

Schlussbericht vom 12.02.2024

zu IGF-Vorhaben Nr. 21682 N

Thema

Mikrostrukturentwicklung beim Strangpressen

Berichtszeitraum

01.03.2021 - 31.08.2023

Forschungsvereinigung

Stifterverband Metalle e.V.

Forschungseinrichtung(en)

Forschungseinrichtung 1:

Technische Universität Dortmund Fakultät Maschinenbau Institut für Umformtechnik und Leichtbau Baroper Straße 303, 44227 Dortmund

Forschungseinrichtung 2:

Fraunhofer-Gesellschaft e.V. Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik IWM Wöhlerstraße 11, 79108 Freiburg



Gefördert durch:



Bundesministerium für Wirtschaft und Klimaschutz

aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages

Inhaltsverzeichnis

ΤI	hema1
B	erichtszeitraum1
F	orschungsvereinigung1
F	orschungseinrichtung(en)1
1.	Durchgeführte Arbeiten und Ergebnisse im Berichtzeitraum3
	Einleitung
	Projektübersicht
	Arbeitspaket 1: Werkstoffcharakterisierung durch isotherme Warmstauch- und Wärmebehandlungsversuche (IWM, IUL)4
	Arbeitspaket 2: Experimentelle Untersuchungen an einer skalierten Strangpresse an Rundprofilen (IUL)
	Arbeitspaket 3: Metallografische Analyse der Mikrostruktur zur Korrelation der Korngrößenentwicklung mit den gewählten Prozessparametern (IUL)
	Arbeitspaket 4: Anpassung und Validierung der Modellparameter des Fraunhofer-IWM- Modells inkl. Erzeugung synthetischer Daten (IWM)
	Arbeitspaket 5: Numerische Prozessanalyse zur Bestimmung der relevanten Prozessparameter und Zustandsgrößen über der Zeit und Validierung (IUL)20
	Arbeitspaket 6: Kalibrierung und Validierung des Le-Junker-Modells
	Arbeitspaket 7: Integration des Le-Junker-Modells in FE-Programme (IWM)24
	Arbeitspaket 8: Validierung der Modellierung anhand komplexer Prozesssimulationen von ausgewählten industrierelevanten Profilen (IUL, IWM)25
	Arbeitspaket 9: Dokumentation und Abschlussbericht (IUL, IWM)27
	Zusammenfassung
	Literaturverzeichnis
2.	Verwendung der Zuwendung29
3.	Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Arbeit
4.	Wissenschaftlich-technischer und wirtschaftlicher Nutzen der erzielten Ergebnisse29
5.	Ergebnistransfer in die Wirtschaft

1. Durchgeführte Arbeiten und Ergebnisse im Berichtzeit-

raum

Einleitung

Mit den steigenden Forderungen nach einer energie- und ressourceneffizienteren Produktion hat in unterschiedlichen industriellen Branchen vor allem die Leichtbaustrategie einen hohen Stellenwert. Zur Umsetzung dieser Strategie eignet sich besonders das Strangpressen als umformendes Verfahren zur wirtschaftlichen Herstellung komplexer Leichtbauprofile. Die dafür üblicherweise verwendeten Aluminiumlegierungen unterstützen ebenfalls aufgrund ihrer geringen Dichte und hohen Steifigkeit den Leichtbauaspekt.

Beim Strangpressen sind neben designtechnischen Aspekten wie einer defektfreien Oberfläche (Nähte, Einschlüsse, etc.) vor allem die mechanischen Eigenschaften sicherheitsrelevanter Bauteile von großer Bedeutung. Hierzu zählen beispielweise Crashprofile aus dem Automobilbereich, die aufgrund der unterschiedlichen Karosserien unterschiedliche Querschnittsgeometrien aufweisen. Diese Profile sollen dabei eine kontrollierte gleiche Qualität des Gefüges (u.a. Homogenität des Gefüges, Subkorn- und Korngröße, rekristallisierter Anteil der Körner) haben, um vergleichbare mechanische Eigenschaften zu erzielen. Dieses Ziel ist jedoch sehr schwer erreichbar, da die Mikrostrukturentwicklung durch den Herstellungsprozess der Profile entscheidend beeinflusst wird und sehr stark von einer Vielzahl an Prozessparametern und inneren Zustandsgrößen abhängt. Bei Crashprofilen führt ein ungleichmäßiges Korngefüge zu unterschiedlichen Energieaufnahmevermögen. Bei hohen Umformgeschwindigkeiten führt dies zu lokal unterschiedlichem Verhalten der Profile, was beispielsweise beim Crash zu vermeiden ist. Zum späteren Versagen kann auch eine Grobkornbildung in Ecken von Profilen oder in kritischen Bereichen, die anschließend noch umgeformt werden, führen. Bei Profilen, die anschließend eloxiert werden, kann sich ein ungleichmäßiges Korngefüges Korngefüge negativ auf die Oberflächeneigenschaften auswirken.

Zur Modellierung der entstehenden Mikrostruktur existieren zurzeit unterschiedliche Ansätze. Allerdings ist die Vorhersagequalität der in der Praxis gängigen phänomenologischen Modelle für eine weitreichende industrielle Nutzung aktuell ungenügend. Des Weiteren ist die Modellkalibrierung oft auf eine Materialgüte und eine gegebene Prozessführung beschränkt und die erforderlichen Modellparameter müssen zusätzlich invers bestimmt werden. Dies bedeutet vor allem für die KMU hohe Kosten, da für die Prozessauslegung im Vorfeld viele Experimente und mehrere Iterationszyklen mit Simulationen notwendig sind, um die praxisrelevanten Größen wie Ausgangskorngröße, Temperatur oder Umformgeschwindigkeit zu ermitteln. Zugleich sind genauere physikalisch begründete Modelle wegen des hohen numerischen Aufwands für die Auslegung komplexer Strangpressprozesse oder gar vollständiger Prozessketten mit der KMU typischerweise zur Verfügung stehenden Rechentechnik nicht nutzbar.

Aus den vorgenannten Gründen hinsichtlich des experimentellen und numerischen Aufwands und den damit verbundenen Kosten ist die Möglichkeit einer Mikrostrukturvorhersage gegenwärtig sehr beschränkt. Daher ist zum jetzigen Zeitpunkt festzuhalten, dass die Auslegung des Strangpressprozesses bislang fast ausschließlich auf langjährigen Erfahrungen und einer Vielzahl an Versuchen basiert. Das Ausbilden einer unerwünschten Mikrostruktur wird deswegen häufig erst durch die metallografischen Untersuchungen nach Prozessende sichtbar. Notwendige Änderungen in der Prozessauslegung mit an das Ergebnis angepassten Parametern führen daher zu hohen Kosten und zeitlichen Lieferverzögerungen bei den KMU. Zur Vermeidung dieses ökologischen und ökonomischen Mehraufwands und zur Steigerung der zeitlichen Effektivität und der Wettbewerbsfähigkeit ist es für die Unternehmen daher notwendig, bereits während der Prozessauslegung mit Hilfe von Prozesssimulationen der Bildung einer unerwünschten Mikrostruktur aktiv entgegenzusteuern beziehungsweise bewusst eine gezielte Mikrostruktur einzustellen.

Ziele	Charakterisierung des rekristallisationsverhalten für die Aluminiumlegierun- gen EN AW-6060 und EN AW-6082
	Modellierung der resultierenden Mikrostruktur beim Strangpressen
Vorgehen	Werkstoffcharakterisierung der Projektwerkstoffe zur Erstellung von Materi- alkarten für die numerische Simulation
	Untersuchung des Einflusses verschiedener Prozessparameter beim Warmstauchen auf die Mikrostruktur
	Kalibrierung und Anpassung der Modellparameter eines am Fraunhofer IWM entwickelten Mikrostrukturmodells
	Systematische Berechnung weiterer Belastungszyklen mit dem IWM-Mo- dell
	Untersuchung des Einflusses verschiedener Prozessparameter bei skalier- ten Strangpressversuchen auf die Mikrostruktur
	Aufbau eines Simulationsmodells zur numerischen Abbildung der skalierten Strangpressversuche
	Parameterstudien am Modell von Le und Junker (2014) zur effizienteren Vorhersage der Mikrostruktur
	Integration des Modells in einen Workflow für Post-Processing-Berechnun- gen
	Durchführung von Strangpressversuchen im industriellen Maßstab
	Auswertung der Mikrostruktur des Industrieversuchs
	• Validierung und Auswertung der Aussagekraft der Mikrostrukturvorhersage
	am Beispiel des Industrieversuchs
Ergebnisse	Materialcharakterisierung der Projektlegierungen
-	Kalibriertes und validiertes Modell zur Mikrostrukturvorhersage
	Weitere Untersuchungen notwendig zur Stärkung der Robustheit des Mo- dells

Projektübersicht

Arbeitspaket 1: Werkstoffcharakterisierung durch isotherme

Warmstauch- und Wärmebehandlungsversuche (IWM, IUL)

In Absprache mit dem projektbegleitenden Ausschuss wurden die hinsichtlich ihrer Mikrostrukturentwicklung zu untersuchenden Aluminiumlegierungen ausgewählt. Aufgrund ihrer hohen technologischen und wirtschaftlichen Relevanz wurden die beiden Legierungen EN AW-6060 und EN AW-6082 ausgewählt. Dabei ist bekannt, dass die erstgenannte Legierung eine ausgeprägte Neigung zur Rekristallisation besitzt, wohingegen die zweite deutlich rekristallisationsträger ist. Die chemische Zusammensetzung der untersuchten Werkstoffe ist in **Tabelle 1** angegeben.

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung der untersuchten Legierungen EN AW-6060 undEN AW-6082, Gehalt der Legierungselemente in Massenprozent.

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Ga	۷	В	Zr
EN AW-6060	0,524	0,217	0,003	0,046	0,472	0,002	-	0,016	0,011	-	-	-	-
EN AW-6082	0,870	0,120	0,018	0,420	0,730	0,010	0,004	0,012	0,028	0,008	0,007	0,001	0,002

Beide Legierungen wurden in Form von Bolzen im Industriemaßstab beschafft, um eine Vergleichbarkeit der Mikrostruktur zwischen Charakterisierungsversuchen und industrieseitig durchgeführten Strangpressversuchen zu gewährleisten. Am IUL wurden die Proben für die Stauchund Strangpressversuche mittels Wasserstrahlschneiden aus plangedrehten Bolzenscheiben herausgetrennt. Die Probengeometrien sowie das gefertigte Endprodukt nach dem Wasserstrahlschneiden sind in **Bild 1** dargestellt. Das gewählte Fertigungsverfahren bietet neben einem geringen Wärmeeintrag den Vorteil, dass die Entnahmeposition der Proben bekannt ist. Somit konnten in AP3 die initiale Mikrostruktur und ihre Variation über den Bolzenquerschnitt gezielt analysiert werden.



Bild 1: Methodik der Werkstoffcharakterisierung bestehend aus Probenfertigung, Durchführung von Warmstauch- und Strangpressversuchen sowie anschließender Mikrostrukturanalyse

Am Fraunhofer IWM wurden in der thermomechanischen Prüfmaschine Gleeble 3150 isotherme Stauchversuche mit den wasserstrahlgeschnittenen Stauchproben durchgeführt. Die Versuche dienten einerseits der Aufnahme von temperatur- und dehnratenabhängigen Fließkurven. Andererseits wurden so gezielt Mikrostrukturzustände mit unterschiedlichen Prozessgeschichten eingestellt und durch Abschrecken in einem Wasserbad eingefroren, die in AP3 metallografisch untersucht werden konnten. Der Prüfaufbau ist in **Bild 2** dargestellt. Zu Beginn des Projekts musste zunächst der Auswerfer, der die Probe nach dem Versuch zum Abschrecken in das Wasserbad stößt, so umgebaut werden, dass die Probe auch bei hohen Temperaturen und Umformgraden zuverlässig und ohne Verzögerung ausgeworfen wird. Hierfür wurde erfolgreich ein pneumatisch betriebenes System entwickelt und installiert. Um die Reibung zu verringern und gleichzeitig eine gute elektrische Leitfähigkeit des Prüfaufbaus sicherzustellen, wurden beide Stirnseiten der Probe mit einer Nickelpaste bestrichen und zwischen der Probe und den Spannbacken Graphitfolie eingebracht.



Bild 2: Prüfaufbau in der der thermomechanischen Prüfmaschine Gleeble 3150. Probenkammer (links) und eingespannte Stauchprobe mit Thermoelement (rechts)

Mithilfe eines Kameraaufbaus wurde das Verformungsverhalten der Probe überwacht, welches sich als sehr homogen erwies. Durch die Messung mit drei Thermoelementen entlang des Probenlängsachse wurde festgestellt, dass nur geringfügige Abweichungen von der Solltemperatur auftraten. **Bild 3** zeigt beispielhaft eine Auswahl an Messwerten aus Stauchversuchen an EN AW-6082 bei 450 °C mit verschiedenen Verformungsgeschwindigkeiten. Jeweils über dem Verformungsweg sind links die tatsächlich realisierte Dehnrate und rechts die Probentemperatur aufgetragen. In jedem Versuch wird nach dem anfänglichen allmählichen Ansteigen der Dehnrate infolge des Beschleunigungsvorgangs die gewünschte Dehnrate gut getroffen. Allerdings dauert der Beschleunigungsvorgang bei höheren Verformungsgeschwindigkeiten länger, sodass sich Dehnraten von über 3 s⁻¹ in der Gleeble nicht zuverlässig regeln lassen. Die Temperatur weicht in jedem Versuch nur geringfügig von der Solltemperatur 450 °C ab. Der in der Gleeble maximal erreichbare Umformgrad bei der gewählten Probengeometrie beträgt ca. 1,5.



Bild 3: Messwerte aus den Stauchversuchen an EN AW-6082 bei 450 °C mit verschiedenen Verformungsgeschwindigkeiten

In den Stauchversuchen wurden die Versuchstemperatur, Dehnrate und der Umformgrade variiert. Nach der Verformung wurden die Proben entweder sofort abgeschreckt oder vor dem Abschrecken für eine definierte Dauer auf Versuchstemperatur gehalten. An der Legierung EN AW-6082 wurden die Temperaturen 450 °C und 550 °C und die Dehnraten 0,1 s⁻¹, 0,3 s⁻¹, 1 s⁻¹ und 3 s⁻¹ untersucht. Bei diesen Temperaturen und Dehnraten wurden Proben bis zu Umformgraden von 0,8 und 1,5 gestaucht. Für die isotherme Haltezeit der nach der Verformung nicht sofort abgeschreckten Proben wurde eine Dauer von 30 s gewählt. **Bild 4** zeigt die hierbei ermittelten Fließkurven. Es ist eine deutliche Dehnratenabhängigkeit erkennbar, d.h. mit zunehmender Dehnrate nimmt die Fließspannung zu. Dagegen nimmt die Spannung zwischen 450 °C und 550 °C stark ab. Alle Fließkurven steigen nur zu Beginn schnell an und verlaufen mit zunehmender Dehnung sehr flach. Dabei ist zu beachten, dass bei den höheren Umformgeschwindigkeiten die angegebene Dehnrate erst bei größerer Dehnung erreicht wurde. Um diesen Effekt korrigiert wären diese Fließkurven sogar noch flacher. Dies zeigt, dass der Werkstoff infolge ausgeprägter dynamischer Erholung nur schwach verfestigt. Die Fließkurven zeigen kein entfestigendes Verhalten und somit keine Anzeichen für dynamische Rekristallisation.



Bild 4: Temperatur- und dehnratenabhängige Fließkurven von EN AW-6082

An der Legierung EN AW-6060 wurden in Absprache mit dem projektbegleitenden Ausschuss die Temperaturen 420 °C, 460 °C, 500 °C und 550 °C untersucht, wodurch der gesamte für das Strangpressen relevante Temperaturbereich abgedeckt wurde. Zudem wurden die Dehnraten 0,1 s⁻¹, 1 s⁻¹ und 3 s⁻¹ und Umformgrade von 0,8 und 1,5 untersucht. Nach dem Stauchen wurden die Proben entweder sofort abgeschreckt oder für eine Dauer von 15 s oder 30 s isotherm gehalten. **Bild 5** zeigt die ermittelten temperatur- und dehnratenabhängigen Fließkurven für diese Legierung. Im Vergleich zu den Versuchen an EN AW-6082 ergaben sich keine Auffälligkeiten. Es wurden ähnliche Temperatur- und Dehnratenabhängigkeiten festgestellt. Auch diese Legierung zeigt eine ausgeprägte dynamische Erholung, infolge derer sie nur schwach verfestigt und keine Anzeichen für dynamische Rekristallisation.



Bild 5: Temperatur- und dehnratenabhängige Fließkurven von EN AW-6060

Insgesamt wurden an EN AW-6082 Versuche unter 19 verschiedenen Prozessbedingungen und an EN AW-6060 Versuche unter 30 verschiedenen Prozessbedingungen durchgeführt. Da die Legierung EN AW-6060 schon während der Gleeble-Versuche rekristallisierte, konnte die deutlich größere Zahl untersuchter Prozessbedingungen zur Aufklärung der Mikrostrukturentwicklung genutzt werden. Die metallografische Untersuchung erfolgte in AP3.

Arbeitspaket 2: Experimentelle Untersuchungen an einer skalier-

ten Strangpresse an Rundprofilen (IUL)

Im Rahmen dieses Arbeitspaketes wurden am IUL Strangpressversuche zur Erweiterung der Prozessparametereinflüsse auf die Mikrostruktur (Korngröße, rekristallisierter Anteil) durchgeführt. Um den Materialverbrauch bei der Vielzahl der untersuchten Parameter möglichst gering zu halten und vor allem auch das Abschrecken des Pressrestes im Rezipienten zu ermöglichen, wurde die in **Bild 6** dargestellte Miniatur-Strangpresse verwendet. Durch zusätzliche Thermoelemente im Bereich der Matrize und des Stempels konnten die Temperatur präzise gesteuert und der Einfluss auf die Rekristallisations- und Erholungsmechanismen untersucht werden.



Bild 6: Aufbau der Miniaturstrangpresse

Die wasserstrahlgeschnittenen Proben wurden zusammen mit der Matrize im Rezipienten in einem externen Ofen aufgeheizt und bei konstanter Temperatur gehalten, während der Stempel über eine angebrachte Heizmanschette temperiert wurde. Die Probenabkühlung während des Einsetzens des Rezipienten in den Prüfaufbau konnte durch die Messung des Temperaturverlaufs außerhalb des Ofens als vernachlässigbar eingestuft werden. Außerdem konnten ebenfalls die Abkühlung der Matrize, als auch die Aufheizung des Stempels während des Versuches mit den angebrachten Thermoelementen bestimmt und für die in AP5 durchgeführten numerischen Simulationen als vernachlässigbar klein und somit konstant angenommen werden.

Unterhalb des Rezipienten wurde ein mit Wasser gefülltes Rohr in den Prüfaufbau integriert, wodurch das gepresste Profil direkt abgeschreckt wird. Diese sofortige Abkühlung soll das Gefüge im Zustand direkt nach der Umformung einfrieren, wodurch Einflüsse durch beispielsweise die Warmauslagerung vermieden werden können. Nach Beendigung des Pressvorgangs kann zudem der Pressrest zusammen mit der Matrize und dem Rezipienten in einem zusätzlichen Wasserbad vor dem Prüfaufbau abgeschreckt werden, wodurch auch die stark inhomogene Mikrostruktur im Pressrest analysierbar wird. Zwecks Vergleichbarkeit der Bedingungen wird das Wasser sowohl im Rohr als auch im Behälter vor dem Prüfaufbau nach jedem Versuch gewechselt.

Um die Entnahme des Pressrestes aus dem Rezipienten beziehungsweise der Matrize zu erleichtern und Materialanhaftungen am Stempel und im Rezipienten zu vermeiden, wurde auf allen Werkzeugen eine dünne Schicht aus Bornitrid aufgetragen. Die untersuchten Prozessparameter sind in **Tabelle 2** und **Tabelle 3** zusammengefasst. Die Länge des Pressrests wurde auf 5 mm festgelegt. Lediglich für das Pressverhältnis R = 44 wurde, aufgrund der resultierenden Profillänge und der Limitierung des Versuchsaufbaus beziehungsweise des verwendeten Wasserbads, die Pressrestlänge auf 10 mm erhöht.

EN AW-6060																		
Temperatur <i>T</i> in °C			42	20					55	50					60	00		
Pressverhältnis R	11,	11	25,	,00	44,	,44	11,	11	25,	00	44	,44	11	,11	25	,00	44,	,44
Stempelgeschwindigkeit _{Vram} in mm/s	5	9	5	9	5	9	5	9	5	9	5	9	5	9	5	9	5	9

Tabelle 2: Prozessparameter für das Miniaturstrangpressen von EN AW-6060

 Tabelle 3: Prozessparameter f

 Gas Miniaturstrangpressen von EN AW-6082

EN AW-6082																		
Temperatur <i>T</i> in °C 450						550 600												
Pressverhältnis R	11,	11	25	,00	44,	,44	11	,11	25	,00	44	,44	11	,11	25	,00	44	,44
Stempelgeschwindigkeit v _{ram} in mm/s	5	9	5	9	5	9	5	9	5	9	5	9	5	9	5	9	5	9

Für eine konstante Stempelgeschwindigkeit $v_{ram} = 5$ mm/s sind die Kraft-Weg-Kurven für EN AW-6082 in **Bild 7** dargestellt. Wie zu erwarten, nimmt die Stempelkraft sowohl mit der Erhöhung des Pressverhältnisses, als auch mit der Verringerung der Blockeinsatztemperatur zu.



Bild 7: Kraft-Weg-Verlauf für die Miniatur-Strangpressversuche bei unterschiedlichen Parametern für die Aluminiumlegierung EN AW-6082

Arbeitspaket 3: Metallografische Analyse der Mikrostruktur zur

Korrelation der Korngrößenentwicklung mit den gewählten Pro-

zessparametern (IUL)

Am IUL wurden, neben unverformten Proben zur Bestimmung der initialen Mikrostruktur, die Proben aus AP1 (Warmstauchproben), AP2 (Miniaturstrangpressproben) und AP8 (Industrieprofil) bezüglich der resultierenden Mikrostruktur analysiert. Um jegliche Beeinflussung des Gefüges durch die Probenpräparation zu vermeiden, wurden die Proben unter ständiger Zuführung eines Kühlschmierstoffs herausgetrennt und mit einem Kalteinbettverfahren eingebettet. Im Anschluss daran wurden die Proben auf Querschnittsmitte geschliffen und poliert, sowie das Gefüge mit Hilfe einer Barker-Ätzung sichtbar gemacht. Bei der Auswertung der Proben konnte beobachtet werden, dass Ausscheidungen, wie zum Beispiel Mg₂Si und β-Al₃FeSi₂, durch den Kontakt mit Wasser herausbrechen und dunkle Krater auf den Mikrostrukturaufnahmen hinterlassen. Durch die Verwendung von Schleif- und Poliermitteln auf Ethanol- beziehungsweise Ölbasis konnten diese im Präparationsschritt vermieden werden. Jedoch ist aufgrund der Zusammensetzung des Barker-Ätzmittels (bestehend auf 90 % Wasser) und der fehlenden Alternativen (Ätzverfahren ohne Flusssäure) das Herausbrechen hinzunehmen. Die Korngröße wurde anschließend mit dem Linienschnittverfahren nach ISO 643 ermittelt.

Die Bestimmung der initialen Mikrostruktur für beide Werkstoffe ist eine der wichtigsten Grundlagen für die Modellierung und Anpassung der Modellparameter in AP4 und AP6. Dafür wurden mehrere Proben über dem gesamten Bolzenquerschnitt (Ø 200 mm) des homogenisierten Gussmaterials entnommen. Die Legierung EN AW-6060 zeigte ein nahezu vollständig homogenes Gefüge über den gesamten Querschnitt mit einer mittleren Kornlänge von 97,34 µm. Bei der zweiten untersuchten Legierung (EN AW-6082) konnte eine mittlere Kornlänge von 93,40 µm ermittelt werden. Hierbei zeigte sich jedoch eine inhomogene Korngrößenverteilung über den Bolzenquerschnitt mit einer Abweichung der mittleren Kornlänge von 45 % im Vergleich zwischen Bolzenzentrum (71 µm) und Rand des Bolzens (103 µm). Nach Absprache mit dem PA ist ein solches Initialgefüge im industriellen Maßstab ebenfalls als homogen anzusehen und wird deshalb im Weiteren nicht berücksichtigt.

Bei den in AP1 durchgeführten Warmstauchversuchen an EN AW-6060 konnte festgestellt werden, dass erst nach der Einführung einer Haltezeit, in der die Probe nach der Umformung weiter auf Temperatur gehalten wurde, eine Rekristallisation des Gefüges zu beobachten ist (**Bild 8a**). Der Rekristallisationsbereich wurde im Anschluss durch die Variation der Prozessparameter Temperatur, Haltezeit, und Umformgrad weiter eingegrenzt. Bereits bei einer Temperatur von 460 °C, einem Umformgrad von 1,5 und einer Haltezeit von 30 s liegt ein vollständig rekristallisiertes Gefüge mit einer mittleren Kornlänge von 105,2 µm vor. Bei einer Erhöhung der Probentemperatur auf 550 °C stellte sich bereits nach einer Haltezeit von 15 s ein rekristallisiertes Gefüge mit einer mittleren Kornlänge von 163,26 µm ein. Auch eine Verringerung des Umformgrades auf 0,8 zeigte bei einer Temperatur von 550 °C und einer Haltezeit von 30 s ein ähnliches Mikrostrukturverhalten mit einer mittleren Kornlänge von 217,11 µm.

Die untersuchten Proben der Legierung EN AW-6082 zeigten allerdings bei keinem der untersuchten Parameterkombinationen Anzeichen der Rekristallisation (**Bild 8b**). Es kommt lediglich zu einer starken Stauchung der Körner, wodurch sich eine faserartige Gefügestruktur einstellt. Diese geringe Rekristallisationsneigung kann anhand der chemischen Zusammensetzung erklärt werden. Vor allem der höhere Mangangehalt im EN AW-6082 (0,42 Gew.-% im Vergleich zu \leq 0,1 Gew.-% bei EN AW-6060) führt zu einer Behinderung der Korngrenzenbewegung und der Erzeugung von Dispersoiden, welche aktiv die Rekristallisation des Gefüges behindern (Jeniski et al., 1996) Dies konnte ebenfalls durch die Erfahrungen des PAs bestätigt werden.



Bild 8: resultierende Gefüge der Warmstauchproben bei φ = 1,5 für unterschiedlichen Temperaturen und Haltezeiten für a) EN AW-6060 und b) EN AW-6082 im Längsschliff

Im Weiteren wurden die stranggepressten Proben aus AP2 analysiert. Aufgrund der wesentlich höheren Dehnraten (bis $\dot{\phi}$ = 500 s⁻¹ am Rand), vor allem in der Randzone des Profils, konnte eine Rekristallisation bei beiden Aluminiumlegierungen beobachtet werden. Der für die Miniaturstrangpressversuche genutzte Aufbau ermöglichte ebenfalls das Abschrecken des Pressrestes im Rezipienten, wodurch dieser ebenfalls für die Mikrostrukturanalyse genutzt werden konnte. Jedoch zeigte sich, dass aufgrund des massiven Aufbaus des Rezipienten das Abschrecken des Pressrestes mit einer wesentlich langsameren Abkühlrate erfolgt. Dies äußert sich in einem wesentlich stärker rekristallisierten Gefüge im Vergleich zum Gefüge des Profils, welches sofort in ein Wasserbad gepresst und abgeschreckt wurde. Für die weiteren Untersuchungen wurden deshalb Proben aus dem Profil mit einem definierten Abstand von 100 mm zum Profilanfang verwendet. Hier zeigten sich auch bei Vergrößerung des Abstandes keine Veränderungen des Gefüges, da die Abschreckung im Wasserbad gleichmäßig erfolgte (Bild 9). Des Weiteren zeigten sich die oben genannten Einflüsse auch bei Untersuchungen des Pressverhältnisses R = 11. Aufgrund der geringen Profillänge von in etwa 190 mm sind die thermischen Einflüsse des Rezipienten und der damit verbundenen langsameren Abkühlung nicht vergleichbar mit den anderen untersuchten Parametern und sorgen für eine inhomogene Temperaturverteilung im Profil. Da außerdem für beide Legierungen die untere Grenze der Rekristallisation bestimmt werden konnte, wird das Pressverhältnis R = 11 nicht weiter betrachtet.



Bild 9: Resultierendes Gefüge in Abhängigkeit der Probenposition bei EN AW-6082

Vergleichbar zu den Ergebnissen der Warmstauchproben ist auch die geringere Rekristallisationsneigung der Legierung EN AW-6082 bei den Strangpressproben festzustellen. Die daraus resultiere Mikrostrukturentwicklung konnte in zwei Fälle unterteilt werden:

- Keine Rekristallisation des Gefüges. Lediglich eine starke Streckung der Körner, welche zu einer faserigen Gefügestruktur führt
- Rekristallisation im Randbereich des Stranges. Der Kern des Profils verbleibt ohne Rekristallisation in einer faserigen Gefügestruktur

Im Weiteren konnte festgestellt werden, dass die Breite der rekristallisierten Zone anhand der Prozessparameter variiert werden kann (**Bild 10**). Bereits bei einer Temperatur *T* = 450 °C und einem Pressverhältnis *R* = 25 konnte eine 13,43 µm breite Randschicht beobachtet werden. Sowohl mit der Erhöhung der Temperatur auf 550 °C (65,59 µm), als auch mit einer Erhöhung des Pressverhältnisses auf *R* = 44 (57,16 µm) kann eine Vergrößerung der Randschicht festgestellt werden. Im Vergleich zeigt die Erhöhung der Temperatur eine um etwa 14 % größeren Einfluss auf die resultierende Randbreite als die Variation des Pressverhältnisses. Nach der Aufbereitung und Erzeugung weiterer synthetischer Lastpfade in AP4 und in Absprache mit dem projektbegleitenden Ausschuss wurden zusätzliche Versuche bei 600 °C durchgeführt. Hierbei zeigte sich eine Umkehrung des Einflusses der Temperatur, da bei den Proben keine Rekristallisation festgestellt werden konnte. Demnach wäre hier, wie im Vergleich der Stauch- mit den Strangpressproben, eine Erhöhung des Umformgrades (z.B. in Form des Pressverhältnisses) notwendig, um eine Rekristallisation des Gefüges zu erreichen.

Seite 13 des Schlussberichts zu IGF-Vorhaben 21682 N



Bild 10: Mikrostruktur ausgewählter stranggepresster Proben aus EN AW-6082 mit rekristallisierten Randzonen

Die Strangpressproben der Legierung EN AW-6060 zeigten, wie bereits auch schon die Stauchproben, eine wesentlich stärkere Neigung zur Rekristallisation. Bereits bei einer Temperatur T = 420 °C und einem Pressverhältnis R = 25 konnte eine unvollständige Rekristallisation beobachtet werden. Diese äußert sich in einer zum Teil faserigen Kernstruktur und Keimbildungen über den gesamten Querschnitt mit vereinzelten rekristallisierten Körnern, welche in Richtung der Kernzone in ihrer Größe zunehmen. Mittels Erhöhung der Temperatur auf T = 550 °C oder des Pressverhältnisses auf R = 44 kann eine vollständige Rekristallisation über den gesamten Querschnitt erreicht werden. Weiterhin stellt sich im Randbereich ein feineres Gefüge als im Kern des Querschnitts ein. Die ermittelten mittleren Kornlängen MGL im Rand- und Kernbereich sind für eine Auswahl an untersuchten Parametern in Bild 11 dargestellt.



Bild 11: Mikrostruktur ausgewählter stranggepresster Proben aus EN AW-6060 mit den mittlerem Kornlängen der rekristallisierten Körner

Arbeitspaket 4: Anpassung und Validierung der Modellparameter des Fraunhofer-IWM-Modells inkl. Erzeugung synthetischer Daten

(IWM)

In diesem Projekt wurde ein am Fraunhofer IWM entwickeltes Materialmodell (Kertsch und Helm, 2018; Kertsch, 2022) erstmalig auf das Strangpressen angewendet. Das Modell beschreibt das komplexe thermomechanische Materialverhalten (belastungspfadabhängige verformungs-, geschwindigkeits- und temperaturabhängige Ver- und Entfestigung) und die Gefügeentwicklung (statische und dynamische Rekristallisation sowie Kornwachstum) metallischer Legierungen. Es handelt sich um ein Mean-Field-Modell, bei dem an jedem betrachteten materiellen Punkt ein repräsentatives Ensemble von Körnern modelliert wird, dass sich unter dem Einfluss der äußeren Lasten und in gegenseitiger Wechselwirkung entwickelt. Zwar beruht die Modellbildung auf erheblichen Vereinfachungen (die Körner werden als kugelförmig betrachtet und ihre Nachbarschaftsbeziehungen werden außer Acht gelassen), jedoch ist das für die Beschreibung der Mikrostrukturentwicklung genutzte Differenzialgleichungssystem physikalisch basiert und thermodynamisch konsistent. Das in diesem Projekt genutzte Modell ist durch die in Tabelle 4 aufgeführten Gleichungen gegeben. Die Korngrößenverteilung an einem materiellen Punkt entwickelt sich, indem sich die Radien $R_1, ..., R_N$ der dort betrachteten N Körner gemäß Gleichung (1) entwickeln. Darin bezeichnet $M_{\rm gb}(T)$ die temperaturabhängige Korngrenzmobilität, $\sigma_{\rm gb}$ die flächenbezogene Korngrenzenergie und $\psi_{\mathrm{p},i}$ die gespeicherte Energie infolge plastischer Verformung des *i*-ten Korns (Gleichung 2). $\mu(T)$ ist der temperaturabhängige Schubmodul, ξ^{j} sind konstante Parameter und die Variablen q_i^j beschreiben die Verfestigung des *i*-ten Korns. Der Lagrange-Multiplikator A stellt die Einhaltung der Volumenkonstanz sicher und wird implizit aus Gleichung (3) berechnet. Rekristallisation wird dadurch modelliert, dass ein Korn i neue rekristallisierte Körner mit der in Gleichung (4) angegebenen Keimbildungsgeschwindigkeit hervorbringt, sofern seine plastische Energie den kritischen Wert $\psi_{p,cr}(T)$ übersteigt. Die Größen A(T), φ_1 und φ_2 sind weitere Modellparameter und $\dot{\epsilon}_p$ bezeichnet die plastische Vergleichsdehnrate. Rekristallisierte Körner besitzen zu Beginn die sehr klein gewählte Größe R_0 und können dann gemäß Gleichung (1) wachsen. Die Entwicklung der Verfestigungsvariablen wird durch Gleichung (5) beschrieben, worin die Parameter $\beta^{j}(T)$, $\dot{\varepsilon}_{0}$ und x^{j} die dynamische Erholung und $a^{j}(T)$ die statische Erholung abbilden. Schließlich wird die Fließspannung durch Gleichung (6) berechnet, wobei $k_0(T)$ die temperaturabhängige Grundfestigkeit und $z_i = R_i^3 / \sum_{i=1}^N R_i^3$ die Volumenanteile der Körner bezeichnen. Für die Parameteridentifikation mussten insgesamt 15 Parameter pro Legierung bestimmt werden.

Korngrößenentwicklung	$\dot{R}_{i} = -M_{\rm gb} \left(\psi_{{\rm p},i} + \frac{\sigma_{\rm gb}}{R_{i}} + \Lambda \right)$	(1)
Energiespeicherung durch plastische Verformung	$\psi_{\mathrm{p},i} = \mu \sum_{j=1}^{2} \xi^{j} (q_{i}^{j})^{2} / 2$	(2)
Volumenkonstanz	$\sum_{i=1}^{N} R_i^2 \dot{R}_i = 0$	(3)
Keimbildungsgeschwindigkeit	$\dot{N}_{i} = A \left[1 + \varphi_{1} \left(\frac{\varepsilon_{\rm p}}{\varepsilon_{\rm 0}} \right)^{\varphi_{2}} \right] R_{i}^{2} \langle \psi_{{\rm p},i} - \psi_{{\rm p,cr}} \rangle$	(4)
Verfestigung und Erholung	$\dot{q}_{i}^{j} = \left[1 - \beta^{j} \left(\frac{\dot{\varepsilon}_{\mathrm{p}}}{\dot{\varepsilon}_{0}}\right)^{-x^{j}} q_{i}^{j}\right] \dot{\varepsilon}_{\mathrm{p}} - a^{j} q_{i}^{j} - 3 \left(\frac{\dot{R}_{i}}{R_{i}}\right) q_{i}^{j}$	(5)
Fließspannung	$\sigma_{\rm y} = k_0 + \mu \sum_i z_i \sum_j \xi^j q_i^j$	(6)

Tabelle 4: Gleichungen des verwendeten Mikrostrukturmodells.

Die metallografische Analyse aller umgeformten Stauchproben der Legierung EN AW-6082 im vorangegangenen AP3 ergab, dass bei keinem der Stauchversuche dynamische oder postdynamische Rekristallisation stattgefunden hat. Um bei dieser Legierung eine Rekristallisation auszulösen, sind hohe Umformgrade und Verformungsgeschwindigkeiten nötig, die zwar beim Strangpressen, nicht aber in Stauchversuchen erreicht werden können. Somit konnte das ursprüngliche Vorhaben, die gesamte Modellbildung auf die Ergebnisse der Stauchversuche zu stützen, für diese Legierung nicht weiterverfolgt werden. In Absprache mit dem projektbegleitenden Ausschuss wurde daher entschieden, zunächst die Legierung EN AW-6060 als Werkstoff mit höherer Rekristallisationsneigung für die Modellentwicklung zu nutzen. Die Kalibrierung des Mikrostrukturmodells für die Legierung EN AW-6060 umfasst zwei aufeinander aufbauende Schritte. Zunächst wurden anhand der in AP1 gewonnenen Fließkurven die Modellparameter in den Gleichungen (5) und (6), die das plastische Materialverhalten steuern, identifiziert. Diese beschreiben die temperaturabhängige Grundfestigkeit, geschwindigkeitsabhängige viskose Effekte und die von allen Prozessparametern abhängige Verfestigung. Die Verfestigung wiederum dient als Triebkraft für die Rekristallisation. Daher ist eine sorgfältige Anpassung der Plastizitätsparameter von großer Bedeutung, um das beobachtete Rekristallisationsverhalten abbilden zu können. Um dies zu erreichen, wurden die Plastizitätsparameter nach sorgfältiger Wahl der Ober- und Untergrenzen ihrer Werte mithilfe eines globalen stochastischen Optimierungsalgorithmus identifiziert. Die mit dem kalibrierten Modell berechneten Fließkurven sind in **Bild 12** im Vergleich mit den Versuchsdaten dargestellt. Berechnete und gemessene Kurven sollten nur bis zu einer Dehnung von etwa 0,8 verglichen werden, da mit zunehmender Dehnung Reibungseffekte und das Ausbauchen der Proben die Messdaten verfälschen. Insgesamt beschreibt das Modell die Messdaten sehr gut.



Bild 12: Gemessene (gestrichelt) und berechnete(durchgezogen) temperatur- und dehnratenabhängige Fließkurven für EN AW-6060

Im nächsten Schritt wurden die Modellparameter, die das Rekristallisationsverhalten steuern, angepasst. Die Parameter wurden so gewählt, dass das Modell für alle Versuche die in AP3 ermittelten Gefügecharakteristika (rekristallisiert oder nicht sowie die rekristallisierte Korngröße) sinnvoll wiedergibt. Aufgrund der Komplexität musste dieser Teil der Parameteridentifiaktion von Hand vorgenommen werden. Dabei wurden die Parameter in den Gleichungen (1), (2) und (4) in physikalisch sinnvoller Weise so verändert, dass das Modellverhalten die Versuchsergebnisse zufriedenstellend abbildet. Das Rekristallisationsmodell konnte so angepasst werden, dass es wesentliche Aspekte des Rekristallisationsverhaltens gut wiedergibt. Nach keinem der bei 420 °C durchgeführten Stauchversuche kommt es zu Rekristallisation, was so auch vom Modell wiedergegeben wird. Wie in den Versuchen bei 460 °C, 500 °C und 550 °C beobachtet, kommt es während der Haltezeit nach der Verformung bei ausreichend hohen Umformgraden und Verformungsgeschwindigkeiten zu Rekristallisation. Bild 13 zeigt beispielhaft das berechnete Rekristallisationsverhalten bei 550 °C und zwei Dehnraten. Für beide Dehnraten ist jeweils im linken Diagramm der rekristallisierte Anteil als Funktion der Zeit aufgetragen. Erwartungsgemäß führt ein höherer Umformgrad zu schnellerer Rekristallisation, da dabei infolge der höheren Versetzungsdichte eine höhere Triebkraft erreicht wird. Jeweils im rechten Diagramm ist für beide Dehnraten die Entwicklung der mittleren Korngröße dargestellt. Diese fällt zu Beginn der Rekristallisation zunächst scharf ab, da viele neue Körner geringer Größe entstehen. Wenn diese wachsen und die verformten Körner aufzehren, steigt die Korngröße wieder an. Der berechneten rekristallisierten Korngröße ist jeweils die in AP3 gemessene Korngröße gegenübergestellt. Dabei zeigt sich eine sehr gute Übereinstimmung zwischen den Versuchs- und Simulationsergebnissen. Bei 550 °C und einer Dehnrate von 0,1 s⁻¹ rekristallisiert das Material nicht, was ebenso vom Modell wiedergegeben wird. Grundsätzlich ist die rekristallisierte Korngröße oft größer als die Korngröße im Ausgangszustand. Dies stellt aufgrund der Formulierung des Mikrostrukturmodells eine erhebliche Schwierigkeit dar. Daher ist die Vorhersagekraft bezüglich der Korngröße methodisch bedingt begrenzt. Die bestimmten Parameter des Mikrostrukturmodells für EN AW-6060 sind in **Tabelle 5** angegeben.



Bild 13: Berechnetes Rekristallisationsverhaltens von EN AW-6060 in Stauchversuchen bei 550 °C bei den Dehnraten 1 s-1 (links) und 3 s-1 (rechts) sowie Vergleich zwischen berechneten und gemessenen Korngrößen

μ	$26\left(1-0.2\frac{T-300 \text{ K}}{600 \text{ K}}\right)$ GPa
ξ^1	0,0167
β1	$2622,75 \exp\left(-\frac{25^{\text{kJ}}/\text{mol}\cdot\text{K}}{RT}\right)$
<i>x</i> ¹	0,1077
a ¹	$0.5 \exp\left(-\frac{25^{\text{kJ}}/\text{mol}\cdot\text{K}}{RT}\right) \text{s}^{-1}$
ξ^2	0,9087
β²	24625,9 exp $\left(-\frac{19^{\text{kJ}}/\text{mol}\cdot\text{K}}{RT}\right)$
<i>x</i> ²	0,2243
a ²	$0,5 \exp\left(-\frac{25^{kJ}/mol\cdot K}{RT}\right) s^{-1}$
έ ₀	1 s ⁻¹
M _{gb}	$1.5 \cdot 10^{-5} \exp\left(-\frac{65^{\text{kJ}}/\text{mol}\cdot\text{K}}{RT}\right) \frac{\text{m}^4}{\text{J}\cdot\text{s}}$
$\sigma_{ m gb}$	$0 \frac{J}{m^2}$
A	$10^{15} \exp\left(-\frac{118^{\text{kJ}}/\text{mol·K}}{RT}\right) \text{s}^{-1}$
φ_1	0
φ_2	1
$\psi_{ m p,cr}$	$\left[2,3 \cdot 10^8 \left(1 + \tanh\left(20,32 - 0,0343\frac{T}{K}\right)\right) + 4,1 \cdot 10^4\right] \frac{J}{m^3}$
R ₀	1 μm
k.	$5.64(1-0.78\frac{T-693 \text{ K}}{2})$ MPa

Tabelle 5: Parameter des Mikrostrukturmodells für EN AW-6060.

Um die Anwendbarkeit des Mikrostrukturmodells auf Strangpressprozesse zu demonstrieren und seine Vorhersagegenauigkeit zu überprüfen, wurde es anschließend für das Postprocessing von Miniaturstrangpressversuchen genutzt. Dabei wurden wie in AP5 beschrieben für alle durchgeführten Versuche die Belastungspfade (Vergleichsdehnrate und Temperatur als Funktionen der Zeit) mehrerer über den Strangquerschnitt verteilter materieller Punkte aus den dazugehörigen Strangpresssimulationen entnommen und als Eingangsdaten für das Mikrostrukturmodell verwendet. Für zwei Versuche bei 550 °C mit der Stempelgeschwindigkeit 9 m/s sowie den Pressverhältnissen 25 und 44 sind beispielhaft die Ergebnisse der Mikrostruktursimulation in Bild 14 dargestellt. Jeweils links sind der Rekristallisationsfortschritt und rechts die Entwicklung der mittleren Korngröße für einen randnahen Punkt und die Strangmitte über der Zeit aufgetragen. Da die Strangmitte eine geringere Verformung erfährt, läuft dort die Rekristallisation langsamer ab und führt zu einer größeren rekristallisierten Korngröße als am Strangrand. Wie in den Versuchen beobachtet, wird abhängig von den Umformbedingungen entweder im gesamten Strang vollständige Rekristallisation vorhergesagt, oder in der Strangmitte verbleibt überwiegend verformtes Gefüge. Die Abhängigkeit des Rekristallisationsverhaltens von den Prozessparametern (Temperatur, Stempelgeschwindigkeit, Pressverhältnis) sowie der Position im Strang (bspw. mittig oder randnah) wird über alle Versuche hinweg sinnvoll wiedergegeben. Dennoch stimmen die Simulationsergebnisse nicht in allen Fällen gleich gut mit den Versuchsergebnissen überein. Insbesondere der Kontrast der rekristallisierten Korngröße zwischen Strangmitte und Strangrand wird, wie auch Bild 14 verdeutlicht, oft unterschätzt. Einerseits deutet dies auf Verbesserungspotenzial des Mikrostrukturmodells hin. Zum anderen liefert die zur Erzeugung der Inputdaten genutzte Finite-Elemente-Berechnung (AP5) sehr lokal aufgelöste Zustandsgrößen wie beispielsweise die Temperatur oder Dehnrate an jedem beliebigen Werkstoffpunkt. Üblicherweise werden diese Daten genutzt, um beispielsweise die Profilaustrittstemperatur oder die Werkzeugbelastung vorherzusagen. Dementsprechend reicht üblicherweise eine Validierung durch Stempelkraftmessung oder Profiltemperaturmessung aus. Die durchgeführten Arbeiten zeigen, dass für die Kalibrierung und Vorhersage des Mikrostrukturmodells schon geringe Schwankungen von Dehnrate oder Temperatur einen großen Einfluss auf die Ergebnisse haben. Im Projektzeitraum konnte die Robustheit der Methoden daher nicht bewertet werden. Es kann davon ausgegangen werden, dass durch eine besser lokal aufgelöste Validierung und umfassende Sensitivitätsstudien, die Robustheit und Vorhersagegenauigkeit verbessert werden kann. Trotz dieser Einschränkungen kann das Mikrostrukturmodell für die Legierung EN AW-6060 als zufriedenstellend validiert betrachtet werden.



Bild 14: Berechnetes Rekristallisationsverhaltens von EN AW-6060 in Miniatur-Strangpressversuchen bei 550 °C mit der Stempelgeschwindigkeit 9 m/s und den Pressverhältnissen 25 (links) und 44 (rechts) sowie Vergleich zwischen berechneten und gemessenen Korngrößen

Mit dem kalibrierten und validierten Materialmodell wurde eine große Anzahl fiktiver Versuche berechnet, um eine synthetische Datenbasis zu erhalten. Ziel war es, systematisch das Materialverhalten zu untersuchen und Daten zur Kalibrierung des Le-Junker-Modells in AP6 zu gewinnen. Der größte Datensatz besteht aus Stauchversuchen bei konstanter Dehnrate mit anschließender Haltezeit bei Umformtemperatur. Dabei wurde die Temperatur von 400 °C bis 600 °C in Schritten von 20 K variiert. Der maximale Umformgrad wurde zwischen 0,01 und 10 mit 90 Zwischenschritten variiert und die Dehnrate zwischen 1 s⁻¹ und 1000 s⁻¹ mit 45 Zwischenschritten. Daraus ergibt sich eine Gesamtzahl von 46 046 synthetischen Versuchen. Ergebnisse aus einer Auswahl dieser Versuche sind in **Bild 15** dargestellt. Die Umformtemperatur beträgt 420 °C (oben) bzw. 480 °C (unten), die Dehnrate beträgt 10 s⁻¹ (links), 100 s⁻¹ (Mitte) und 1000 s⁻¹ (rechts). Der Zeitpunkt 0 bezeichnet hierbei das Ende der Verformung. Es wird deutlich, dass die Rekristallisationsgeschwindigkeit mit der Temperatur und Dehnrate zunimmt. Zudem führt, wie bereits in **Bild 13** beobachtet, ein höherer Umformgrad zu schnellerer Rekristallisation. Zu jedem Versuch ist weiterhin die rekristallisierte Korngröße angegeben. Diese fällt tendenziell mit zunehmender Temperatur, Dehnrate und Umformgrad. Es fällt auf, dass unter bestimmten Bedingungen keine Rekristallisation nach der Umformung auftritt. Dies ist insbesondere bei geringen Temperaturen, Umformgraden und/oder Dehnraten der Fall.



Bild 15: Berechneter Rekristallisationsfortschritt von EN AW-6060 während der Haltezeit nach fiktiven Verformungsversuchen bei 420 °C (oben) und 480 °C (unten), bei von links nach rechts zunehmender Dehnrate und mit verschiedenen Umformgraden unter Angabe der vorhergesagten rekristallisierten Korngröße

Um die systematischen Abhängigkeiten des Rekristallisationsverhaltens von den Umformbedingungen übersichtlich darzustellen, wurden die Ergebnisse aus den synthetischen Versuchen in einer Prozesskarte zusammengefasst. In **Bild 16** markiert für verschiedene Temperaturen jeweils eine Kurve die Grenze zwischen denjenigen Wertepaaren von Umformgrad und Dehnrate, die zu einer Rekristallisation während der anschließenden Haltezeit führen, und denjenigen Prozessbedingungen, die keine Rekristallisation hervorrufen. Jeweils rechts bzw. oberhalb der Kurve ist Rekristallisation möglich, während links bzw. unterhalb davon die Rekristallisation unterdrückt ist. Ausgehend von der niedrigsten dargestellten Temperatur 420 °C verschiebt sich diese Grenze zunächst hin zu niedrigeren Umformgraden und Dehnraten. Dies entspricht der in **Bild 15** beobachteten Tendenz. Interessant ist jedoch, dass bei ca. 500 °C die niedrigsten Umformgrade und Dehnraten notwendig sind, um Rekristallisation auszulösen. Bei weiter zunehmender Temperatur verschiebt sich die Grenze wieder hin zu höheren Umformgraden und Dehnraten. Mithilfe dieser Darstellung ist es möglich, durch den herausgearbeiteten Zusammenhang zwischen dem Rekristallisationsverhalten und den Prozessparametern, Strangpressprozesse zielgerichtet auszulegen. Diese Trendumkehr bei hohen Temperaturen korrespondiert mit den experimentellen Ergebnissen, wie am Ende des AP3 beschrieben.



Bild 16: Die Grenze zwischen Umformbedingungen, unter denen es zu Rekristallisation kommt, hängt vom Umformgrad, von der Dehnrate und der Temperatur ab. Rechts bzw. oberhalb jeder für EN AW-6060 berechneten Kurve ist Rekristallisation möglich, während links bzw. unterhalb davon die Rekristallisation unterdrückt ist

Für die Legierung EN AW-6082 konnten die Ergebnisse der Stauchversuche nur zur Kalibrierung der Plastizitätsparameter des Mikrostrukturmodells genutzt werden. Das Vorgehen dabei war dasselbe wie für die erste Legierung. Das Ergebnis dieses Kalibrierungsschritts ist in **Bild 17** dargestellt. Auch für die zweite Legierung werden die Versuchsergebnisse gut wiedergegeben.



Bild 17: Gemessene (gestrichelt) und berechnete(durchgezogen) temperatur- und dehnratenabhängige Fließkurven für EN AW-6082

Zur Kalibrierung der Modellparameter, die das Rekristallisationsverhalten für EN AW-6082 steuern, wurde ähnlich wie bei der zuvor beschriebenen Validierung des Modells für die Legierung EN AW-6060 vorgegangen. Durch Postprocessing der Prozesssimulation für die Miniaturstrangpressversuche und den Vergleich der Simulationsergebnisse mit den experimentell festgestellten Mikrostrukturen wurden die Modellparameter so identifiziert, dass eine möglichst gute Übereinstimmung erreicht wurde. Diese Aufgabe gestaltete sich als ausgesprochen schwierig, denn die Anpassung der Parameter an einen großen Datensatz war nicht automatisiert möglich. Stattdessen mussten die Parameter iterativ durch Ausprobieren verändert werden, um ihre Werte zu bestimmen. Da das Mikrostrukturmodell für die Legierung EN AW-6082 mit experimentellen und numerischen Strangpressversuchen und damit mit deutlich mehr Annahmen bzw. unter Beachtung komplexer Randbedingungen kalibriert werden musste, ist die Vorhersagegenauigkeit gegenüber der Legierung EN AW-6060, welche mit Stauchversuchen kalibriert wurde, geringer. Die bestimmten Parameter des Mikrostrukturmodells für EN AW-6082 sind in **Tabelle 6** angegeben.

μ	$26\left(1-0.2\frac{T-300 \text{ K}}{600 \text{ K}}\right) \text{ GPa}$
ξ^1	0,0273
β^1	$119657 \exp\left(-\frac{43^{kJ}/mol\cdot K}{RT}\right)$
<i>x</i> ¹	0
<i>a</i> ¹	$0.3 \exp\left(-\frac{20^{\text{kJ}}/\text{mol}\cdot\text{K}}{RT}\right) \text{s}^{-1}$
ξ^2	0,6760
β^2	9250,08 exp $\left(-\frac{17 \text{ kJ}/\text{mol-K}}{RT}\right)$
<i>x</i> ²	0,1822
<i>a</i> ²	$0.3 \exp\left(-\frac{20^{\text{kJ}}/\text{mol}\cdot\text{K}}{RT}\right) \text{s}^{-1}$
έ ₀	1 s ⁻¹
M _{gb}	$2 \cdot 10^{-2} \exp\left(-\frac{98 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}\cdot\text{K}}}{RT}\right) \frac{\text{m}^4}{\text{J}\cdot\text{s}}$
$\sigma_{ m gb}$	$0 \frac{J}{m^2}$
A	$10^{26} \exp\left(-\frac{274 {\rm kJ/mol \cdot K}}{RT}\right) {\rm s}^{-1}$
φ_1	0,002
φ_2	27,8 exp $\left(-\frac{20^{\text{kJ}}/\text{mol}\cdot\text{K}}{RT}\right)$
$\psi_{ m p,cr}$	$\left[2,4 \cdot 10^8 \left(1 + \tanh\left(17,76 - 0,0300 \frac{T}{K}\right)\right) + 4,4 \cdot 10^4\right] \frac{J}{m^3}$
R ₀	1 μm
k_0	$7,40\left(1-0,50\frac{T-723 \text{ K}}{100 \text{ K}}\right) \text{ MPa}$

Tabelle 6: Parameter des Mikrostrukturmodells für EN AW-6082.

Arbeitspaket 5: Numerische Prozessanalyse zur Bestimmung der relevanten Prozessparameter und Zustandsgrößen über der Zeit und Validierung (IUL)

Auf Grundlage der durchgeführten Miniatur-Strangpressversuche aus AP2 wurden am IUL die nicht messbaren Zustandsgrößen, wie Druck, Spannung, Dehnung, und plastische Vergleichsdehnrate mittels numerischer Prozesssimulationen ermittelt. Diese wurden mit Inspire Extrude Metal und HyperWorks von Altair für den stationären Zustand durchgeführt. Die Temperaturen des Rezipienten und der Matrize, sowie die Temperatur des Stempels wurden entsprechend der Temperaturuntersuchung in AP2 als konstant angenommen. Um die Entwicklung der Mikrostruktur nachzuvollziehen, werden die Zustandsgrößen entlang sogenannter Partikelpfade berechnet. Dafür werden einzelne Partikelpositionen zwischen Profilmitte und Randbereich zu Beginn im Profil definiert und der Bahnverlauf der Partikel rückwärts durch das Strangpresswerkzeug verfolgt. Die Validierung der numerischen Ergebnisse erfolgte mit den in AP2 erfassten Kraft-Weg-Kurven der Miniatur-Strangpressversuche (**Bild 7**).

Anhand der Partikelbahnen kann gezeigt werden, dass die Zustandsgrößen, welche ein Werkstoffpunkt erfährt, von der Position innerhalb des Blockes bzw. Profils während des Strangpressprozesses abhängen. In **Bild 18** ist beispielhaft die Verschiebung des Partikels zur Mittelachse innerhalb des Rezipienten für jeweils einen Partikel in der Profilmitte, dem Profilrand und mittig zwischen Profilmitte und Profilrand dargestellt. Dabei erfährt der Partikel im Randbereich des Profils die größte Verschiebung, während ein Partikel in der Block- beziehungsweise Profilmitte nur eine Verschiebung entlang der Mittelachse erfährt. Wird zusätzlich der Verlauf der Dehnrate hinzugezogen, fällt auf, dass die maximal erreichte Dehnrate im Randbereich um den Faktor 5,5 größer ist im Vergleich zu Partikeln in der Blockmitte. Dieser Unterschied ist ebenfalls in der Mikrostruktur wiederzufinden. Im Randbereich kommt es daher zu einer Rekristallisation des Gefüges.

Zur Vervollständigung der Prozesshistorie wurden im Anschluss Abschrecksimulationen in Inspire Extrude Metal durchgeführt. Dafür wurde die Strangaustrittstemperatur aus der Prozesssimulation als Starttemperatur des Profils für das Abschrecken verwendet. Die berechneten Temperaturverläufe nach dem Eintreten in das Wasserbad wurden ebenfalls für die Kalibrierung des Mean-Field-Modells in AP4 verwendet.



Bild 18: Entwicklung der Dehnrate innerhalb des Rezipienten für drei unterschiedliche Partikelpositionen am Beispiel von EN AW-6082 bei R = 44, T = 450 °C, $v_{ram} = 5$ mm/s

Arbeitspaket 6: Kalibrierung und Validierung des Le-Junker-Mo-

dells

Das am Fraunhofer IWM entwickelte Mean-Field-Modell für die Mikrostrukturentwicklung bietet einen guten Kompromiss hinsichtlich der aus seinem physikalischen Hintergrund resultierenden Vorhersagegenauigkeit und der Anforderungen an Rechenleistung und Speicherplatz. An jedem beschriebenen materiellen Punkt werden dabei die Größen jedes modellierten Korns durch eine Zustandsvariable sowie sein Verfestigungszustand durch zwei weitere Variable gespeichert. Da an einem Punkt mehrere hundert Körner gleichzeitig vorliegen können, werden zur vollständigen Beschreibung bis zu mehrere tausend Zustandsvariable benötigt. Der resultierende Rechenaufwand und insbesondere der Speicherbedarf sind daher zu groß für eine direkte Nutzung des Mean-Field-Modells in einer Finite-Elemente-Software. Hierfür werden einfachere Modelle wie dasjenige von Le und Junker (2014) benötigt, das mit nur zwei Zustandsvariablen und einem System von zwei gekoppelten Differenzialgleichungen arbeitet. Die zugrundeliegenden Modellgleichungen sind in **Tabelle 7** aufgeführt. Darin bezeichnen ρ und ρ die beiden Zustandsgrößen des Modells, die Versetzungsdichte und die mittlere Korngröße. Deren Entwicklung ist durch die beiden Differenzialgleichungen (7) und (8) gegeben, worin η_{11} , η_{12} und η_{22} phänomenologische kinetische Koeffizienten sind. *k* bezeichnet den Anteil der plastischen Arbeit, der in die Energiespeicherung der Mikrostruktur (Gleichung 9) eingeht, die wiederum die Triebkräfte der Entwicklungsgleichungen bereitstellt. τ_v bezeichnet die Fließspannung (Gleichung 10), $\dot{\gamma}^p$ die plastische Vergleichsscherrate, μ den Schubmodul, ρ_s den Sättigungswert der Versetzungsdichte, γ die Korngrenzenergie und b den Betrag des Burgersvektors. k, m und λ sind phänomenologische Parameter.

Entwicklung der Versetzungsdichte	$\dot{\rho} = -\eta_{11} \frac{\partial U_{\rm m}}{\partial \rho} - \eta_{12} \frac{\partial U_{\rm m}}{\partial \delta} + \left(\frac{\partial U_{\rm m}}{\partial \rho}\right)^{-1} \kappa \tau_{\rm y} \dot{\gamma}^p$	(7)
Entwicklung der Korngröße	$\dot{\delta} = -\eta_{12} rac{\partial U_{ m m}}{\partial ho} - \eta_{22} rac{\partial U_{ m m}}{\partial \delta}$	(8)
Gespeicherte Energie	$U_{\rm m} = \mu k \ln\left(\frac{1}{1-\rho/\rho_{\rm s}}\right) + m\frac{\gamma}{\delta}$	(9)
Fließspannung	$\tau_{\rm y} = \tau_0 + \mu b \sqrt{\rho} + \frac{\lambda}{\sqrt{\delta}}$	(10)

Tabelle 7: Gleichungen des Modells von Le und Junker (2014).

Um das Verhalten des Le-Junker-Modells zu untersuchen, wurde ein Programm implementiert, mithilfe dessen beliebige Prozessgeschichten, definiert durch Dehnung und Temperatur als Funktionen der Zeit, nachrechnen zu können. Den Kern bildet ein im Python-Paket SciPy implementierter effizienter impliziter Differentialgleichungslöser. Das Programm liefert als Ergebnis die Entwicklung der Versetzungsdichte, der mittleren Korngröße und der Fließspannung entlang des Prozesses. Die Implementierung ist robust und benötigt äußerst kurze Rechenzeiten. Da ein impliziter Löser verwendet wird, besitzt das Programm eine hohe Stabilität.

Da das Le-Junker-Modell prinzipiell physikalisch motiviert ist, besitzt ein Teil seiner Parameter eine physikalische Bedeutung oder kann direkt aus Versuchen abgelesen werden. Beispiele für solche Parameter sind der Schubmodul, die Energie der Korngrenzen und die Anfangsfließspannung. Daneben beinhaltet das Modell allerdings weitere rein phänomenologische Parameter, die anhand zahlreicher Versuchen identifiziert werden müssen. Aus der Literatur sind keine Arbeiten bekannt, in denen das Le-Junker-Modell für reale Werkstoffe und Prozesse angewendet wurde. Daher gibt es keine Anhaltspunkte für deren Werte. Selbst in der originalen Arbeit von Le und

Junker (2014) werden quantitativ äußerst unrealistische Ergebnisse gezeigt. Beispielsweise dauert der dort gezeigte Prozess der statischen Erholung 95 Jahre, was die Autoren sogar selbst hervorheben. Zudem ist offensichtlich, dass die meisten Parameter nicht nur einen skalaren Zahlenwert haben, sondern im Allgemeinen komplexe Funktionen mindestens der Temperatur und der Dehnrate sein müssen. Darüber hinaus ist anzunehmen, dass die Modellparameter auch von weiteren Zustandsgrößen wie der momentanen Versetzungsdichte und Korngröße abhängen müssen, um ein realistisches Modellverhalten zu erhalten. Zur Verdeutlichung sind in Bild 19 Ergebnisse der Berechnung eines Verformungsprozesses mit anschließender Haltezeit dargestellt. Dabei wurde während der ersten 0,1 s eine Verformung mit einer Scherrate von 100 s⁻¹ angenommen (es wird also eine Vergleichsscherung von 10 erreicht), danach findet keine weitere Verformung statt. Grundsätzliche Charakteristika des berechneten Materialverhaltens sind sinnvoll: Während der Verformung steigt die Versetzungsdichte an, um anschließend während der Rekristallisation wieder abzufallen. Die Korngröße fällt gegen Ende der Verformung ab, was als Keimbildung der Rekristallisation gedeutet werden kann, und steigt dann während der Haltezeit infolge des Kornwachstums erheblich an. In der Fließspannung äußert sich die Rekristallisation als Entfestigung, nachdem das Material während der Verformung verfestigt wurde.



Bild 19: Beispielhafte Berechnung mit dem Le-Junker-Modell für einen Verformungsprozess mit anschließender Haltezeit

Um das in Bild 19 gezeigte Materialverhalten einzustellen, war jedoch eine unerwartete Parameterwahl notwendig. Der Parameter η_{11} musste so gewählt werden, dass er während voranschreitender plastischer Verformung um etwa vier Größenordnungen geringer ist als ohne aktive plastische Verformung. Noch überraschender ist die Wahl des Parameters η_{12} , der hier während der plastischen Verformung positiv ist, ohne aktive plastische Verformung dagegen negativ. Es ist eher unüblich, dass die Parameter physikalisch basierter Modelle ihr Vorzeichen ändern. Es wird nicht erwartet, dass diese Parameterstudie geeignet ist, das tatsächliche Materialverhalten quantitativ richtig zu beschreiben. Sie belegt aber die Komplexität der Wahl geeigneter Modellparameter. Denn nicht nur die Zahlenwerte, sondern ganz grundsätzlich die funktionalen Abhängigkeiten der verschiedenen Parameter von Temperatur, Dehnrate, Korngröße und Versetzungsdichte ist im Vorhinein völlig unklar. Die Ermittlung dieser Zusammenhänge würde selbst bei Vorliegen einer umfangreichen Datenbasis umfangreiche Studien erfordern, die sich nur teilweise automatisieren ließen. Aufgrund der verbleibenden Zweifel an der bisher erreichten Modellgenauigkeit (bestehend aus den Unsicherheiten hinsichtlich der Genauigkeit der lokalen Zustandsgrößen aus den Umformsimulation, dem daraus resultierenden Fehler bei der Kalibrierung des Mean-Field-Modells sowie dessen prinzipiellen Limitationen) konnte im Rahmen dieses Projekts die für die Kalibrierung des Le-Junker-Modells notwendige belastbare Datenbasis nicht generiert werden.

Hinsichtlich des praktischen Nutzens wird das Mean-Field-Modell gegenüber dem Le-Junker-Modell als überlegen angesehen. Die in den beiden untersuchten Legierungen beobachtete komplexe Abhängigkeit der Mikrostrukturentwicklung von den Prozessbedingungen lassen es zweifelhaft erscheinen, dass für das Le-Junker-Modell grundsätzlich geeignete Parameter bestimmt werden können. Daher wurde in Absprache mit dem projektbegleitenden Ausschuss entschieden, diesen Ansatz nicht weiter zu verfolgen, sondern der Mean-Field-Modellierung mehr Aufmerksamkeit zu widmen.

Arbeitspaket 7: Integration des Le-Junker-Modells in FE-Pro-

gramme (IWM)

Da übereinstimmend durch die Forschungsstellen und den projektbegleitenden Ausschuss festgestellt wurde, dass das am Fraunhofer IWM entwickelte Mean-Field-Modell dem stark vereinfachten Modell von Le und Junker überlegen ist, wurde im Rahmen dieses Arbeitspakets ein Workflow für die Nutzung des Fraunhofer-IWM-Modells in Verbindung mit für Umformsimulationen genutzten Finite-Elemente-Programmen erarbeitet.

Die zu Projektbeginn vorhandene Implementierung als Python-Programm umfasste neben der Gefügeentwicklung auch thermomechanische Kopplungseffekte und ist für die Berechnung analytisch definierbarer Prozesspfade optimiert. Viele derartige Kopplungseffekte spielen in realen Umformprozessen hinsichtlich der Mikrostrukturentwicklung eine untergeordnete Rolle und können daher vernachlässigt werden. Die Übertragung von realen Belastungspfaden aus Miniatur-Strangpressversuchen oder industriellen Prozessen sowie die effiziente Durchführung systematischer Parametervariationen im Zuge der Optimierung der Modellparameter erforderte dagegen eine vereinfachte Implementierung für Nachlaufrechnungen (Postprocessing). Für die Anwendung des Modells im Projekt und darüber hinaus für Strangpressprozesse wurde daher eine neue Python-Implementierung erstellt. Hierfür wurde die komplexe Beschreibung der Kinematik aus dem ursprünglichen Modell wesentlich vereinfacht und es wurde auf die Implementierung der vollständigen thermomechanischen Kopplungseffekte verzichtet. Somit konnte ein effizientes Schema für die Zeitintegration der Modellgleichungen umgesetzt werden. Durch die Implementierung einer automatischen Zeitschrittweitensteuerung wurde die Programmlaufzeit optimiert. Damit ist es nun möglich, die reale Belastung ausgewählter Punkte - definiert durch die Vergleichsdehnrate und Temperatur als Funktionen der Zeit – an das Materialmodell zu übergeben. Mithilfe des Modells kann anschließend die Gefügeentwicklung entlang des Belastungspfades berechnet werden. Die Dateiformate für die Ein- und Ausgabe wurden so angepasst, dass für die Optimierung der Modellparameter gezielte Variationen leicht möglich sind.

Die beschriebene Implementierung des Mean-Field-Modells erlaubt das Postprocessing von Lastpfaden aus Finite-Elemente-Simulationen. In diesem Projekt wurden dafür Simulation mit Inspire Extrude Metal durchgeführt und daraus manuell die Lastpfade für ausgewählte Stellen im Strang exportiert. Für die einfache Geometrie der Miniatur-Strangpressversuche stellte diese Vorgehensweise keine Schwierigkeit dar. Für die industrielle Anwendung ist es hingegen wichtig, die Mikrostrukturentwicklung nicht nur an einigen ausgewählten Punkten im Strang, sondern automatisiert in hoher räumlicher Auflösung untersuchen zu können. Um die Machbarkeit hierfür zu überprüfen, wurde die Implementierung des Mean-Field-Modells so angepasst, dass es über die Schnittstelle DynamiX mit der Finite-Elemente-Software FORGE® von Transvalor gekoppelt werden kann. Hiermit ist es möglich, im Anschluss an eine Umformsimulation automatisiert das Postprocessing in hoher räumlicher Auflösung durchzuführen. Analog kann künftig ein automatisierter Workflow auch für andere Softwareprodukte umgesetzt werden.

Arbeitspaket 8: Validierung der Modellierung anhand komplexer Prozesssimulationen von ausgewählten industrierelevanten Profi-Ien (IUL, IWM)

Für die Validierung und Erprobung der kalibrierten Modelle wurden Pressversuche im industriellen Maßstab mit EN AW-6082 durchgeführt. Für die Profilgeometrie wurde ein Doppelkammerprofil (**Bild 20**) im 2-Strang mit einem Pressverhältnis von R = 20 verwendet. Aufgrund der unterschiedlichen Stegbreiten und des innenliegenden Steges, welcher keinen direkten Kontakt zum Kühlmedium während des Abschreckens erfährt, sind unterschiedliche Bedingungen hinsichtlich des resultierenden Gefüges zu erwarten.



Bild 20: Abmessungen des Industrieprofils

Die für die Untersuchungen verwendeten Prozessparameter sind in **Tabelle 8** aufgelistet. Im Weiteren werden die Ergebnisse für den in der Industrie genutzten Parametersatz (T = 480 °C, $v_{ram} = 4,51$ mm/s mit Abschreckung) erörtert.

Temperatur T in °C		48	30		450						
Stempelgeschwindigkeit $v_{\rm ram}$ in mm/s	3	4,	51	6	3	4,51	6				
Profilabschreckung (Y/N)	Y	Y	Ν	Y	Y	Y	Y				

Die Untersuchung der Mikrostruktur ergab, dass in Abhängigkeit der Position im Profil sich unterschiedliche Gefügezustände bezüglich des rekristallisierten Anteils über den Querschnitt ausbilden (**Bild 21**). Grundlegend ist das Gefüge vergleichbar zu den Miniatur-Strangpressversuchen aus AP2, bestehend aus einer rekristallisierten Randzone und einer faserigen Kernstruktur. Im Weiteren werden die folgenden vier Bereiche des Industrieprofils genauer untersucht: Längspressnaht innen, Längspressnaht außen, oberer Steg und mittlerer Steg.

Der Bereich mit der größten rekristallisierten Randschicht ist der mittlere Steg. Da aufgrund der verwendeten Abschreckung im Wasser-Sprühnebel keine direkte Abkühlung möglich ist, liegt in diesem Bereich eine wesentlich geringere Abkühlrate vor, welche ein weiteres Kornwachstum begünstigt. Die resultierende Randzonenbreite beträgt 430 μ m. Im Vergleich zum oberen Steg, welcher im direkten Kontakt mit dem Kühlmedium steht, bildet sich hier lediglich eine Randschicht von etwa 100 μ m aus.

Im Weiteren zeigte sich der Bereich der Längspressnaht als auffällig. Die innenliegende Randschicht weist in beiden untersuchten Fällen eine größere Randzonenbreite von bis zu 50 % im Vergleich zur Außenseite auf. Diese ist erneut auf den direkten bzw. indirekten Kontakt mit dem Kühlmedium und somit zu unterschiedlichen Abkühlraten zurückzuführen. Aufgrund des Pressens im Zwei-Strang ist ebenfalls ein Unterschied zwischen der zum zweiten Profil zugewandten Seite und der nach außen gerichteten Seite zu beobachten. Aufgrund des verwendeten Werkzeuges liegt im Inneren eine höhere Temperatur und Geschwindigkeit vor, wodurch eine gröbere Neukornbildung begünstigt wird (140 µm bzw. 210 µm auf der zugewandten Seite im Vergleich zu 110 µm bzw. 150 µm auf der Außenseite).



1 mm



Für die Vorhersage der Mikrostruktur wurde eine numerische Simulation des Industrieversuchs aufgebaut. Zwecks Reduzierung der Rechenzeit aufgrund der komplexen Werkzeuggeometrie wurden die Symmetrien ausgenutzt und nur ein Viertelmodel numerisch abgebildet. Die Validierung erfolgte erneut über die Kraft-Weg-Kurven, welche ebenfalls während der Versuche aufgezeichnet wurden. Die Berechnung der Zustandsgrößen entlang der Partikelpfade erfolgte in den vier zuvor beschriebenen Bereichen (Längspressnaht innen/außen, oberer Steg und mittlerer Steg) mittels fünf Partikeln gleichmäßig über die jeweilige Stegbreite verteilt. Mit dem Modell konnte erfolgreich vorhergesagt werden, ob ein Partikelpfad in einem rekristallisierten Gefüge endet oder nicht. Des Weiteren sind die vorhergesagten mittleren Korngrößen im rekristallisierten Bereich im Vergleich zu den experimentell ermittelten Korngrößen in Bild 22 dargestellt. Die vorhergesagten Korngrößen für die jeweiligen Profilinnenseiten werden tendenziell in der Simulation unterschätzt. Dies kann auf die unvollständige Abbildung der Abschreckprozesses nach der Umformung zurückgeführt werden, da die Abkühlrate durch den nur indirekten Kontakt mit dem Kühlmedium geringer ist als auf der Außenseite. Somit wird ein weiteres Kornwachstum an diesen Stellen gefördert. Auch an den außenliegenden Positionen des Profils werden die Korngrößen tendenziell leicht unterschätzt mit Ausnahme der inneren Längspressnaht. Die Abweichungen sind allerdings moderat und zeigen somit einen guten Fit bezüglich der experimentellen Daten.



Bild 22: Vergleich der berechneten und experimentell ermittelten Korngrößen in verschiedenen Profilbereichen

Arbeitspaket 9: Dokumentation und Abschlussbericht (IUL, IWM)

Im Rahmen des letzten Arbeitspakets wurden die Ergebnisse und gewonnenen Erkenntnisse während der Projektlaufzeit dokumentiert und in Form des vorliegenden Abschlussberichts zusammengefasst.

Der wissenschaftlich-technische und wirtschaftliche Nutzen der erzielten Ergebnisse wird in Kapitel 4 dargestellt.

Zusammenfassung

Im Rahmen des Projektes wurde ein Modell zur Vorhersage der Mikrostruktur beim Strangpressen kalibriert und getestet. Dafür wurden zunächst in Absprache mit dem PA die zu untersuchenden Aluminiumlegierungen (EN AW-6060 und EN AW-6082) festgelegt. Im Folgenden wurden Fließkurven für unterschiedliche Dehnraten und Temperaturen mittels Warmstauchversuchen aufgezeichnet. Außerdem wurden die Mikrostrukturen der gestauchten Proben bezüglich des rekristallisierten Anteils und der mittleren Korngröße ausgewertet. Diese dienten als Grundlage für die Kalibrierung des Mean-Field-Modells. In Stauchversuchen mit anschließenden Haltezeiten bei Umformtemperatur bildete sich bei EN AW-6060 bereits bei geringen Umformgraden ein vollständig rekristallisiertes Gefüge aus. EN AW-6082 reagierte deutlich träger hinsichtlich des Rekristallisationsverhaltens, sodass für ein rekristallisiertes Gefüge höhere Umformgrade notwendig sind als in Stauchversuchen realisiert werden können. Maßgeblich dafür ist der wesentlich höhere Mangangehalt von EN AW-6082. Aus diesem Grund konnte eine Kalibrierung des Mean-Field-Modells auf Grundlage der Stauchversuche für EN AW-6082 nicht erfolgen. Das Vorgehen wurde daher derart angepasst, dass das Mean-Field-Modell mittels der Mikrostrukturdaten aus den Miniaturstrangpressversuchen kalibriert wurde. Für EN AW-6060 konnte das ursprünglich geplante Verfahren für die Modellkalibrierung angewendet werden. In einem ersten Schritt konnte sowohl das Auftreten von Rekristallisation als auch der Trend der Korngröße ausreichend genau vorhergesagt werden. Die im weiteren durchgeführten Miniaturstrangpressversuche dienten zur ersten Validierung und weiteren Anpassung des Mean-Field-Modells. Bei der Auswertung der Mikrostruktur konnte im Gegensatz zu den gestauchten Proben auch bei EN AW-6082 eine Rekristallisation nachgewiesen werden. Diese äußert sich an den Randzonen des Profils. Lediglich die Auswertung des Gefüges im Pressrest konnte aufgrund des massiven Aufbaus des Rezipienten und der dadurch geringeren Abschreckraten nicht für die Anpassung verwendet werden, da keine vergleichbaren Bedingungen zum Profil vorliegen. Mit der zusätzlichen numerischen Abbildung der Miniaturstrangpressversuche wurde die experimentelle Datenbank für die Kalibrierung der Modelle um die nicht messbaren Zustandsgrößen, wie Temperatur, Spannung, Dehnrate und Druck erweitert. Die Abschrecksimulationen im Anschluss vervollständigten die Prozesshistorie, sodass eine vollständige numerische Abbildung der Strangpressprozess erfolgt ist. Mit dem kalibrierten und validierten Mean-Field-Modell wurden im Folgenden weitere fiktive Belastungspfade berechnet, um eine zusätzliche synthetisch Datenbasis zu generieren. Anhand dieser Daten konnte das Materialverhalten präzise beschrieben und das Auftreten von Rekristallisation im Gefüge in Abhängigkeit der Prozessparameter zu einer Prozesskarte zusammengefasst werden.

Das numerisch effizientere Le-Junker-Modell, welches final für die Mikrostrukturvorhersage verwendet werden sollte, zeigte sich nach der Kalibrierung des Mean-Field-Modells als ungeeignet. Grundlegend zeigte sich, dass die Mikrostrukturentwicklung zu komplex in ihrer Beschreibung ist und eine Vereinfachung auf zwei skalare Zustandsgrößen nicht möglich erscheint. Dies belegten auch die fragliche Parameteridentifikation für einen Testbelastungszustand und im Weiteren auch durch Ergebnisse aus der Literatur. Daher wurde für die finale Mikrostrukturvorhersage das Mean-Field-Modell weiterverwendet, da es bereits für die Miniaturstrangpressversuche gute Ergebnisse aufzeigte. Da dieses Modell allerdings wesentlich rechenintensiver ist, wurde eine Integration in kommerzielle FE-Programme noch nicht durchgeführt. Allerdings kann die Berechnung als zusätzliches Skript im Post-Processing einer Prozesssimulation ohne größeren Aufwand durchgeführt werden.

Abschließend wurden im industriellen Maßstab für EN AW-6082 Strangpressversuche durchgeführt und die Mikrostruktur ausgewertet. Auf Grundlage der Geometrie eignet sich das Doppelkammerprofil zur Beurteilung der Aussagekraft der Vorhersage, als auch zur Aufzeigung möglicher Schwächen, da unterschiedliche Bedingungen über den Querschnitt verteilt vorliegen. Mit dem kalibrierten Modell konnte gezeigt werden, dass erfolgreich eine teilweise Rekristallisation des Gefüges vorhergesagt werden kann. Auch die mittlere Korngröße konnte für die Außenseiten des Profils annähernd genau berechnet werden. Allerdings zeigte das Modell auf der Innenseite des Profils noch Schwächen bei der Vorhersage auf, da weitere Effekte, wie z.B. eine inhomogene Abkühlrate nicht ausreichend genau berücksichtigt werden.

Der in diesem Projekt entwickelte Workflow zeigt großes Potential zur numerischen Vorhersage der Mikrostruktur. Durch weitere Anpassungen der verwendeten Methoden kann dieses Potential noch weiter gesteigert werden. Da die numerisch bestimmten Prozessgrößen wie Temperatur, Dehnrate und Druck als Input für das Mikrostrukturmodel verwendet werden, ist die benötigte Simulationsgenauigkeit zu untersuchen. Dafür sind zusätzlich lokalere Methoden der Validierung in Form von Sensorik in den Prüfaufbau zu integrieren. Des Weiteren sollte eine automatische und vereinheitliche Charakterisierung zur Bestimmung der Modellparameter angestrebt werden, um eine möglichst einfache Integrierung der Methoden für KMUs zu ermöglichen. Ein weiteres Verbesserungspotential stellt die Robustheit des Modells dar. Mittels weiterer Untersuchungen des Einflusses der Legierungselemente auf die Mikrostruktur ist zukünftig auch die Abdeckung von Chargenschwankungen aufgrund der Zusammensetzung denkbar.

Literaturverzeichnis

Jeniski, R. A., Thanaboonsombut, B., Sanders, T., H. (1996): The effect of iron and manganese on the recrystallization behavior of hotrolled and solution-heat-treated aluminum alloy 6013, *Metallurgical and Materials Transactions A* 27, 19–27, doi:10.1007/BF02647743.

Kertsch, L. (2022): *Modellierung des thermomechanischen Materialverhaltens und der Gefügeentwicklung mikrolegierter Stähle*, Dissertation, Karlsruher Institut für Technologie, Karlsruhe, doi:10.24406/publica-222.

Kertsch, L.; Helm, D. (2018): A thermodynamically consistent model for elastoplasticity, recovery, recrystallization and grain coarsening, *International Journal of Solids and Structures* 152–153, 185–195, doi:10.1016/j.ijsolstr.2018.06.026.

Le, K. C.; Junker, P. (2014): A thermodynamically consistent model of static and dynamic recrystallization, *Archive of Applied Mechanics* 84, 1441–1451, doi:10.1007/s00419-014-0850-1.

2. Verwendung der Zuwendung

- Wissenschaftlich-technisches Personal (Einzelansatz A.1 des Finanzierungsplans)
 - 1. FE (IUL): 24 PM
 - 2. FE (IWM): 27,1 PM
- Geräte (Einzelansatz B des Finanzierungsplans): keine
- Leistungen Dritter (Einzelansatz C des Finanzierungsplans): keine

3. Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Arbeit

Die geleistete Arbeit war zur Vorbereitung und Durchführung der in den einzelnen Arbeitspaketen aufgeführten Untersuchungen erforderlich. Die geleistete Arbeit entsprach in vollem Umfang dem begutachteten und bewilligten Antrag und war daher für die Durchführung des Vorhabens notwendig und angemessen. Alle Versuche und Analysen erfolgten ergebnisorientiert in notwendigem Umfang durch das notwendige wissenschaftliche sowie technische Personal. Insgesamt waren die durchgeführten Arbeiten zur Erreichung des übergeordneten Zieles des Forschungsprojektes erforderlich.

4. Wissenschaftlich-technischer und wirtschaftlicher Nutzen

der erzielten Ergebnisse

Die Ergebnisse zeigen, dass eine Vorhersage der Mikrostruktur mit dem verwendeten Mean-Field-Modell grundsätzlich möglich ist. Für zwei technologisch relevante Strangpresslegierungen wurde ein Simulationsworkflow aufgebaut, der die Umformsimulation mit der Mikrostrukturvorhersage verknüpft. Anhand einer industriellen Validierung konnte gezeigt werden, dass die verwendete Vorgehensweise die Mikrostrukturentwicklung bedingt vorhersagen kann. Für komplexere Profilgeometrien sind weitere Untersuchungen notwendig, um geometriebedingte Effekte ebenfalls korrekt abbilden zu können. Um im weiteren eine robustere Vorhersage der Mikrostruktur zu ermöglichen, sind künftig weitere Untersuchungen und Anpassungen notwendig. Aktuell beschränkt sich die erarbeitete Datenbank auf die verwendeten Projektwerkstoffe und die explizite chemische Zusammensetzung dieser. Eine Übertragung und einheitliche Verwendung für alle EN AW-6060 und EN AW-6082 Legierungen ist somit noch nicht möglich, da Chargenschwankungen besonders hinsichtlich des Mangangehalts von EN AW-6082, die maßgeblich für das Rekristallisationsverhalten verantwortlich sind, nicht berücksichtigt werden. Somit sind derzeit für die Anwendungen der Modelle seitens der Industrie eine umfassende Materialcharakterisierung und Anpassung der Modellparameter notwendig. Das Verständnis dieser Abhängigkeiten der Mikrostrukturentwicklung von der genauen Legierungszusammensetzung und ihre Vorhersage ist dringend in künftigen Projekten zu untersuchen.

Da eine wirtschaftliche Verwendung der numerischen Mikrostrukturvorhersage von KMUs, aus den genannten Gründen, bislang nur schwierig umsetzbar ist, ist eine Integration der Vorhersage in kommerzielle FE-Programme noch nicht erfolgt. Allerdings konnte ein Workflow erarbeitet werden, wodurch die Kopplung der Mikrostrukturvorhersage als zusätzliches Post-Processing-Skript zur Prozesssimulation erfolgen kann. Auch das automatisierte Postprocessing für eine hohe räumliche Auflösung der berechneten Mikrostruktur wurde erfolgreich demonstriert. Somit eignet sich die im Projekt erarbeitete Methoden, ebenfalls für komplexe Profilgeometrie, welche mit zunehmenden Leichtbaugedanken seitens der Industrie immer relevanter werden.

Mit den Ergebnissen aus diesem Projekt konnten eine Vorgehensweise zur Vorhersage der Mikrostruktur implementiert und eine Grundlage für weitere Anpassungen und Erweiterungen des Modells geschaffen werden. Mit weiteren Untersuchungen bezüglich der treibenden Kräfte der Rekristallisation ist eine präzisere und übertragbarere Modellierung der Vorhersage zu erwarten, wodurch im Weiteren eine verbesserte numerische Bauteil- und Werkzeugauslegung ebenfalls für KMU wirtschaftlich wird.

5. Ergebnistransfer in die Wirtschaft

Maßnahme	Ziel	Ort / Rahmen	Datum / Zeitraum
"Kick-Off"-Veranstal- tung	Festlegung zentraler Rand- bedingungen, Abstimmung des weiteren Vorgehens	Web-Konferenz	14.04.2021
Sitzung des PA	Präsentation und Diskussion der Zwischenergebnisse, Ab- stimmung des weiteren Vor- gehens	Web-Konferenz und Prä- senzveranstaltung am IUL und HET	16.11.2021 31.05.2022 10.11.2022 12.05.2023
Projektvorstellung im Industriebeirat des IUL	Kurzvorstellung der Projekt- ziele und -partner	Industriebeirat des IUL	19.11.2021
Projektvorstellung (on- line)	Kurzvorstellung der Projekt- ziele und -partner	Webseite des Fraunhofer IWM	Dezember 2021
Veröffentlichung im Tätigkeitsbericht des IUL	Kurzvorstellung der Projekt- ziele und -partner	Tätigkeitsbericht des IUL	2021 2022 2023
Projektvorstellung im Forschungsbeirat des Stifterverbandes Me- talle	Kurzvorstellung der Projekt- ziele und -partner	Clausthal / Forschungsbei- ratsitzung	12.05.2022
DGM-Fachausschuss Strangpressen	Kurzvorstellung der Projekt- ziele	Münster/ Strangpressun- ternehmen	22.09.2022

Transfermaßnahmen während der Projektlaufzeit

Teilnahme an internati-	Präsentation und Diskussion	Trondheim / LightMat2023	21.06.2023
onaler Konferenz	des Projektes und der Zwi-	_	
	schenergebnisse		

Transfermaßnahmen nach Projektende

Maßnahme	Ziel	Ort / Rahmen	Datum / Zeitraum
DGM-Fachausschuss	Kurzvorstellung der Projekt-	Krefeld /	21.09.2023
Strangpressen	ziele	Strangpressunternehmen	
Informelle PA-Sitzung	Präsentation und Diskussion der Ergebnisse und eines Folgeprojekts	Hybride Konferenz bei IWM	26.10.2023
Projektvorstellung im Industriebeirat des IUL	Kurzvorstellung der Projekt- ziele und -partner	Industriebeirat des IUL	10.11.2023
Abschlussbericht	Präsentation des Projektes und der Ergebnisse	Unternehmen, Institute, For- schungs- und Fachverbände	bis zum 29.02.2024
Projektvorstellung (print	Übersichtliche Darstellung	Projektvorstellung auf den In-	im Jahr nach Projekt-
+ online)	von Zielen, Projektergebnis- sen und Publikationen	ternetseiten von IUL und IWM und im jährlichen Bericht	ende
Veröffentlichung in Fachzeitschriften	Präsentation des Projektes und der Ergebnisse	z. B. Journal of Materials Pro- cessing Technology	im Jahr nach Projekt- ende
Einbringen der Ergeb- nisse in die Lehre	Präsentation Projekt und der Zwischenergebnisse	Studierende, Partner in For- schung und Lehre	Laufend
Beratung der Industrie,	Unterstützung und Beratung	Unternehmen aus den Berei-	Laufend; durch aktive
I ransfer der Ergeb-	von Anwendern bei der Ein-	chen Strangpressen und Simu-	Kontaktaufnahme oder
		lation	der Industrie
Fachkonferenzen	Projektvorstellungen, Ergeb-	Nationale und internationale	Im Jahr nach Projekt-
	nispräsentation und Wissens-	Tagungen und Konferenzen	ende

Einschätzung der Realisierbarkeit des Transferkonzepts:

Für die bereits erfolgten und noch geplanten Transfermaßnahmen wurden die Inhalte jeweils vorab mit dem PA abgestimmt. Alle nach Projektabschluss vorgesehenen und aktualisierten Transfermaßnahmen werden in vollem Umfang realisiert.