellen zwischen Aufnehmer und Bolzen sind hauptsächlich Scherbelastung und die Vergleichsdehnungen sind sehr groß z.B. bis 10. Es könnte sein, dass die bei der Simulation getroffene Annahme, dass keine Dehnungsverfestigung oder –entfestigung stattfindet, nicht dem realen Materialverhalten insbesondere unter Scherung entspricht. Die wahren Spannungs-Dehnungskurven aus Warmdruckversuchen konnten nur bis zu einer Dehnung von ca. 1 ermittelt werden und geben keine Hinweise auf das Verformungsverhalten unter Scherung. Außerden muss die Anwendbarkeit des Werkstoffmodells nach von Mises für die Strangpresssimulation überprüft werden. In Zukunft sollten weitere Versuche z.B. unter Torsion für eine genauere Werkstoffcharakterisierung für Strangpresssimulationen durchgeführt werden [PIN11]. Darauf aufbauend soll ein Werkstoffmodell zur Beschreibung des Einflusses der Spannungsmehrachsigkeit auf das Fließverhalten von Aluminiumwerkstoffen bei hohen Temperaturen entwickelt werden.

5.2.2 Gefügesimulation

5.2.2.1 Modellierung dynamischer Rekristallisation

Das als User Defined Function in HyperXtrude implementierte Modell für dynamische Rekristallisation mit den für das indirekte Strangpressen angepassten Parametern (s.

Abschnitt 5.1.4.1) wurde auch für das direkte Strangpressen angewendet. In Bild 68 sind die berechneten Korngrößenverteilungen aufgrund dynamischer Rekristallisation für das Pressverhältnis 30:1, die Bolzeneinsatztemperatur von 500 °C und die vier Produktgeschwindigkeiten 2, 8, 15 und 30 m/min im Vergleich mit den Makroschliffen zu sehen. Die berechneten Korngrößen stimmen recht gut mit den Experimenten überein. Für die niedrigste Produktgeschwindigkeit stimmt auch die berechnete Größe des rekristallisierten Randbereichs gut mit dem Experiment überein, die vollständige Rekristallisation der Stränge bei höheren Geschwindigkeiten wird jedoch nicht berechnet. Das kann daran liegen, dass die Reibung im Presskanal ohne ein erweitertes benutzerdefiniertes Reibmodell nicht genau modelliert werden konnte.

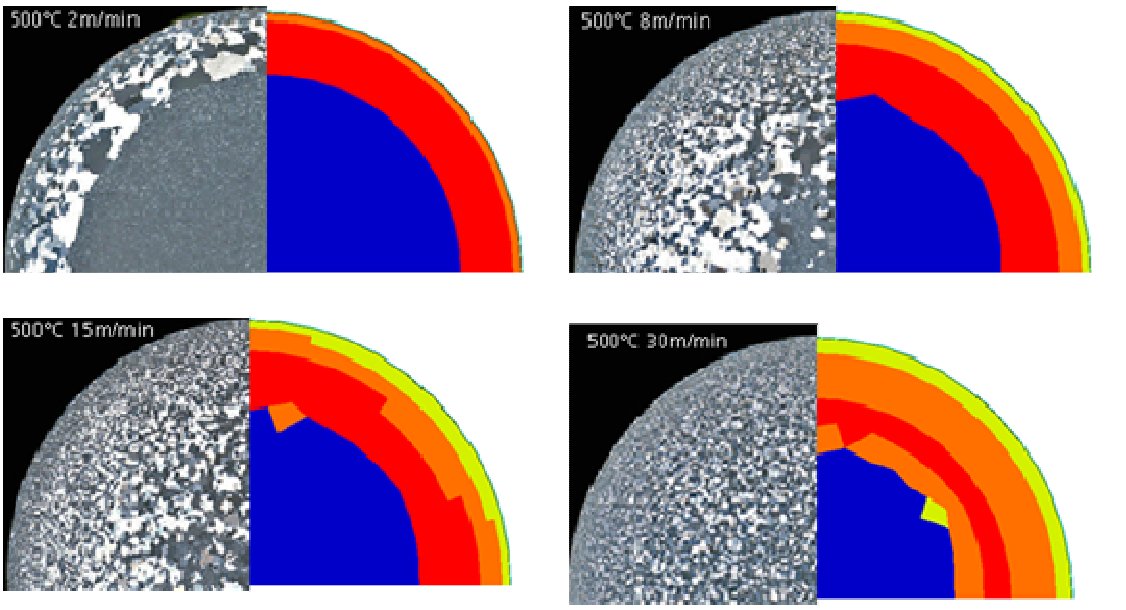


Bild 68: Berechnete Korngrößen-verteilungen aufgrund dynamischer Rekristallisation im Vergleich mit den Makroschliffen für 4 Pressbedingungen bei Pressverhältnis 30:1

Bild 69 zeigt die radiale Verteilung der berechneten Dehnung ε (schwarze Kurve) im Presskanal und der kritischen Dehnung ε_c für die vier ausgewählten Strangpressversuche. Dynamische Rekristallisation wird aktiviert, wenn $\varepsilon > \varepsilon_c$. Wenn sich die berechneten Dehnungen in der Strangmitte bei Verwendung eines besser geeigneten Reibmodells nur geringfügig erhöhen, würde die vollständige Rekristallisation der Stränge bei höheren Geschwindigkeiten in der Simulation eintreten, da eine Erhöhung der Dehnung ε gleichzeitig eine Absenkung der kritischen Dehnung ε_c bewirkt. Eine mögliche Erklärung wäre auch, dass die vollständige Rekristallisation der Stränge bei höheren Geschwindigkeiten auf statische

Rekristallisation zurückzuführen ist. Statische und dynamische Rekristallisation können bei den direkten Strangpressversuchen nicht voneinander abgegrenzt werden, da sich die Gefügebilder nach Luft- und Wasserabkühlung nicht unterscheiden. Mit dem Modell für statische Rekristallisation wird die vollständige Rekristallisation der Stränge bei höheren Geschwindigkeiten berechnet (s. nächster Abschnitt).

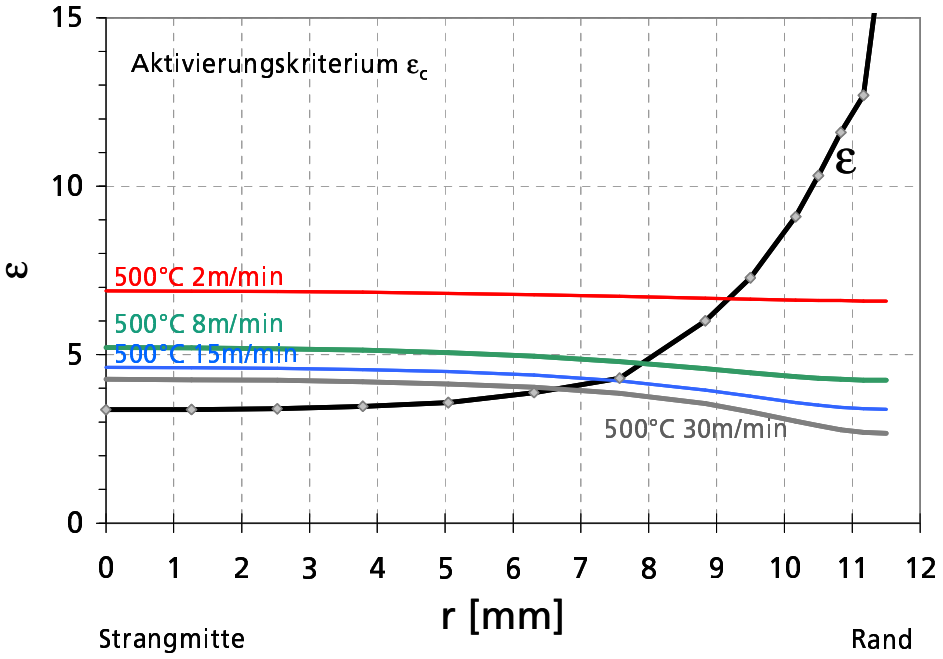


Bild 69: Radiale Verteilung der berechneten Dehnung ε beim Matrizendurchbruch im Vergleich mit dem Aktivierungskriterium ε_c für dynamische Rekristallisation für 4 Pressbedingungen bei Pressverhältnis 30:1

5.2.2.2 Modellierung statischer Rekristallisation

Das Modell für statische Rekristallisation mit den Parametern, die für das indirekte Strangpressen mit Pressverhältnis 60:1 bestimmt wurden, wurde auf die direkten Strangpressversuche mit Pressverhältnis 30:1 angewendet. In Bild 70 sind die radialen Verteilungen des berechneten rekristallisierten Volumenanteils X_{srx} für die jeweils niedrigste und höchste Bolzeneinsatztemperatur und die Produktgeschwindigkeiten 2 und 15 m/min zusammen mit den entsprechenden Gefügebildern aus Längsschliffen dargestellt. Hier wird sowohl für die niedrigste Produktgeschwindigkeit von 2 m/min der vollständig rekristallisierte Rand mit einem Bereich ohne Rekristallisation in der Strangmitte als auch für die hohe Produktgeschwindigkeit von 15 m/min die vollständige Rekristallisation der Stränge (X_{srx} = 1) über den gesamten Querschnitt wie in den Versuchen berechnet.

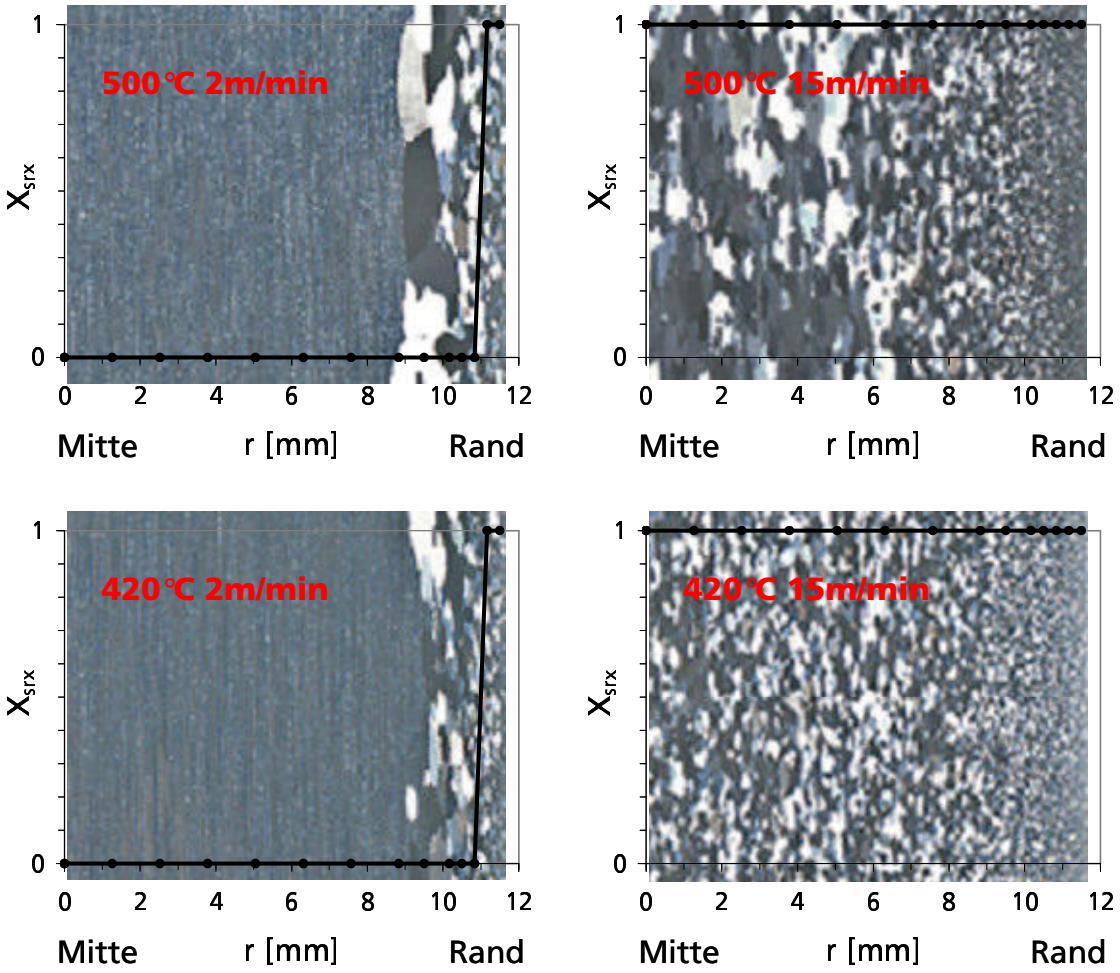


Bild 70: radiale Verteilung des berechneten rekristallisierten Volumenanteils X_{srx} für 4 Pressbedingungen bei Pressverhältnis 30:1 mit den entsprechenden Gefügebildern aus Längsschliffen

5.3 Untersuchung des Reibverhaltens

Zur weiteren Untersuchung des Reibverhaltens von AA6005A beim Strangpressen wurden spezielle Reibversuche in zwei Varianten entwickelt und durchgeführt.

In der ersten Variante des Reibversuchs wurden zwei Aluminiumproben in Quaderform (24,2x23,4x12,2 mm^3) mit einer vordefinierten Kraft gegen einen Stahlstab gepresst und der Stahlstab dann mit einer konstanten Geschwindigkeit senkrecht zur Anpresskraft gezogen (Bild 71, Bild 72). Die Aluminiumproben hatten eine Temperatur von 460 °C und der Stahlstab eine Temperatur von 430 °C. Bild 73 zeigt für drei Anpresskräfte die Aluminiumproben und den Reibstahl vor und nach Versuch. Es wurde festgestellt, dass die Aluminiumproben nur bei der niedrigsten Anpresskraft von 1 kN keinen Bruch durch Abscherung aufweisen. Auffällig ist, dass sich nach dem

ersten Reibversuch eine Aluminiumschicht auf dem Stahlstab gebildet hat, so dass bei weiteren Versuchen die Reibung zwischen der Aluminiumprobe und der Aluminiumschicht stattfindet.

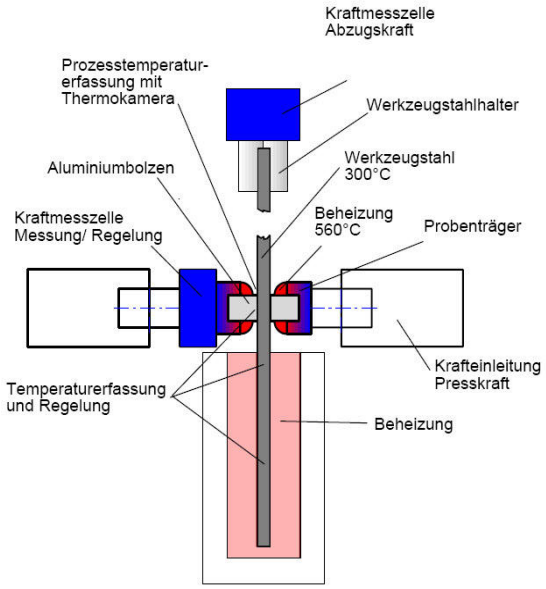


Bild 71: Schematische Darstellung des Versuchsaufbaus der ersten Variante des Reibversuchs

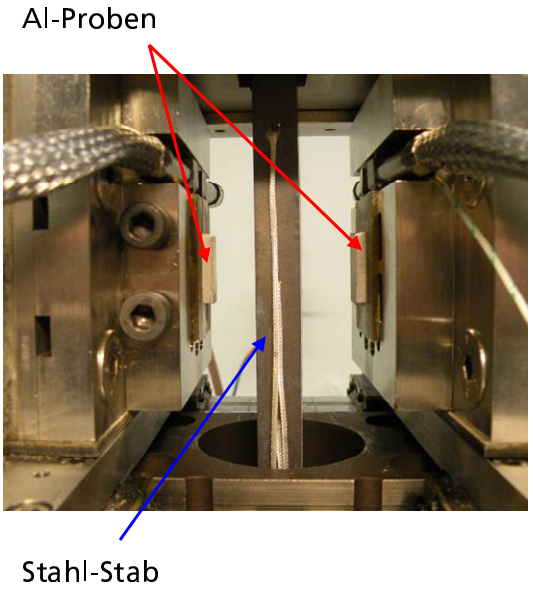


Bild 72: Versuchsaufbau der ersten Variante des Reibversuchs

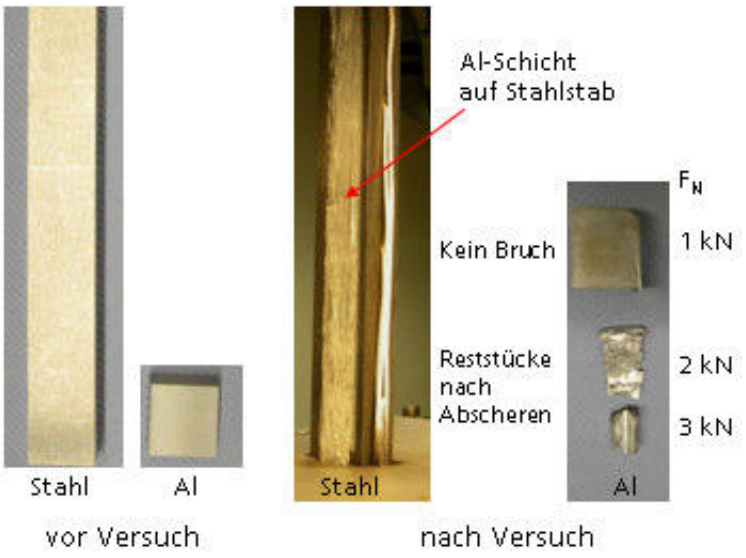


Bild 73: Reibstahl und Aluminiumproben vor und nach Versuch

Zur Analyse des Reibverhaltens wurden die mittlere Reibspannung τ auf die Scherfließgrenze τ_0 und die mittlere Normalspannung σ auf die Fließgrenze σ_0 normiert und für verschiedene Anpresskräfte in Bild 74 gegeneinander geplottet. Die entsprechende Fließfläche wurde ebenfalls in Bild 74 dargestellt. Offensichtlich ist die Fließspannung nur bei der Anpresskraft von 3 kN erreicht worden. Aufgrund der inhomogenen Verteilung der Spannungen können lokale plastische Verformungen für die niedrigeren Presskräfte aber nicht ausgeschlossen werden. Da die Normalspannung σ bei dieser Variante des Reibversuchs gegenüber der Fließspannung σ_0 sehr niedrig ist ($\sigma/\sigma_0 < 0{,}25$), entspricht die Belastung in diesem Reibversuch nicht der realen Situation beim Strangpressen, wo ein große hydrostatische Spannung vorliegt.

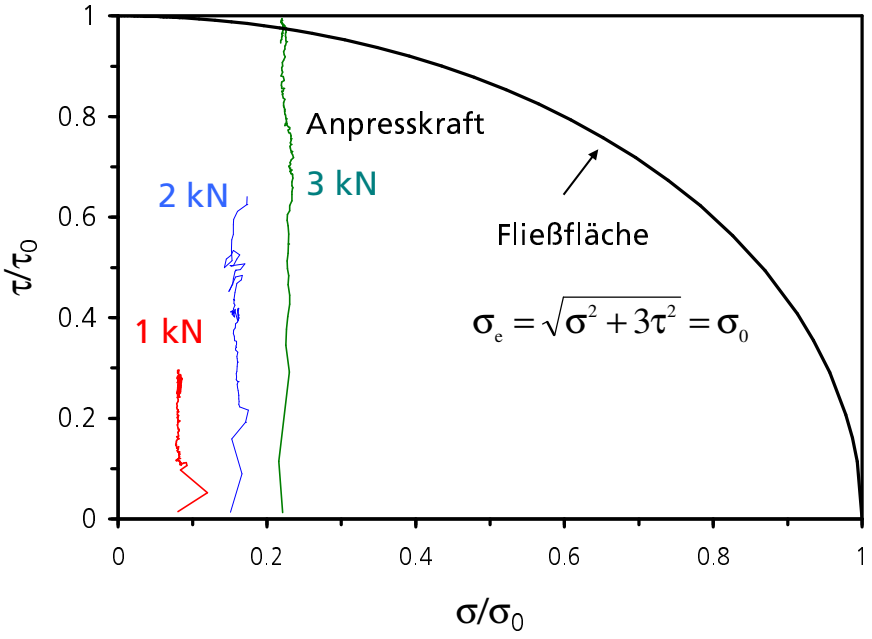


Bild 74: Normierte Reibspannung als Funktion der normierten Normalspannung aus der ersten Variante des Reibversuchs

Um eine Prüfung von Aluminiumproben bei hoher hydrostatischer Spannung zu ermöglichen, wurde eine zweite Variante des Reibversuchs entwickelt und realisiert. Der Versuchsaufbau für diese Variante ist in Bild 75 dargestellt. In einem ersten Schritt wird dabei eine zylindrische Aluminiumprobe in eine ringförmige Stahlmatrize zwischen zwei Stempeln eingesetzt und bis zu einem bestimmten Spannungszustand komprimiert, der entsprechend einer beim Strangpressen vorliegenden Beanspruchungssituation eingestellt werden kann. In einem zweiten Schritt wird die Kraft des einen Stempels (F_1) konstant gehalten, während der andere Stempel (F_2) verschiebungskontrolliert gesteuert die Probe durch die Matrize bewegt (Bild 76). Dieser Versuchsaufbau erlaubt eine systematische Variation von Normalspannung, Temperatur und Geschwindigkeit. Der Probendurchmesser beträgt 8 mm, die

Probenhöhe 10 mm. Die beiden zylindrischen Stempel haben eine konische Form, um die Reibung zwischen Stempeln und Matrize möglichst gering zu halten.

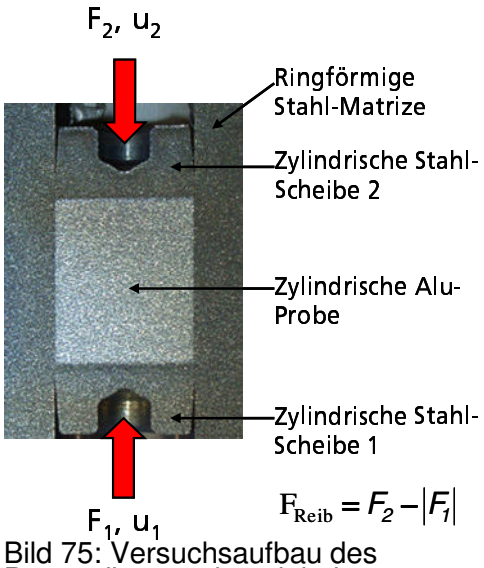


Bild 75: Versuchsaufbau des Pressreibversuchs mit hoher hydrostatischer Spannung

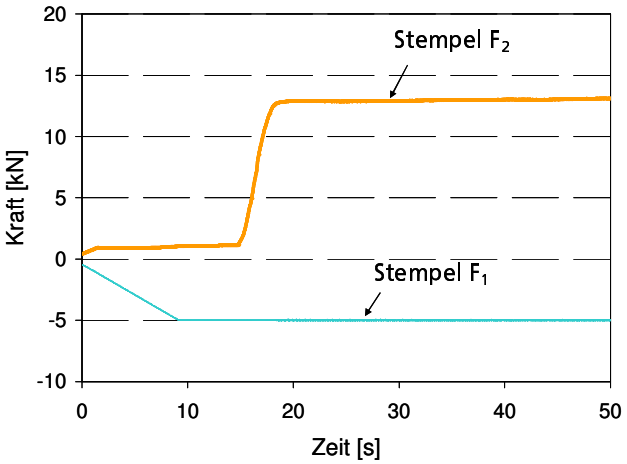


Bild 76: Kraftverläufe der beiden Stempel im Pressreibversuch

Die Reibspannung τ wurde aus der Differenz der beiden Stempelkräfte und der Kontaktfläche A zwischen Probe und Matrize berechnet ($\tau = (F_2-F_1)/A$). Die Spannung normal zur Kontaktfläche σ_{22} wurde durch Einsetzen der Axialspannung $\sigma_{11}=4F_1/\pi D^2$ und der Scherspannung τ in die von Mises Fließbedingung bestimmt:

$$\sigma_{22} = \sigma_{11} - \sqrt{\sigma_{y0}{}^2 - 3\tau^2} \qquad (11)$$

σ_{y0}: Fließspannung.

Zur Bestimmung der Fließspannungen bei den für die Reibversuche gewählten Temperaturen und Dehnraten wurden zusätzliche Warmdruckversuche an Proben mit einem Durchmesser von 8 mm und einer Höhe von 10 mm durchgeführt. Die Temperatur- und Dehnratenabhängigkeit der bei den Warmdruckversuchen ermittelten wahren Spannungs-Dehnungskurven sind in Bild 77 und Bild 78 dargestellt.

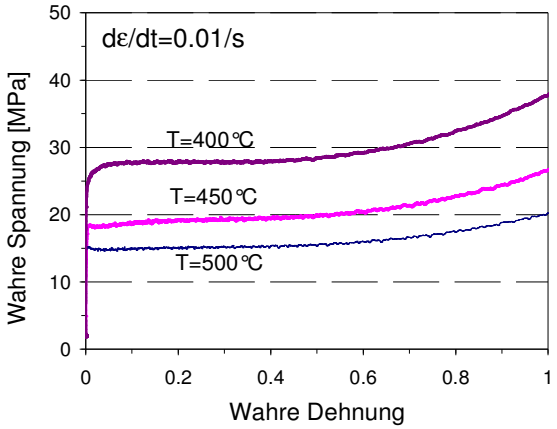


Bild 77: Temperaturabhängigleit der wahren Spannungs-Dehnungskurven von AA6005A bei einer Dehnrate von 0.01/s

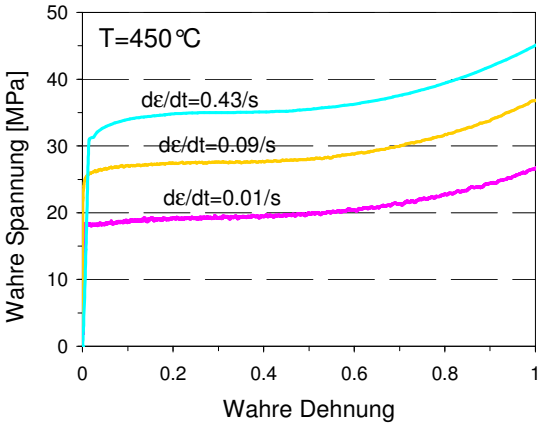


Bild 78: Dehnratenabhängigleit der wahren Spannungs-Dehnungskurven von AA6005A bei 450 ℃

Bild 79 zeigt die gemessenen Reibspannungen als Funktion der Stempelverschiebung für drei Anpresskräfte F_1 und drei Gleitgeschwindigkeiten (0,1, 1 und 5 mm/s). Für die Gleitgeschwindigkeit von 0,1 mm/s wurde die Anpresskraft von 3 kN über 5 kN bis zu 8 kN variiert. Das entspricht einer Variation des Verhältnisses von Normalspannung zu Fließspannung σ_{22}/σ_{y0} von 1,34 über 2,54 bis zu 4,36 (Bild 81). Während der Einfluss der Anpresskraft auf das Reibverhalten gering ist, bewirkt eine Erhöhung der Gleitgeschwindigkeit einen deutlichen Anstieg der Reibspannung.

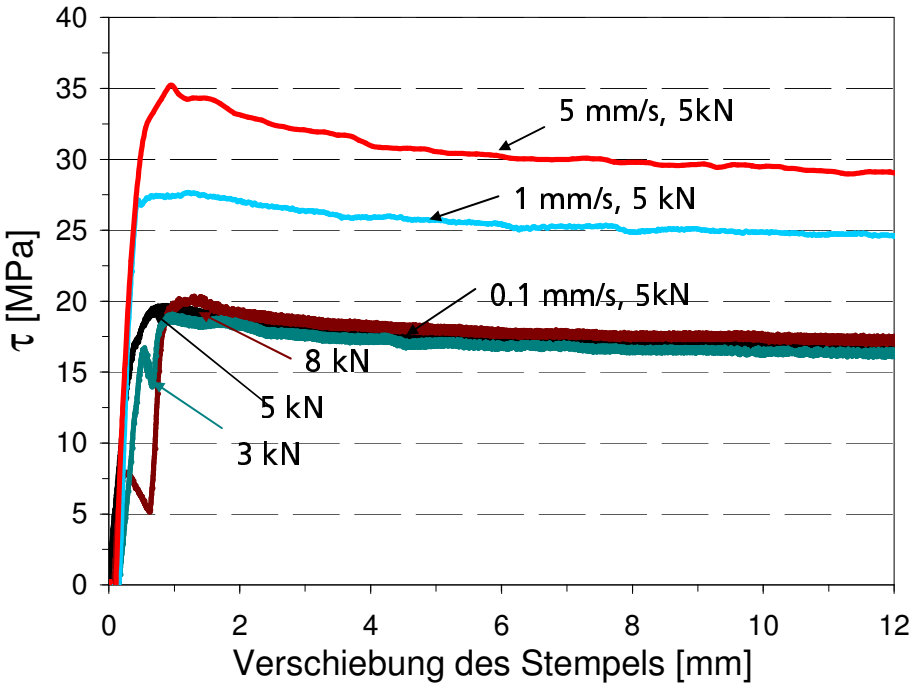


Bild 79: Einfluss der Anpresskraft und Gleitgeschwindigkeit auf die Reibspannung

Zur Untersuchung des Einflusses der Temperatur auf die Reibspannung wurden Reibversuche bei drei Temperaturen 400 °C, 440 °C und 500 °C bei einer Anpresskraft von 5 kN und einer Pressgeschwindigkeit von 0,1 mm/s durchgeführt. Mit zunehmender Temperatur nimmt die Reibspannung deutlich ab (Bild 80). Dies entspricht der Temperaturabhängigkeit der wahren Spannungs-Dehnungskurven, die bei den Warmdruckversuchen ermittelt wurden (Bild 77).

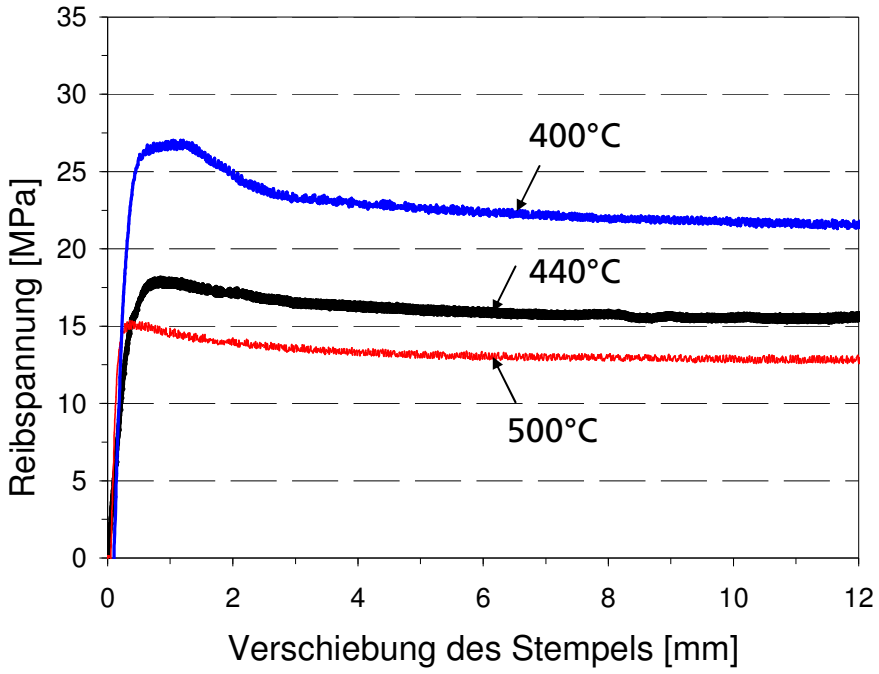


Bild 80: Einfluss der Temperatur auf die Reibspannung bei einer Anpresskraft von 5 kN und Pressgeschwindigkeit von 0,1 mm/s

In Bild 81 ist die Reibspannung zu Beginn des Gleitens als Funktion der normierten Normalspannung für drei Gleitgeschwindigkeiten dargestellt. Die experimentellen Daten im elastischen Bereich (gelbe Symbole) wurden mit Hilfe der ersten Variante des Reibversuchs bei niedriger hydrostatischer Spannung ermittelt. Zur Beschreibung des Einflusses von Normalspannung und Gleitgeschwindigkeit auf die Reibspannung wurde ein theoretisches Reibmodell nach [BEH09] mit geringfügigen Modifikationen eingesetzt. Die folgende Gleichung wurde zur Anpassung an die experimentellen Daten verwendet:

$$\tau = \tau_0 \left[1 - \exp\left(- a \frac{\sigma_N}{\sigma_0} \right)^d \right] . \left[bc^{\frac{V_{rel}}{V_0}} \left(\frac{V_{rel}}{V_0} \right)^n \right], \qquad (12)$$

wobei σ_0 die Fließspannung, τ_0 die Schubfließgrenze, V_{rel} die Gleitgeschwindigkeit und V_0 die Referenzgleitgeschwindigkeit bezeichnen. Die Parameter a=0,1, b=c=1, d=0,7 und n=0,155 wurden durch Anpassung an die Ergebnisse der Reibversuche bestimmt.

Wie Bild 81 zeigt stimmen die nach dem Reibmodell berechneten Kurven der Reibspannung über der Normalspannung gut mit den experimentellen Daten überein, die durch Symbole dargestellt sind. Wegen der noch ausstehenden Beschreibung der entsprechenden User-Schnittstelle konnte das Reibmodell noch nicht in HyperXtrude implementiert und in Strangpresssimulationen verifiziert werden.

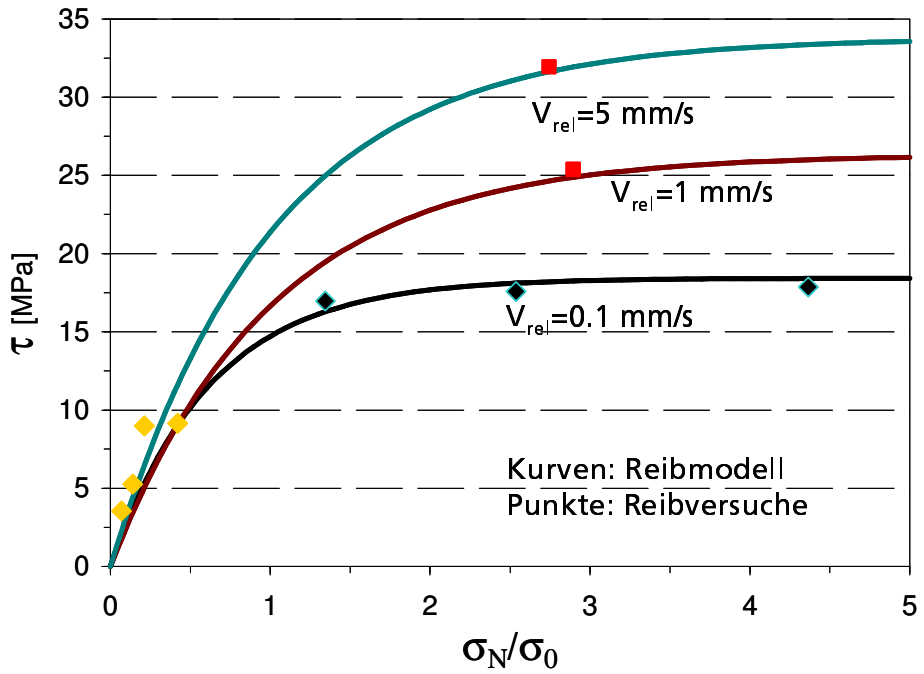


Bild 81: Einfluss der Normalspannung und Gleitgeschwindigkeit auf die Reibspannung aus den Reibversuchen und dem Reibmodell nach [BEH09]

5.4 Mikrostruktur und mechanische Eigenschaften

Zur Bestimmung der mechanischen Eigenschaften wurden Minirundzugproben aus dem Ausgangsbolzen und am Rand und in der Mitte von ausgewählten indirekt gepressten Stangen (Pressverhältnis 60:1, für die Bolzentemperaturen 420 °C und 500 °C und Produktgeschwindigkeiten von 4 m/min bzw. 30 m/min, jeweils mit Luft- und Wasserabkühlung) entnommen und geprüft. Die Probengeometrie der aus den gepressten Stangen entnommenen Minirundzugproben ist in Bild 82 dargestellt. Pro Entnahmeort wurden drei Wiederholungsversuche durchgeführt. Bild 83 bis Bild 88 zeigen die gemessenen technischen Spannungs-Dehnungskurven und Kennwerte jeweils für Mitte und Rand der 6 untersuchten Strangpressvarianten. Links oben in den Bildern sind jeweils die Gefügebilder und Entnahmeposition der Proben zu sehen. Die gemessenen Spannungs-Dehnungskurven und die technischen Kennwerte lassen für die untersuchten Fälle bis auf einen Fall (Bolzentemperatur 500°C, Produktgeschwindigkeit 4m/min, luftgekühlt, Bild 87) keine nennenswerten Unterschiede zwischen Mitte und Rand der Stangen erkennen, wobei bei den wassergekühlten Stangen der rekristallisierte Randbereich für eine gezielte Probenentnahme zu klein war.

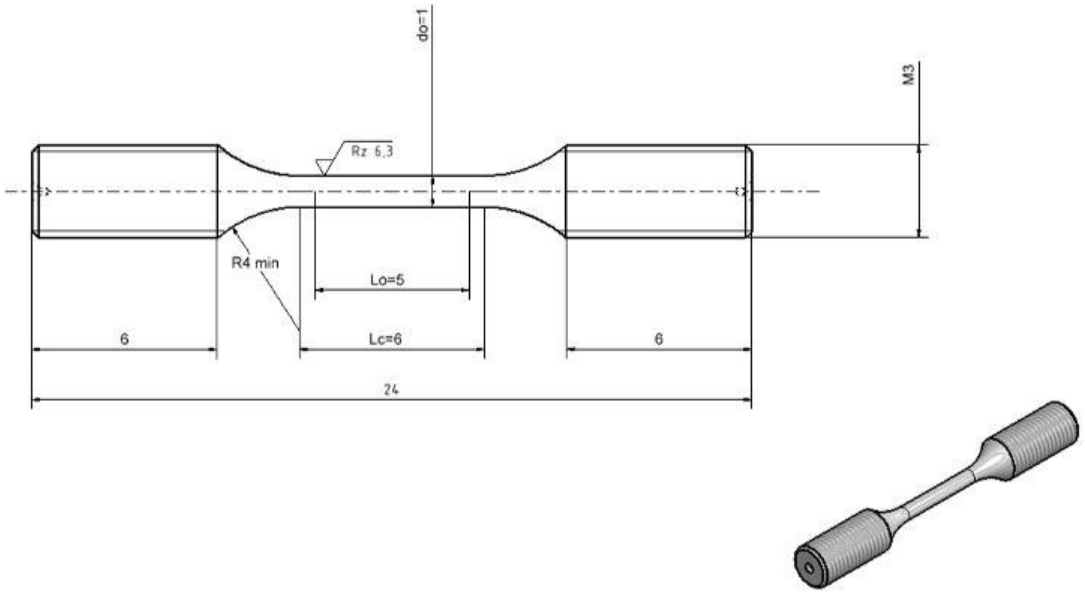
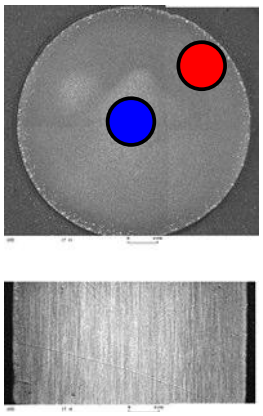
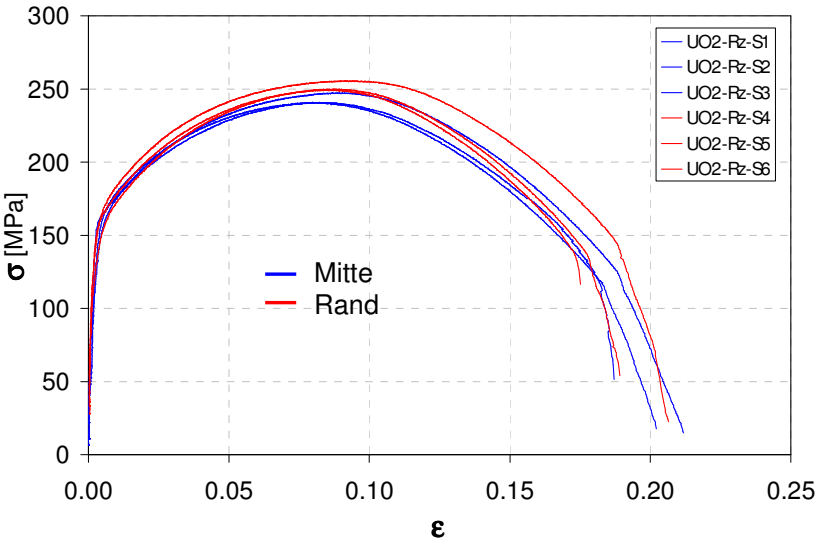


Bild 82: Probengeometrie der aus den gepressten Stangen entnommenen Minirundzugproben



420°C-4m/min

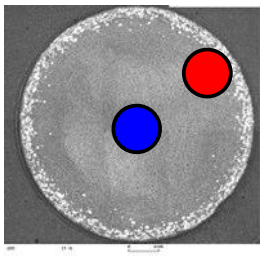
Wasser (UO2)

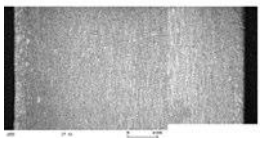


Proben-Nr.:	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_5 [%]	Z [%]	
UO2-Rz-S1	162	247	21.2	84.0	
UO2-Rz-S2	151	241	18.6	79.7	**Mitte**
UO2-Rz-S3	153	241	20.2	82.6	
Mittelwert	155	243	20.0	82.1	
Standardabweichung	6	3	1.3	2.2	

Proben-Nr.:	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_5 [%]	Z [%]	
UO2-Rz-S4	141	250	18.9	73.6	
UO2-Rz-S5	157	249	17.4	70.7	**Rand**
UO2-Rz-S6	157	256	20.6	75.1	
Mittelwert	152	252	19.0	73.1	
Standardabweichung	9	4	1.6	2.2	

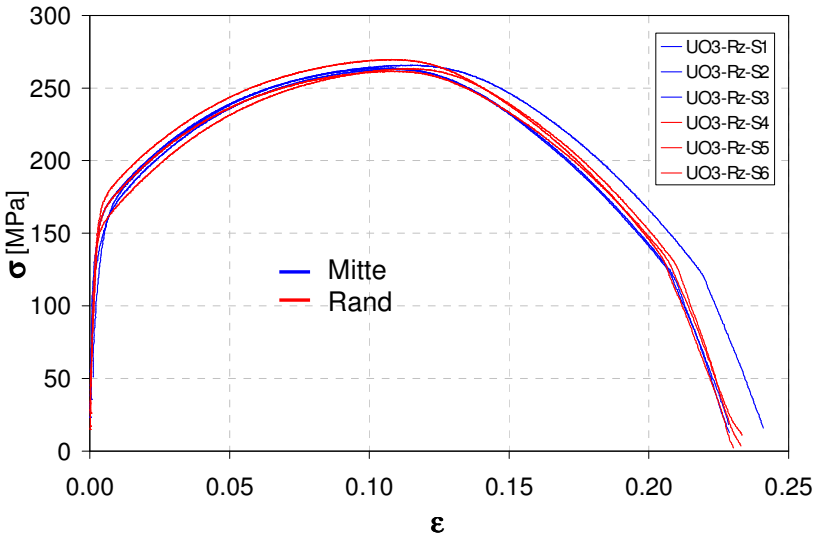
Bild 83: Technische Spannungs-Dehnungskurven und Kennwerte nach dem indirekten Strangpressen für Mitte und Rand der Proben 60:1-420°C-4m/min mit Wasserabkühlung, Gefügebilder und Entnahmeposition der Proben oben links im Bild





500°C-4m/min

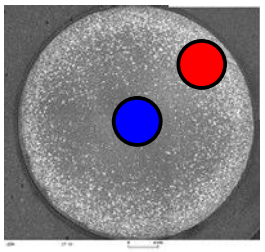
Wasser (UO3)

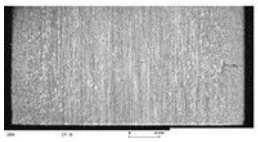


Proben-Nr.:	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_5 [%]	Z [%]	
UO3-Rz-S1	138	263	22.9	81.5	
UO3-Rz-S2	149	264	22.8	85.5	**Mitte**
UO3-Rz-S3	156	266	24.1	84.8	
Mittelwert	148	264	23.3	83.9	
Standardabweichung	9	2	0.7	2.1	

Proben-Nr.:	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_5 [%]	Z [%]	
UO3-Rz-S4	154	263	23.3	82.8	
UO3-Rz-S5	167	270	23.1	82.4	**Rand**
UO3-Rz-S6	162	262	23.3	82.9	
Mittelwert	161	265	23.2	82.7	
Standardabweichung	7	4	0.1	0.3	

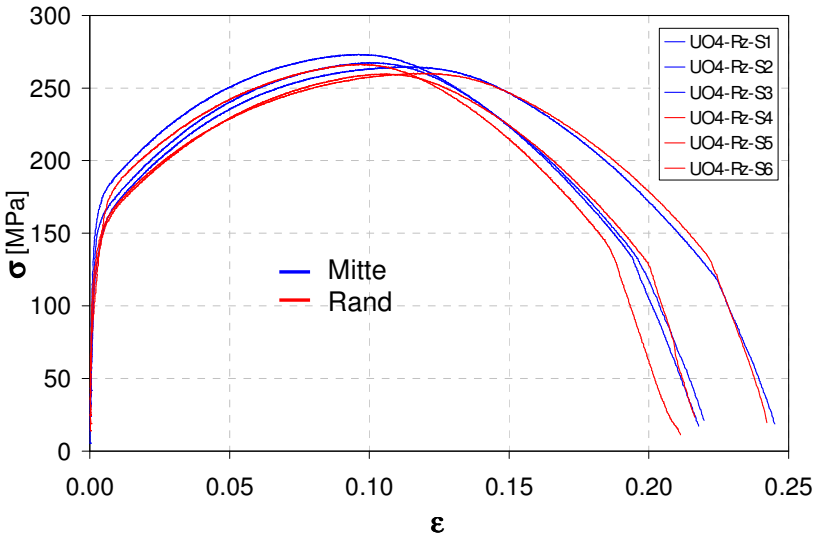
Bild 84: Technische Spannungs-Dehnungskurven und Kennwerte nach dem indirekten Strangpressen für Mitte und Rand der Proben 60:1-500°C-4m/min mit Wasserabkühlung, Gefügebilder und Entnahmeposition der Proben links oben im Bild





500°C-30m/min

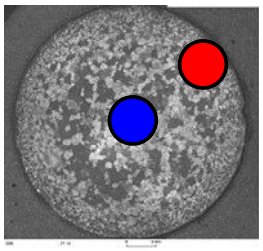
Wasser (UO4)

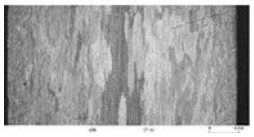


Proben-Nr.:	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_5 [%]	Z [%]	
UO4-Rz-S1	157	268	21.9	86.2	
UO4-Rz-S2	159	268	22.0	86.2	**Mitte**
UO4-Rz-S3	143	265	24.5	84.1	
Mittelwert	153	267	22.8	85.5	
Standardabweichung	9	2	1.5	1.2	

Proben-Nr.:	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_5 [%]	Z [%]	
UO4-Rz-S4	145	260	24.2	80.9	
UO4-Rz-S5	144	266	21.1	78.2	**Rand**
UO4-Rz-S6	141	260	21.6	77.6	
Mittelwert	143	262	22.3	78.9	
Standardabweichung	2	3	1.7	1.8	

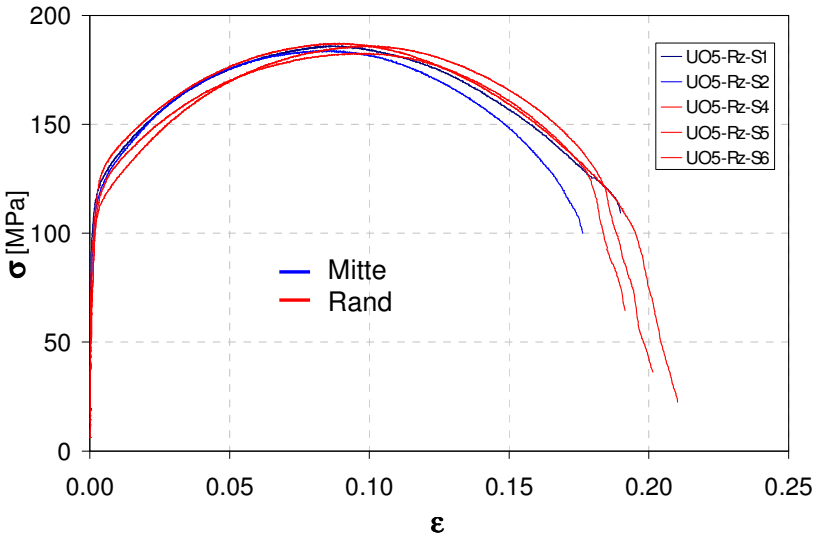
Bild 85: Technische Spannungs-Dehnungskurven und Kennwerte nach dem indirekten Strangpressen für Mitte und Rand der Proben 60:1-500°C-30m/min mit Wasserabkühlung, Gefügebilder und Entnahmeposition der Proben links oben im Bild





420°C-4m/min

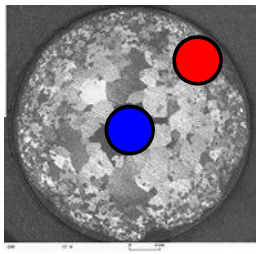
Luft (UO5)

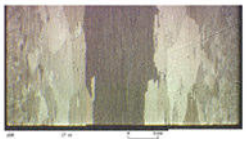


Proben-Nr.:	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_5 [%]	Z [%]	
UO5-Rz-S1	119	186	18.9	68.1	
UO5-Rz-S2	116	184	17.5	70.9	**Mitte**
UO5-Rz-S3	117	176	15.3	69.5	
Mittelwert	117	182	17.2	69.5	
Standardabweichung	2	5	1.8	1.4	

Proben-Nr.:	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_5 [%]	Z [%]	
UO5-Rz-S4	118	187	21.1	69.8	
UO5-Rz-S5	114	186	20.1	62.6	**Rand**
UO5-Rz-S6	119	183	19.1	61.3	
Mittelwert	117	185	20.1	64.6	
Standardabweichung	3	2	1.0	4.6	

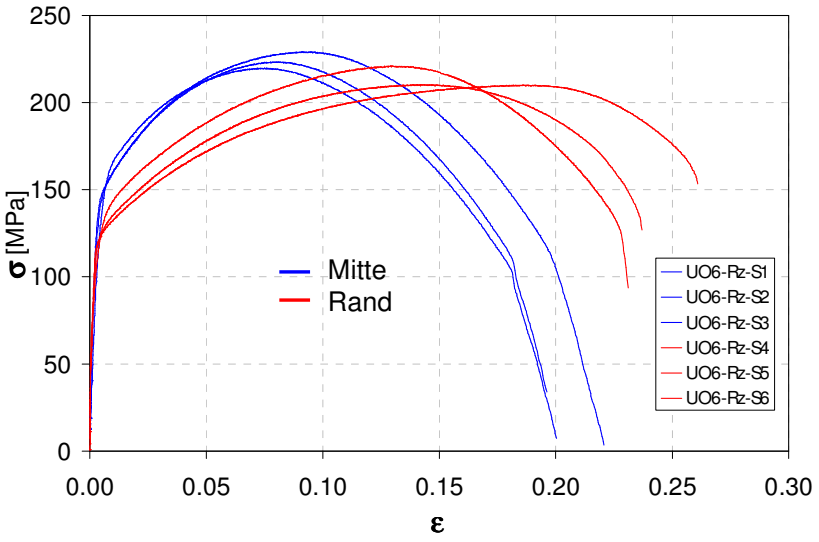
Bild 86: Technische Spannungs-Dehnungskurven und Kennwerte nach dem indirekten Strangpressen für Mitte und Rand der Proben 60:1-420°C-4m/min mit Luftabkühlung, Gefügebilder und Entnahmeposition der Proben links oben im Bild





500°C-4m/min

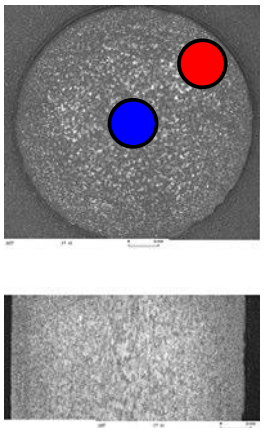
Luft (UO6)



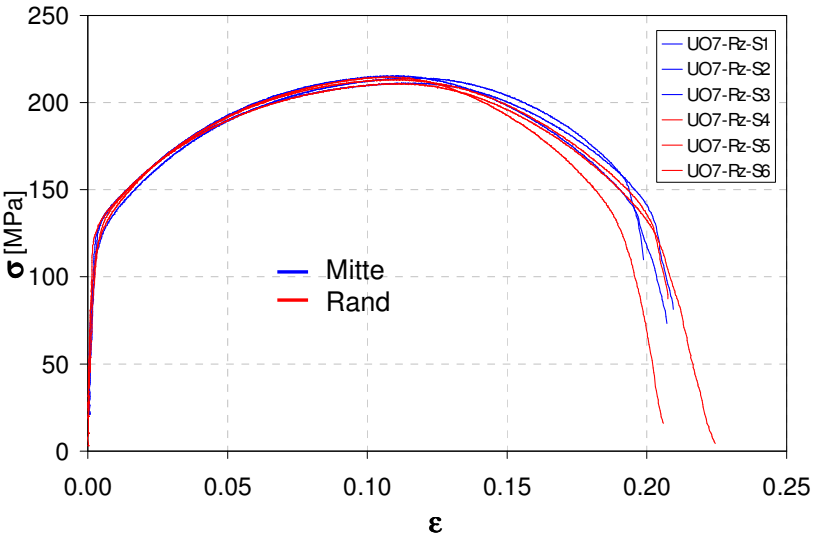
Proben-Nr.:	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_5 [%]	Z [%]	
UO6-Rz-S1	145	220	20.0	83.7	
UO6-Rz-S2	145	223	19.6	83.9	**Mitte**
UO6-Rz-S3	146	229	22.1	84.1	
Mittelwert	145	224	20.6	83.9	
Standardabweichung	1	5	1.3	0.2	

Proben-Nr.:	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_5 [%]	Z [%]	
UO6-Rz-S4	117	221	23.0	70.8	
UO6-Rz-S5	123	210	23.5	71.7	**Rand**
UO6-Rz-S6	123	210	25.7	68.6	
Mittelwert	121	214	24.1	70.4	
Standardabweichung	3	6	1.4	1.6	

Bild 87: Technische Spannungs-Dehnungskurven und Kennwerte nach dem indirekten Strangpressen für Mitte und Rand der Proben 60:1-500°C-4m/min mit Luftabkühlung, Gefügebilder und Entnahmeposition der Proben links oben im Bild



500°C-30m/min
Luft (UO7)



Proben-Nr.:	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_5 [%]	Z [%]	
UO7-Rz-S1	117	214	19.7	61.1	
UO7-Rz-S2	132	211	20.8	66.1	**Mitte**
UO7-Rz-S3	130	215	20.6	63.9	
Mittelwert	126	213	20.4	63.7	
Standardabweichung	8	2	0.6	2.5	

Proben-Nr.:	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_5 [%]	Z [%]	
UO7-Rz-S4	118	215	20.6	65.3	
UO7-Rz-S5	127	213	20.6	70.7	**Rand**
UO7-Rz-S6	130	211	22.5	73.6	
Mittelwert	125	213	21.2	69.9	
Standardabweichung	6	2	1.1	4.2	

Bild 88: Technische Spannungs-Dehnungskurven und Kennwerte nach dem indirekten Strangpressen für Mitte und Rand der Proben 60:1-500°C-30m/min mit Luftabkühlung, Gefügebilder und Entnahmeposition der Proben links oben im Bild

Bild 89 bis Bild 91 zeigen für die drei untersuchten Kombinationen von Bolzentemperatur und Produktgeschwindigkeit einen Vergleich der technischen Spannungs-Dehnungskurven für Wasser- und Luftabkühlung. Zusätzlich ist in den Diagrammen die technische Spannungs-Dehnungskurve für einen Zugversuch an einer aus dem Ausgangsbolzen entnommenen Minirundzugprobe geplottet. Die Zugversuche an den aus den gepressten Stangen entnommenen Proben zeigen eine deutliche Erhöhung der Festigkeitskennwerte und eine Abnahme der Verformungskennwerte gegenüber dem Ausgangsbolzen. Die Proben aus

wassergekühlten Stangen haben eine bis zu 25% höhere Fliessgrenze und bis zu 35% höhere Zugfestigkeit als die aus luftgekühlten Stangen. Auffällig ist, dass die Brucheinschnürungen Z der Proben aus wassergekühlten Stangen trotz höherer Festigkeit größer sind als die der entsprechenden Proben aus luftgekühlten Stangen.

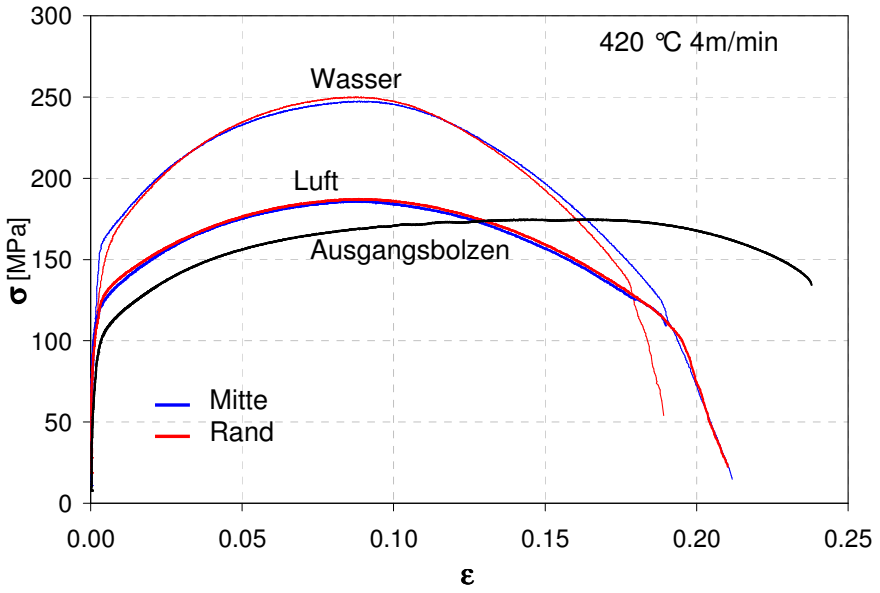


Bild 89: Vergleich der technischen Spannungs-Dehnungskurven für Ausgangsbolzen und Wasser- und Luftabkühlung nach dem indirekten Strangpressen für Proben 60:1-420°C-4m/min

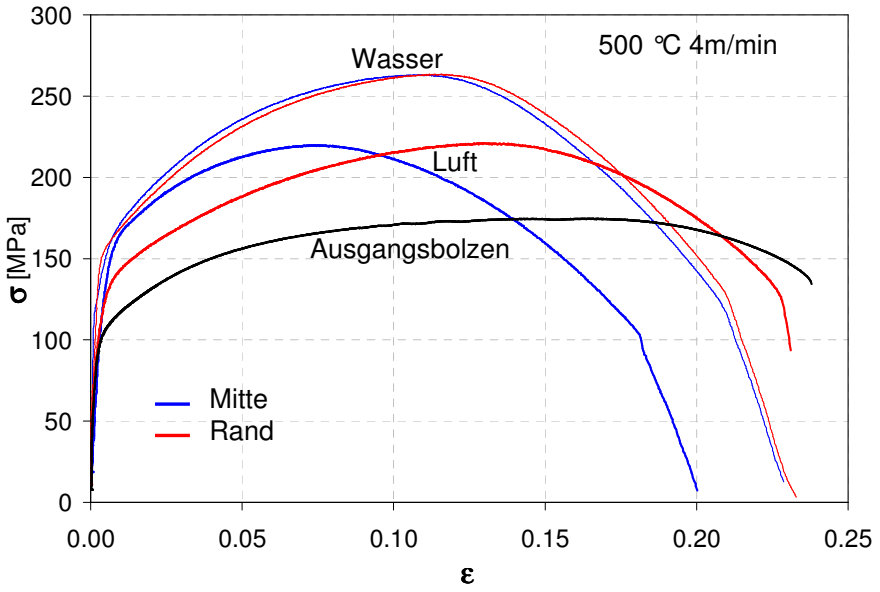


Bild 90: Vergleich der technischen Spannungs-Dehnungskurven für Ausgangsbolzen und Wasser- und Luftabkühlung nach dem indirekten Strangpressen für Proben 60:1-500°C-4m/min

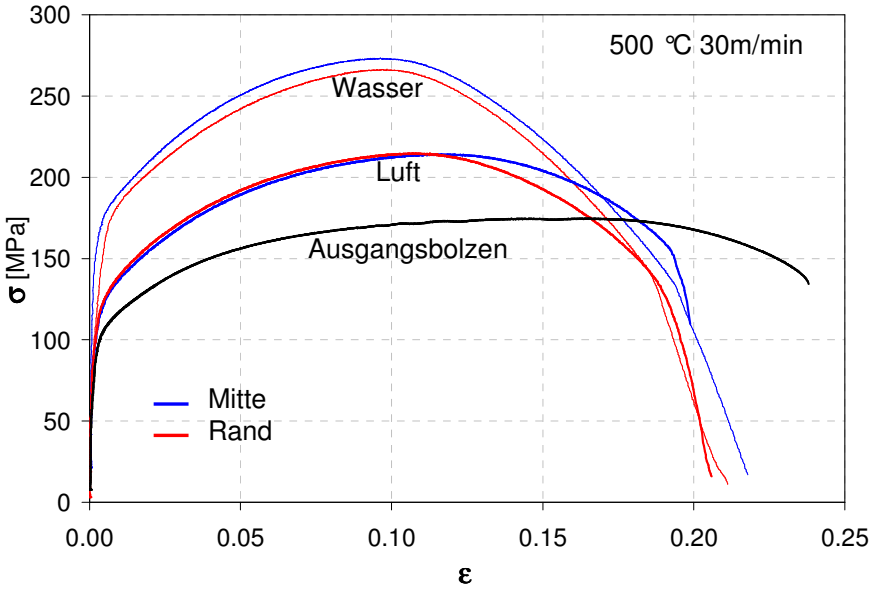


Bild 91: Vergleich der technischen Spannungs-Dehnungskurven für Ausgangsbolzen und Wasser- und Luftabkühlung nach dem indirekten Strangpressen für Proben 60:1-500℃-30m/min

6 Wirtschaftliche Bedeutung für kleine und mittlere Unternehmen

Die erzielten Forschungsergebnisse liefern einen wichtigen Beitrag für die durchgängige Modellierung und Simulation der gesamten Prozesskette von der Herstellung bis zum Einsatz von stranggepressten Aluminiumprofilen. Die durchgängige Simulation des Strangpressens mit Berechnung von der Mikrostruktur ermöglicht eine optimale Prozesssteuerung (Temperatur, Geschwindigkeit, Werkzeuggeometrie) und eine kontrollierte Qualität des Strangpressprodukts (Homogenität des Gefüges, Subkorn- und Korngröße, rekristallisierter Anteil). Der Einsatz der hier entwickelten numerischen Methode in der Aluminiumindustrie wird unmittelbar zur deutlichen Verkürzung der Entwicklungsprozesse eines neuen Strangpressprofils führen. Dadurch kann man die Herstellungskosten bei komplexen Profilen erheblich reduzieren.

Der innovative Beitrag dieser Forschungsergebnisse besteht in der in der Kopplung thermisch-mechanischer FE-Rechnungen mit Mikrostrukturberechnungen und der Erweiterung und Kalibrierung von Reibmodellen für die Strangpresssimulation. Dadurch werden neue Möglichkeiten für die Produktentwicklung eröffnet.

In Deutschland beschäftigen sich zahlreiche kleine und mittlere Unternehmen mit der Fertigung von stranggepressten Aluminiumprofilen, die wegen steigender Anforderungen an Leichtbau und Kostensenkung zunehmend eingesetzt werden. Der Einsatz der Strangpresssimulation mit Gefügeberechnung wird bei diesen Unternehmen zu einer deutlichen Verbesserung von Produktqualität, Fertigungseffizienz und Wettbewerbsfähigkeit führen.

Die Vorausberechnung von Verteilungen der Mikrostruktur und schließlich lokaler Eigenschaften in einem stranggepressten Profil liefert einen wichtigen Beitrag für die virtuelle Entwicklung von Strukturkomponenten, die insbesondere für die Automobilindustrie für die Verkürzung der Entwicklungszeit zwingend ist. Von den erzielten Forschungsergebnissen werden nicht nur die Hersteller von Aluminiumprofilen sondern auch Fahrzeughersteller und Dienstleistungsgruppen für Konstruktion und Software profitieren.

7 Zusammenfassung

Das Ziel des Projekts war, Einflüsse von Prozessparametern auf Mikrostruktur und Eigenschaften in einem stranggepressten Aluminiumprofil experimentell und analytisch zu erfassen und eine anwendbare numerische Methode für die Strangpresssimulation mit Berechnung von wesentlichen Gefügeparametern zu entwickeln.

Zur Untersuchung des Rekristallisationsverhaltens der Aluminiumlegierung AA6005A und als Basis für die numerische Simulation wurde ein umfangreiches Versuchsprogramm durchgeführt. Durch Warmdruckversuche bei verschiedenen Temperaturen und Geschwindigkeiten wurden temperatur- und dehnratenabhängige Fließspannungen als Input für das Materialmodell in der Simulation ermittelt.

In Strangpressversuchen wurden Aluminiumrundstäbe mittels indirektem und direktem Strangpressverfahren bei verschiedenen Pressverhältnissen, Bolzeneinsatztemperaturen und Produktgeschwindigkeiten gepresst. Zusätzlich wurden in den Strangpressversuchen die Abkühlbedingungen variiert. In einer Versuchsreihe wurde mit einer Wasserkühlung direkt hinter dem Matrizenausgang gearbeitet, um das mögliche Auftreten von statischer Rekristallisation zu vermeiden. In einer zweiten Versuchsreihe kühlten die Stränge nach dem Pressen an Luft ab.

Makroskopisch zeigen alle Stränge rekristallisierte Anteile von unterschiedlichem Ausmaß. Bei den indirekt gepressten wasserabgeschreckten Proben mit langsamer Produktgeschwindigkeit ist nur der äußere Rand betroffen, bei höherer Geschwindigkeit liegen schon größere rekristallisierte Bereiche vor. Bei den luftabgekühlten Proben erfasst die Rekristallisation (fast) den gesamten Querschnitt. Bei den direkten Strangpressversuchen führen Luft- und Wasserabkühlung nicht zu unterschiedlichen Gefügebildern und in beiden Fällen weisen die Stränge (ausser für die niedrigste Produktgeschwindigkeit) eine über den Querschnitt vollständig rekristalliserte Mikrostruktur auf.

Um die Beziehungen zwischen den Prozessparametern (Umformgrad, Dehnrate, Temperatur) und der Mikrostruktur quantitativ zu beschreiben, wurden die Korngrößen für die an Luft abgekühlten Stränge sowie der rekristallisierte Anteil für beide Versuchsreihen durch metallographische Untersuchungen ermittelt. Dabei kamen Lichtmikroskopie mit quantitativer Bildanalyse sowie für ausgewählte Fälle Rasterelektronenmikroskopie mit EBSD zum Einsatz.

Zur weiteren Untersuchung des Reibverhaltens von AA6005A beim Strangpressen wurden spezielle Reibversuche in zwei Varianten entwickelt und durchgeführt. Die zweite Variante ermöglicht eine Untersuchung von Reibeffekten bei hohen hydrostatischen Spannungen, wie sie beim Strangpressen vorliegen, mit systematischer Variation von Normalspannung, Temperatur und Geschwindigkeit. Mit Hilfe der Reibversuche wurden die Parameter eines Reibmodells bestimmt, das den

Einfluss der Normalspannung und Gleitgeschwindigkeit auf die Reibspannung beschreibt.

Zur Auswahl eines geeigneten FE-Codes wurde das indirekte Strangpressen mit den beiden FE-Programmen HyperXtrude und DEFORM simuliert. Nachteile von DEFORM gegenüber HyperXtrude sind extrem lange Rechenzeiten und grosser Plattenplatzbedarf für die Ergebnisdateien. Deshalb wurden alle weiteren Simulationen mit dem Programm HyperXtrude durchgeführt.

Die Einflüsse der Prozessparameter auf Stempelkraft und Temperatur bei den indirekten Strangpressversuchen wurden mit HyperXtrude in sehr guter Übereinstimmung mit den experimentellen Ergebnissen berechnet. Basiseingaben sind die aus den Warmdruckversuchen bestimmten temperatur- und dehnratenabhängigen Fließspannungen, die Wärmeübergangszahl von 7000 W/Km^2 sowie ein Reibmodell (Stick).

In Simulationen der direkten Strangpressversuche mit den gleichen Modellparametern sind die berechneten Kräfte und Temperaturen zu hoch. Die beim direkten Strangpressen zusätzlich auftretende Reibung zwischen Bolzen und Aufnehmer wird durch die Annahme reiner Haftreibung überschätzt. Simulationen mit anderen in HyperXtrude verfügbaren Reibmodellen ergaben keine für alle Prozessvarianten übertragbare Verbesserung der berechneten Ergebnisse. Um das Reibverhalten des Materials in der Simulation richtig abzubilden zu können, wäre es nötig, ein erweitertes Reibmodell in HyperXtrude zu implementieren. Dazu wurde das Reibverhalten von AA6005A beim Strangpressen durch Reibversuche charakterisiert und die Parameter eines Reibmodells wurden aus den Versuchen bestimmt. Die Beschreibung der User-Schnittstelle zur Implementierung eines Reibmodells wurde jedoch bisher nicht vom Softwareentwickler bereitgestellt.

Für die Gefügesimulation wurden zunächst die Parameter eines vorhandenen empirischen Modells für dynamische Rekristallisation für vier ausgewählte indirekte Strangpressversuche mit Pressverhältnis 60:1 und Wasserkühlung angepasst. Das Modell für dynamische Rekristallisation mit den entsprechenden Parametern wurde als User Defined Function in HyperXtrude implementiert. Zur Überprüfung der Übertragbarkeit des Modells wurden indirekte Strangpressversuche mit Pressverhältnis 30:1 und direkte Strangpressversuche nachgerechnet. Sowohl die berechneten Anteile der dynamisch rekristallisierten Bereiche als auch die Korngrößen stimmen größtenteils gut mit den Versuchsergebnissen überein, nur die vollständige Rekristallisation der direkt gepressten Stränge bei höheren Geschwindigkeiten wird nicht berechnet. Diese könnte aber auch aufgrund statischer Rekristallisation eingetreten sein.

Auch ein empirisches Modell für statische Rekristallisation aus der Literatur wurde untersucht. Zur Bestimmung der temperaturkompensierten Zeit wurde die Luftabkühlung der gepressten Stränge simuliert. Die Modellparameter für den rekristallisierten Volumenanteil aufgrund statischer Rekristallisation wurden für vier indirekte Strangpressversuche mit Pressverhältnis 60:1 und Luftabkühlung für Produktgeschwindigkeiten oberhalb von 4 m/min angepasst und dann auf andere

Prozessvarianten angewendet. Es wird sowohl für die hohen Produktgeschwindigkeiten die vollständige Rekristallisation der Stränge über den gesamten Querschnitt als auch für die niedrigste Produktgeschwindigkeit (ausser für indirektes Pressen mit Pressverhältnis 60:1) der vollständig rekristallisierte Rand mit einem Bereich ohne Rekristallisation in der Strangmitte wie in den Versuchen berechnet.

Zur Bestimmung der mechanischen Eigenschaften wurden Minirundzugproben aus dem Ausgangsbolzen und am Rand und in der Mitte von ausgewählten indirekt gepressten Stangen mit Luft- und Wasserabkühlung entnommen und geprüft. Die Zugversuche an den aus den gepressten Stangen entnommenen Proben zeigen eine deutliche Erhöhung der Festigkeitskennwerte und eine Abnahme der Verformungskennwerte gegenüber dem Ausgangsbolzen. Die Proben aus wassergekühlten Stangen haben eine bis zu 25% höhere Fliessgrenze und bis zu 35% höhere Zugfestigkeit als die aus luftgekühlten Stangen. Die in den Zugversuchen gemessenen Spannungs-Dehnungskurven und die technischen Kennwerte lassen für die untersuchten Fälle keine nennenswerten Unterschiede zwischen Mitte und Rand der Stangen erkennen, wobei bei den wassergekühlten Stangen der rekristallisierte Randbereich für eine gezielte Probenentnahme zu klein war. Ob das Versagensverhalten unter Biegung von der Grobkornzone beeinflusst wird, sollte in der Zukunft untersucht werden.

Die Übertragbarkeit des in diesem Forschungsvorhaben für Aluminiumrundstäbe entwickelten numerischen Modells mit Gefügeberechnungen auf das Strangpressen komplexerer Profile, bei dem die Reibung einen größeren Einfluss hat, sollte im Rahmen eines Folgevorhabens untersucht werden.

8 Danksagung

Das IGF-Vorhaben 15855 N der Forschungsvereinigung WirtschaftsVereinigung Metalle wurde über die AiF im Rahmen des Programms zur Förderung der industriellen Gemeinschaftsforschung und -entwicklung (IGF) vom Bundesministerium für Wirtschaft und Technologie aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages gefördert.

Für diese Förderung sei gedankt.

Weiterhin danken wir den im projektbegleitenden Ausschuss vertretenen Unternehmen für ihre fachliche Unterstützung.

9 Referenzen

[ABA06] ABAQUS User's Manual; Version 6.6, ABAQUS, Inc. (2006)

[AND01] F. Andrieux, S. Oeser, J.G. Blauel, D.-Z. Sun, R. Böschen, The Use of micro-mechanical material laws to describe the deformation and failure behaviour of aluminium weld joints Part I and II", Aluminium 77, 1/2, 3, 2001.

[AND04] F. Andrieux, D.-Z. Sun, H. Riedel, Development and Application of a micromechanical model for the description of the growth and coalescence of spheroidal voids, International Forum on Advanced Material Science and Technology, IFAMST04, Troyes (France), Conference proceeding 2004.

[BEC06] J. Becker, G. Fischer, M. Hilpert, G. Terlinde, Strangpressprofile aus neuen Aluminium- Hochleistungslegierungen für den Flugzeugbau, Tagungsband des Symposiums Strangpressen des Fachausschusses Strangpressen der DGM, Hrsg. H. Gers, Wiley-VCH Verlag, 2007, 234-247.

[BEH09] B.-A. Behrens, M. Alasti, A. Bouguecha, T. Hadifi, J. Mielke, F. Schäfer, Proceedings of the 12th ESAFORM Conference on Material Forming, Enschede (Netherlands), 27–29 April 2009, Hrsg.: A.H. van den Boogaard and R. Akkermann, University of Twente.

[BLA04] J.G. Blauel, S. Sommer, D.-Z. Sun, W. Böhme, Experiment and simulation for train crashworthiness, Proceeding of the Finnish-German-Japanese Joint International Seminar on Mechanical and Metallurgical Approaches to New Joining Process, 20-21 July, 2004, Awaji-Island, Hyogo, Japan.

[DEF09] DEFORM 3D Version 10.0 User's Manual, Scientific Forming Technologies Corporation, 2009.

[DEL07] H. Dell, H. Gese, G. Oberhofer: CrachFEM – A comprehensive approach for the prediction of sheet metal failure, Proceedings of Numiform 2007, Porto, 17.-21. Juni 2007, American Institute of Physics (2007)

[DOH97] Doherty, R. D.; Hughes, D. A.; Humphreys, F. J.; et. al: Current issues in recrystallization: a review, Materials Science and Engineering, A238, 1997, 219-274.

[DUA02] X. Duan, T. Sheppard, Simulation and control of microstructure evolution during hot extrusion of hard aluminium alloys, Materials Science and Engineering A351 (2003) 282-292.

[FIN03] W.-D. Finkelnburg, Aluminiumwerkstoffe – vom Gussbarren zum Profil, in: Müller, K. u.a., Grundlagen des Strangpressens, Expert Verlag, Renningen, 2003, 186-212.

[GEE05] W.H.Van Geertruyden, H. M. Browne, W. Z. Misiolek, P.T. Wang, Evolution of surface recrystallization during indirect extrusion of 6xxx aluminium alloys, Mettllurgical and Materials Transactions A, Vol. 36A, April 2005.

[GOE01] M. Goerdeler, G. Gottstein, Dislocation based flow stress modelling – A necessity for integrative modelling of recrystalization and grain growth, Proc. of the 1st Joint inter. Conference (2001), ed. by G. Gottstain, D. Molodov, Springer Verlag, 987

[GOT07] Gottstein, G.: Physikalische Grundlagen der Materialkunde, Springer, Berlin u.a., 2007.

[HAR04] C. Harris, Q.Li, M.R. Jolly, Prediction of extruded microstructures using experimental and numerical modelling techniques, la metallurgia italiana, 3/2004, 31-35.
[HIR06] J. Hirsch, Virtual Fabrication of Aluminium Products, Microstructural Modeling in Industrial Aluminium Fabrication Processes, WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2006.
[HÖL84] G. Höllrigl, Unidur-091, Proceedings of Third International Aluminium Extrusion Technology Seminar (ET 84), April 1984, Atlanta, USA, Vol.1.
[HOL02] B. Holmedal, Ø. Ryen, P. Van Houtte, E. Nes, Modelling work hardening and microstructure, ALUMINIUM 78. Jahrgang 2002 10, 923-926.
[HOR06] P. Hora, C. Karadogan, L. Tong, Neue Entwicklung im Bereich der virtuellen Abbildung von Strangpressprozessen, Strangpressen, Tagungsband des Symposiums Strangpressen des Fachausschusses Strangpressen der DGM, Hrsg. H. Gers, Wiley-VCH Verlag, 2007, 117-127.
[HYP09] HyperXtrude 10.0 User's Guide, Altair Engineering Inc., 2009.
[JOH85] G.R. Johnson, W.H. Cook, Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures, Engineering Fracture Mechanics, vol.21 (1985), No.1, pp.31-48.
[KAR10] C. Karadogan, R. Grueebler, P. Hora, A new cone-friction test for evaluating friction phenomena in extrusion processes, Key Engineering Materials, Vol. 424 (2010), 161-166.
[KNI06] H. Knissel, B. Morere, Neuere Entwicklungen bei AA6xxxer Legierungen, Strangpressen, Tagungsband des Symposiums Strangpressen des Fachausschusses Strangpressen der DGM, Hrsg. H. Gers, Wiley-VCH Verlag, 2007, 226-233.
[LEH96] W. Lehnert, et al., Aluminium-Taschenbuch, Band 2: Umformen von Aluminium-Teilen, Oberflächenbehandlung von Aluminium, Recycling und Ökologie, Aluminium-Verlag, 1996.
[LOE02] L. Löchte, G. Gottstein, Novel approaches to microstructure modelling of non heat-treatable aluminium alloys – microchemistry aspects, ALUMINIUM 78. Jahrgang 2002 10, 873-877.
[MAR02] A. Marthinsen, S. Abtahi, E. Nes, B. Holmedal, A through process modelling approach to the modellig of extrusion of aluminium alloys, ALUMINIUM 78. Jahrgang 2002 10, 869-873.
[MUE03] Müller, K. u.a., Grundlagen des Strangpressens, Expert Verlag, Renningen, 2003, 1-55.
[MUE04] Müller, K. et al., Fundamentals of Extrusion Technology, Giesel Verlag, Isernhagen, 2004, 13-59.
[OCK06] A. Ockewitz, D.-Z. Sun, H. Klamser, D. Malcher, Damage Modelling of Automobile Components of Aluminium Materials under Crash Loading, 5. LS-DYNA Forum, 12.-13. Okt. 2006, Ulm.
[OCK11] A. Ockewitz, D.-Z. Sun, F. Andrieux, S. Müller, Simulation of Hot Extrusion of an Aluminum Alloy with Modeling of Microstructure, Key Engineering Materials, Vol. 491 (2012), 257-264.
[PIN11] T. Pinter, M. El Mehtedi, Constitutive Equations for Hot Extrusion of AA6005A, AA6063 and AA7020 Alloys, Key Engineering Materials, Vol. 491 (2012), 43-50.
[PEN03] Z. Peng, T. Sheppard, Prediction of static recrystallisation during extrusion of aluminium alloy AA2024, Proceedings 15th European Simulation Syposium, Eds. A. Verbraeck, V. Hlupic, SCS Europe BVBA, 2003.

[QUE91] McQueen, H. J.: Micromechanics of Dynamic Softening in Aluminum Alloys during Hot Working, in: Hot deformation of aluminum alloys, Hrsg.: Langdon, T. G., Merchant, H. D.; Morris, J. G.; Zaidi, M. A., TMS, Warrendale, 1991, 31-54

[QUE96] McQueen, H. J.; Celliers, O. C.: Application of hot workability studies to extrusion processing: Part II. Microstructural Development and extrusion of Al, Al-Mg, and Al-Mg-Mn alloys, Canadian Metallurgical Quarterly, 35, 1996, 305-319

[QUE01] McQueen, H. J.: Development of Dynamic Recovery Theory for Aluminum, Advances in Metallurgy of Aluminum Alloys, Proceedings from Materials Solution Conference, ASM International, Materials Park, 2001, 352-360

[QUE03] McQueen, Evangilista, E.; Farah, H: Static Recrystallization in Al Alloys after Hot Working, in: Hot Deformation of Aluminum Alloys III, Hrsg.: Jin, Z.; Beaudoin, A.; Bieler, T. A.; Radhakrishnan, B., TMS, Warrendale, 2003, 71-86

[RIE05] H. Riedel, F. Andrieux, D.-Z. Sun, T. Walde, Verbesserte konstitutive Modelle zur beschreibung von Umformprozessen – Numerische Implementierung, Experimente und Anwendungen, Abschlussbericht zum DFG SPP 1074, R. Kopp, Hrsg., Deutsche Forschungsgemeinschaft, Bonn, 2005, 13-22.

[RIN06] D.. Ringhand, Einsatz der Prozesssimulation beim Strangpressen von Schwermetallen, Strangpressen, Tagungsband des Symposiums Strangpressen des Fachausschusses Strangpressen der DGM, Hrsg. H. Gers, Wiley-VCH Verlag, 2007, 128-141.

[SCH04] K. Schlimbach, Entwicklung bei Herstellung und Verarbeitung von kmplexen Mehrkammerhohlprofilen aus Aluminium, ZEVrail Glasers Annalen 128 Tagungsband SFT Graz 2004, 2-9.

[SCH08] M. Schikorra, L. Donati, L. Tomesani, A.E. Tekkaya, Microstructure analysis of aluminum extrusion: Prediction of microstructure on AA6060 alloy, Journal of Materials Processing Technology 201 (2008),156-162.

[SHE93] T. Sheppard, Extrusion processing parameter- mechanical property correlations in rapidly solidified Al-6.7Fe-5.9Ce and Al-6.2Fe-5.9Ce-1.63Si(wt-%) alloy powders, Materials Science and Technology, 9 (1993), 430-440.

[SHE02] T. Sheppard, X. Duan, Modelling of static recrystallisation by combining FEM with empirical models, Journal of Materials Processing Technology 130-131 (2002), 250-253.

[SHE06] T. Sheppard, Prediction of structure during shaped extrusion and subsequent static recrystallisation during the solution soaking operation, Journal of Materials Processing Technology 177 (2006), 26-35.

[SOL89] Solberg, J. K.; McQueen, H. J.; Ryum, N.; Nes, E.: Influence of ultra-high strains on the microstructure of aluminum. Part I, Philosophical Magazine A, 1989, 60, 4, 447-471.

[SUN98] D.-Z . Sun, W. Böhme, F. Andrieux, J. Christlein, Verbesserte Beschreibung des Fließ- und Bruchverhaltens von Aluminium-Automobilkomponenten mit Hilfe des Gurson-Modells, Werkstoffwoche 98, Band VI Symposium 8 Metalle, Symposium 14 Simulation Metalle, WILEY-VCH, 1998, 887-892.

[SUN06] D.-Z . Sun, A. Ockewitz, S. Schwarz, Simulation des Strangpressens von Aluminiumwerkstoffen, Treffen DGM-AK Leichtmetall, 24.11.2006, Frankfurt.

[WAL05] T. Walde, H. Riedel, Modeling Texture Evolution During Rolling of Magnesium Alloy AZ31, Solid State Phenomena 105 (2005) 285-290.

[WOJ92] Wojciech, L; Zasadzinski, J.: The Strain Gradient Effect on Microstructure and Properties of Extruded Alumuminum Alloys, in: in: Proceedings of the 5th

International Seminar on Aluminum Extrusion Technology Vol. 2, Chicago, (1992) 485-494.
[WON67] Wong, W. A.; McQueen, H. J.; Jonas, J. J.: Recovery and Recrystallization of Aluminum during Extrusion, Journal of the Institute of Metals, 95, 1967, 129-13.