

12. RANSHOFENER LEICHTMETALLTAGE 2022

Green Processes & Sustainable Materials

6./7. OKTOBER 2022

www.lmt.ait.ac.at

12. Ranshofener Leichtmetalltage 2022 Green Processes & Sustainable Materials

Herausgegeben von

Dr. Christian Chimani
Univ.-Prof. Dr. Peter Uggowitzer
Dr. Johannes Österreicher
Dr. Thomas Klein

Sammelband der wissenschaftlichen Papers und Extended Abstracts der Konferenz „12. Ranshofener Leichtmetalltage 2022“ des LKR Leichtmetallkompetenzzentrum Ranshofen unter der Leitung von Dr. Christian Chimani.

Die Beiträge wurden einem Review unterzogen und inhaltlich unverändert, in der von den Autor:innen zur Verfügung gestellten Letztfassung, veröffentlicht.

Urheberrechtshinweis:

Alle Inhalte dieses Tagungsbands, insbesondere Texte, Fotografien und Grafiken, sind urheberrechtlich geschützt. Sie dürfen ohne vorherige schriftliche Genehmigung der Tagungsleitung weder ganz noch auszugsweise kopiert, verändert, vervielfältigt oder veröffentlicht werden. Das Urheberrecht liegt, soweit nicht ausdrücklich anders gekennzeichnet, bei dem/den jeweiligen Autor/en des Papers.

Layout: Denise Häuslmann, Mag. Florian Hainz, BA

© 2022 LKR Eigenverlag

5282 Ranshofen
Österreich
Tel. 0043/50550/6900
Fax 0043/50550/6901
www.ait.ac.at/lkr
Alle Rechte vorbehalten.

Vorwort

Wie kann Leichtbau dazu beitragen, Mobilität nachhaltiger zu gestalten? Wie können Leichtbaukomponenten nachhaltig produziert werden? Welche Möglichkeiten gibt es, mittels Recycling und kreislaufwirtschaftlichen Ansätzen den Ressourcenverbrauch in der Aluminiumindustrie zu minimieren? Und wie sieht die "Grüne Gießerei 4.0" der Zukunft aus? Diesen und vielen weiteren Fragen widmen sich die 12. Ranshofener Leichtmetalltage 2022, die am 6. und 7. Oktober 2022 in der Universität Mozarteum Salzburg stattfinden und nach den Kriterien des Österreichischen Umweltzeichens für Green Events ausgerichtet werden.

Die diesjährige Tagung steht unter dem Titel „Green Processes & Sustainable Materials“. Im Rahmen der drei Sessions „Werkstoffentwicklung und Materialcharakterisierung“, „Prozessentwicklung – experimentell und numerisch“ und „Zukunftstechnologien“ erwartet die Teilnehmenden ein spannendes Programm rund um Dekarbonisierung und Digitalisierung im Bereich der Prozess- und Werkstoffentwicklung sowie der Materialcharakterisierung von Leichtmetallen. Ein ausgewogenes Spektrum an internationalen Vorträgen aus der universitären, außeruniversitären und industriellen Forschung liefert einen aktuellen Überblick über neueste wissenschaftliche Erkenntnisse und erfolgreiche neue Leichtmetallanwendungen.

So stehen die 12. Ranshofener Leichtmetalltage 2022 klar im Zeichen von Dekarbonisierung und Digitalisierung, auch in Zeiten großer Herausforderungen auf vielfältigen Ebenen. Die erste Session „Werkstoffentwicklung und Materialcharakterisierung“ behandelt unter anderem neuartige Legierungskonzepte im Aluminium- und Magnesiumbereich, innovative Methoden zur quantitativen Lithium-Detektion und die Entwicklung von hochqualitativen Metallpulvern für die Additive Fertigung. Die zweite Session „Prozessentwicklung – experimentell und numerisch“ enthält Vorträge zur Dekarbonisierung von Industrieprozessen, unter anderem durch Recycling und CO₂-neutrale Alternativen zu Erdgas für die Aluminiumverarbeitung. Schließlich wagt die dritte Session „Zukunftstechnologien“ einen Ausblick auf künftige Anwendungen im Bereich der Leichtmetallverarbeitung – von innovativen Ansätzen im Niederdruckgießen bis zur Entwicklung von neuartigen Materialien für die Elektrifizierung in der Aeronautik.

Der vorliegende Tagungsband enthält Papers und Extended Abstracts zu den vielfältigen Vorträgen der Konferenz. Wir bedanken wir uns bei allen Autorinnen und Autoren für die Beiträge und die hohe Qualität der Arbeiten, sowie bei allen Teilnehmenden der 12. Ranshofener Leichtmetalltage 2022 für Ihr Interesse. Wir wünschen viel Vergnügen und kreative Impulse beim Lesen dieses Tagungsbands!

Dr. Christian Chimani

Inhaltsverzeichnis

CrossAlloy® - das Multitalent mit einzigartigem Eigenschaftsmix (Florian Schmid, Lukas Stemper, Ramona Tosone).....	9
Abschreckempfindlichkeit von Al-Legierungen – wissenschaftliche Erkenntnisse zur Verbesserung der praktischen Wärmebehandlung (Benjamin Milkereit, Olaf Keßler)	15
Herstellung, Eigenschaften und Potentiale von Mg-Nanokompositen (Hajo Dieringa).....	19
Revealing lithium distribution at the microscale (David Stowe, Jonathan Lee, Shangshang Mu, Stefan Gneiger, Clemens Simson, Alexander Großalber, Johannes Österreicher).....	22
Wechselwirkung zwischen Mikrostruktur und Materialfluss während des Strangpressens – ein geschichtsbasierter Ansatz (Johannes Kronsteiner, Sindre Hovden, Autel Arnoldt, Johannes Österreicher).....	28
Energy Efficient Production of High-Quality Metal Powders for Additive Manufacturing Applications (Anna Köll, Martin Dopler).....	41
Acerios – effizientes und nachhaltiges Reinigen von Oberflächen in der industriellen Produktion (Thomas Stehrer).....	50
CO₂-neutrale Alternativen zu Erdgas für die Aluminiumverarbeitung (Christoph Zauner, Philipp Moser, Simon Frank, Lukas Kiessling, Rudolf Gradinger)	58
Drahtbasierte additive Fertigung der Luftfahrtlegierung AA2024 (Christian Schneider-Bröskamp, Mathias Silmbroth, Thomas Klein)	70
Herausforderungen beim Schmieden von Aluminiumkomponenten für Sonderanwendungen im Automobilbereich (Thomas Hatzenbichler, Nikolaus Papenberg)	77
Entwicklung eines aktiven Einsatzes zur Verbesserung der mechanischen Eigenschaften im Niederdruckgießen (Christoph Gayer, Simon Frank, Lukas Kiessling, Stefan Gneiger, Rudolf Gradinger, Stefan Leuders)	78
Dosiersysteme der nächsten Generation für die Strukturbauteile der Zukunft (Rainer Burgstaller, Simon Frank, Roger Rapp, Angela Harrison).....	79

CrossAlloy® - das Multitalent mit einzigartigem Eigenschaftsmix

Florian Schmid¹, Lukas Stemper¹, Ramona Tosone¹

¹ AMAG rolling GmbH
Lamprechtshausener Straße 61
5282 Ranshofen

1. Einleitung

Das Feld der Werkstoffentwicklung im Bereich von Aluminiumlegierungen ist getrieben durch die Verbesserung von Materialeigenschaften, um gegen andere innovative Werkstoffkonzepte, z.B. im Stahlbereich, konkurrenzfähig zu sein. Mechanische Kennwerte wie Festigkeit oder Duktilität stehen dabei oftmals an vorderster Stelle, unterliegen aber zumeist einer gegenseitigen Wechselwirkung – erhöhte Festigkeit auf Kosten der Duktilität und umgekehrt. Daneben spielen für einen erfolgreichen industriellen Einsatz auch technologische Eigenschaften wie Fügeigenschaften, Korrosionsbeständigkeit, Umformbarkeit oder Oberflächenqualität eine ebenso wichtige Rolle.

Daher werden zum Beispiel sehr gut verformbare 5xxx-Legierungen im Automobilbau nur für innenliegende Bauteile verwendet, da sie die hohen Anforderungen hinsichtlich der Oberflächenqualität nur unzureichend erfüllen. Hier werden stattdessen 6xxx-Legierungen verwendet, welche jedoch für komplexe Umformoperationen nur bedingt einsetzbar sind. Für Strukturteile mit höchsten Festigkeitsanforderungen können unter anderem auch 7xxx-Legierungen zum Einsatz kommen, welche Dehngrenzen jenseits der 400 MPa bieten. Dieses Legierungskonzept zeigt jedoch eher schlechte Korrosionsbeständigkeit sowie ungünstige Fügeigenschaften. Zudem können 7xxx-Legierungen nur sehr begrenzt bei Raumtemperatur verformt werden, was bei der Formgebung sehr aufwendige und dadurch teurere Verfahren erfordert. Es müssen daher verschiedene Legierungskonzepte herangezogen werden, um die unterschiedlichen Anforderungen zu erfüllen.¹

Dieser Multimaterial-Mix auch innerhalb eines Werkstoffes führt bei Prozessschrotten, anfallend bei OEMs als auch bei der End-of-life-Verwertung, zu einer Vermengung verschiedener Legierungen mit variierenden Elementgehalten. In weiterer Folge wird die Herstellung hochwertiger Walzprodukte mit solchen Mischschrotten deutlich erschwert. Allerdings müssen moderne Aluminium-Werkstoffe gewisse Quoten hinsichtlich Schrotzugabe – Stichwort Closed-Loop-Prozess – erfüllen können, um den spezifischen CO₂-Fußabdruck auf ein Minimum zu reduzieren. Dies kann aber meist nur durch das Aufweiten der Legierungsgrenzen gelingen. Daraus ergibt sich ein Spannungsfeld, in dem enge Legierungsgrenzen zur Erreichung spezifischer Materialkennwerte breiten Legierungsgrenzen zur Verwendung hoher Schrottquoten aus teilweise unterschiedlichen Legierungen gegenüberstehen.² Eine vielversprechende Antwort zu dieser Thematik liefert das von AMAG entwickelte CrossAlloy®-Legierungskonzept. Dieses zielt darauf ab, höchste Festigkeiten mit guter Umformbarkeit und anderen vorteilhaften, technologischen Eigenschaften zu kombinieren, um so einen Werkstoff mit breitem Einsatzspektrum zu erzeugen. So kann einer Vermengung verschiedener Legierungsklassen wirksam begegnet werden. Im folgenden Abschnitt erfolgt eine detaillierte Beschreibung dieses innovativen Legierungskonzeptes.

2. Legierungskonzept CrossAlloy®

Maßgebend bei der Entwicklung dieser neuen CrossAlloy®-Legierungsklasse war das Aufbrechen der etablierten Legierungseinteilungen, um losgelöst von klassischen, normativen Einschränkungen ein innovatives Werkstoffkonzept zu entwickeln.

Grundsätzlich werden Legierungsklassen nach ihren jeweiligen Hauptlegierungselementen eingeteilt, welche zugleich für die Haupteigenschaften verantwortlich sind. In 5xxx-Legierungen trägt Mg sehr stark zu einer exzellenten Umformbarkeit bei, während in 6xxx- und 7xxx-Legierungen Mg + Si bzw. Zn + Mg zu hohen bzw. höchsten Festigkeiten führen. Vice versa zeigen 5xxx-Legierungen vergleichsweise niedrige Festigkeiten, während hochfeste 7xxx-Werkstoffe eine eher geringe Duktilität aufweisen. Diese Trends sind in Abb. 1 anhand der aufgetragenen Dehngrenzen sowie Bruchdehnungen dargestellt, wenngleich die Bruchdehnung kein alleiniger Indikator für eine gute oder schlechte Umformbarkeit ist.

Um diese augenscheinlich gegenteiligen Werkstoffeigenschaften zu kombinieren, enthalten die von AMAG konzipierten CrossAlloys® sowohl ausreichend Mg für eine gute Umformbarkeit als auch darauf abgestimmte Mengen an Zn und Cu zur Erreichung einer hohen Festigkeit. Vereinfacht sollte sich daraus eine Legierung mit einer ausgewogenen und stark verbesserten Eigenschaftskombination – repräsentiert durch die blaue Ellipse in Abb. 1 – ergeben.³

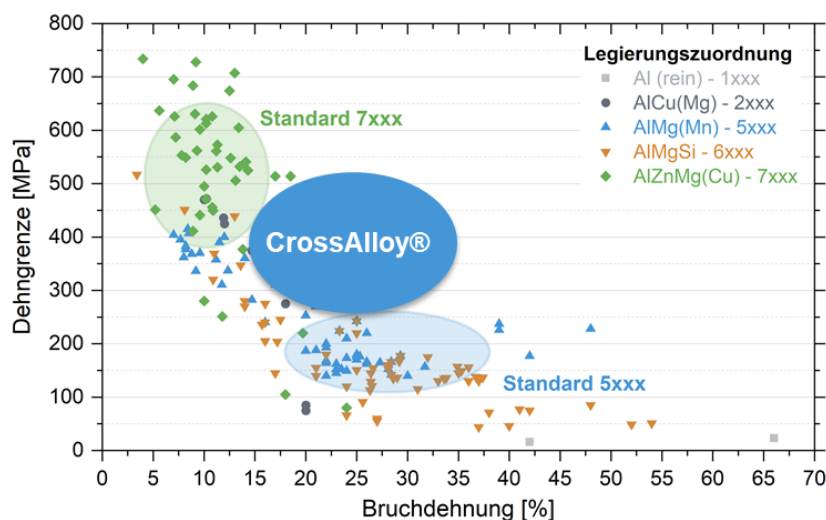


Abb. 1: Darstellung von Dehngrenze und Bruchdehnung unterschiedlicher Legierungen der Klassen 1xxx, 2xxx, 5xxx, 6xxx und 7xxx in nicht spezifizierten Bedingungen.

3. Eigenschaftsprofil

Die chemische Zusammensetzung der AMAG CrossAlloy® ist in Tab. 1 zusammengefasst. Das Legierungskonzept basiert auf einer klassischen 5xxx-Legierung mit etwa 5 Gew.-% Mg und geringen Anteilen an Fe, Mn und Si. Bei dieser Neuentwicklung ist zusätzlich auch Zink (3,5 Gew.-%) und Kupfer (0,5 Gew.-%) enthalten, was zu einer Warmmaushärtbarkeit nach einer geeigneten Wärmebehandlung führt – ähnlich wie bei 6xxx- oder 7xxx-Legierungen. Anders als bei ebenfalls Zn- und Mg-haltigen 7xxx-Legierungen, wo die Eta-Phase für den Festigkeitsanstieg beim Auslagern verantwortlich zeichnet, bildet sich in einer CrossAlloy® auf Grund eines veränderten Mg/Zn-Verhältnisses > 1 T-Phase (Al₃ZnCuMg-Phase). Diese Phase zeichnet sich durch eine vergleichsweise hohe thermische Stabilität sowie ihre sehr homogene Verteilung in der Mikrostruktur aus. In Kombination mit einer geeigneten thermomechanischen Behandlung ist auch auf Grund der

T-Phase eine sehr feine Mikrostruktur einstellbar, wodurch sich CrossAlloy®-Bleche mittels superplastischer Verformung (SPF) verarbeiten lassen.^{4,5}

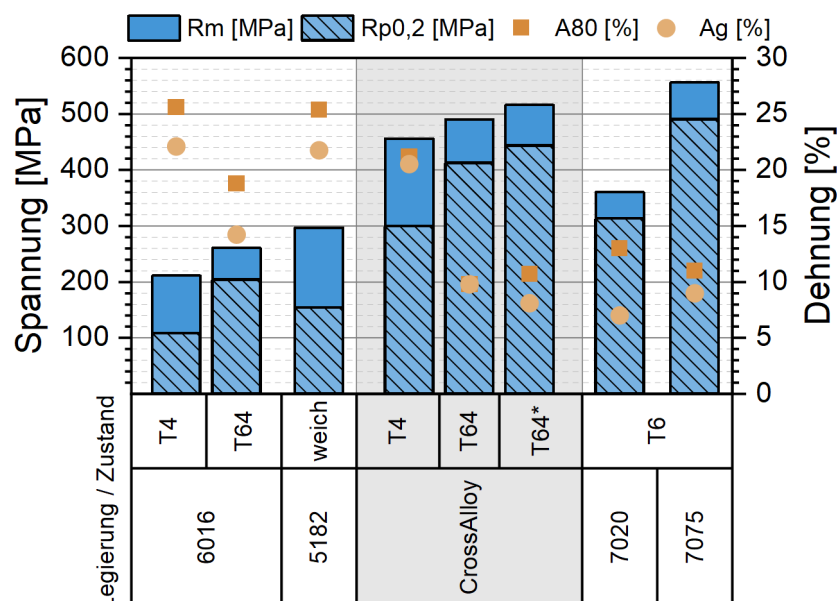
Tab. 1: Chemische Zusammensetzung AMAG CrossAlloy®

Chemische Zusammensetzung	Mg	Zn	Cu	Mn	Fe	Si	Al
Gew.-%	5	3,5	0,5	< 0,5	< 0,4	< 0,2	Rest

3.1. Mechanische Eigenschaften eines CrossAlloy® Blechs

Für eine erste Einordnung der mechanischen Kennwerte zeigt Abb. 2 einen Vergleich zwischen der neuentwickelten CrossAlloy® und gängigen Legierungen aus verschiedenen Klassen. Zur Herstellung von Außenhaut- bzw. Innenstrukturteilen werden vor allem 6016-T4 bzw. 5182-weich verwendet. Aufgrund ihrer hohen Gleichmaßdehnung (~ 22 %) und guten Dehngrenzverhältnisse sind diese Legierungen sehr gut dafür geeignet. Obwohl die CrossAlloy®-Legierung eine Dehngrenze von 300 MPa aufweist, liegt auch hier die Gleichmaßdehnung bei über 20 %, was als erster Indikator für eine ebenso gute Umformbarkeit betrachtet werden kann.

Im Zuge der Automobilherstellung durchläuft die Rohkarosserie verschiedene Temperaturzyklen, unter anderem zum Aushärten des aufgetragenen Klebers oder zur Trocknung der unterschiedlichen Lackschichten. Aushärtbare Aluminiumlegierungen erhalten während dieser thermischen Behandlung ihre finalen Produkteigenschaften, insbesondere ihre Einsatzfestigkeit. Während 5xxx-Legierungen bei diesen Prozessen keine härtesteigernden Phasen bilden können, kommt es bei 6016 zu einer Festigkeitszunahme von etwa 100 MPa, wodurch eine Endfestigkeit von etwa 200 MPa $R_{p0,2}$ erreicht wird. In gleichem Maße profitiert die CrossAlloy®-Legierung von diesen Temperaturzyklen und einer damit verbundenen Bildung von festigkeitssteigernden T-Phasen-Ausscheidungen: So werden Endfestigkeiten von über 400 MPa erreicht, was einen Vergleich mit hochfesten 7xxx-Legierungen zulässt.



T64 = 2% Vordehnung + 185°C/20 min

T64* = 2% Vordehnung + 110°C/50min + 165°C/35min + 180°C/40min

Abb. 2: Mechanische Kennwerte (Dehngrenze – $R_{p0,2}$, Zugfestigkeit - Rm, Gleichmaßdehnung - Ag, Bruchdehnung – A80) eines kaltgewalzten CrossAlloy® 1mm Blechs und anderen ausgewählter Aluminium-Legierungen.

3.2. Mechanische Eigenschaften einer CrossAlloy® Platte

Auch bei warmgewalzten Platten kann ein Vergleich mit gängigen Legierungen der Klassen 5xxx, 6xxx und 7xxx angestellt werden. Auf der einen Seite bietet sich ein Vergleich der walzharten 5xxx-Legierungen AlMg3 (bspw. 5754) und AlMg5 (bspw. 5083) mit CrossAlloy® im lösungsgeglühten und kaltausgelagerten T4 Zustand an. Diese drei Werkstoffe zeigen ähnliche Werte hinsichtlich ihrer gemessenen Bruchdehnung (~ 25–29 %), jedoch liegen die Festigkeiten sehr weit auseinander. Während die naturharten AlMg3 und AlMg5 $R_{p0,2}$ -Werte von etwa 110 bzw. 160 MPa aufweisen, liegt die CrossAlloy®-Platte mit 300 MPa weit darüber. Ein ähnliches Bild zeichnet sich für die gemessenen Zugfestigkeiten ab.

Nach einer geeigneten Warmauslagerung zur Erreichung der T6-Festigkeit übertrifft die CrossAlloy®-Legierung gängige 6xxx-Werkstoffe wie 6061 und 6082 oder eine Cu-freie 7020 um mehr als 150 MPa. Das Festigkeitsniveau liegt eher im Bereich einer hochfesten 7075.

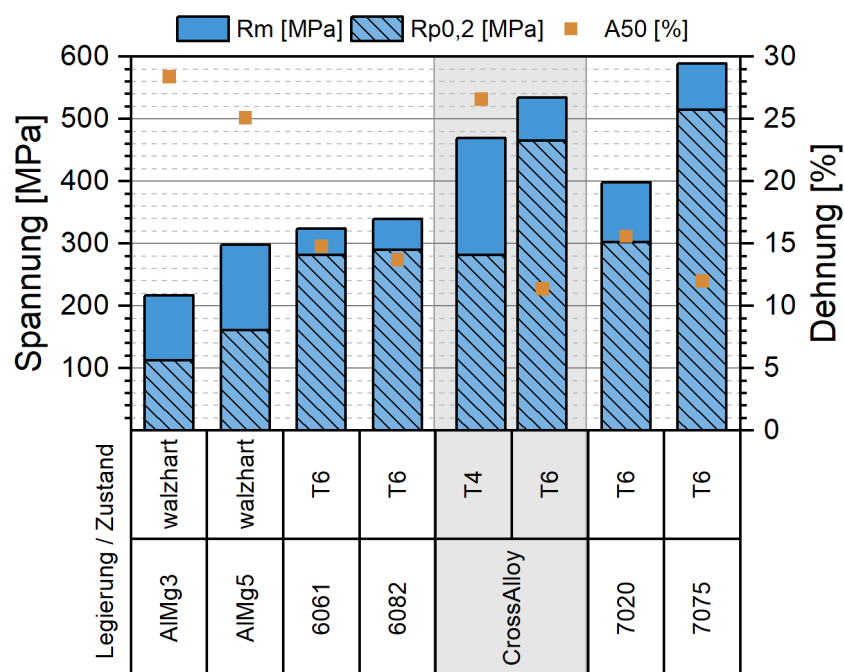


Abb. 3: Mechanische Kennwerte (Dehngrenze – $R_{p0,2}$, Zugfestigkeit - R_m , Bruchdehnung – A50) einer warmgewalzten CrossAlloy® 10 mm Platte und anderer ausgewählter Aluminium-Legierungen.

3.3. Technologische Eigenschaften CrossAlloy®

Wie bereits eingangs erwähnt sind für einen industriellen Einsatz auch die technologischen Eigenschaften entscheidend. Tab. 2 gibt einen groben schematischen Überblick über die wichtigsten Eigenschaften der CrossAlloy®-Legierung im Vergleich zu anderen Legierungsklassen.

Die Umformbarkeit der getesteten CrossAlloy®-Bleche kann hinsichtlich des maximalen Umformgrades oder der realisierbaren Bauteilgeometrien durchaus mit Erzeugnissen aus der 5xxx- und 6xxx-Legierungsklasse verglichen werden – jedoch auf einem weitaus höheren Festigkeitsniveau (vgl. auch Abb. 2 und Abb. 3). Zudem weisen CrossAlloy®-Halbzeuge sehr gute Werte hinsichtlich ihrer Fügeigenschaften wie Schweißen (Widerstandspunktschweißen) und Kleben auf, wodurch sie in Konkurrenz mit Produkten treten, welche typischerweise im Automobilbau eingesetzt werden. Es ist ebenfalls zulässig, die CrossAlloy® auf Grund ihrer sehr guten mechanischen Kennwerte mit 7xxx-Legierungen zu vergleichen. Im Gegensatz zu diesen weisen CrossAlloys® jedoch eine gute (Kalt-)Umformbarkeit, Schweißbarkeit sowie Korrosionsbeständigkeit auf. Auch im

Bereich von dickeren Erzeugnissen, wie warmgewalzten Platten, konnten bereits ähnlich positive Eigenschaften in Bezug auf das Korrosionsverhalten und Schweißbarkeit (WIG-Schweißen) nachgewiesen werden. Eine gute Anodisierbarkeit öffnet außerdem die möglichen Anwendungsfelder in Richtung Elektronik-Anwendungen und anderer Sichtenwendungen.

Tab. 2: Schematischer Vergleich der mechanisch-technologischen Eigenschaften der 5xxx-, 6xxx- und 7xxx-Legierungen mit AMAG CrossAlloy®. Die dargestellten Pfeile symbolisieren sehr positive (↑↑↑), neutrale (~) sowie sehr negative Eigenschaften (↓↓↓).

	5xxx	6xxx	7xxx	CrossAlloy®
Festigkeit	~	↑(↑)	↑↑↑	↑↑(↑)
Dehnung	↑↑	↑↑↑	↓↓	↑↑
Biegefähigkeit	↑↑	↑↑↑	↓↓↓	↓
Umformbarkeit	↑↑↑	↑↑	↓↓↓	↑↑
Korrosionsverhalten	↑↑↑	↑↑	↓↓	↑↑
Schweißbarkeit	↑↑↑	↑↑	↑ / ↓↓	↑(↑)
Kleben	↑↑↑	↑↑↑	nicht getestet	↑↑↑
Anodisierbarkeit	↑↑	↑↑	↑↑	↑↑

4. Zusammenfassung und mögliche Anwendungsfelder

Unter Anbetracht der vorliegenden Ergebnisse besteht das AMAG CrossAlloy®-Legierungskonzept durch seinen exzellenten Eigenschaftsmix. Sehr viele der untersuchten Werkstoffeigenschaften sind mehr als konkurrenzfähig mit herkömmlichen Legierungsklassen und zusätzlich in außergewöhnlicher Art und Weise in einem Werkstoff vereint. In Kombination mit der erzielbaren hohen Festigkeit ergibt sich somit eine Vielzahl möglicher Anwendungsfelder:

- Hochfeste Strukturbauteile im Automobilbau
- Aushärtbare SPF-Bauteile → komplexe, hochfeste, fügefreie Bauteile
- Hochfeste Platten im Transportsektor
- Spezialanwendungen in Nischenbereichen, wie Sportartikel oder *consumer electronics*, auf Grund des einzigartigen Eigenschaftsprofils

Zuletzt zeigt ein Vergleich der spezifischen Festigkeiten verschiedener Aluminium- sowie Stahlegierungen das große Potenzial von CrossAlloy® (siehe Abb. 4). Während die spezifische Festigkeit annähernd auf dem Niveau hochfester Stahlgüten bzw. der 7075-Legierung liegt, ermöglicht das CrossAlloy®-Legierungskonzept eine Bauteilfertigung mit konventionellen Verarbeitungsmethoden und damit einen breiten Einsatz in verschiedenen Anwendungsgebieten.

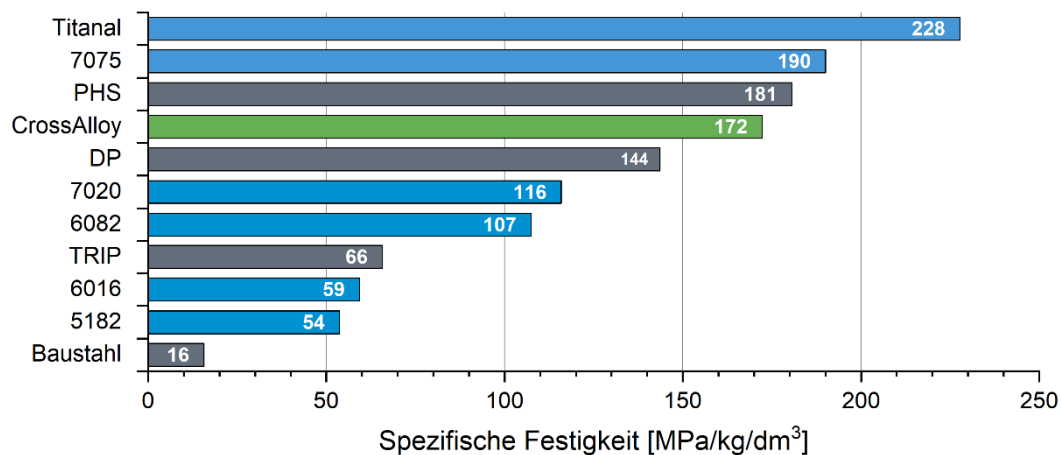


Abb. 4: Vergleich der spezifischen Festigkeiten ausgewählter Aluminium-Legierungen in unterschiedlichen Wärmebehandlungszuständen mit einigen Stählen.

5. Literatur

1. Ostermann, F. *Anwendungstechnologie Aluminium*. (2014).
2. Raabe, D., Tasan, C. C. & Olivetti, E. A. Strategies for improving the sustainability of structural metals. *Nature* **575**, 64–74 (2019).
3. Stemper, L., Tunes, M. A., Tosone, R., Uggowitzer, P. J. & Pogatscher, S. On the potential of aluminum crossover alloys. *Prog. Mater. Sci.* **124**, 100873 (2022).
4. Stemper, L. *et al.* Giant hardening response in AlMgZn(Cu) alloys. *Acta Mater.* **206**, (2021).
5. Stemper, L., Tunes, M. A., Oberhauser, P., Uggowitzer, P. J. & Pogatscher, S. Age-hardening response of AlMgZn alloys with Cu and Ag additions. *Acta Mater.* **195**, 541–554 (2020).

Abschreckempfindlichkeit von Al-Legierungen – wissenschaftliche Erkenntnisse zur Verbesserung der praktischen Wärmebehandlung

Benjamin Milkereit^{1,2}, Olaf Keßler^{1,2}

¹ Lehrstuhl für Werkstofftechnik, Universität Rostock, Deutschland

² Kompetenzzentrum für Kalorimetrie und thermische Analyse – °CALOR, Department LL&M, Universität Rostock, Rostock, Deutschland

Nach Stählen sind Aluminium-Legierungen die zweitwichtigste Gruppe von technologisch nutzbaren Metallen. In den vergangenen Jahren betrug die globale Produktion von Aluminium etwa 60 % aller Nichteisen-Metalle, wobei sich der weltweite Absatz von Aluminium in den vergangenen 10 Jahren auf ca. 60 Mt im Jahr 2017 verdoppelt hat [1]. Um die Verwendung von Eisen oder Aluminium als Konstruktionswerkstoff zu ermöglichen, muss deren Festigkeit gesteigert werden. Die mechanischen Eigenschaften von metallischen Legierungen werden häufig durch thermomechanische Behandlungen eingestellt, wobei oft Phasenumwandlungen im festen Zustand, wie z.B. Ausscheidungen und deren verfestigender Effekt, ausgenutzt werden. In Aluminium-Legierungen wird die Ausscheidungsverfestigung durch die Wärmebehandlung Ausscheidungshärten kontrolliert, welche die Prozessschritte Lösungsglühen, Abschrecken und Auslagern umfasst. Aus Sicht der technologischen Umsetzung ist das Abschrecken kritisch: Zum einen müssen unerwünschte abschreckinduzierte Ausscheidungen verhindert werden, um das volle Aushärtungspotenzial nutzen zu können; dies erfordert rasches Abschrecken. Gleichzeitig sollen in vielen Fällen Verzug und Eigenspannungen klein gehalten werden, was langsames Abkühlen erfordert. Um diese gegensätzlichen Anforderungen in Einklang zu bringen, muss die Kinetik abschreckinduzierter Ausscheidungen bekannt und die Legierung mit einer legierungsspezifischen kritischen Abschreckgeschwindigkeit abgeschreckt werden. Das Lösungsglühen erzeugt die strukturellen Startbedingungen und hat damit auch eine große Bedeutung. Bis zum Beginn des 21. Jahrhunderts konnte die Kinetik relevanter Festphasenumwandlungen beim Abkühlen von Aluminiumlegierungen nur anhand von *ex-situ*-Messungen verschiedener Eigenschaften abgeschätzt werden, da es keine Messtechnik gab, die eine *in-situ*-Messung ermöglichte.

An dieser Stelle ist in den vergangenen 10 Jahren ein erheblicher Fortschritt erzielt worden, indem hoch sensitive kalorimetrische Messmethoden entwickelt wurden, die auf der dynamischen Differenz-Kalorimetrie (DSC) und der Chip-Sensor basierten schnellen dynamischen Differenz-Kalorimetrie (DFSC) basieren [2–6]. Die Kombination von DSC und DFSC ermöglicht es heute, dass die Zeitabhängigkeit der Festphasenumwandlungen im gesamten technisch und physikalisch relevanten Erwärm- und Kühlgeschwindigkeitsbereich analysiert werden kann, siehe z.B. Abbildung 1. Diese Arbeit gibt einen Überblick über die Ergebnisse einer Vielzahl von Aluminium-Legierungen. Die Schlüsselaspekte der kalorimetrischen Messmethoden und deren Anwendbarkeit auf andere Legierungssysteme werden benannt. Die Erkenntnisse zur Festphasenumwandlungskinetik von Aluminiumlegierungen werden durch Untersuchungen zur Mikro- und Nanostruktur ergänzt und kontinuierliche Zeit-Temperatur-Ausscheidungsdiagramme wurden erstellt, siehe Abbildung 2. Die verschiedenen Al-Legierungssysteme werden verglichen, wovon allgemeine Aspekte abschreckinduzierter Ausscheidung abgeleitet werden. Dies umfasst insbesondere Aussagen zu den abschreckinduzierten Phasen, welche bei bestimmten Temperaturen und Zeiten ausscheiden, sowie deren übliche Keimbildungsmechanismen. Basierend auf den gesammelten Ergebnissen werden Möglichkeiten aufgezeigt, die Abschreckempfindlichkeit von Aluminiumlegierungen gezielt einzustellen. Zudem werden Möglichkeiten aufgezeigt, den Abschreckprozess der Legierung anzupassen oder umgekehrt, die Legierung an den Prozess.

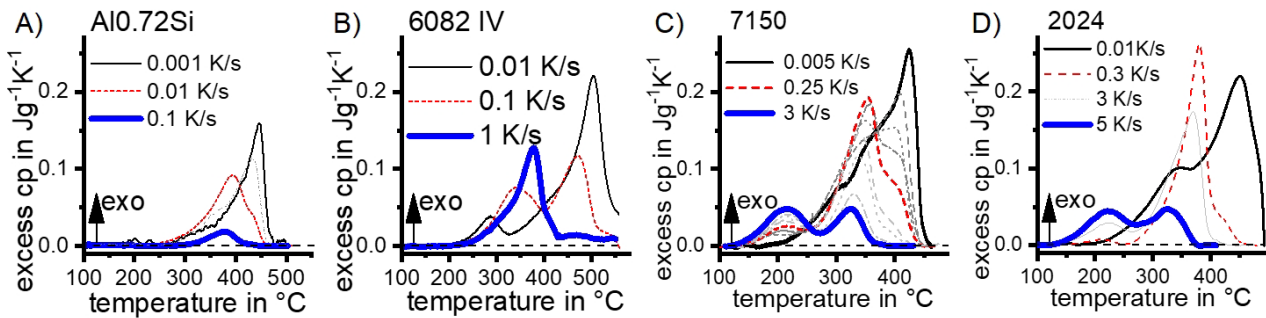


Abb. 1: Kinetisches Verhalten abschreckinduzierter Ausscheidungsprozesse in vier verschiedenen Al-Legierungen [6]

Development of a continuous cooling precipitation diagram

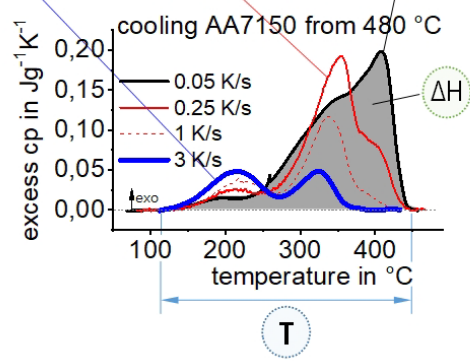
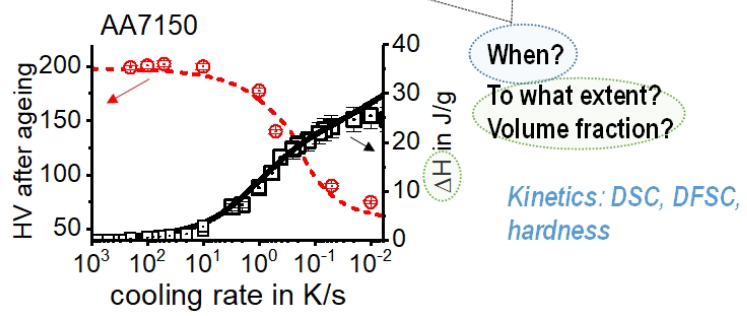
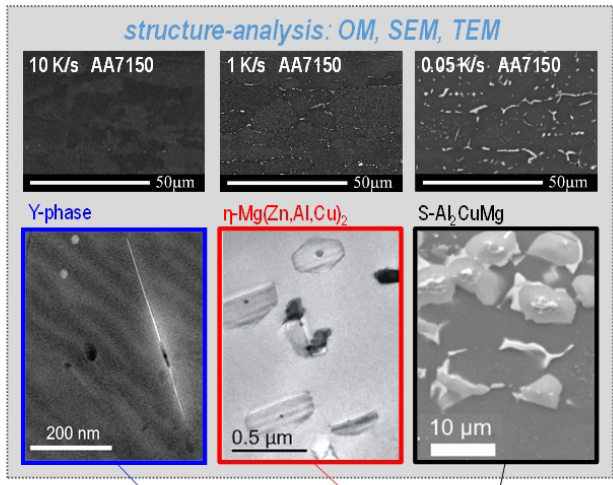
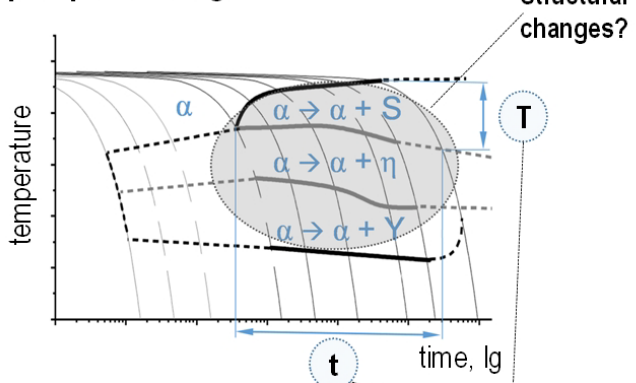


Abb. 2: Zur Erstellung von kontinuierlichen Zeit-Temperatur-Ausscheidungs-Diagrammen notwendige Kombination der Untersuchungen mit DSC und Mikrostrukturanalytik am Beispiel der AlZnMgCu-Legierung 7150 [6]

1. Schlussfolgerungen

- Folgende Voraussetzungen ermöglichen die *in-situ*-DSC-Analysen von Festphasenumwandlungen:
 - Messung und Auswertung der spezifischen Exzess-Wärmekapazität;
 - Eine hohe Genauigkeit des Null-Niveaus; und
 - Die Berücksichtigung einer großen dynamischen Bandbreite von Erwärm- oder Abkühlraten sowie der untersuchten Skalen von mikrostrukturellen Veränderungen.
- DSC ermöglicht es heute für ausscheidungshärtende Legierungen basierend auf *in-situ*-Messungen angemessene Wärmebehandlungsparameter auszuwählen. Dies gilt für das

Lösungsglügen (Erwärmgeschwindigkeit, Lösungstemperatur und Glühdauer) und insbesondere für das Abschrecken.

- Beim Abkühlen treten ausschließlich exotherme Ausscheidungsreaktionen auf, was die Interpretation von DSC Abkühlkurven einfacher als die von DSC Erwärmkurven macht. Dennoch überlagern sich in den meisten Fällen auch beim Abkühlen mehrere Reaktionen und deren Trennung kann eine Herausforderung sein. Mehrere, sequenziell ablaufende Reaktionen wurden beim Abkühlen aller untersuchten Legierungen nachgewiesen.
- Die Natur und Kinetik von abschreckinduzierten Ausscheidungen in ausscheidungs-härtenden Aluminiumlegierungen wurden für eine Vielzahl verschiedener Legierungen untersucht und sowohl Ähnlichkeiten als auch Unterschiede zwischen den verschiedenen Legierungssystemen identifiziert:
 - Abschreckinduzierte Ausscheidungen treten sowohl auf Korngrenzen und im Korninneren auf.
 - Die Keimbildung von abschreckinduzierten Ausscheidungen erfolgt an vorhandenen Kristalldefekten wie z.B. Korngrenzen, Primärausscheidungen und Dispersoiden.
 - Bei hohen Temperaturen ($\approx 500-350\text{ }^{\circ}\text{C}$), scheiden die stabilen Gleichgewichtsphasen des Legierungssystems als grobe Partikel (einige 100 nm bis einige 10.000 nm) mit einem geringen Verhältnis zwischen Teilchen-Länge und Dicke oder Durchmesser aus (Aspektverhältnis, ca. 1 bis 5). Die Keimbildung erfolgt an groben Primärausscheidungen (auch an Korngrenzen).
 - Bei mittleren Temperaturen ($\approx 350-200\text{ }^{\circ}\text{C}$) scheiden im AlMgSi System MgSi-Vorstufen Phasen als Stäbe (Längen einige 100 nm, Durchmesser einige 10 nm) mit Aspektverhältnissen von etwa 10 aus. Im System AlZnMg(Cu), erfolgt die Ausscheidung der Phase $\eta\text{-Mg}(\text{Zn},\text{Al},\text{Cu})_2$ als Platten (einige 100 nm) mit Aspektverhältnissen bis zu 10. In beiden Legierungssystemen erfolgt die Keimbildung abschreckinduzierter Ausscheidungen bei mittleren Temperaturen an Dispersoiden.
 - Bei niedrigen Temperaturen ($\approx 250-150\text{ }^{\circ}\text{C}$) scheiden im System AlZnMg(Cu) dünne Cu und Zn reiche Platten aus. Bei sehr niedrigen Temperaturen ($\approx 150-50\text{ }^{\circ}\text{C}$) wurde in den Systemen AlZnMg(Cu) und AlMg(Cu) die abschreckinduzierte Bildung von Clustern bzw. GP-Zonen gezeigt. Diese Teilchen können sogar festigkeitssteigernd wirken.
- Folgende Faktoren beeinflussen die Abschreckempfindlichkeit wesentlich:
 - Die Konzentration der Haupt- sowie der Dispersoid-bildenden Legierungselemente;
 - Die Verteilungsdichte der Keimstellen (grobe Primärausscheidungen, insbesondere Dispersoide, Korngrenzen, ungelöste Sekundärphasen, Struktur des Eutektikums), d.h. die Ausgangsmikrostruktur zu Beginn der Abkühlung;
 - Legierungskonzentration und Keimstellendichte sind die wesentlichen Gründe für eine erhebliche Chargenabhängigkeit für die Kinetik der abschreckinduzierten Ausscheidungsbildung. So kann z.B. die obere kritische Abschreckgeschwindigkeit für verschiedene Chargen der Legierung 6082 um einen Faktor 10 unterschiedlich sein;
 - Zudem beeinflusst das Resultat des Lösungsglühens im Sinne einer vollständigen oder unvollständigen Lösung die Abschreckempfindlichkeit erheblich; unvollständig gelöste Partikel können mit einsetzender Abkühlung sofort wachsen (ohne dass eine Keimbildung nötig ist und ohne Unterkühlung). Dies kann die obere kritische Abschreckgeschwindigkeit um einen Faktor drei erhöhen.
- Die am höchsten konzentrierten Al-Knet-Legierungen haben obere kritische Abschreckgeschwindigkeiten in der Größenordnung von einigen hundert K/s. Bei gering konzentrierten kommerziellen Legierungen wie z. B. 6060 beträgt diese nur etwa 0.5 K/s, und für sehr reine

Legierungen (mit erheblich reduzierter Keimstellendichte), kann sie sogar noch geringer sein (z. B. für rein binäres Al_{0.26}Si ca. 0.02 K/s).

- Es konnte gezeigt werden, dass höchste Legierungselementkonzentrationen höchste Härtewerte erlauben, solange die hohen kritischen Abschreckgeschwindigkeiten erreicht werden. Sollte jedoch der angewandte technologische Prozess eine langsamere Kühlung erfordern (z. B. bei hohen Wandstärken, Chargenabschreckungen oder um den Verzug gering zu halten), kann eine geringere Konzentration von Legierungselementen, aufgrund der Kinetik der abschreckinduzierten Ausscheidungen und dem damit verbundenen Verlust an Aushärtungspotenzial, zu höheren Härtewerten führen.

2. Literatur

- [1] statista. Global Production Amount of Major non-ferrous Metals in 2013 and 2014: 323132 Resource: World Bureau of Metal Statistics. <https://de.statista.com/18esa18ctio/daten/studie/323132/umfrage/18esa18ction-der-wichtigsten-ne-metalle-weltweit/> retrieval on 11.07.2018.
- [2] Milkereit B, Kessler O, Schick C. Recording of continuous cooling precipitation diagrams of aluminium alloys. *Thermochim Acta* 2009;492:73–8. <https://doi.org/10.1016/j.tca.2009.01.027>.
- [3] Milkereit B, Wanderka N, Schick C, Kessler O. Continuous cooling precipitation diagrams of Al-Mg-Si alloys. *Mater Sci Eng A* 2012;550:87–96. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.04.033>.
- [4] Osten J, Milkereit B, Schick C, Kessler O. Dissolution and precipitation behaviour during continuous heating of Al-Mg-Si alloys in a wide range of heating rates. *Mater* 2015;8(5):2830–48. <https://doi.org/10.3390/ma8052830>.
- [5] Kemsies RH, Milkereit B, Wenner S, Holmestad R, Kessler O. In situ DSC investigation into the kinetics and microstructure of dispersoid formation in Al-Mn-Fe-Si(-Mg) alloys. *Mater Des* 2018;146:96–107. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2018.03.007>.
- [6] Milkereit B, Starink MJ, Rometsch PA, Schick C, Kessler O. Review of the Quench Sensitivity of Aluminium Alloys: Analysis of the Kinetics and Nature of Quench-Induced Precipitation. *Materials* 2019;12(24):1–92. <https://doi.org/10.3390/ma12244083>.

Herstellung, Eigenschaften und Potentiale von Mg-Nanokompositen

Hajo Dieringa¹

¹ Helmholtz-Zentrum Hereon, Institut für Material- und Prozessdesign, Max-Planck-Str. 1, 21502 Geesthacht, Deutschland; hajo.dieringa@hereon.de

1. Einleitung

Im metallischen Leichtbau, aber auch in Bereichen, in denen eine Funktionalisierung von degradablem Implantatmaterial angedacht ist, können magnesiumbasierte Nanokomposite eine wichtige Rolle spielen. Durch geeignete Auswahl von Legierungen auf der einen Seite und nanoskaligen Partikeln oder Fasern auf der anderen Seite können die resultierenden Werkstoffeigenschaften nach einem schmelzmetallurgischen Herstellungsprozess beeinflusst werden und Umformprozesse angeschlossen werden, die mit der unverstärkten Magnesiumlegierung nicht möglich wären. In diesem Vortrag werden hybride Herstellungsprozesse beschrieben, die auf schmelzmetallurgischer Basis neben dem Einrühren von Nanopartikeln mit zusätzlichen Kräften arbeiten, wie z.B. dem Melt-Shearing oder einer Ultraschallquelle mit der Kavitation in der Schmelze erzeugt wird. Weiterhin werden mechanische Eigenschaften oder Funktionalisierungen diskutiert, die als Ergebnis von geeigneter Matrixlegierung und Nanoverstärkung erzielt werden. Abschließend werden mögliche Anwendungsgebiete vorgestellt und Potentiale bezüglich der Verwendung nachhaltiger Verstärkungen vorgestellt.

2. Hybride Prozesse zur Herstellung der Nanokomposite

Das Einrühren von μm -skaligen Partikeln in eine Leichtmetallschmelze ist das Standardverfahren, das in der Literatur vielfach beschrieben ist. Bei den viel kleineren, nm-skaligen Partikeln jedoch reicht die Kraft, die durch Rühren aufgebracht wird, nicht aus, um die Partikelagglomerate aufzubrechen. Die van-der-Waals Kräfte, die zwischen den Nanopartikeln wirken, sind wegen der viel größeren Oberfläche so stark, dass es zusätzliche Kräfte benötigt, um die Partikel homogen in der Schmelze zu verteilen [1]. Dies kann mit hybriden Prozessen gewährleistet werden. Die Definition hybrider Prozesse ist folgende: „Prozesse mit Einfluss von zwei oder mehr Energieformen oder -quellen, die zur gleichen Zeit in derselben Einflusszone das Werkstück modifizieren“. Bei schmelzmetallurgischen Prozessen ist die eine Energiequelle der Ofen. Die andere Energiequelle kann z.B. Ultraschall sein, der in der Schmelze Kavitation erzeugt, was wiederum Agglomerate von Partikeln zerstört und damit die Nanopartikel in der Schmelze verteilt [2]. Ein anderer zusätzlicher Prozess ist das High-Shear-Verfahren, bei dem die Schmelze durch speziell geformte kleine Öffnungen gepresst wird, was zu einer Scherung der enthaltenen Agglomerate führt, bei der diese zerstört werden [3].

3. Eigenschaften

Im Folgenden werden zwei Nanokomposite vorgestellt, die sich ausschließlich durch die Auswahl der Matrixlegierung unterscheiden. Es wird gezeigt, dass die Kombination von Legierung und 1 Gew.% AlN Nanopartikeln mit einer mittleren Größe von 80 nm zu sehr unterschiedlichen Eigenschaftsprofilen führen kann. Die extrem korngefeinte Magnesiumlegierung AM60, die durch Zugabe von nur 1 Gew.% AlN-Nanopartikeln durch die Reduzierung der Korngröße von 1280 μm auf nur 85 μm (Abbildung 1) gewinnt signifikant an Duktilität im Zugversuch. Diese liegt bei 15,4 % im Vergleich zu 6,4 % bei der AM60 ohne Nanopartikel [4]. Gleichzeitig verdoppelt sich $R_{p0.2}$ von

44,9 MPa auf 91,2 MPa, was für strukturelle Anwendungen neue Anwendungsfelder ermöglicht. Weiterhin zeigt sich in Kriechversuchen bei 150°C, dass die minimalen Kriechraten annähernd identisch sind. Bei einer Elektron21-Legierung, die auf identische Weise mit 1 Gew.% AlN-Nanopartikeln verstärkt wurde, zeigt sich ein völlig anderes Bild [5]. Es gibt annähernd keine Veränderung der mechanischen Eigenschaften bei Raumtemperatur. Vielmehr zeigt die Elektron21, die ohnehin schon eine sehr kriechbeständige Legierung ist, eine nochmalige deutliche Verbesserung der Kriechfestigkeit. Die minimalen Kriechraten sind bei 240°C eine Größenordnung kleiner, als bei der Elektron21 ohne AlN-Nanopartikel.

4. Potentiale

Die offensichtlichen Anwendungsgebiete für magnesiumbasierte Nanokomposite liegen im Bereich der Strukturwerkstoffe in der Automobilindustrie und der Luft- und Raumfahrt. Erste Ergebnisse zum Additive Manufacturing (AM) mit MMNC-Drähten werden vorgestellt. Anwendungen als funktionalisierte Werkstoffe für degradable Implantate, die mit speziellen Nanopartikeln eine verbesserte Detektierbarkeit der Implantate oder ihrer Degradationsgeschwindigkeit ermöglichen, werden diskutiert und die Verwendung von anorganischen, nanoskaligen Reststoffen als Verstärkungskomponenten wird beschrieben.

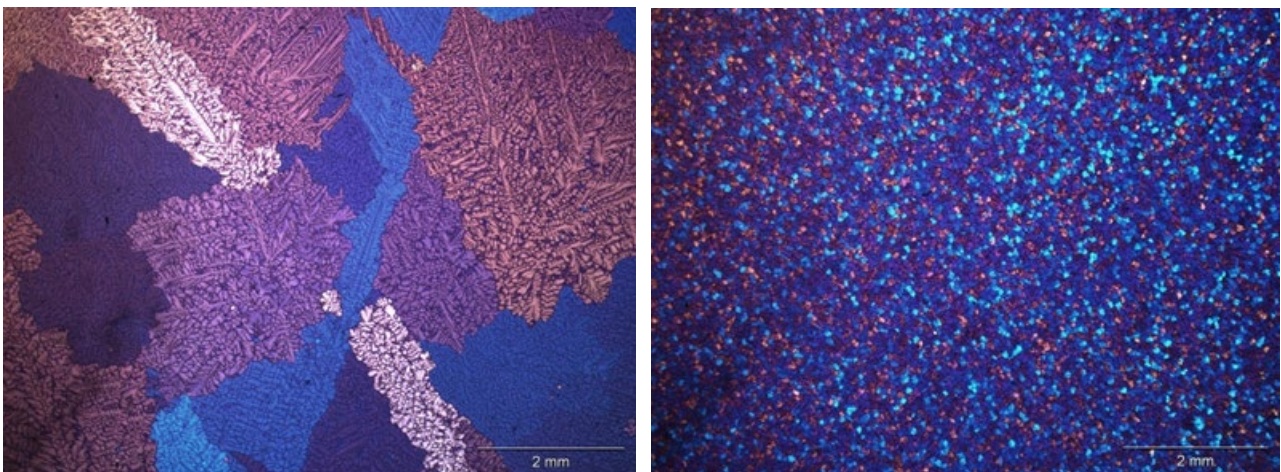


Abb. 1: Mikrostruktur einer AM60 (links) und einer Nano-AlN-verstärkten AM60 (rechts) [4].

5. Literatur

- [1] W.H. Sillekens, D.J. Jarvis, A. Vorozhtsov, V. Bojarevics, C.F. Badini, M. Pavese, S. Terzi, L. Salvo, L. Katsarou, and H. Dieringa: The ExoMet project: EU/ESA research on high-performance light-metal alloys and nanocomposites, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 45A, (2014), S. 3349 – 3361.
- [2] H. Dieringa: Processing of magnesium-based metal matrix nanocomposites by ultrasound-assisted particle dispersion: a review, *Metals*, Vol. 8, (2018), S. 431.
- [3] H. Yang, J.B. Patel, X. Yang, S. Gavras, H. Dieringa: Properties of Mg-based metal matrix nanocomposites processed by high shear dispersion technique (HSDT) – a review, *Current Nanomaterials*, Vol. 6, (2021), S. 106-118.
- [4] H. Dieringa, L. Katsarou, R. Buzolin, G. Szakács, M. Horstmann, M. Wolff, C. Mendis, S. Vorozhtsov, D. StJohn: Ultrasound assisted casting of an AM60 based metal matrix nanocomposite, its properties, and recyclability; *Metals*, Vol. 7, (2017), S. 388.
- [5] L. Katsarou, M. Mounib, W. Lefebvre, S. Vorozhtsov, M. Pavese, C. Badini, J.M. Molina-Aldareguia, C.C. Jimenez, M.T. Pérez Prado, H. Dieringa: Microstructure, mechanical properties and creep of magnesium alloy Elektron21 reinforced with AlN nanoparticles by ultrasound-assisted stirring, *Materials Science and Engineering*, Vol. A659, (2016), S. 84-92.

Revealing lithium distribution at the microscale

David Stowe^{1,2}, Jonathan Lee¹, Shangshang Mu², Stefan Gneiger³, Clemens Simson³, Alexander Großalber³ and Johannes Österreicher³

¹ Gatan Inc., 5794 W Las Positas Blvd, Pleasanton, CA 94588, USA

² EDAX, LLC, 5794 W Las Positas Blvd, Pleasanton, CA 94588, USA

³ LKR Light Metals Technologies, Austrian Institute of Technology, Lamprechtshausener Str. 61, Ranshofen 5282, Austria

1. Introduction

Lithium-containing compounds and alloys are critical to many key technologies of the twenty-first century, from Li-ion batteries used to power mobile electronic devices and cars to lightweight structural alloys. Progress in these fields has been remarkable given the lack of a method to determine lithium content at the microscale. Commonly, energy dispersive X-ray spectroscopy (EDS) in the scanning electron microscope (SEM) is employed for microanalysis; however, this has not been possible for elements with atomic number (Z) < 4 as the characteristic X-rays emitted (e.g., Li_K at ~55 eV) are easily attenuated by the sample or the presence of an oxide layer or contamination and require use of highly specialized detectors. Even so, a limit of detection of ~20 wt. % Li and inability to perform quantitative measurements due to the dependence on the Li bonding state present significant issues [1]. However, quantification of Li in the SEM was demonstrated recently by researchers at LKR/AIT using a composition by difference method using EDS and quantitative backscattered electron imaging (qBEI) [2, 3]. EDS analysis was used to quantify elements $Z = 4 - 94$, whilst qBEI was used to determine the mean atomic mass (the qBEI signal being a function of atomic number for $Z = 1 - 94$). The fraction of light elements ($Z = 1 - 3$) was calculated and, given the MgLi alloy analyzed, assumed to be Li. Using this lithium by composition by difference method (Li-CDM), detection of <5 wt. % Li was demonstrated with acceptable accuracy (~1 wt. %).

In this study, we extend the composition by difference method to generate quantitative, spatially resolved elemental maps of a Mg-Li-Al alloy and evaluated a range of compound materials to assess the applicability of the Li-CDM techniques to non-metallic systems.

2. Materials and methods

Quantitative backscattered electron measurements were recorded from 55 samples (Micro-Analysis Consultants Ltd) using an OnPoint™ backscattered electron detector (Gatan Inc.) and image analysis using DigitalMicrograph® software (Gatan Inc.). The samples included elemental, mineral, semiconductor, and alloy materials and ranged in atomic number from 4 to 83. The samples had been mechanically polished and were coated with a 2.0 nm thick carbon layer to avoid charging in the SEM using a PECS™ II coating system.

Li-CDM was applied to two samples—a high purity (>99.99 %) LiAlO_2 (100) crystal substrate (MSE

Supplies) and a MgLiAl alloy which was cast at LKR/AIT with nominal composition of Mg52.6-Li18.3-Al29.1 wt. %. The samples were prepared by broad beam argon milling using an Ilion™ II or PECS™ II polisher (Gatan Inc.). In order to minimize reaction with the atmosphere, the MgLiAl sample was transferred to the SEM immersed in isopropanol and, to avoid charging, the LiAlO₂ crystal substrate was coated with a 2.0 nm thick carbon layer. A field emission SEM was used to collect EDS and qBEI maps at 3 and 5 kV, respectively, selected to reveal the sample microstructure whilst also ensuring comparable sampling volumes of the signals. EDS spectra were captured using an Octane Elite EDS System (EDAX LLC) and quantified elemental maps calculated in APEX software (EDAX LLC). qBEI was performed using an OnPoint™ backscattered electron detector (Gatan Inc.). Immediately prior to analysis of a sample of interest, the OnPoint detector was calibrated using a minimum of three Z-standards including carbon sheet (99.998 % purity) and, semiconductor grade silicon and zinc oxide wafers. Experimental conditions were used such that qBSE could be performed on materials in the range $0 \leq Z \leq 30$. Li-CDM analysis was performed using DigitalMicrograph software (Gatan Inc.).



Figure 1: The Gatan OnPoint™ detector delivers unprecedented sensitivity and speed to better understand lightweight metals. Using a detector optimized for low kV, this system expands your ability to study low atomic number (Z) elements. The SEM at LKR/AIT is equipped with this detector.

3. Results and discussion

3.1. Assessing the applicability of Li-CDM to compound materials

The qBSE signal as a function of mean atomic number, \bar{Z} , is plotted in Figure 2 with \bar{Z} calculated using the mass average approach of equation (1) (after [4]):

$$\bar{Z} = \sum_{i=1}^n c_i Z_i \quad \dots (1)$$

where c_i represents the mass fraction of element i . In line with other publications (e.g., [5]), the qBSE signal was fitted to the function:

$$qBSE(\bar{Z}) = C(1 - e^{-\bar{Z}/q}) \quad \dots (3)$$

where C and q are constants related to the SEM and detector settings.

For compounds with $\bar{Z} < 30$, an excellent fit of the experimental data to the exponential function of equation 3 was observed with few—if any—outliers. However, for materials of $\bar{Z} > 30$, although the experimental data continues to follow the general trendline, the increased scatter of the experimental

data indicates that a large uncertainty would be expected in the Li-CDM calculation. Notwithstanding, it was confirmed that the Li-CDM using the weighted mass fraction approach is suitable for metallic and non-metallic samples of $\bar{Z} < 30$.

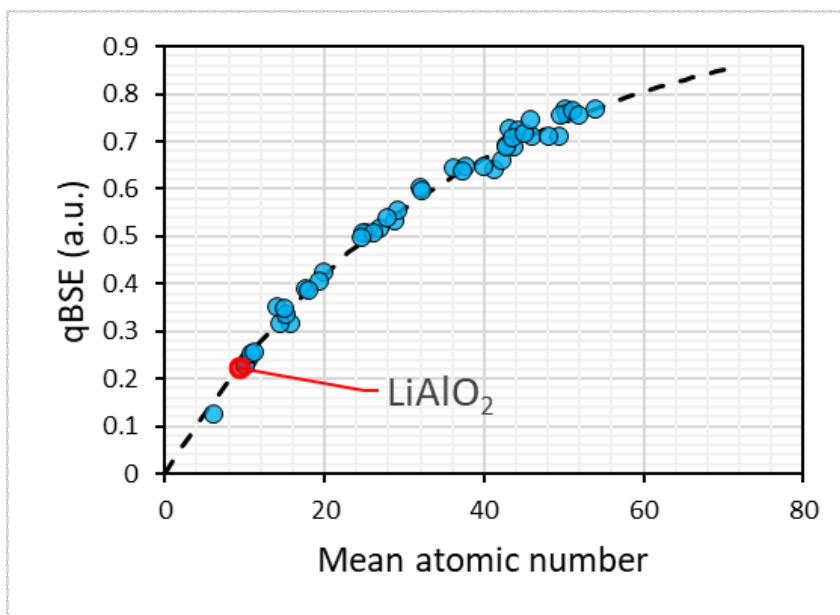


Fig. 2: Plot of normalized backscattered electron grey levels against mean atomic number. Mean atomic number of compound materials calculated using the mass-fraction approach of equation (1). The circles are experimental data and the dotted line the exponential fit function from equation (3).

3.2. Evaluating the lithium content of lithium aluminate

Li-CDM was applied to a lithium aluminate sample and the compositional analysis results are summarized in Table 1. The lithium content was determined to be 22.5 ± 3.5 at. % (9.5 ± 1.7 wt. %); within 2.5 at. % and only 1.0 wt. % of the nominal composition 25.0 at. % (10.5 wt. %).

	Li	Al	O
By stoichiometry			
At. %	25.0	25.0	50.0
By EDS			
At. %	-	29.6	70.4
Std. dev.	-	1.6	5.1
Li composition-by-difference			
At. %	22.5	22.9	54.6
Std. dev.	3.5	1.0	4.0

Tab. 1: Elemental quantification results of LiAlO_2 sample.

3.3. Two-dimensional mapping of the distribution of lithium by Li-CDM

Until now, Li-CDM analysis has been applied to (a few) selected locations on a sample of interest. However, a significant advantage of microanalysis in the SEM is the possibility to analyze composition in two or even three dimensions [6]. We used Li-CDM to analyze the 2D lithium distribution in a MgLiAl alloy.

Secondary and backscattered electron images of the MgLiAl alloy (Figure 3) revealed a eutectic microstructure with 61:39 area % whilst EDS maps revealed a Mg-rich matrix and Al-rich MgAl secondary phase (Fig. 3c). These results were in good agreement with thermodynamic simulations using Thermo-Calc software.

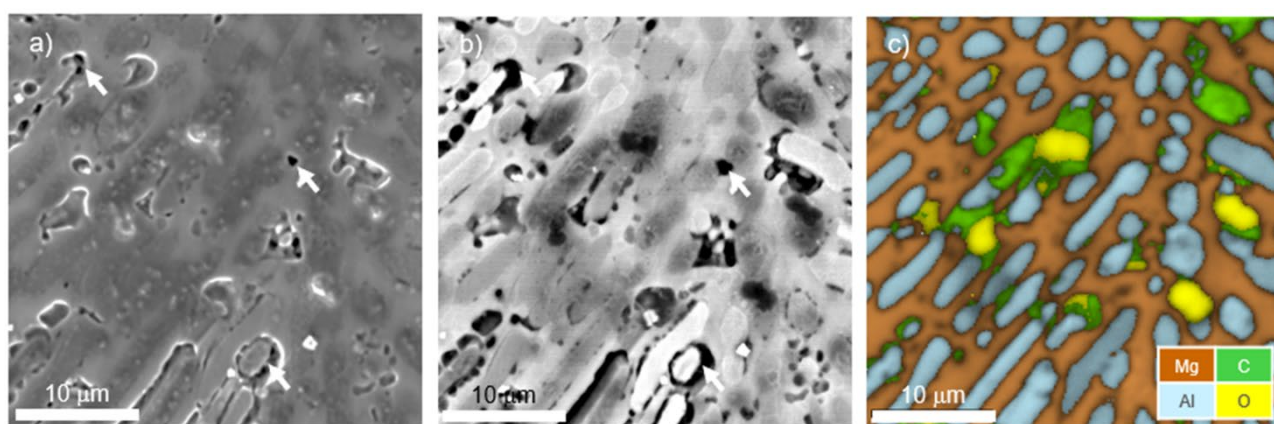


Fig. 3: a) Secondary and b) backscattered electron images of MgLiAl alloy; c) elemental map revealing Mg-rich matrix and Al-rich secondary intermetallic phase. Arrows indicate regions where topographic contrast prevents accurate determination of mean atomic number.

Despite care in sample handling, high carbon and oxygen concentrations and surface pitting in some regions provide evidence of reaction with atmosphere. Sample topography is known to affect the backscattered electron yield [7] and topographic features that were observed exhibited strong correlation with anomalous 'dark' features in the qBEI data (arrowed). To avoid incorrect data interpretation, these regions were excluded from the elemental maps that were calculated by Li-CDM.

Magnesium, aluminum and, for the first time, lithium elemental maps were calculated using the composition by difference method (Figure 4). The matrix was determined to be Mg_{90.6}-Li_{9.4} wt. % with little spatial variation; however, the second phase exhibited wide compositional variation from Mg₂₆-Li₁₁-Al₆₃ to Mg₁₀-Li₄₃-Al₄₇ (mean Li content of 35.5 wt. %). These results agree well with thermodynamic calculations predicting a Mg-rich matrix with BCC Li configuration and an FCC AlLi secondary intermetallic phase capable of accommodating broad ranges of Mg-content.

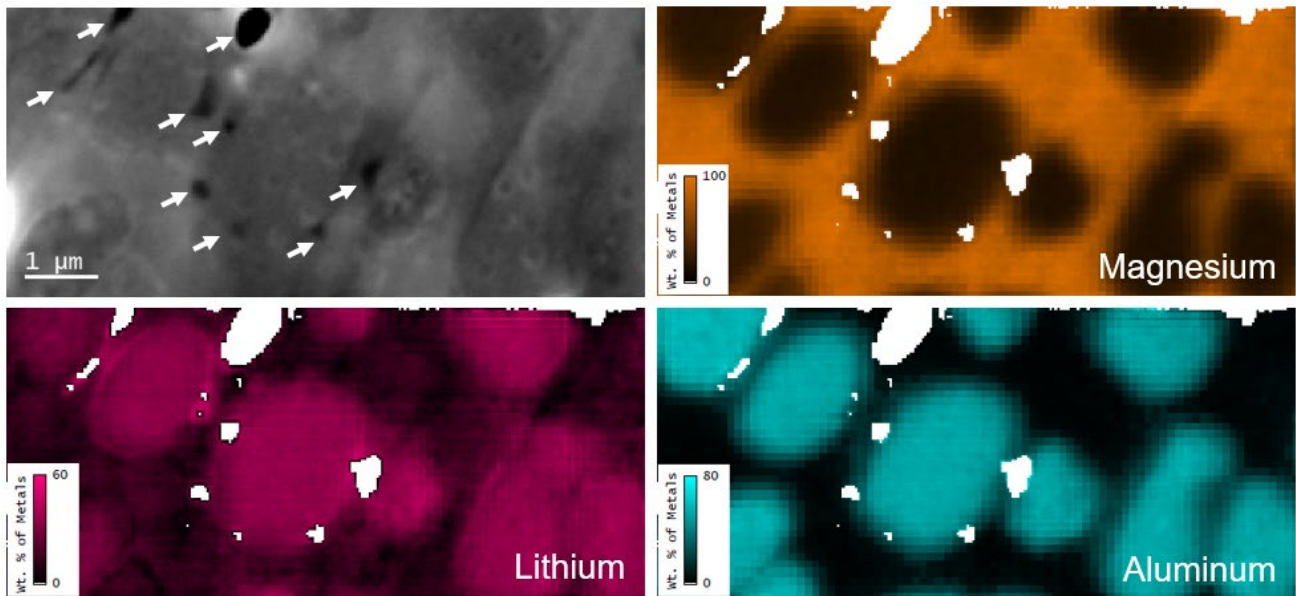


Fig. 4: Secondary electron image (upper left) and elemental metal fraction maps (by wt. %) of the same region of the MgLiAl alloy; white pixels are regions excluded from the analysis due to influence of topography (identified by arrows in the secondary electron image).

4. Summary

For the first time, the lithium by composition by difference method was demonstrated in stoichiometric compound samples. The lithium content of a high purity lithium aluminate crystal substrate was determined to be 9.5 wt. % within ~ 1 wt. % of the stoichiometric value; an accuracy similar to previous reports for metallic samples [2].

qBSE analysis of a range of material standards demonstrated that the Li-CDM was suitable for alloys and compounds of $\bar{Z} < 30$. For materials of higher atomic number, considerable errors are to be expected in the lithium content calculated by Li-CDM, which may lead to unreliable results.

Nevertheless, single-digit mass percentages of Li in a Mg_{52.6}-Li_{18.3}-Al_{29.1} wt. % alloy can be mapped quantitatively with sub-micron spatial resolution in the SEM using Li-CDM. A eutectic microstructure with a Mg_{90.6}-Li_{9.4} wt. % matrix and an Al-rich AlLiMg secondary phase of widely varying composition was observed in agreement with thermodynamic calculation.

These results validate Li-CDM for a wider range of materials opening exciting characterization possibilities in lithiated battery materials.

LKR/AIT and Gatan/EDAX look forward to continuing their fruitful collaboration.

5. Literature

- [1] P. Hovington *et al.*, *Scanning* **38** (2016) p571–578
- [2] J.A. Österreicher *et al.*, *Scripta Materialia* **194** (2021) 113664
- [3] Austrian Patent Application A 50783/2020
- [4] P.G.T. Howell *et al.*, *Scanning* **20** (1998) p35-40
- [5] A. Garitagoitia Cid *et al.*, *Ultramicroscopy* **195** (2018) 47
- [6] https://www.edax.com/-/media/ametkedax/files/eds/technical_notes/3d%20analysis%20of%20eds%20data.pdf
- [7] D. Kaczmarek, *Scanning Microscopy* **12** (1) (1998) p161-169

Wechselwirkung zwischen Mikrostruktur und Materialfluss während des Strangpressens – ein geschichtsbasierter Ansatz

Johannes Kronsteiner^{1,*}, Sindre Hovden¹, Aurel Arnoldt¹, Johannes Österreicher¹

¹ LKR Leichtmetallkompetenzzentrum Ranshofen, AIT Austrian Institute of Technology, Österreich¹

1. Einleitung

Neben der aktuell brisanten Thematik der steigenden Energie- und Rohstoffpreise bleibt eines der Hauptziele in der metallverarbeitenden Industrie die Erhöhung der Produktivität. Dies setzt natürlich gleichbleibende oder verbesserte Produktqualität voraus. Ressourceneinsatz sowie Recycling sind ebenfalls Themen, die momentan stark im Fokus stehen. Die Vermeidung von Ausschuss hat einen positiven Einfluss auf all diese Bereiche der Nachhaltigkeit.

Um den Ausschuss im Fall des Strangpressens zu minimieren, müssen sowohl die geometrischen und mechanischen Eigenschaften als auch die Mikrostruktur von Aluminium genaue Anforderungen erfüllen. Die Mikrostruktur hat einen großen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften. Ebenso wird die Oberflächenqualität von der Mikrostruktur und den Materialparametern beeinflusst. Es ist daher für eine numerische Abbildung essenziell, all diese Effekte ausreichend genau zu berücksichtigen.

Die Bedeutung numerischer Simulationen von Umformprozessen nimmt speziell aufgrund der Effizienzthematik in der metallverarbeitenden Industrie in den letzten Jahren deutlich zu. Zusätzlich spielen numerische Simulationen in der Digitalisierung von Anlagen sowie zur Erstellung von digitalen Zwillingen/Schatten im Kontext von Industrie 4.0 eine wichtige Rolle. Um die daraus entstehenden hohen Anforderungen an die Simulation bestmöglich erfüllen zu können, liegt der Fokus in der Metallforschung auf dem Verständnis und der Implementierung skalenübergreifender Materialmodelle. Der Einfluss der Mikrostruktur auf die mechanischen Eigenschaften tritt beispielsweise durch lokale Rekristallisation stark in Erscheinung. Die Bildung von Grobkorn (*Peripheral Coarse Grain*, PCG [1]) hat einen nachteiligen Einfluss auf die Duktilität, Oberflächenqualität, Lebensdauer sowie Korrosionseigenschaften von stranggepressten Profilen. PCG entsteht abhängig von lokalen Zustandsvariablen wie Temperatur, lokaler Dehnung und Dehnraten [2].

Der Einfluss dieser Zustandsvariablen auf die Bildung von PCG bei 6xxx Aluminium Legierungen wurde durch Sweet et al. [3] untersucht. Dabei wurde für eine konstante chemische Zusammensetzung, ein deutlicher Einfluss der Prozessparameter nachgewiesen. PCG bildet sich maßgeblich bei hohen Temperaturen und plastischen Dehnungen. Eine Optimierung der Produktionseffizienz muss demnach unter Abwägung der dadurch entstehenden Auswirkungen auf die Mikrostruktur betrachtet werden. Sweet et al. [3] schlagen dafür zwei Varianten vor: Vermeidung von PCG oder komplette Rekristallisation. Beide Varianten können vorab numerisch untersucht und auf ihre Eignung hin überprüft werden.

Die Beschreibung des Kornwachstums und damit von PCG hängt von den auftretenden Bedingungen ab. Tritt Rekristallisation während der Umformung (bzw. unmittelbar anschließend) auf, spricht man von dynamischer Rekristallisation [4]. Während einer längeren Wärmebehandlung (bzw. langsamen Abkühlens) kann es zu statischer Rekristallisation kommen. Hierbei spielen die Abkühlbedingungen am Auslauf der Strangpresse eine entscheidende Rolle [4]. Die physikalischen Voraussetzungen und somit auch deren Modellierung sind in beiden Fällen unterschiedlich. Daher bedarf es für die Optimierung der Prozessparameter hinsichtlich der Vermeidung von PCG einer detaillierten Modellierung der Mikrostruktur unter Berücksichtigung der chemischen

Zusammensetzung. Bedingt durch die komplexen stranggepressten Geometrien wird sich die Mikrostruktur lokal sehr unterschiedlich ausbilden, wodurch ein starker lokaler Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften besteht. Um dies numerisch adäquat abbilden zu können bedarf es einer vollintegrierten gekoppelten Methode zur Beschreibung des Materialverhaltens. In der vorliegenden Arbeit wurde deshalb das physikalisch basierte Mikrostrukturmodell des LKR [5] in HyperXtrude™ integriert.

2. Methoden

Eivani [2] beschreibt PCG durch konventionelle Nukleations- und Wachstumstheorien. Für 7xxx Legierungen wird PCG in [6] als abnormales Wachstum statisch rekristallisierter Körner in teilweise rekristallisierten Gefügen beschrieben. Diese teilweise rekristallisierten Gefüge können durch dynamische Rekristallisation (DRX) entstehen [5]. Dabei unterscheidet man unter anderem zwischen *continuous dynamic recrystallization* (cDRX) und *geometric DRX* (gDRX) [2]. Für cDRX müsste durch Umformung eine Transformation von Kleinwinkel-Korngrenzen von Subkörnern in Großwinkel-Korngrenzen stattfinden [8]. Aufgrund der Arbeit von Gützel et al. [7] konnte cDRX für die hier verwendete Legierung (EN-AW 6082) ausgeschlossen werden, da aufgrund von EBSD Analysen keine nennenswerte Missorientierung der Kleinwinkel-Korngrenzen gefunden werden konnte.

gDRX wiederum tritt auf, wenn, aufgrund von starker Umformung, Körner abgeschert werden und dadurch in der Größe von Subkörnern vorliegen [9]. Dieser Effekt wurde von Gützel [7] für EN-AW 6082 nachgewiesen und ist deshalb im Fokus der vorliegenden Arbeit. Bei der Implementierung des Materialmodells von Sherstnev et al. [5] in HyperXtrude™ wurde der Teil für gDRX noch einmal deutlich überarbeitet und für die Abbildung von PCG angepasst. Auf Basis der Zustandsgrößen, die für jedes Element des Berechnungsnetzes zu jedem Zeitpunkt berechnet wird, wird auch die Mikrostruktur (Korngröße, Rekristallisationsgrad, ...) online mitgerechnet. Das dadurch entstandene Materialmodell wurde dann auf ein industrierelevantes Mehrkammer-Hohlprofil für die Legierung EN AW-6082 angewendet.

3. Simulationsmethode

Das implementierte Mean Dislocation Density Material (MD²M) Modell besteht im Wesentlichen aus zwei Teilen die im Folgenden erklärt werden. In allen folgenden Formeln steht das hochgestellte t für die Abhängigkeit von der Zeit t .

3.1. Fließspannungsmodell

Der Fließspannungsteil stellt den klassischen Teil des Materialmodells dar, der aus Dehnungsincrementen Spannungsincremente berechnet und an die Simulationssoftware zurückgibt. Im Gegensatz zu rein phänomenologischen Modellen wird die entsprechende lokale Fließspannung auf Basis der Veränderung der Versetzungsdichte im Kontext eines isotropen Materialverhaltens berechnet. Die Änderung der Versetzungsdichte basiert auf Verfestigungs- und Erholungseffekten. Die Entwicklung der mittleren Versetzungsdichte (ρ) wird von Zeitschritt $t - 1$ bis t durch folgenden Zusammenhang beschrieben.

$$\frac{d\rho^t}{dt} = \frac{M \cdot \dot{\varphi}}{b} \left(\frac{\sqrt{\rho^{t-1}}}{A} - B \cdot d_{ann} \cdot \rho^{t-1} \right) - C \cdot D_s \frac{G(T) \cdot b^3}{k_b \cdot T} \left[(\rho^{t-1})^2 - (\rho_{eq})^2 \right] \quad (1)$$

Der erste Term der Gleichung bewirkt die Verfestigung des Materials in Abhängigkeit von der Umformrate. Der zweite Term steuert die Entfestigung basierend auf spontaner Annihilation von Versetzungen. Der dritte beschreibt die Erholung aufgrund von thermisch aktiviertem Versetzungsklettern. Die Anpassung an die legierungsabhängige Fließkurve erfolgt in Gleichung (1)

mittels der Parameter A, B und C. Die Definitionen der in Gleichung (1) verwendeten Variablen und Konstanten sind in Tabelle 1 zusammengefasst. Die Fließspannung wird ausgehend von der initialen Fließspannung σ_y (erster Term) basierend auf der Entwicklung der mittleren Versetzungsdichte entsprechend Gleichung (2) berechnet:

$$\sigma^t = \sigma_y + M \cdot G(T) \cdot b \cdot \left[0.5\sqrt{\rho^t} + \frac{1}{\delta^t} \right] \quad (2)$$

Der zweite Term auf der rechten Seite von Gleichung (2) entspricht der Verfestigung aufgrund von Deformation und der letzte Term betrifft die Verfestigung an den Subkorn Grenzen.

Eine weitere Abhängigkeit von der Versetzungsdichte findet sich in der Berechnung der Subkorn-Grenzenergie (Gleichung 3):

$$\gamma_{sub}^t = \gamma_{sub}^{t-1} + \frac{C1}{\sqrt{\rho_g^t}} \cdot G(T) \cdot b^2 \cdot C2 \cdot d\rho_g^t \quad (3)$$

Diese wird im Zuge der Spannungsberechnung aufgrund der akkumulierten Versetzungsdichte ρ_g^t berechnet, allerdings erst im zweiten Teil des Modells (bei der Berechnung der Subkorngröße) benötigt. Der gDRX Indikator wird ebenfalls im Fließspannungsteil berechnet. Dieser besagt, dass:

$$gDRX = \begin{cases} 1 & \text{wenn } \delta^t \geq C3 \cdot d_0 \exp(-\varphi^t) \\ 0 & \text{wenn } \delta^t < C3 \cdot d_0 \exp(-\varphi^t) \end{cases} \quad (4)$$

Die Subkorngröße wiederum berechnet sich durch:

$$\delta^t = \delta^{t-1} + 2 \cdot M_{sub} (P_{D,sub} - P_{Z,sub}) dt. \quad (5)$$

3.2. Kornwachstumsmodell

Die Berechnung der sich entwickelnden Mikrostruktur basiert maßgeblich auf der Simulation des Korn-/Subkornwachstums und ist im zweiten Teil von MD²M implementiert. Hierbei wird zwischen dem Kornwachstum von bereits vorhandenen Körnern aus der Schmelze und rekristallisierten Körnern unterschieden. Für den Fall von dynamischer Rekristallisation, werden drei grundlegende Annahmen getroffen [5]:

- 1) es wird vorausgesetzt, dass Subkörner in Bereichen mit gDRX nicht wachsen,
- 2) die Mikrostruktur ist quasi-rekristallisiert, enthält aber die Verformungsenergie von Subkörnern,
- 3) die dynamisch rekristallisierte Mikrostruktur ist nicht stabil und tendiert dazu, statisch zu rekristallisieren, wenn die gespeicherte Energie (P_D) den Zener-Pinning-Druck (P_Z) übersteigt (siehe Gleichung (6)).

Dementsprechend können, abhängig vom Verhältnis der initialen Korngröße d_0 und lokaler Dehnung φ^t zu Subkorngröße δ^t , unterschiedliche Bedingungen in einer umgeformten Geometrie auftreten (siehe Gleichung (4)). Speziell im Fall des Strangpressprozesses treten sehr hohe plastische Dehnungen φ an den Profilloberflächen auf. Dementsprechend kann es zu lokaler dynamischer Rekristallisation durch Zerbrechen von Körnern kommen wobei aber die gespeicherte Energie durch die Umformung in den Subkörnern erhalten bleibt [5]. Ist der Druck P_D ausreichend hoch, kann bei den hohen Temperaturen, die durch die Nachspeisung der Wärme aus der Umformzone in das Profil trotz Abkühlung erhalten bleibt, Kornwachstum während der statischen Rekristallisation innerhalb von kürzester Zeit stattfinden. Das Wachstum neuer Körner folgt dem Zusammenhang:

$$d_{SRX}^t = d_{SRX}^{t-1} + M_{GB} (P_D - P_Z) \cdot dt \quad (6)$$

Außerhalb der gDRX-Zonen kann es zu statischer Erholung nach der Umformung kommen, wodurch sich die Subkorn-Grenzenergie stetig wieder abbauen kann. Sollte es zu statischer Rekristallisation kommen, wird die berechnete Korngröße d_{SRX}^t noch mit dem rekristallisierten Anteil multipliziert.

Tab. 1: Parameter und Konstanten der Gleichungen (1) bis (6)

Taylor-Faktor für fcc-Texturen	M	3.06	[-]
Länge des Burgers-Vektors	b	28.6	[nm]
Legierungsspezifische Parameter	A, B, C, K, C1, C2, C3	berechnet	[-]
Lokale Dehnrates	$\dot{\phi}$	berechnet	[s ⁻¹]
Kritischer Abstand für spontane Annihilation	d_{ann}	berechnet	[m]
Diffusionskoeffizient im festen Zustand	D_s	berechnet	[m ² s ⁻¹]
Temperatur	T	berechnet	[K]
Temperaturabhängiger Schubmodul	$G(T)$	berechnet	[Pa]
Boltzmann-Konstante	k_b	1.381E-23	[J K ⁻¹]
Versetzungsdichte (eq... Gleichgewicht)	ρ, ρ_{eq}	berechnet	[m ⁻²]
Akkumulierte Versetzungsdichte	ρ_a	berechnet	[m ⁻²]
Treibende Kraft (in Körnern / Subkörnern)	$P_D/P_{D,sub}$	berechnet	[Pa]
Zener-Pinning-Druck (in Körnern / Subkörnern)	$P_Z/P_{Z,sub}$ [11,12]	berechnet	[Pa]
Zeit, Zeitschritt	t, dt		[s]
Fließspannung (y... yield)	σ, σ_y	berechnet	[Pa]
Subkorngrenzenergie	γ_{sub}	berechnet	[J m ⁻²]
Mobilität (der Körner/Subkörner)	M_{GB}/M_{sub}	berechnet	[m ² s kg ⁻¹]
Plastische Dehnung	ϕ	berechnet	[-]
Initiale Korngröße (z. B. aus dem Guss)	d_0	100E-6	[m]
Subkorngröße (eq...Gleichgewicht)	δ, δ_{eq}	berechnet	[m]
gDRX Indikator	$gDRX$	berechnet	[-]

4. Experimentelle Untersuchungen

Aufgrund der Größe der Strangpressgeometrie wurden die Profile nicht auf der Strangpresse des LKR, sondern bei Hammerer Aluminium Industries Extrusion GmbH (HAI) gepresst. Die Legierung EN AW-6082 hat für die Strangpressindustrie eine besondere Bedeutung. Deshalb wurde diese Legierung von HAI für das Strangpressen leicht angepasst, einer speziellen Homogenisierung unterzogen und dann für das Projekt verpresst.

Rasterelektronenmikroskopie (REM) mittels Rückstreuelektronen (BSE) und Elektronenrückstreubeugungs-Messungen (EBSD) der Strangpressprofile wurden an einem TESCAN Mira 3 Feldemissions-Rasterelektronenmikroskop bei 20 kV Beschleunigungsspannung und einem Arbeitsabstand von 10 (BSE) bzw. 20 mm (EBSD), durchgeführt. Eine Velocity Super EBSD Kamera von EDAX wurde für die EBSD Messungen verwendet. Für die Validierung wurden Aufnahmen von jeweils ungefähr 500 µm mittels EBSD an verschiedenen Stellen des Profils gemacht. Die Daten wurden mittels OIM Analysis Software (Version 8.5) ausgewertet, wobei eine Bereinigung bzgl. Kornausdehnung und Nachbarschafts-CI-Korrelation angewendet wurde. Die durch BSE ermittelte volumsbezogene Anzahl und Größe (Radius) der nanoskaligen Partikel (Dispersoide) wird für die Berechnung des Pinning-Drucks ($P_Z, P_{Z,sub}$) im Teil der statischen Rekristallisation von MD²M benötigt. Die Größenverteilung der Dispersoide wurde mittels Messung des äquivalenten Kreisdurchmessers mehrerer hundert Dispersoide mit BSE-Mikroskopie für zwei Homogenisierungstemperaturen vermessen. Um die Volumsfraktion und den mittleren Durchmesser zu bestimmen, wurde die Flächenverteilung in eine Volumsverteilung umgerechnet. Dies wurde mittels einer am LKR entwickelten stereologischen Methode [16] auf Basis von Monte-Carlo Simulationen der BSE Tiefeninformation für verschiedene Dispersoid-Radien durchgeführt.

Die Ergebnisse für 550 °C sind in Abb. 1 (a) und für 580 °C in Abb. 1. dargestellt. In Übereinstimmung mit früheren Arbeiten [17,18] ist zu erkennen, dass die höhere Homogenisierungstemperatur zu einer Vergrößerung der Dispersoide aufgrund von Ostwald-Reifung führt.

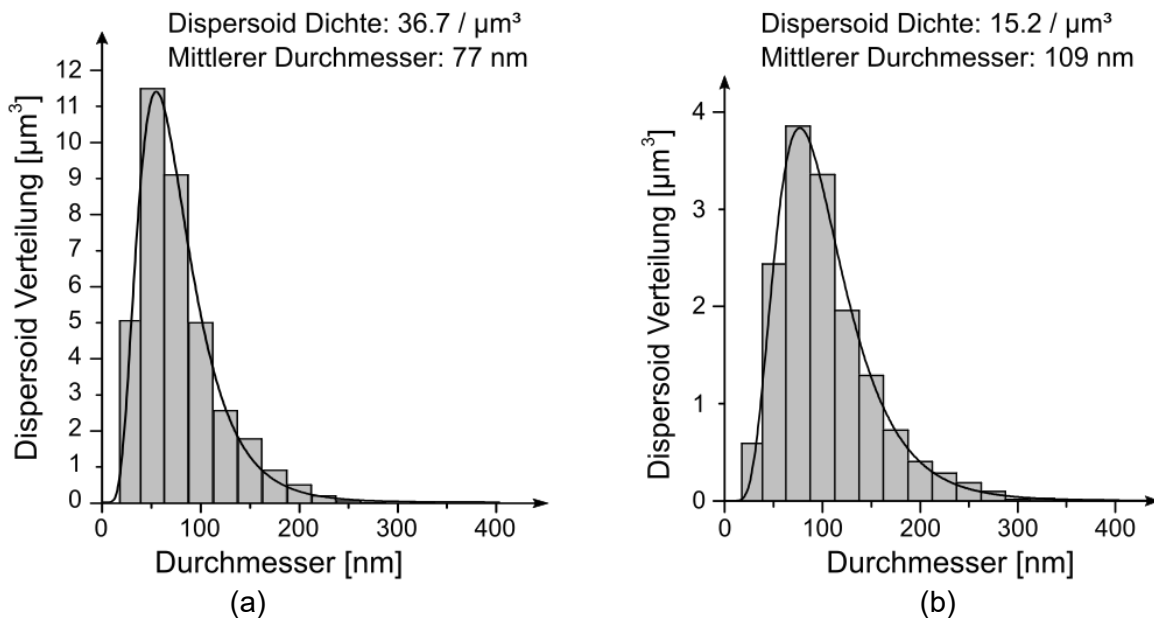


Abb. 1: Vergleich der volumsbezogenen Dispersoid-Größenverteilung für EN AW-6082 mit Homogenisierungstemperatur 550 °C (a) und 580 °C (b).

Um das Materialmodell an die jeweils verwendete Legierung anzupassen, wurden legierungsspezifische Parameter (siehe Tabelle 1) ermittelt. Auf Basis von Druckversuchen der homogenisierten Proben mittels Umformdilatometer (Bähr DIL508 A/D) wurden für verschiedene Temperaturen (450, 490 und 540 °C) sowie verschiedene Umformraten (0.1, 1.0 und 10 s⁻¹) Fließkurven ermittelt. Die Rohdaten wurden anschließend ausgewertet und verbessert (Temperaturkompensation) um dann für die Parameterermittlung verwendet zu werden.

5. Simulationsmodell

Die in dieser Publikation gezeigten Simulationsergebnisse wurden alle mit dem benutzerdefinierten Materialmodell (UDF) MD²M implementiert in Altair HyperXtrude™ 2021.2 berechnet (siehe auch [19]). Der Fließspannungsteil war dabei während des Extrusionsprozesses aktiv, während der Kornwachstumsteil im Anschluss daran während der „Wärmebehandlungsphase“ aktiv war. Bei der hier genannten „Wärmebehandlungsphase“ handelt es sich um die Abkühlung des fertigen Profils nach dem Verlassen des Pressenmauls.

Zu Beginn des Pressprozesses wurde ein vorgewärmter Bolzen in den Rezipienten eingesetzt und dann vom Stempel in Strangpressrichtung durch die formgebende Matrize gepresst.

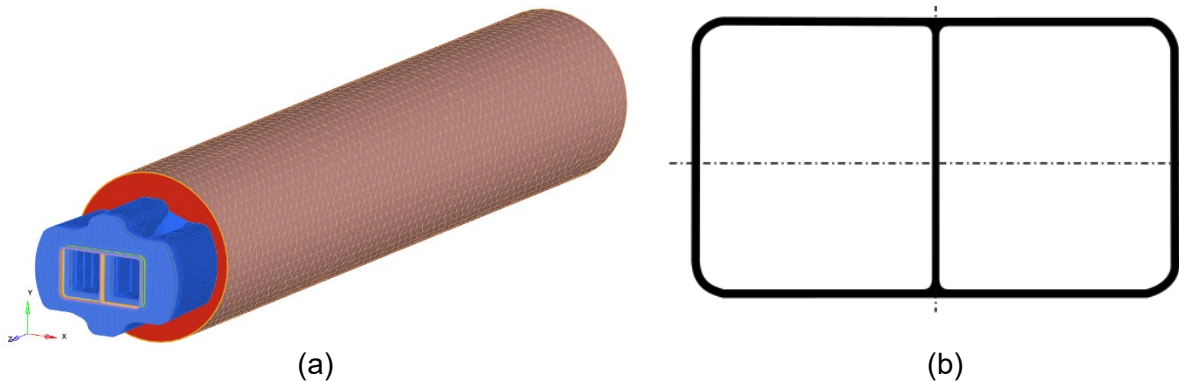


Abb. 2: FEM-Strangpressmodell (a) und CAD-Modell des Extrusionsprofils (b).

Für die Simulation der Korngrößenentwicklung wurde eine gemittelte Gussbolzen-Korngröße herangezogen. Diese wurde als gleichverteilt über das gesamte Modell angenommen. Dieser sowie weitere Eingabeparameter des Modells sind in Tabelle 2 angegeben.

Tab. 2: Relevante Materialparameter

Dichte	2660	[kg m ⁻³]
E-Modul bei 500 °C (lt. HyperXtrude™ Materialdatenbank)	4.0E10	[N m ⁻²]
Querkontraktionszahl	0.33	[-]
Initiale Korngröße	100E-6	[m]
Volumsbezogene Anzahl der Dispersoide (hom550, hom580)	3.67E19, 1.52E19	[m ⁻³]
Durchmesser der Dispersoide (hom550, hom580)	77, 109	[nm]
Spezifische Wärmekapazität	896	[J kg ⁻¹ K ⁻¹]
Wärmeleitfähigkeit	198	[W m ⁻¹ K ⁻¹]
Referenztemperatur	700	[K]
Liquidustemperatur	916	[K]
Solidustemperatur	877	[K]

Die Prozessparameter sowie die Randbedingungen für das numerische Modell wurden entsprechend den experimentellen Gegebenheiten gewählt und sind in Tabelle 3 zusammengefasst.

Tab. 3: Prozess- Simulationsparameter, Randbedingungen

Initiale Rezipiententemperatur	447	[°C]
Initiale Matrizentemperatur	447	[°C]
Initiale Bolzentemperatur	474	[°C]
Initiale Stoßtemperatur	489	[°C]
HTC Bolzen-Matrize/Rezipient	1000	[W m ⁻² K ⁻¹]
Stempelgeschwindigkeit (variabel)	~2.5	[mm s ⁻¹]
Pressverhältnis	42.24	[-]
Anzahl Elemente	539127	[-]
Simulierte Strangpresszeit	70	[s]
Dauer der Abkühlsimulation	70	[s]
Kontakte, außer im Pressenmaul	sticking	[-]
Kontakt im Pressenmaul: viscoplastic	0.1	[-]

Die experimentell gemessenen Stempelgeschwindigkeiten wurden auch in der Simulation vorgegeben, um die Übereinstimmung mit den gemessenen Stempelkräften sicherstellen zu können. Da es sich um eine transiente Simulation handelt, HyperXtrude™ allerdings eine Eulerbasierte Methode benutzt, wird das austretende Profil nur insofern dargestellt, als die Werte ständig

aktualisiert werden. Da aber kein Strang austritt (im Gegensatz zu Lagrange-basierten Methoden), kann die Abkühlung des Profils nicht sofort mitberechnet werden. Aus diesem Grund wurde die Stempelgeschwindigkeit nach 300 s (siehe Tabelle 3) auf null gesetzt und das gesamte Modell entsprechend einer realistischen Abkühlkurve (Annahme Kühlung an Luft) abgekühlt.

Die Simulation der Abkühlung unterliegt der Annahme, dass die Abkühlung an Luft mindestens die Transferzeit zwischen Pressenmaul und Wasserkühlung darstellt. Ohne Wasserkühlung bildet die Abkühlannahme im Wesentlichen den gesamten Abkühlprozess ab. Die Stempelgeschwindigkeit (bzw. die lokale Dehnrates) dient auch als Kriterium für die Umschaltung zwischen dem Fließspannungs- und Kornwachstumsmodell in MD²M.

Das entsprechende FEM-Modell mit dem eingesetzten Berechnungsnetz ist in Abbildung 2 (a) dargestellt. Die Geometrie des fertigen Profils ist in Abbildung 2 (b) abgebildet. Die initiale Temperaturverteilung (Taper) ist in Abbildung 3 (a) dargestellt. Der Temperaturverlauf in einem Punkt des Profils (ebenfalls in Abbildung 3 (a) eingezeichnet) ist in Abbildung 3 (b) dargestellt.

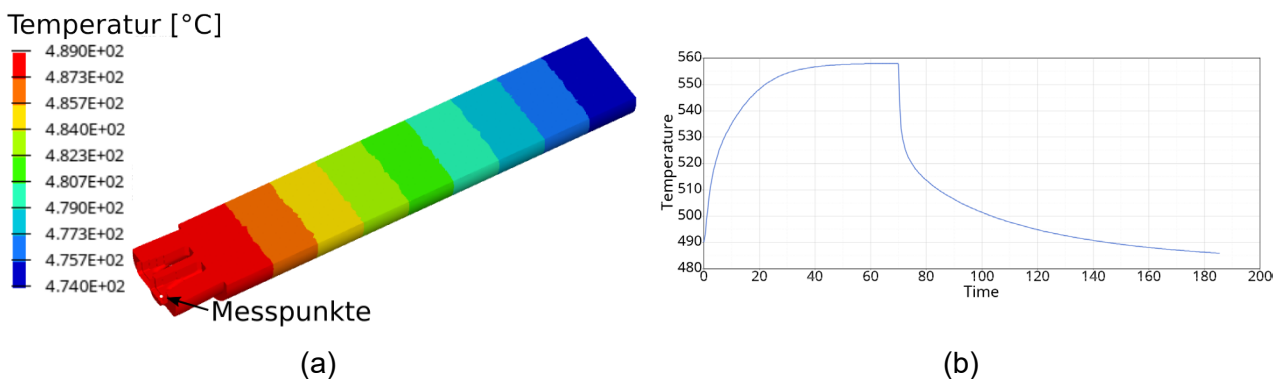


Abb. 3: Initiales Temperaturfeld (a) und Temperaturverlauf am Profil während des Strangpressens und der Abkühlung ab 70 s (b).

6. Ergebnisse

Aufgrund des abgeschlossenen Aufbaus und der hohen Drücke und Temperaturen sind Messungen innerhalb des Materials beim Strangpressen schwer möglich. Deshalb ist eine der wichtigsten Validierungsmöglichkeiten für die Simulation von Strangpressprozessen der Verlauf der Stempelkraft über den Stempelweg bzw. die Zeit.

Unter Verwendung der gemessenen Stempelgeschwindigkeit, welche als Kurve mittels tcl-Skripts (*tool command language...tcl* ist eine offene Skriptsprache) in der Simulation verwendet wurde, konnte eine sehr gute Übereinstimmung der Kraftkurven (siehe Abbildung 4) erreicht werden. In Abbildung 4 wurde nur die Kurve für die Simulation mit 550 °C dargestellt da sie mit der für 580 °C Homogenisierungstemperatur übereinstimmt. Die experimentelle Kurve wurde mit einem Material erzeugt, dessen Homogenisierung ähnlich der experimentellen Homogenisierung bei 580°C war.

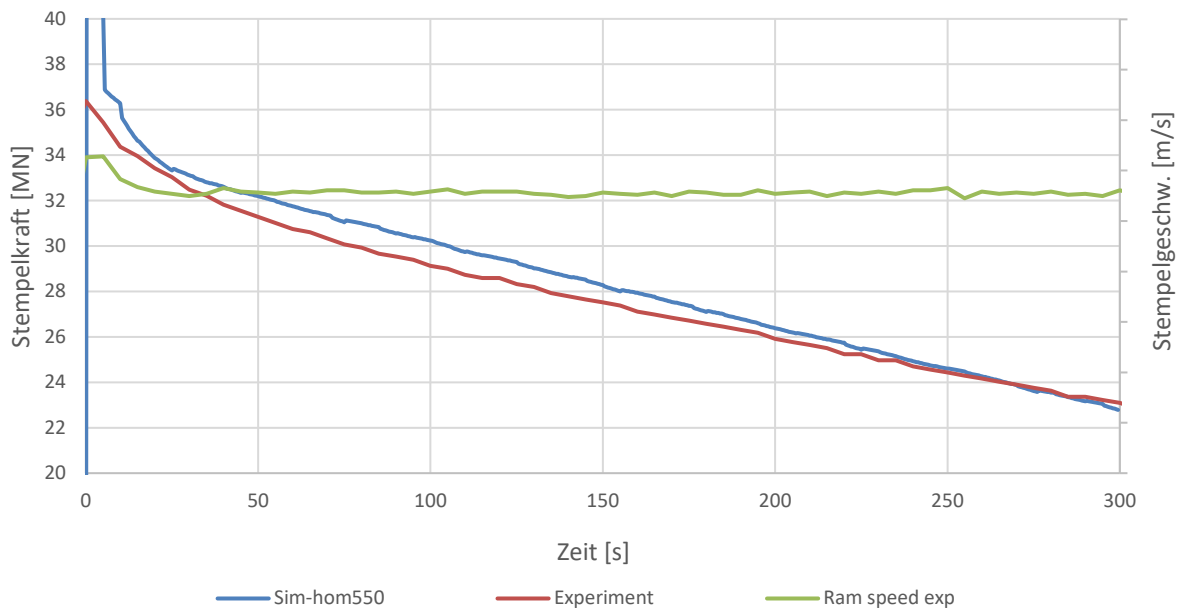


Abb. 4: Vergleich der Kraft-/Weg-Kurven zwischen Simulation und Versuch, sowie Darstellung des Verlaufs der Stempelgeschwindigkeit.

Abbildung 5 zeigt die Verteilung der Versetzungsdichte (a) sowie der Fließspannungen (b) im gesamten Modell anhand einer Schnittdarstellung. Da die berechnete Fließspannung auf Basis der Versetzungsdichte berechnet wird (siehe Gl. 2), zeigt sich ein sehr ähnliches Bild für beide Verteilungen.

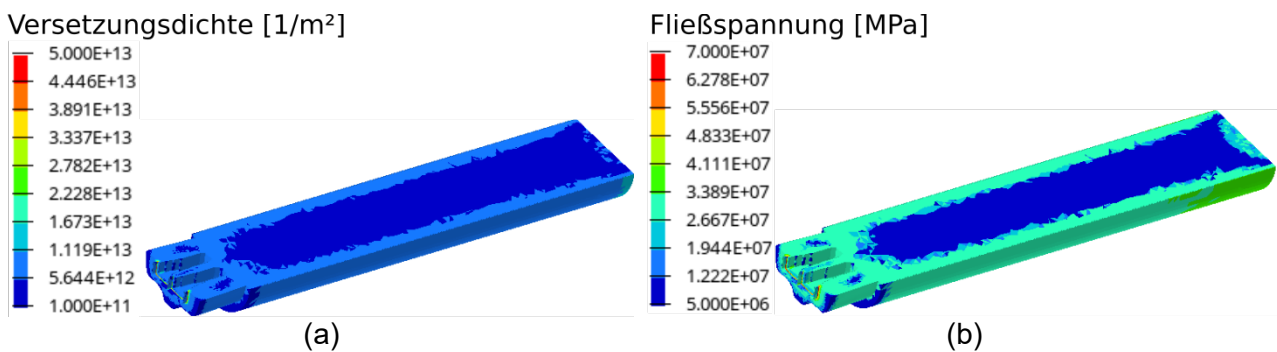


Abb. 5: Schnittdarstellung des Modells mit Ergebnissen für Versetzungsdichteverteilung (a) und Spannung (b) nach 70 s Strangpresszeit.

Wie in Abb. 4 ersichtlich, besteht aufgrund der Reibung in Verbindung mit der abnehmenden Bolzenlänge kein konstanter Zustand (*steady state*) beim Strangpressprozess. Allerdings nähern sich die Verformungsbedingungen im Pressenmaul wo die hauptsächliche Umformung stattfindet, über weite Strecken einem Gleichgewicht an. Wie Abbildung 6 zeigt, stellt sich für die wesentlichen Einflussfaktoren Dehnung und Temperatur im Pressenmaul nach etwa 40 bis 70 s ein Gleichgewicht ein.

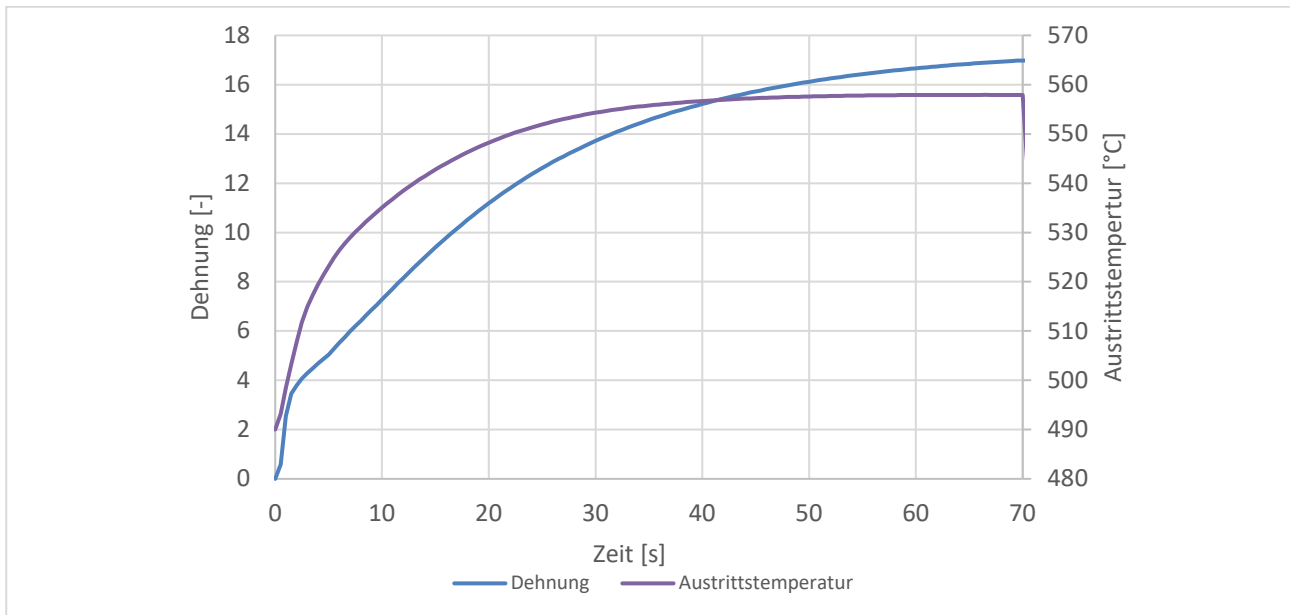


Abb. 6: Verlauf der Dehnung und Austrittstemperatur während des Strangpressens für in Abb. 8 eingezeichnete Messpunkte.

In etwa in demselben Zeitraum stabilisieren sich die Versetzungsdichte (siehe Abb. 7) und dementsprechend auch die Spannungen im Pressenaustritt. Dadurch zeigt sich, dass trotz der Notwendigkeit einer transienten Simulation zur Berechnung der Versetzungsdichteverteilung und somit des Kornwachstums die simulierte Prozesszeit optimiert werden kann. Somit lassen sich übermäßig lange Berechnungszeiten vermeiden.

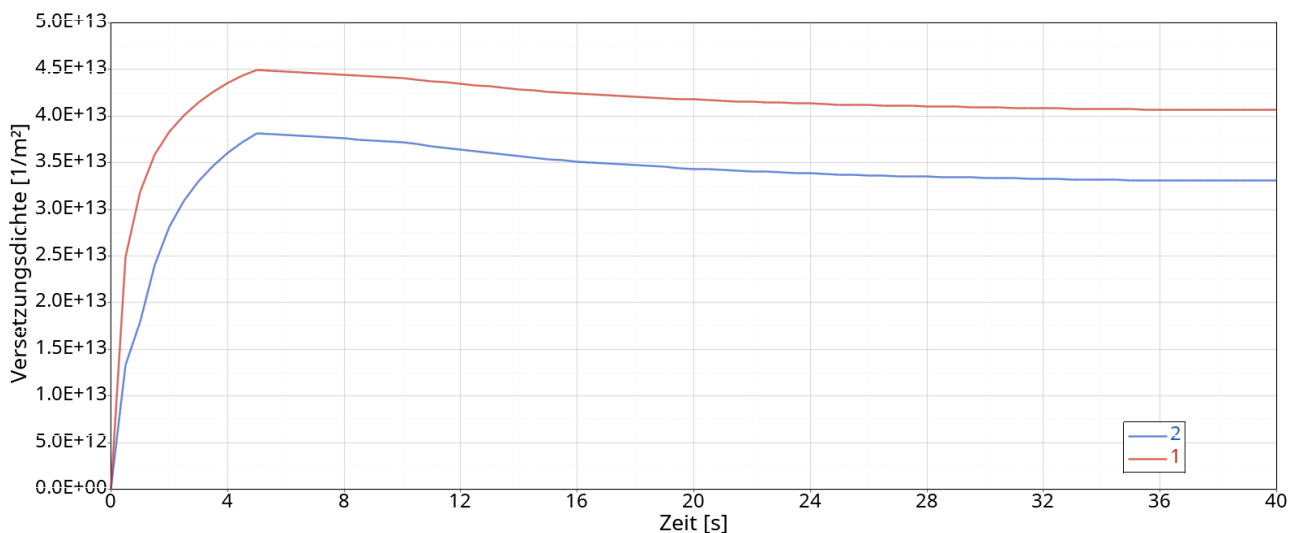


Abb. 7: Verlauf der Versetzungsdichte während des Strangpressens für in Abb. 8 eingezeichnete Messpunkte.

Sobald die Simulation des Strangpressprozesses abgeschlossen ist, kann mit den vorhandenen Ergebnissen als Ausgangspunkt die Abkühlsimulation gestartet werden. Wie bereits im Abschnitt 5 erwähnt, wurde dazu die Stempelgeschwindigkeit während der Strangpresssimulation auf null gesetzt. Der Unterschied zwischen den Homogenisierungstemperaturen 550 °C und 580 °C wurde bereits in Abb. 1 und Tabelle 2 in Form der Größe und Dichte der Dispersoiden sichtbar. Da diese einen starken Einfluss auf die Rekristallisation (aufgrund des Zener-Pinning-Drucks, [20]) haben, zeigt sich auch für die finale Korngrößenverteilung im Profil ein deutlich erkennbarer Unterschied (vgl. Abb. 8 (a) und (b)).

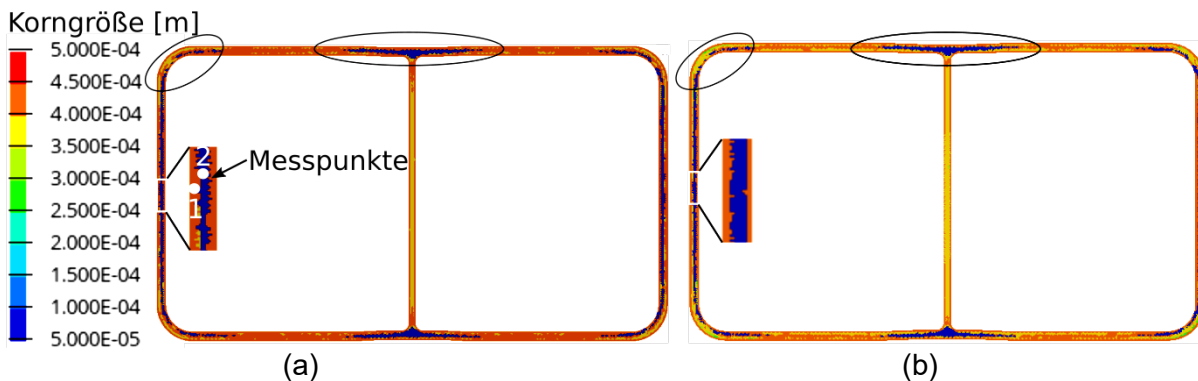


Abb. 8: Entwicklung der Korngröße nach 30s Abkühlung für mit 550 °C (a) und 580 °C (b) homogenisiertes Material.

Da die Strangpressversuche auf industriellen Anlagen während des Produktionsbetriebes durchgeführt wurden, konnte nur eine Homogenisierungsvariante ähnlich der mit 580 °C für Vergleichszwecke herangezogen werden. Im Vergleich zu den Ergebnissen aus den Strangpressversuchen (vergleiche Abb. 8 und Abb. 9) zeigt sich eine grundsätzlich gute qualitative Übereinstimmung der Korngrößenverteilung. In der Nähe der Wandoberflächen bilden sich dünne Zonen mit grobem Gefüge, während man im Wandinneren ein sehr feines gleichmäßiges Gefüge vorfindet. Speziell in Abbildung 9 (b) wird auch die Streckung der Körner in Strangpressrichtung deutlich. Dadurch lassen sich quantitative Vergleiche der Korngrößen nur schwer anstellen. Das Simulationsmodell gibt für die Korngröße den äquivalenten Kugeldurchmesser an, der für den Vergleich mit gestreckten Körnern nur begrenzt aussagekräftig ist. Mit Werten aus der Simulation von etwa 10 – 50 µm für das feine Gefüge und etwa 200 µm Durchmesser für die großen Körner in der Grobkornzone konnte eine relativ gute Übereinstimmung erreicht werden.

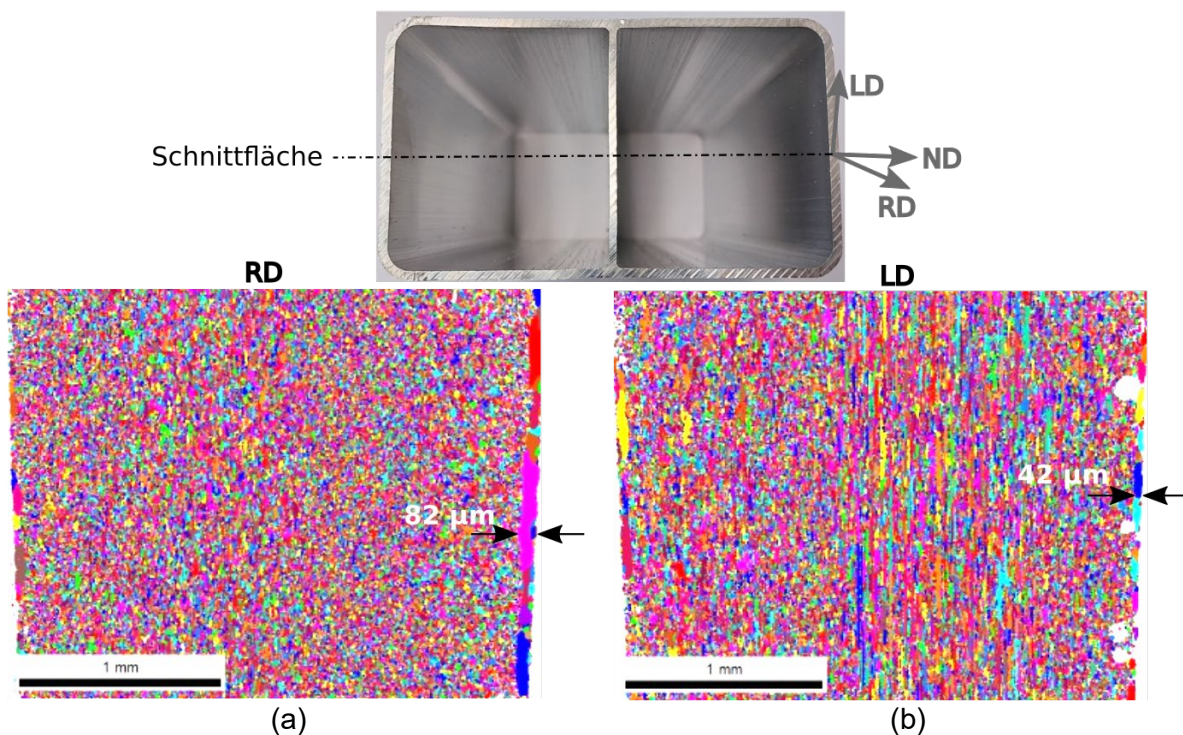


Abb. 9: Auswertung der Mikrostruktur mittels EBSD betrachtet in Strangpressrichtung (a) und von oben auf die Schnittfläche gesehen (b).

Wie bereits für die Strangpresssimulation gezeigt, lässt sich auch für die Simulation des Kornwachstums während der Abkühlung eine deutliche Einsparungsmöglichkeit bzgl. Berechnungszeit erzielen. Beispielsweise ist das Wachstum der Körner in den Profilwänden sowohl für den Fall von Rekristallisation als auch für das Kornwachstum innerhalb von 1 bis 2 Sekunden Prozesszeit bereits abgeschlossen (siehe Abb. 10).

Wie in Abbildung 10 ersichtlich, ist die Rekristallisation (blaue Kurve) noch einmal deutlich schneller abgeschlossen als das Kornwachstum in den Grobkornzonen (rote Kurve). Um die sehr dünnen Grobkornzonen in der Simulation jedoch adäquat abbilden zu können, müsste die Vernetzung des Profils allerdings noch deutlich feiner ausgeführt werden. Aufgrund der bereits erheblichen Berechnungszeit (etwa 24 h für 70 s Strangpress- und 70 s Abkühlzeit) ist diese Option nicht sehr praktikabel. Durch die künftige Möglichkeit, die Abkühlsimulation von der Strangpresssimulation zu trennen, sollten sich hier noch Verbesserungspotentiale ergeben.

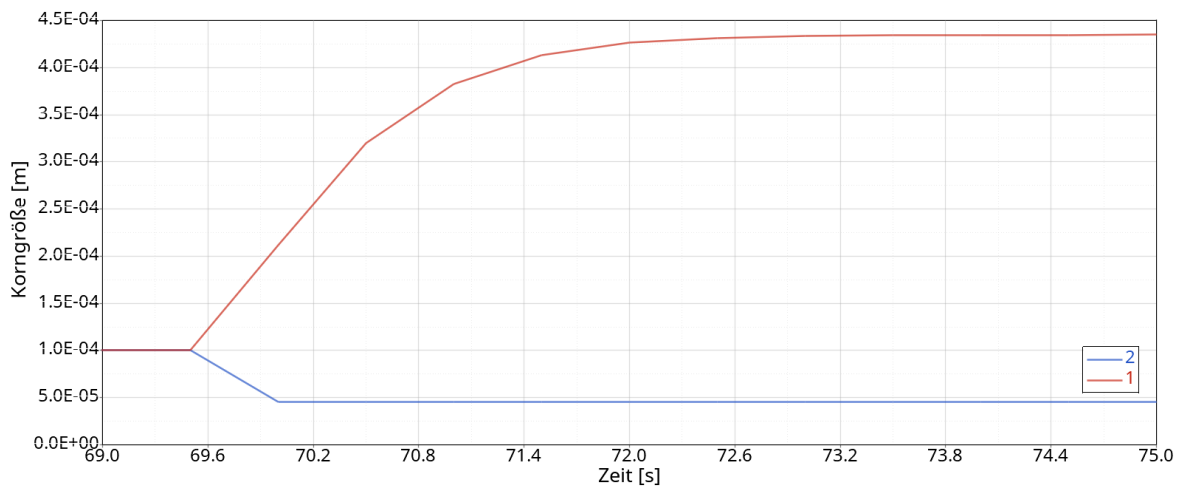


Abb. 10: Entwicklung der Korngröße während der Abkühlung des Profils für in Abb. 8 eingezeichnete Messpunkte.

7. Zusammenfassung

In der vorliegenden Arbeit werden die Ergebnisse der Implementierung eines mikrostrukturbasierten Fließspannungs-Materialmodells mit anschließender Kornwachstumssimulation während der Abkühlphase gezeigt. Das MD²M-Modell (*Mean Dislocation Density Material*) wurde als benutzerdefinierte Funktion (UDF) in die Strangpresssimulationsoftware HyperXtrude™ implementiert. Anhand eines industriell relevanten Strangpressprofils wurde die Simulation des Herstellungsprozesses und der sich daraus ergebenden Mikrostruktur gezeigt. Der unerwünschte Effekt des Wachstums von peripherem Grobkorn (PCG) konnte anhand von zwei unterschiedlichen Homogenisierungsbehandlungen bei 550 °C und 580 °C vorhergesagt werden. Der Einfluss der Homogenisierungstemperatur und damit der Größe und Anzahl nanoskaliger Partikel (Dispersoide) auf die Rekristallisation und das Kornwachstum konnten damit ebenfalls abgebildet werden.

Obwohl diese Erwartungen erfüllt werden konnten, bestehen bei der Implementierung noch einige Einschränkungen. Das Materialmodell ist historisch basiert, das heißt, die Ergebnisse entwickeln sich von Zeitschritt zu Zeitschritt. Allerdings steht zurzeit innerhalb der UDF in HyperXtrude™ keine Information zu Zeit oder nichtlinearer Iteration zur Verfügung. Dies führt dazu, dass:

- eine künstliche Zeit innerhalb der UDF eingeführt werden musste und um keine Abweichungen zur Prozesszeit in HyperXtrude™ zu erzeugen
- eine konstante Zeitschrittweite für das Materialmodell innerhalb der UDF und der Prozesssimulation verwendet werden muss sowie

- nichtlineare Iterationen nicht verwendet werden können.
- Für die Druckberechnung und somit die Berechnung der Stempelkräfte wird von HyperXtrude™ momentan das zusätzlich noch anzugebende Standardmaterialmodell (z. B. inv sin hyp, o. Ä.) verwendet. Trotz der vorhandenen Fließspannung aus der UDF muss daher auch dieses Modell für eine realistische Abbildung des Fließverhaltens an die jeweilige Legierung angepasst werden. In zukünftigen Versionen von HyperXtrude™ sollte dieses Problem hoffentlich gelöst werden.

Aufgrund der zurzeit noch nicht verfügbaren Möglichkeit, den HyperXtrude™ Gleichungslöser auch für die Abkühlsimulation verwenden zu können, wurden Strangpress- und Abkühlsimulation zusammengefasst. Durch die Definition eines tcl-Skripts für die Stempelgeschwindigkeit konnte diese ab einem gewünschten Zeitpunkt auf null gesetzt werden. Dadurch findet automatisch auch eine Umschaltung zwischen Fließspannungs- und Kornwachstumsmodell innerhalb der UDF statt. In Kombination mit tcl-Skripts für die thermischen Randbedingungen konnte somit ein realitätsnaher Abkühlprozess nachgebildet werden.

Wenn in zukünftigen Versionen von HyperXtrude™ die Zeit-/Inkrement-Information innerhalb der UDF sowie HyperXtrude™ auch für die Abkühlsimulation zur Verfügung stehen, können Simulationen mit MD²M in gewohnter Weise durchgeführt werden.

8. Danksagung

Die Autoren möchten dem Bundesministerium für Klimaschutz, Umwelt, Energie, Mobilität, Innovation und Technologie sowie dem Austrian Institute of Technology (AIT) für die technische und finanzielle Unterstützung im Zuge des Projekts *Komplex* (Projektnummer: 874701) danken. Außerdem gilt ein besonderer Dank Dr.-Ing. Andreas Schiffl und seinen Kollegen bei Hammerer Aluminium Industries Extrusion GmbH (HAI) für die Durchführung der Strangpressversuche, technische Unterstützung und Einblicke in den Alltag eines Strangpresswerks.

9. Literatur

- [1] V. Očenášek, P. Sedláček: The effect of surface recrystallized layers on properties of extrusions and forgings from high strength aluminium alloys, 20. International Conference on Metallurgy and Materials, Brno, (2011)
- [2] A. R. Eivani: Simulation of peripheral coarse grain structure during hot extrusion of AA7020 aluminum alloy, J. Manu. Proc., Vol. 57, (2020), pp. 881-892
- [3] E. D. Sweet, S.K. Caraher, N. V. Danilova, X. Zhang: Effects of extrusion parameters on coarse grain surface layer in 6xxx series extrusions, Proceedings of the Eighth International Aluminum Extrusion Technology Seminar, Vol. 1, (2004), pp. 115-126
- [4] T. Shepard: Extrusion of aluminium alloys, Springer Science & Business Media, (2013)
- [5] P. Sherstnev, A. Zamani: Modelling of static and geometric dynamic recrystallization during hot extrusion of Al-Mg-Si alloy, Material Science Forum, Vol. 794-796, (2014), pp. 728-733
- [6] A. Eivani: Modelling of Microstructural Evolution during Homogenization and Simulation of Transient State Recrystallization leading to Peripheral Coarse Grain Structure in Extruded Al- 4.5Zn-1Mg Alloy, PhD thesis, TU Delft, (2010).
- [7] A. Güzel, A. Jäger, F. Parvzian, H.-G. Lambers, A.E. Tekkaya, B. Svendsen, H.J. Maier: A new method for determining dynamic grain structure evolution during hot aluminum extrusion, J. Mat. Process. Technol., Vol. 212, (2012), pp. 323-330.
- [8] F.J. Humphreys, M. Hatherly: Recrystallization and related annealing phenomena, ELSEVIER Ltd, (2004).

- [9] M. C. Poletti, M. Rodriguez-Hortalá, M. Hauser, C. Sommitsch: Microstructure development in hot deformed AA6082, *Mat. Sci. and Eng. A*, Vol. 528, (2011), pp. 2423-2430.
- [10] H. J. McQueen, E. Evangelista, M. E. Kassner: The classification and determination of restoration mechanisms in the hot working of Al alloys, *Zeitschrift für Metallkunde*, Vol. 82/5, (1991), pp. 336-345.
- [11] U. F. Kocks: Laws for Work-Hardening and Low-Temperature Creep, *ASME. J. Eng. Mater. Technol.*, Vol. 98(1), (1976), pp. 76-85, <https://doi.org/10.1115/1.3443340>.
- [12] H. Mecking, U. F. Kocks: Kinetics of flow and strain-hardening, *Acta Metallurgica*, Vol. 29, (1981), pp. 1865-1875.
- [13] T. Gladman: On the theory of the effect of precipitate particles on grain growth in metals, *Proc. Roy. Soc. London*, Vol. A294, (1966), pp. 298-309.
- [14] E. Nes, N. Ryum, O. Hunderi: On the Zener drag, *Acta Metall.*, Vol. 33, (1985), pp. 11-22.
- [15] P. Sherstnev, C. Melzer, C. Sommitsch: Prediction of precipitation kinetics during homogenization and microstructure evolution during and after hot rolling of AA5083, *Int. J. Mech. Sci.*, Vol. 54, (2012), pp. 12-19.
- [16] J. A. Österreicher, et al.: Information depth in backscattered electron microscopy of nanoparticles within a solid matrix, *Materials Characterization*, Vol.138, (2018), pp. 145-153.
- [17] A. R. Arnoldt, A. Schiffl, H. W. Höppel, J. A. Österreicher: Influence of different homogenization heat treatments on the microstructure and hot flow stress of the aluminum alloy AA6082. *Materials Characterization*, Vol. 191, (2022), 112129.
- [18] J. A. Österreicher, M. Kumar, A. Schiffl, S. Schwarz, G. R. Bourret: Secondary precipitation during homogenization of Al-Mg-Si alloys: Influence on high temperature flow stress. *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 687, (2017), pp. 175-180.
- [19] J. Kronsteiner, S. Hovden, A. R. Arnoldt, J. A. Österreicher: Simulation of Coarse Grain Evolution during Hot Extrusion of Al-Mg-Si Alloy. *Key Engineering Materials*, Vol. 926, (2022), pp. 426-435.
- [20] A.R. Eivani, S. Valipour, H. Ahmed, et al.: Effect of the Size Distribution of Nanoscale Dispersed Particles on the Zener Drag Pressure, *Metall. Mater. Trans. A*, Vol. 42, (2011), pp. 1109–1116, <https://doi.org/10.1007/s11661-010-0452-7>.

Energy Efficient Production of High-Quality Metal Powders for Additive Manufacturing Applications

Anna Köll¹, Martin Dopler¹

¹ Metalpine GmbH, Österreich

1. Introduction

Increasing concern about climate change and the resulting ecological impact have boosted the popularity of environmentally friendly production [1]. In this context, 3D printing of metals appears to be an efficient and resource-saving process due to a variety of arguments, such as design freedom, flexibility, or lightweight construction potential. However, if we ultimately consider the entire value chain from raw material preparation to the final product, a complex structure of processes emerges. Energy and resource consumption can sometimes assume considerable proportions, due to multiple liquefaction of the raw materials. Additive manufacturing for processing metals has experienced strong growth in the last decade. This in turn has led to a steadily increasing demand for high-quality metal powders, especially fine powders. They are necessary for numerous applications in metal 3D printing but can lead to a high environmental footprint of the final products in the value chain of additive manufacturing. This paper therefore looks at the energy consumption associated with powder production and how Metalpine GmbH's atomization process contributes to reducing the environmental footprint of the starting powders, and subsequently the final additively manufactured parts. This most commonly used atomization process for the production of spherical particles is shown in Fig.1. The metal melt is brought into contact with the pressurized atomisation gas (commonly nitrogen or argon) and due to the dynamic forces between gas and liquid, the melt breaks up into ligaments and droplets. Depending on the thermodynamic conditions of the gas, the droplets spheroidize, cool and solidify.

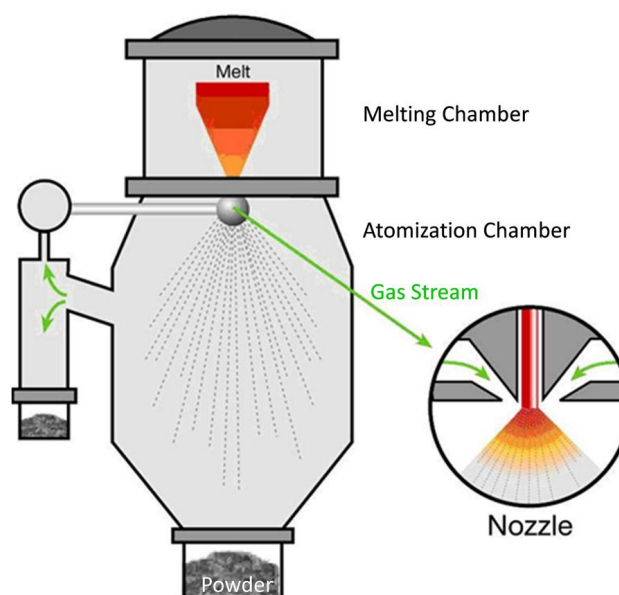


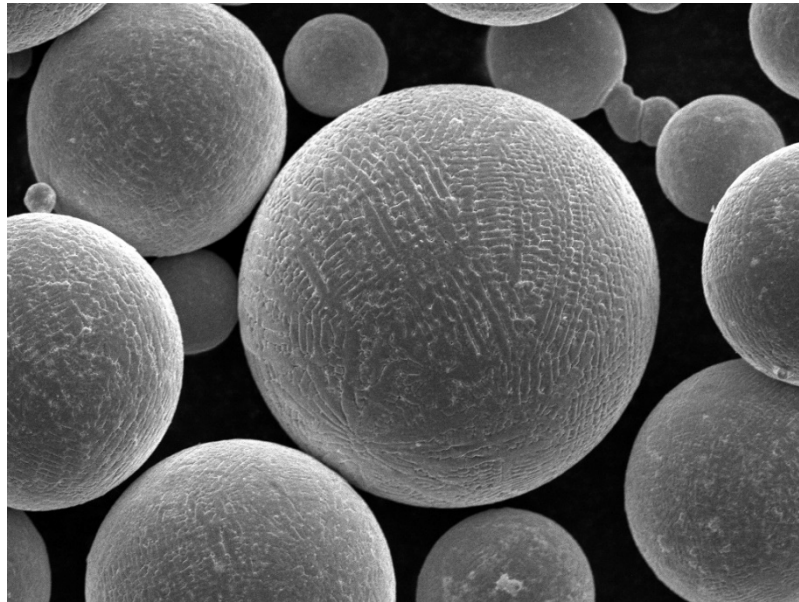
Fig. 1: Schematic picture of the atomization process [1]

Using a simple model, the energy consumption of powder production is shown as a function of the main production parameters, with the goal of demonstrating and discussing their influences.

Furthermore, the possibility of increasing energy efficiency by increasing the construction rate using high-quality powders is discussed based on an example [2],[3].

2. Powder Requirements

Since the powder quality has a considerable influence on the construction process and ultimately on the component quality, it is necessary to ensure the reproducibility of the powder. In a large number of powder metallurgical applications, especially additive manufacturing, metal powders with spherical particles, which are shown in Fig. 2, are preferred. The high sphericity of the particles improves the flowability, reduces the oxygen content and increases the bulk density. This also makes it easier to predict the behaviour during the building process. Inert gas atomization is most commonly used to produce a spherical powder. The aim is to reduce the surface area of the droplets to a minimum, so that the particle shape approaches a perfect sphere by choosing optimized parameters [3].



DET: SE Detector View field: 96.51 um SEM MAG: 3.00 kx HV: 10.0 kV Name: IN718_HTM12022P001015053_Pic7 Vega ©Tescan VTIU-MUL

Fig. 2: SEM of Inconel 718 Powder Sample

3. Calculation of Energy Efficiency in Gas Atomization

Quantifying the energy required for production of metal powders can be defined as the surface energy created by the process, as described in equation (1) [4]. For a summary of symbols used in the formulas please refer to the notation section of this paper.

$$E_{surface} = \sigma S_m \quad (1)$$

To determine the energy efficiency of this process, the generated surface energy is related to the actual process energy used.

$$\eta_{atomization} = \frac{E_{surface}}{E_{atomization}} = \frac{\sigma S_m}{E_{gas} + \Delta H_{gas} + \Delta H_{melt}} \quad (2)$$

However, the energy required in practice to atomise the melt is made up of several components. Firstly, to provide the gas pressure for atomization (equation 3), next the heating of the gas (equation 4) and finally the energy required to melt and superheat the metal (equation 5).

$$E_{gas} = R_{m,gas} T_{amb} \ln \left(\frac{p_{gas}}{p_{amb}} \right) \quad (3)$$

$$\Delta H_{gas} = \int_{T_{amb}}^{T_{gas}} c_{p,gas}(T, p) dT \quad (4)$$

$$\Delta H_{melt} = \int_{T_{amb}}^{T_{sol}} c_{p,sol}(T, p) dT + \Delta H_{fus} + \int_{T_{sol}}^{T_{melt}} c_{p,melt}(T, p) dT \quad (5)$$

Since inert gases, such as argon or nitrogen, are used to atomise high quality powders with low oxygen content and high sphericity, this must also be taken into account in the calculation of the energy supply. These gases are produced in an air liquefaction chain, and they are usually stored in a pressurised liquid reservoir at the powder production plant. Hence, the energy to pressurise the atomization gas (equation 2) will be replaced by the energy required to produce liquid nitrogen or argon [4].

4. Influence of the Operating Parameters on Atomization

Special nozzle heads are used to produce the spherical powders by inert gas atomization, such as the "Ünal nozzle". The compressed process gas flows through the gas openings into the nozzle and exits out the tapered nozzle head at supersonic speed. Simultaneously, the melt flows through the nozzle along a feed pipe. Due to the high velocities, vortices form at the nozzle tip, causing the melt to flow to the nozzle edge and form a concentric melt film. In Fig. 3, the operating principle of a "Ünal nozzle" is shown. The resulting shear forces between the melt and the inert gas cause the melt film to break-up.

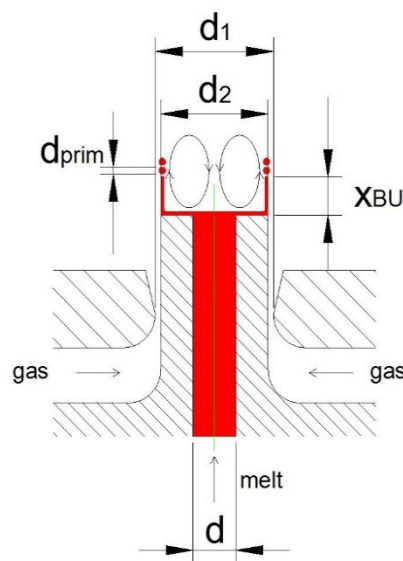


Fig. 3: Ünal's nozzle [5] with schematic representation of cylindrical sheet break-up zone, formed at the outer circumference of the melt delivery tube; the melt stream is indicated in red colour and atomisation direction in this figure is upward, co-current with the atomisation gas flow

The physical background of the atomization step is shown in Fig. 4 [6]. Due to the high relative velocity, the melt breaks down into ligaments and subsequently into primary drops. If the relative velocity is still high enough, further disintegration of the droplets occurs, to form the so-called secondary droplets. Otherwise, spheroidization of the melt particles occurs and they cool down and solidify. Depending on the gas used, surface oxides are formed which contribute to the passivation of the particles. In addition to the nozzle geometry, the material properties and the surface tension, the solidification process is mainly influenced by the gas used, its temperature, and the gas velocity.

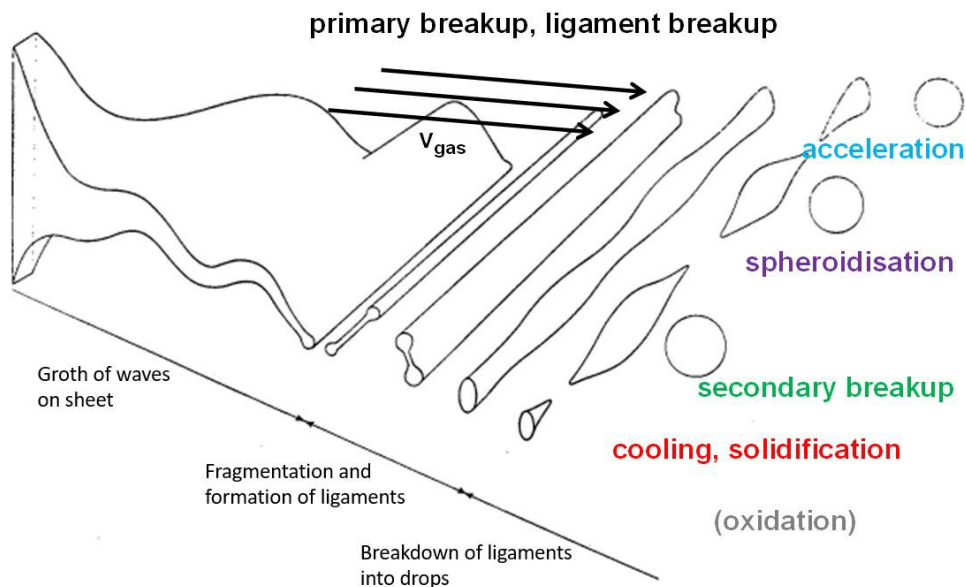


Fig. 4: Liquid sheet break-up during gas atomization due to the relative velocity between melt and gas [6]

In the following section, the impact of atomization gas pressure, atomization gas temperature and melt superheat on particle sizes (and further on theoretical energy efficiency) is analysed by discussing several operating scenarios in standard atomization processes. The parameter configurations are shown in Tab. 1. Since the energy requirement to produce powders changes considerably with different process gases, this is discussed to subsequently determine the efficiency for atomization.

Tab. 4: Parameter sets for the calculation of powder size and energy efficiency; operating scenarios number I – IV [7]

Operating Scenario			I	II	III	IV
Atomising Gas Pressure [bar]	p_{gas}	[bar]	16,6	16,6	32	16,6
Atomising Gas Temperature [°C]	T_{gas}	[°C]	20	600	20	20
Melt Superheat [°C]	T_{melt}	[°C]	100	100	100	250
Gas Consumption [kg/h]	m'_{gas}	[kg/h]	197	114	379	197
Gas-to-Liquid Ratio	GLR	[kg gas/kg melt]	4,1	2,4	7,9	4,1

4.1. Effect of Temperature

If the temperature of the gas and/or the melt is too low, one of the main problems is that the melt freezes at the nozzle tip. This prevents the secondary disintegration of the droplets, leading to solidifying too early and having too little time to form a spherical surface or to divide into further smaller particles. The result is coarse, non-spherical particles.

Too high of a gas temperature results in higher gas velocity, as sonic velocity increases with the square root of the temperature. The Weber number ($We \sim \rho_{\text{gas}} v_{\text{rel}}^2$) is responsible for the breaking-up of the melt, and as long as this remains constant, no change in the break-up conditions is to be expected. The advantage of a higher gas temperature is therefore lower acceleration forces because of the lower gas density. This leads to a longer period available for droplet break-up before the relaxation of the gas/droplet relative velocity ceases. In addition, the higher gas temperature helps to increase the time remaining for the primary droplet to break-up into the secondary droplet [7],[8].

4.2. Effect of Pressure

Higher gas pressure causes the supersonic jet to lengthen at the nozzle outlet. This culminates in a higher relative velocity between gas and melt in the atomization zone. This produces finer powder. However, with the same nozzle geometry, the result is higher gas consumption. The increased gas pressure also leads to a higher cooling rate, which causes the droplets to solidify before secondary disintegration, and thus a coarser result. [7],[8].

4.3. Comparison of Energy Demand

The energy requirement and efficiency are determined by the process gas and compared in the following table.

Tab. 5: Comparison of the energy requirement and the efficiency determined from this depending on the process gas used.

Scenario Air	1	2	3	4
Energy Gas compression [kJ/kg]	970	561	2303	970
Energy Gas Heating [kJ/kg]	0	1385	0	0
Energy Melting [kJ/kg]	1193	1193	1193	1388
Energy Total [kJ/kg]	2163	3139	3495	2358
Efficiency Air [%]	0,00291	0,00286	0,00249	0,00311
Scenario Nitrogen	1	2	3	4
Energy Gas Supply [kJ/kg]	6105	3533	11746	6105
Energy Gas Heating [kJ/kg]	0	1430	0	0
Energy Melting [kJ/kg]	1193	1193	1193	1388
Energy Total [kJ/kg]	7298	61565	12938	7493
Efficiency Nitrogen [%]	0,00086	0,00146	0,00067	0,00098
Scenario Argon	1	2	3	4
Energy Gas Supply [kJ/kg]	21228	12284	40841	21228
Energy Gas Heating [kJ/kg]	0	717	0	0
Energy Melting [kJ/kg]	1193	1193	1193	1388
Energy Total [kJ/kg]	22421	14194	42033	22616
Efficiency Argon [%]	0,00028	0,00063	0,00021	0,00032

It is apparent that the production of powder is anything but efficient. At best, 0.003% of the energy consumed is used for conversion into surface energy. Increasing the gas pressure of air leads to a reduction in efficiency. If inert gas is used instead of air, the efficiency deteriorates even further.

5. Effect of High-Quality Powder on Energy Efficiency in Laser Powder Bed Fusion Process (LPBF)

Powder production is part of the entire additive manufacturing process chain. The effects of high-quality powder on energy efficiency in the LPBF process are shown in this chapter using the example of IN718. For this corrosion-resistant high-temperature material, additive manufacturing using the LPBF process is an advantageous alternative to conventional manufacturing, as this is associated with high costs and high tool wear. In order to make this manufacturing process even more efficient, the construction rate was increased by doubling the layer thickness, thus reducing the construction time.

To illustrate the influence of the double layer thickness, the construction time for the same component was calculated once with conventional parameters and once with adjusted parameters for the double layer thickness. As an example, a simple cuboid with 100x100x100mm was assumed, which is shown in Fig. 5.

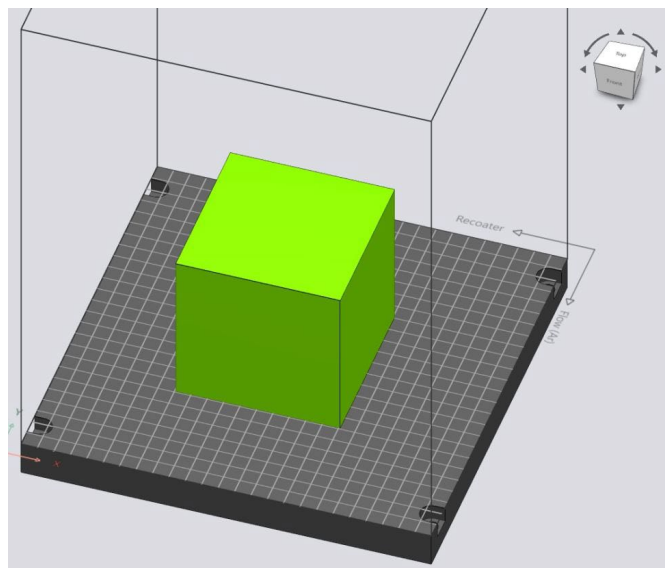


Fig. 5: Cuboid 100x100x100mm, sample for calculation

With the help of a data preparation program, the actual construction time is calculated, and the results are shown in the following Tab. 3. By doubling the layer thickness, the construction rate can be increased, and time for building greatly reduced, which has a significant effect on energy consumption.

Tab.3: Calculated Building Time and Building rate for Scenario 1 and 2

Scenario	Volume [cm ³]	Layer thickness [μm]	Building Time [h]	Building Rate [cm ³ /h]
1	1000	40	79	12.7
2	1000	80	45	22.7

The production of an additive manufactured (AM) component requires several steps such as preheating, scanning, powder application and final cooling and cleaning. How much each of these subsystems contributes to the total energy consumption and the corresponding proportion of the total construction time is shown in the following Tab. 4 [9].

Tab. 4: Machine power and timeshare of a Selective Laser Melting (SLM) machine [10]

Mode	Power [kW]	Time share [%]
Preheating and creating inert atmosphere	2.25	12
Laser scanning (Laser output of 100W)	3.25	68
Powder spreading	3.45	5
Cooling down and cleaning	0.7	15

It can be seen that energy consumption is highest, when powder spreading. However, this only affects 5 % of the total build time. Energy consumption during scanning is slightly lower, but it should be noted that the laser fires continuously in scan mode and this accounts for 68 % of the total build time. In order to increase energy efficiency, it is obvious to reduce the scanning time, as it accounts for most of the construction time. The building time for one kg Inconel powder can be calculated with the equation (6).

$$t_{build/kg} = \frac{1}{\rho_{In718} * building\ rate} \quad (6)$$

Multiplied by the scanning power, the energy consumption for both scenarios is shown in Tab. 5. It is important to mention, that the calculation was made in an approximate way to give an overview of the increase in energy efficiency only by doubling the layer thickness.

Tab. 5: Machine power and timeshare of a SLM machine

Scenario	In718 ρ [g/cm ³]	Building Rate [cm ³ /h]	Building Time per kg [h/kg]	Energy Consumption Laser Scanning [MJ/kg]	Total Energy Consumption [MJ/kg]
1	8,19	12,7	9,6	112	164
2	8,19	22,7	5,4	63	92

6. Conclusions

In this paper it was shown that the production of metal powders is not an efficient process. Processing metals from a molten phase will always involve a high energy input. Nevertheless, the knowledge gained can be used to optimize the atomization process in the long term. A comparison in Fig. 6 shows that the mandatory use of inert process gases leads to a significant reduction in efficiency, at least in terms of energy consumption. Reducing the use of inert gas during atomization therefore immediately leads to a significant increase in the efficiency of the entire process. Our in-house developed wire atomization process, combined with the proprietary closed circuit gas recovery system at Metalpine, leads to a significant reduction of energy consumption in powder production. At the same time spherical and pore free powders suitable for demanding and the highest quality applications are produced with this unique process.

By using high quality powders as it was shown by Riener et al. [11], it is possible to increase the layer thickness which also could lead to significant reduction of ecological footprint. Similar developments are also planned with aluminium alloys. The Metalpine GmbH is proud to support the We3D project with the production and optimization of light metals like aluminium-based powders, which will subsequently be printed by our project partners.

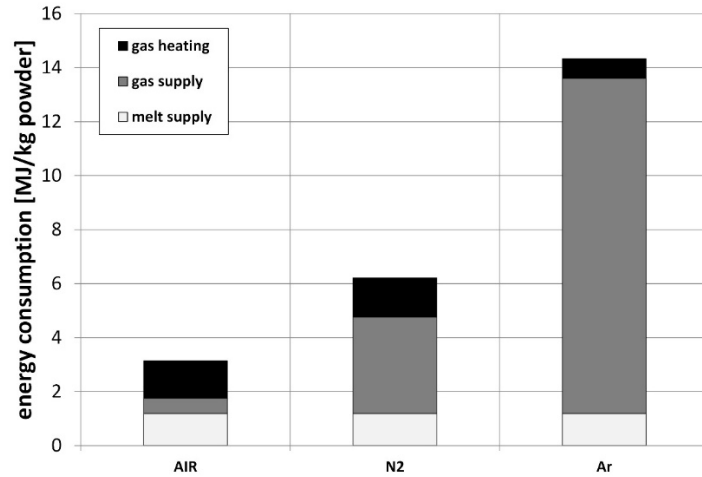


Fig. 6 A comparison of the energy consumption in the atomization of metals using the example of the second scenario illustrates the significant influence of the process gas on the energy efficiency of the process [6]

7. Notation

E_{Surface}	[J/kg]	surface energy of the powder
σ	[N/m]	melt surface tension
S_m	[m ² /kg]	specific surface area
$\eta_{\text{atomization}}$	-	Energy efficiency of the atomization process
$E_{\text{atomization}}$	[J/kg]	energy needed for atomization process
E_{gas}	[J/kg]	energy needed for isothermic compression of the gas
$R_{m,\text{gas}}$	[J/kgK]	specific gas constant
T_{amb}	[°C]	ambient temperature
p_{gas}	[bar]	atomization gas pressure
p_{amb}	[bar]	ambient pressure
ΔH_{gas}	[J/kg]	energy needed for heating the gas to operating temperature
T_{gas}	[K]	atomization gas temperature
$c_{p,\text{gas}}$	[J/kgK]	specific heat enthalpy of the gas at constant pressure
ΔH_{melt}	[J/kg]	energy needed for melting and heating melt to operating temperature
T_{sol}	[K]	solidification temperature of the metal
$c_{p,\text{sol}}$	[J/kgK]	specific heat enthalpy of the metal in solid state
ΔH_{fus}	[kJ/kg]	enthalpy of fusion
T_{melt}	[K]	melt temperature
$c_{p,\text{melt}}$	[J/kgK]	specific heat enthalpy of the metal in melt state
$t_{\text{build/kg}}$	[h/kg]	Building time per kg powder
ρ_{Inconel}	[g/cm ³]	density of Inconel 718
V_{rel}	[m/s]	relative velocity

8. Literatur

- [1] <http://www.lpwtechnology.com/technical-information/powderproduction/>
- [2] Wohlers, T.: Wohlers report 2019. State of the industry – annual worldwide progress report. Fort Collins, Colorado: Wohlers Associates, 2019
- [3] Dopler, M.: Influence of Material Properties on the Spheroidisation Process in Gas Atomization. Berg Huettenmaenn Monatshefte (2020) Vol. 165 (3): 150–156
- [4] Yule, A. J.; Dunkley, J. J.: Atomization of melts for powder production and spray deposition, Oxford: Oxford University Press, 1994
- [5] Ünal, A.: Effect of Processing Variables on Particle Size in Gas Atomization of Rapidly Solidified Aluminium Powders. Materials Science and Technology (1987), 3(12), 1029-1039
- [6] Dombrowski, N.; Johns, W. R.: The aerodynamic instability and disintegration of viscous liquid sheets, Chemical Engineering Science, 18 (1963) no. 3, pp 203–214
- [7] Dopler, M.: Energy Consumption in Metal Powder Production. Berg Huettenmaenn Monatshefte (2021) Vol. 166 (1): 2-8
- [8] Dopler, M.: Production of Spherical Particles—Theory and Practice, Euro PM2019, Maastricht, 2019
- [9] Liu Z.Y., Li C., Fang X.Y., Guo Y.B.: Energy Consumption in Additive Manufacturing of Metal Parts, 46th SME North American Manufacturing Research Conference, USA, 2018, 834-845
- [10] K. Kellens, E. Yasa, R. Renaldi, W. Dewulf, J.P. Kruth, J. Duflou, Energy and Resource Efficiency of SLS/SLM Processes (Keynote Paper). In SFF Symposium 2011. 2011, pp. 1-16.
- [11] Riener K, Albrecht N, Ziegelmeier S, Ramakrishnan R, Haferkamp L, Spierings AB, Leichtfried GJ, Influence of particle size distribution and morphology on the properties of the powder feedstock as well as of AlSi10Mg parts produced by laser powder bed fusion (LPBF), Additive Manufacturing (2020)

Acerios – effizientes und nachhaltiges Reinigen von Oberflächen in der industriellen Produktion

Thomas Stehrer¹

¹ Fronius International GmbH, Günter-Fronius-Str. 1, 4609 Thalheim, Austria

1. Einleitung

Die Sauberkeit von Bauteiloberflächen wird zunehmend ein wesentliches Qualitätskriterium für moderne Produktions- und Leichtbautechnologien. Verunreinigungen oder Rückstände müssen in Vor- oder Zwischenreinigungsschritten hinreichend entfernt werden, damit nachfolgende Fertigungsschritte und Fügeprozesse in ausreichender Qualität durchgeführt werden können. Eine räumlich begrenzte, partielle Bauteilreinigung ohne den Einsatz von Flüssigchemie bietet eine gute Möglichkeit auch in wirtschaftlichen und ökologischen Aspekten zu überzeugen. Die von Fronius entwickelte heiß-aktive Plasma (HAP) Technologie ermöglicht eine effiziente partielle Bauteilreinigung und sichert somit die geforderte Sauberkeit.

Am Beginn einer Fertigungskette steht häufig ein niedrig qualitatives Bauteil mit unbekannter, undefinierter Oberfläche. Mittels vorlaufender analytischer in-line Verfahren kann die Oberfläche charakterisiert werden. Die gewonnenen Informationen werden verwendet, um den Plasmaprozess optimal einzustellen. Anschließend wird die Oberflächenbehandlung mittels HAP durchgeführt. Dazu wird in einem Brenner mit einem nicht-übertragenen Lichtbogen ein von einem Schutzgasstrom umgebenes heiß-aktives Plasma erzeugt. Mechanische, thermische und chemische Prozesse sorgen dafür, dass Materialoberflächen mit HAP partiell und punktgenau bearbeitet werden können. Die Art der Oberflächenbehandlung (z.B. Entfernung filmischer Verunreinigungen, wärmeinduzierte Gefügeänderungen, Bauteil Vorwärmung, Aktivierung der Oberflächen) und auch die Qualität der erzeugten Bauteiloberfläche werden dabei vom nachfolgenden Prozess vorgegeben. Neben den Lichtbogenschweißverfahren sind auch andere Postprozesse wie Bolzenschweißen, Laserschweißen oder Adhäsionsverfahren möglich. Zusätzlich kann ein erneutes Charakterisieren der Oberfläche mittels in-line fähiger Analyseverfahren zwischen Plasmavorbehandlung und Schweißprozess sinnvoll sein, um die Qualität der Plasmavorbehandlung zu überwachen und sicherzustellen, dass dem Postprozess ein hochqualitatives Bauteil mit definierter Oberfläche zur Verfügung gestellt wird.

Die Einsatzgebiete sind typischerweise im Bereich von mechanisierten Fertigungsanlagen oder automatisierten Prozessführungen in allen Industriebereichen zu finden. Um die notwendige Flexibilität in der Oberflächenreinigung zu gewährleisten sind bauteilgeführte oder brennergeführte Systeme als in-line Lösungen realisierbar.

2. Stand der Technik

In vielen Industriezweigen ist die Sauberkeit von Bauteiloberflächen nach Vor-, Zwischen- und Endreinigungsschritten ein wichtiges Qualitätsmerkmal. Trotz des Einsatzes modernster Produktionstechniken können fertigungsbedingte Verunreinigungen nicht immer vollständig ausgeschlossen werden. Vorhandene Verschmutzungen müssen entsprechend abgereinigt werden, damit das Bauteil eine hinreichende Sauberkeit für die nachfolgenden Fertigungsschritte und Endanwendungen aufweist. Während in den vergangenen Jahren dabei hauptsächlich partikuläre Verunreinigungen betrachtet wurden, werden derzeit zunehmend auch chemisch/filmische Verunreinigungen als qualitätsbeeinflussend wahrgenommen. Zu den filmischen Verunreinigungen gehören Öle, Fette, aber auch Rückstände von Korrosionsschutzmitteln, Beschichtungen,

Kühlschmierstoffen und weiteren Fertigungshilfsmitteln. Ebenso dazu zählen Konservierungsstoffe und Klebstoffe sowie Handschweiß und Fingerabdrücke. Ganz allgemein können filmische Verunreinigungen als dünne, zusammenhängende (nicht-partikuläre) Schicht aus unerwünschten, fremdartigen Bestandteilen auf Teil- oder Vollflächen von Bauteilen beschrieben werden. Filmische Verunreinigungen sind von ihrer Natur her ein Oberflächenphänomen, sie können daher die Eigenschaften von Produktoberflächen verschiedenartig beeinflussen [1].

Reale Bauteiloberflächen weisen neben filmischen Verunreinigungen noch weitere Oberflächenschichten auf, welche in Bild 1 schematisch dargestellt sind. Bei Atmosphärendruck unvermeidbar ist eine zusätzliche dünne Adsorptionsschicht, bestehend aus Umgebungsgasen oder Feuchtigkeit und darunter eine Reaktionsschicht mit Oxiden oder Hydroxiden. Obwohl die Reaktionsschicht bei einigen Werkstoffen bewusst mittels verschiedener Verfahren (z.B. Eloxieren, Galvanisieren, Verzinkung, etc.) modifiziert wird, um beispielsweise das Korrosionsverhalten zu verbessern, ist diese Schicht dennoch den Umweltbedingungen nach der Herstellung, wie Transport, Lagerung, etc., stark ausgesetzt. Die Zusammensetzung und Struktur dieser oberen drei Schichten (filmische Verunreinigung, Adsorptionsschicht, Reaktionsschicht) ist also immer von der Vorgeschichte des Bauteils abhängig und daher in der Regel in einer realen Anwendung undefiniert. Darunter befindet sich noch eine weitere Materialschicht, welche mit dem Herstellungsprozess des Materials und damit auch gewünschten Materialeigenschaften einhergeht (z.B. durch Walzen verdichteter Grundwerkstoff) und erst darunter das ungestörte Gefüge (z.B. grob- oder feinkörniger Stahl, etc.). Aufgabe eines Prozesses zur Oberflächenvorbehandlung von Bauteilen ist es demnach, möglichst gezielt diese unterschiedlichen Oberflächenschichten zu beeinflussen, um eine definierte, reproduzierbare Material- und Oberflächengüte für einen nachfolgenden Bearbeitungsschritt (Schweißen, Fügen, Beschichten, etc.) zur Verfügung zu stellen. Dazu gehört auch die Bearbeitung einer Schicht durchzuführen, ohne jedoch die gewünschten Eigenschaften anderer Schichten zu verändern (z.B. die Abreinigung einer öligen, filmischen Verunreinigung, ohne die Korrosionsschutzeigenschaften einer darunter liegende Eloxid- oder Zinkschicht zu beeinflussen). Im Automotive Bereich wurden in der Vergangenheit meist chemische Batchverfahren für die Vorbehandlung von Materialien eingesetzt. Heutzutage wird vermehrt auf ökologischere und auch ökonomischere, in-line-fähige Verfahren gesetzt, welche nicht mehr die kompletten Bauteile behandeln. Stattdessen findet die Oberflächenbehandlung nur mehr selektiv und lokal an den Stellen des Bauteils statt, welche für eine nachfolgende Verschweißung relevant sind. Interessant sind hier die bei Atmosphärendruck möglichen Technologien wie die Laserstrahlbehandlung, die unterschiedlichen Strahlverfahren (z.B. CO₂-Strahlen) und die Oberflächenvorbehandlung mit Atmosphärendruckplasma.

Die wesentlichen Vorteile des Einsatzes innovativer Prozesse zur Oberflächenbehandlung von Metallen mit nicht-übertragenen Atmosphärendruckplasmen als Vorbereitung für nachfolgende Schweißverfahren liegen in der Inlinefähigkeit, der Selektivität (es muss nur dort vorbehandelt werden, wo es z.B. für den Schweißprozess notwendig ist) und der einfachen Integrierbarkeit in bestehende Produktionslinien. Batchverfahren und auch nasschemische bzw. elektrochemische Vorbehandlungsmethoden können somit bei geeigneten Anwendungen abgelöst werden.

3. Funktionsweise und Prozesse der Oberflächenbehandlung mit HAP

Die Prozesse zur Oberflächenbehandlung von Metallen mit nicht-übertragenen Atmosphärendruckplasmen als Vorbereitung für nachfolgende Schweißverfahren lassen sich grob in Prozesse zur Reinigung von Oberflächen, Methoden zur Modifikation von Oberflächen und Oberflächenbeschichtungen und in Methoden zu bewusst induzierten Gefügeänderungen in den oberen Materialschichten einteilen. Bild 1 zeigt eine schematische Darstellung der wesentlichen Parameter und Vorgänge in der Plasmadüse und auf der Materialoberfläche während der Plasmabehandlung.

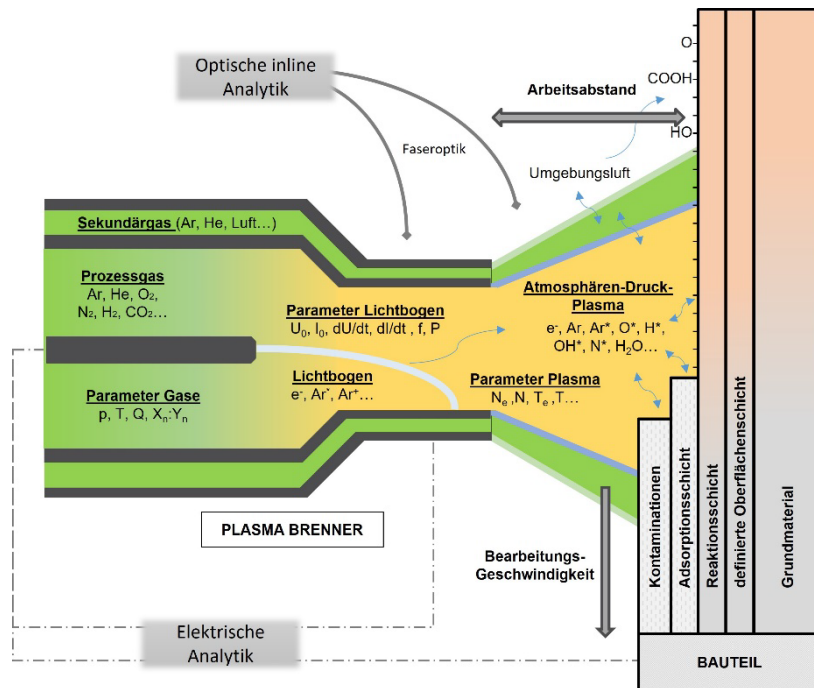


Bild 1: Parameter und Prozesse der Oberflächenvorbehandlung mit Atmosphärendruckplasma

Die wesentlichen vom Experimentator einfach zu manipulierenden Einstellparameter sind Art, Zusammensetzung und physikalische Parameter der für die Plasmaerzeugung verwendeten Prozess- und Sekundärgase, die elektrischen Parameter zur Erzeugung des Plasmalichtbogens, die Geometrie des Plasmabrenners und speziell der Plasmadüse und natürlich Arbeitsabstand (Abstand Düsenausgang zur Bauteiloberfläche) und Bearbeitungsgeschwindigkeit. Durch geschickte Manipulation dieser mannigfaltigen Einstellmöglichkeiten, lassen sich die Zusammensetzung und wesentliche Parameter sowohl des Lichtbogens (hellblau in der Grafik) als auch des daraus entstehenden Atmosphärendruckplasmas beeinflussen (z.B. Plasma Parameter wie Partikeldichten und Temperaturen der Plasmaspezies (Elektronen, Ionen, Neutrale, angeregte Atome und Moleküle)) und dadurch die Prozesse auf der Materialoberfläche steuern. Die Messung der Plasmaparameter erfolgt dabei mit elektrischen Standardmethoden (Strom-/Spannungsanalysen) und mit fortgeschrittenen optischen Methoden. Da nur das Atmosphärendruckplasma und das Sekundärgas während der Behandlung in direkten Kontakt mit der Materialoberfläche treten, sind deren Eigenschaften und Zusammensetzung primär relevant für die vielfältigen Wechselwirkungen mit den verschiedenen Oberflächenschichten der Bauteile. Zusätzliche Plasma- und Oberflächenwechselwirkungen ergeben sich aus dem direkten Kontakt mit der umgebenden Atmosphäre. Hierbei kann es zu Effekten wie der Einmischung von Luftsauerstoff oder Feuchtigkeit in das Atmosphärendruckplasma oder auch zu chemischen Reaktionen der Oberfläche mit der Umgebungsluft nach der Plasmabehandlung kommen. Für Wechselwirkungen mit den ersten drei in der Grafik eingezeichneten Oberflächenschichten (Schicht aus Verunreinigungen, Adsorptions- und Reaktionsschicht) sind die chemischen und physikalischen Parameter des Atmosphärendruckplasmas und des Sekundärgases von erhöhter Relevanz, die tieferen Oberflächenschichten und die Eigenschaften des Grundmaterials lassen sich im Wesentlichen durch die thermische Einwirkung (Rotfärbung des Materials in Bild 1) des Plasmas merkbar beeinflussen.



Bild 2: HAP Behandlung (links) und Beispiel einer punktuellen Plasmareinigung vor dem Bolzenschweißen (rechts)

Die Plasmaanlage, welche für die folgenden Versuche verwendet wurde, besteht aus einer Stromquelle und einem wassergekühlten Plasmabrenner (Bild 2, links). An der Stromquelle können die elektrischen Parameter des HAP Prozesses eingestellt werden. Die Intensität der Plasmaflamme kann sehr einfach mittels Einstellung der Stromstärke zwischen 35 und 200 Ampere geregelt werden. Falls erforderlich kann die Plasmatemperatur, und damit der Wärmeeintrag in das Bauteil, auch sehr genau mittels Pulsprozessen fein eingestellt werden. Als Prozessgas wurde Argon mit einem Standarddurchfluss von 15 l/min verwendet, ein Sekundärgas wurde für die hier gezeigten Versuche nicht verwendet. Im Plasmabrenner wird zwischen einer zentralen Wolframelektrode und der Plasmadüse ein nicht-übertragener Lichtbogen gezündet, welcher bei 100 % Einschaltdauer kontinuierlich betrieben werden kann. Dabei entsteht kein direkter elektrischer Kontakt mit dem Werkstück, was es auch erlaubt nicht leitfähige Materialien wie Glas oder Keramik mittels HAP zu bearbeiten. Das im Brenner erzeugte Plasma wird durch die Prozessgasströmung aus der Düse gedrückt. Für die hier gezeigten Versuche wurde dabei eine Düse mit 4 mm Durchmesser des Düsenkanals eingesetzt. Dadurch ergab sich eine stabile Plasmaflamme mit einer Länge im Bereich zwischen 10 und 20 mm (abhängig von den gewählten Plasmaparametern).

Für die Bearbeitung der Werkstücke wurde der Plasmabrenner mit einem definierten Abstand von 10 mm und einer Geschwindigkeit von 3 m/min über die Bauteiloberfläche geführt. Dazu wurde der Plasmabrenner auf einem Industrieroboter (Motoman, HP6) montiert und die Stromquelle über die vorhandene Schnittstelle direkt vom Roboter angesteuert. Ein großer Vorteil bei der Verwendung von HAP zur Bauteilreinigung, liegt in der räumlichen Selektivität des Prozesses. So werden Bauteile nur dort gereinigt, wo es für den nachfolgenden Prozess tatsächlich notwendig ist. Dies und die Tatsache, dass keine zusätzlichen umwelt- oder gesundheitsgefährdenden Stoffe eingesetzt werden, machen den HAP Prozess sowohl ökonomisch als auch ökologisch sehr interessant. Die partiellen Reinigungsanwendungen lassen sich grob nach Punkt-, Linien- oder Kleinflächenbehandlungen klassifizieren. In Bild 2 (rechts) ist zum Beispiel eine Punktreinigung zur Vorbehandlung vor dem Bolzenschweißen gezeigt. In diesem Fall wurde der Brenner fix montiert und das Bauteil mittels Roboter an die Plasmadüse geführt und für die Reinigung wenige Sekunden an Ort und Stelle gehalten. Für die weiter unten gezeigten Versuche wurde eine kleinflächige Bearbeitungszone gewählt. Dazu wurde der Plasmabrenner mäanderförmig über die Bauteiloberfläche bewegt. Als Probenmaterial wurden 1,5 und 2 mm dicke Bleche verschiedener Aluminiumlegierungen verwendet. Diese wurden entweder definiert mit industriell relevanten Ölen verunreinigt, oder es wurden Bleche mit industriell applizierten Korrosionsschutzölen direkt vom Blechhersteller bezogen.

Die Auswirkungen öliger, z.B. Kohlenwasserstoff enthaltender, Bauteilkontaminationen auf Schweißprozesse sind bereits bekannt [2] und waren daher nicht Teil der Detailuntersuchungen. Bild 3 zeigt exemplarisch den Einfluss einer öligen Kontamination auf einem Aluminiumblech auf eine Blindschweißnaht. Dazu wurden Al 6016 Bleche definiert mit Sprühöl 88 kontaminiert, anschließend wurde die rechte Hälfte des Bleches mit Plasma gereinigt und schließlich eine

Blindraupe mit einem Pulsprozess (100 cm/min, Argon, AlMg5 Draht) geschweißt (siehe Bild 3, (c)). Die rein visuelle Beurteilung der Schweißnaht zeigt eine inhomogene Schweißraupe, auf der mit Öl kontaminierten (linken) Blechhälfte, wohingegen man auf der rechten, mit Plasma gereinigten, Seite eine ausgeprägte Reinigungszone und eine deutlich gleichförmigere Schweißraupe beobachten kann. Die metallographischen Schliffbilder offenbaren eine deutliche Ausbildung von Poren im Schmelzbad auf der mit Öl kontaminierten Seite (Bild 3, (a)). Durch die Plasmareinigung konnte die Porenanzahl deutlich reduziert werden (Bild 3, (b)).

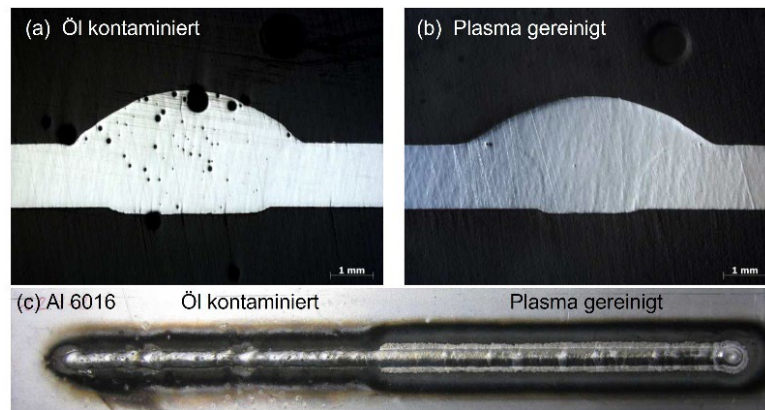


Bild 3: Einfluss einer öligen Kontamination auf einem Al 6016 Blech auf eine Blindschweißnaht. Die linke Hälfte des Bleches war dabei ungereinigt (a,c), die rechte Hälfte des Bleches wurde mittels Plasma gereinigt (b,c).

4. Ergebnisse und Diskussion

Für eine effiziente Reinigung von Bauteilkontaminationen mit einem Plasmaverfahren, sind verschiedene Detailprozesse von Relevanz. Ein Teil der Reinigungswirkung beruht auf mechanischen Prozessen; leicht flüchtige oder niedrigviskose Substanzen können durch die Plasmagasströmung einfach aus der zu reinigenden Zone geblasen werden. Ein zweiter, sehr wesentlicher Reinigungsprozess beruht auf chemischen Reaktionen der Kontaminationsmoleküle mit den im Plasma vorhandenen reaktiven Teilchen [3]. Kohlenwasserstoffketten, welche in einem Großteil der organischen Verunreinigungen auf Bauteiloberflächen vorkommen, können beispielsweise durch Oxidationsvorgänge und radikalchemische Reaktionen aufgebrochen und in einen gasförmigen Zustand übergeführt werden. Dadurch können Kohlenwasserstoff enthaltende Kontaminationen sehr effizient von Werkstoffoberflächen entfernt werden. Der dritte relevante Reinigungsprozess beruht auf den thermischen Wechselwirkungen des heißen Plasmas mit dem verunreinigten Bauteil. Zum einen können Substanzen mit niedrigem Siedepunkt mittels Verdampfung oder Sublimation entfernt werden. Zusätzlich kann die Effizienz der chemischen Reinigungsprozesse durch geeignete Temperaturanpassung optimal eingestellt werden.

Die Parameter des für die Reinigung eingesetzten Plasmas sind somit von hoher Relevanz für einen optimalen Reinigungsvorgang. Bild 4 zeigt eine Übersicht ausgewählter Plasmaparameter im Zentrum des Plasmastrahls und deren Verlauf in Abhängigkeit des Abstandes (z) zum Düsenausgang bei einer Stromstärke von 160 A. Die Werte wurden mittels detaillierter Analysen optischer Emissionsspektren eruiert. Für eine bessere Vergleichbarkeit wurden die Werte auf ihren jeweiligen Maximalwert normiert. Die schwarze Linie in Bild 4 zeigt die optisch integrierte Lichtintensität des Plasmas, welche kontinuierlich mit dem Abstand vom Düsenausgang abnimmt (bis die Detektionsgrenze des verwendeten Spektrometers bei $z = 13$ mm erreicht wird). Die blauen Linien zeigen die Intensitäten von neutralen (dunkelblau) und ionisierten (hellblau) Argon Spektrallinien. Aufgrund der kürzeren Lebensdauer der Argon Ionen im Plasma fällt die hellblaue Linie deutlich schneller ab (im Vergleich zur dunkelblauen Linie der neutralen Argon Teilchen). Dies bedeutet, dass der Ionisationsgrad des Plasmas mit steigendem Abstand vom Düsenausgang rasch

abnimmt. Die grüne (H) und rote (O) Linie in Bild 4 zeigen jeweils die normierten Intensitäten der Spektrallinien von Wasserstoff (H) und Sauerstoff (O). Beide Signale können direkt am Düsenausgang noch nicht detektiert werden, da sie erst ein paar Millimeter nach dem Düsenausgang sichtbar werden. Das H Signal erreicht bei 4 mm Abstand vom Düsenausgang sein Maximum, das O Signal erst bei 7 mm. Aufgrund der turbulenten Eigenschaften der Plasmagasströmung wird angenommen, dass hier Umgebungsluft eingemischt und im Argon Plasma angeregt wird. Die somit generierten H und O Atome diffundieren in die heiße Plasmazone, wo sie weiter angeregt werden und zu leuchten beginnen. Aufgrund der geringen Größe von Wasserstoff sollte dieser deutlich schneller in das Plasma diffundieren (im Vergleich zu Sauerstoff), weshalb das beobachtete Maximum näher am Düsenausgang liegt. Bei zunehmendem Abstand vom Düsenausgang, sinken auch die Signale von H und O, korrespondierend zu den Lebenszeiten der jeweils angeregten atomaren Zustände. Eruiert man die Elementverhältnisse im Vergleich zu Argon (O/Ar und H/Ar) erkennt man, dass die Sauerstoff- und Wasserstoff- Konzentrationen im Plasma mit steigendem Abstand vom Düsenausgang zunehmen.

Mit fortgeschritteneren spektroskopischen Methoden kann man aus den optischen Plasmasignalen auch Werte der Elektronendichte und der Plasmatemperatur (orange und graue Linie in Bild 4) erhalten. Für die Berechnung der Elektronendichte wurde hier die durch den Stark-Effekt induzierte Linienverbreiterung der Argon Spektrallinie bei 696,5 nm verwendet [4]. Die Plasmatemperaturen wurden mittels Boltzmann-Plot Verfahren [5] und Auswertung mehrerer neutraler Argon Spektrallinien ermittelt. Die Verteilung der Elektronendichte im Plasma ist deutlich breiter, was aufgrund der höheren Mobilität der Elektronen (im Vergleich zu den Ionen und Atomen) auch zu erwarten ist. Die maximale Plasmatemperatur wurde direkt am Düsenausgang gemessen. Mit steigendem Abstand vom Düsenausgang nimmt die Temperatur ab, ähnlich wie man es von einer punktförmigen Wärmequelle erwarten würde.

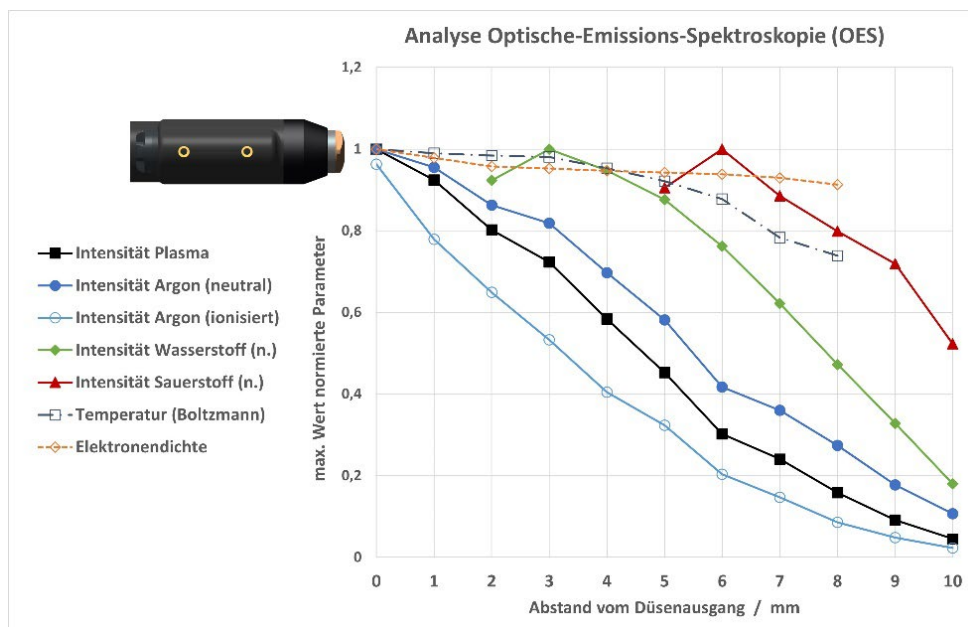


Bild 4: Übersicht wesentlicher Plasmaparameter und Verlauf als Funktion des Abstandes vom Düsenausgang

Platziert man nun ein Bauteil vor dem Düsenausgang, wobei der Plasmabrenner mit einer definierten Geschwindigkeit über die Werkstückoberfläche bewegt wird, ändern sich die Plasmaströmung und die relevanten Oberflächenverhältnisse (z.B. die Oberflächentemperatur) in Abhängigkeit der Materialparameter. Für einen effizienten Reinigungsvorgang ist es dabei vorteilhaft, die jeweiligen Eigenschaften des Grundwerkstoffes und der abzureinigenden Kontamination bei der Systemparametrierung zu berücksichtigen. Die HAP Stromstärke ist ein sehr einfach zu ändernder Regelparameter, um die Plasmaintensität, die Wärmeinwirkung und damit die Wirkung der Plasmachemie an der Materialoberfläche zu optimieren. Diese wurde daher für die folgenden

Versuche als Stellparameter ausgewählt und in einem Bereich von 80 bis 200 Ampere variiert.

Das Material, welches für die folgenden Tests ausgewählt wurde, ist ein 1,5 mm dickes Aluminiumblech (EN-AW 6016 T4 EDT) mit einer Ti/Zr Passivierung und einer zusätzlichen Korrosionsschutzschicht bestehend aus dem Trockenschmierstoff ANTICORIT PL39 SX (Firma Fuchs). Die Bleche wurden industriell gefertigt und direkt vom Blechhersteller bezogen. Nach mehrjähriger Alterung wurden die HAP Reinigungstests durchgeführt, mit dem Ziel den Trockenschmierstoff möglichst effizient von der Werkstückoberfläche zu entfernen.

Bild 5 zeigt die Ergebnisse ausgewählter Oberflächenanalysen vor (Referenz) und nach der Reinigung mit HAP unter Variation der Stromstärke. Für die Fluoreszenzanalyse (linke Grafik) wurde ein CleanoSpector (SITA Messtechnik GmbH) eingesetzt. Bei diesem Verfahren wird die Oberfläche mit UV-Licht bestrahlt. Der Trockenschmierstoff auf der Metalloberfläche beginnt dabei zu fluoreszieren. Die Intensität dieser Fluoreszenz (RFU) korreliert dabei direkt mit der Menge an Trockenschmierstoff. Die Ergebnisse der Messungen zeigen bereits eine reinigende Wirkung bei einer Stromstärke von 80 A. Erhöht man die Stromstärke nimmt das Fluoreszenzsignal kontinuierlich ab, bis bei 160 A ein optimales Reinigungsergebnis erzielt wird. Eine erneute Erhöhung der Stromstärke auf 200 A bringt keine weitere Verbesserung des Reinigungseffektes. Als einfacher Benchmark wurde hier zusätzlich eine chemische Reinigung mit Isopropanol (IPA) durchgeführt, wobei hier im Vergleich zur Plasmabehandlung nicht so geringe Fluoreszenzwerte erzielt wurden. Die Röntgenphotoelektronenspektroskopie (XPS) ist eine sehr genaue Methode zur chemischen Oberflächenanalyse mit einer Informationstiefe im Bereich weniger Nanometer. Auf dem mit Trockenschmierstoff kontaminierten Referenzmaterial misst man vorerst nur das Kohlenstoffsignal (C) der zahlreich vorhandenen Kohlenwasserstoffe. Nach der HAP Behandlung sieht man eine deutliche Reduktion des C Signals, was die reinigende Wirkung der Plasmabehandlung zeigt. Zusätzlich werden die Legierungselemente des unter dem Trockenschmierstoff liegenden Werkstoffes (Al, Mg, Ti, etc.) und das Sauerstoffsignal sichtbar. Bei einer Stromstärke von 160 A wird ein Minimum des C Gehaltes an der Oberfläche erreicht. Bei weiterer Erhöhung der Stromstärke wird das C Signal sprunghaft wieder größer und auch die Elementverteilung der restlichen Legierungselemente (siehe z.B. Mg) ändert sich deutlich. Dies lässt auf eine Phasenumwandlung im Material aufgrund des Wärmeeintrages schließen. Der beobachtete Anstieg des Sauerstoffsignals bis zu einer Stromstärke von 160 A könnte auf die Bildung einer dünnen oxidischen Schicht während des Reinigungsprozesses hindeuten. Diesbezügliche Detailuntersuchungen mit XPS und Auger Spektroskopie auf unkontaminierten AlMg3 Proben zeigten, dass mit einer HAP Behandlung die Oxidschichtdicke um etwa 1 nm erhöht werden kann [6]. Zusammenfassend bestätigen die XPS Analysen die reinigende Wirkung der HAP Behandlung schon bei einer Stromstärke von 80 A und ein optimales Reinigungsergebnis bei 160 A.

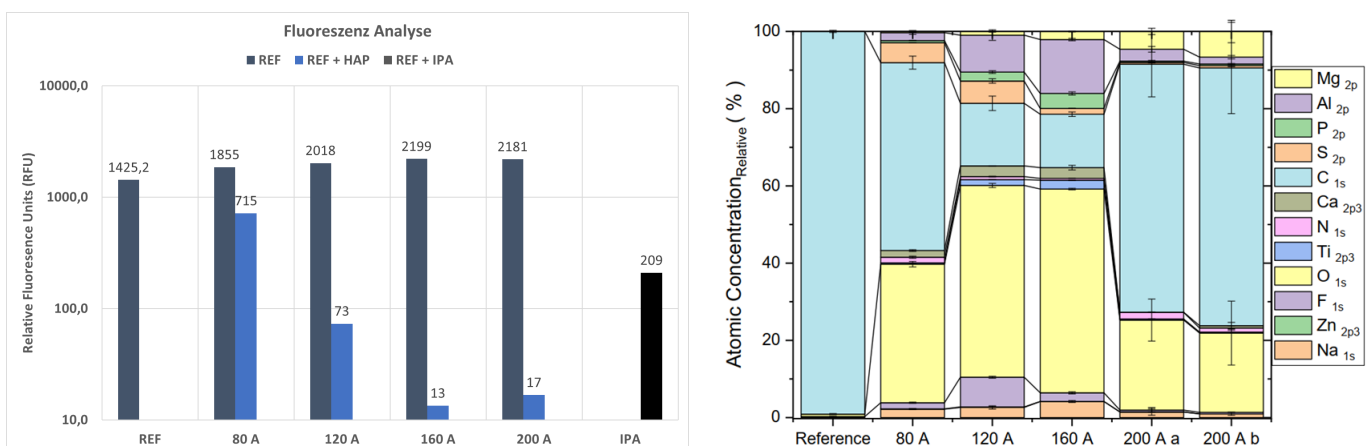


Bild 5: Fluoreszenzmessung (links) und XPS Analyse (rechts) HAP behandelte Aluminiumproben mit Trockenschmierstoff in Abhängigkeit der HAP Stromstärke. Optimales Reinigungsergebnis bei 160 A.

5. Zusammenfassung

Die Sauberkeit von Bauteiloberflächen wird zunehmend ein wesentliches Qualitätskriterium für moderne Produktions- und Leichtbautechnologien. Verunreinigungen oder Rückstände müssen in Vor- oder Zwischenreinigungsschritten hinreichend entfernt werden, damit nachfolgende Fertigungsschritte und Fügeprozesse in ausreichender Qualität durchgeführt werden können. Der HAP Prozess ermöglicht eine effiziente partielle Bauteilreinigung und sichert somit die geforderte Sauberkeit. Dabei wird die Kombination mechanischer, chemischer und thermischer Mechanismen genutzt, um den Wirkungsgrad des Reinigungsprozesses zu optimieren. Die dafür erforderlichen Plasmaeigenschaften wurden mittels optischer Emissionsspektroskopie erfasst, die reinigende Wirkung der HAP Behandlung wurde anhand oberflächenanalytischer Methoden auf mit Trockenschmierstoff kontaminierten Al 6016 Blechen nachgewiesen. Das System lässt sich einfach parametrieren und an verschiedene Anwendungsanforderungen anpassen. Eine räumlich begrenzte, partielle Bauteilreinigung ohne den Einsatz von Flüssigchemie bietet eine gute Möglichkeit auch in wirtschaftlichen und ökologischen Aspekten zu überzeugen. Die Inlinefähigkeit und die einfache Integrierbarkeit des Systems in bestehende Produktionslinien sprechen für die Anwendung als Vorbereitung für nachfolgende Fertigungsverfahren.

6. Danksagung

Die gezeigten Ergebnisse wurden im Projekt Capcoat Plus in Kooperation mit dem Institut für angewandte Physik und dem Zentrum für Oberflächen- und Nanoanalytik (ZONA) an der Johannes-Kepler-Universität Linz erarbeitet. Das Projekt wurde im Basisprogramm der österreichischen Forschungsförderungsgesellschaft (FFG) gefördert.

7. Literatur

- [1] FIT-Richtlinie „Filmische Verunreinigungen beherrschen“; Fachverband industrielle Teilereinigung e.V. (2018)
- [2] „Praxiswissen Schweißtechnik“; H.J.Fahrenwaldt, V.Schuler; Vieweg+Teubner (2009)
- [3] „Multiphysics modeling of metal surface cleaning using atmospheric pressure plasma“, A.Samaei, S.Chaudhuri; J. Appl. Phys. 128, 054903 (2020); doi: 10.1063/5.0011769
- [4] “Investigations of GMAW plasma by optical emission spectroscopy”; S.Pellerin et al.; Plasma Sources Sci. Technol. 16 (2007) 832-838
- [5] “Multi-element Saha-Boltzmann and Boltzmann plots in laser-induced plasmas“; J.A.Aguilera, C.Aragon; Spectrochimica Acta Part B: Atomic Spectroscopy, 62, pp. 378 – 385 (2007)
- [6] “Hot active plasma treatment of surfaces“; F.Gecaj; Master Thesis; JKU Linz (2021)

CO₂-neutrale Alternativen zu Erdgas für die Aluminiumverarbeitung

Christoph Zauner¹, Philipp Moser¹, Simon Frank², Lukas Kiessling², Rudolf Gradinger²

¹ AIT Austrian Institute of Technology – Center for Energy, Österreich
Christoph.zauner@ait.ac.at

² LKR Leichtmetallkompetenzzentrum Ranshofen, AIT Austrian Institute of Technology, Österreich

1. Einleitung

Die Dekarbonisierung und Transformation des industriellen Energiesystems ist ein wesentlicher Beitrag für das Erreichen der nationalen und europäischen Klimaziele, denn die produzierende Industrie ist weltweit für einen bedeutenden Anteil des Energieverbrauchs und CO₂ Ausstoßes verantwortlich. In der Industrie wurde bisher auf den Einsatz von CO₂-neutralen Technologien anstelle von günstigem Erdgas aus wirtschaftlichen Gründen verzichtet. Aber aufgrund der aktuellen Preisdynamik sind klimaneutrale Technologien wirtschaftlich konkurrenzfähig geworden.

Das AIT Austrian Institute of Technology untersucht im NEFI-Projekt „envloTcast – Environmentally Friendly Casting“ mehrere Anwendungsfälle von energieintensiven Hochtemperaturprozessen und konzipiert technisch und wirtschaftlich realisierbare Lösungen für den kurzfristigen und vollständigen Umstieg auf eine nachhaltige Energieversorgung. Die Lösungen sind in globalem Maßstab skalierbar und haben enormes Potenzial für die Dekarbonisierung der Energieversorgung.

Im Zuge des Projektes wird das moderne, nachhaltige Konzept der Grünen Gießerei 4.0 (Green Foundry 4.0) entwickelt und demonstriert, welches die unterschiedlichen Produktionsschritte sowohl energetisch als auch informationstechnologisch vernetzt. Diese Konzeptionierung wird anhand eines dekarbonisierten Energiesystems beispielhaft in Abbildung 1 dargestellt. Die Herstellung von Gussteilen findet in Gießereien in mehreren einzelnen, sequenziellen Schritten statt: Schmelzen, Gießen, Wärmebehandlung und mechanische Bearbeitung. Zurzeit sind die einzelnen Produktionsschritte in heutigen Gießereien allerdings energetisch und informationstechnisch weitgehend voneinander getrennt und es findet keine gesamtheitliche Energieoptimierung statt. Dadurch wird eine vollständige Dekarbonisierung der Gesamtprozesskettewesentlich erschwert. Die übergeordneten Projektziele sind die Erhöhung der Energieeffizienz um bis zu 30% durch Reduzierung der Wärmeverluste und die verstärkte Abwärmenutzung, zentrale Steuerung der Prozesse sowie die vollständige Dekarbonisierung des verbleibenden Energieverbrauchs durch Umstieg auf CO₂-neutrale Primärenergieträger.

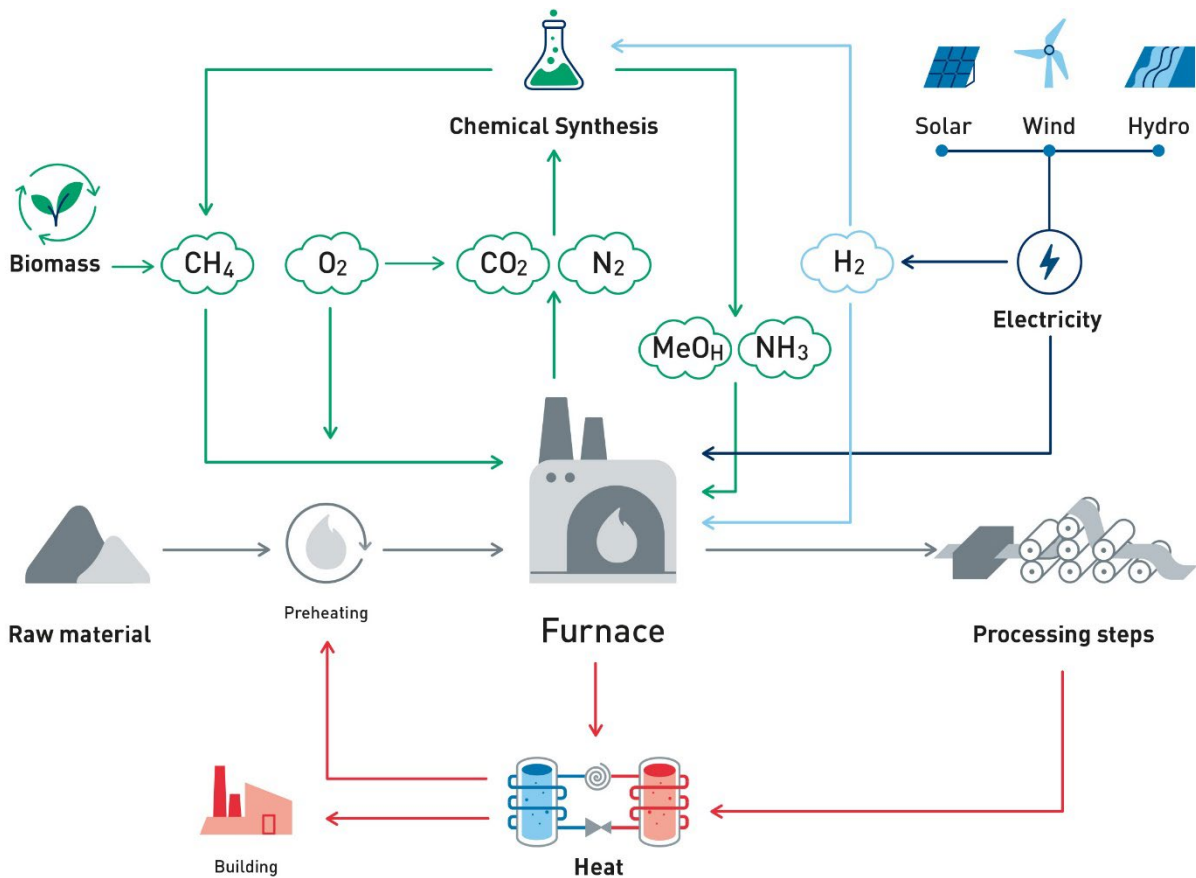


Abbildung 1: Schematische Darstellung des zukünftigen vollständig dekarbonisierten Energiesystems für die Stahl- oder Aluminiumverarbeitung basierend auf einem Set geeigneter CO_2 -neutraler Energieträger und verschiedenen technologischen Innovationen

2. Stand der Technik

Entwicklung und menschlicher Wohlstand werden durch die Produktion von hochwertigen Produkten vorangetrieben. Die Herstellung dieser Produkte ist oft sehr energieintensiv, so dass etwa 30% des österreichischen Endenergieverbrauchs auf den produzierenden Sektor entfallen [1]. Gießen ist einer der wichtigsten Fertigungsprozesse. Guss ist unerlässlich in Bezug auf wirtschaftliche Prozessketten und effiziente Bauteilfertigung. Mechanische Komponenten, Gehäuse, Motoren, Maschinenteile und vieles mehr werden durch Gießen hergestellt. Branchen wie die Automobilindustrie sind auf Gussprodukte angewiesen und machen mehr als 57% der Kunden von Gießereien aus [2]. Für Produkte, bei denen das Gewicht eine Rolle spielt, bieten Leichtmetalle Vorteile in Bezug auf Gewicht, mechanische Festigkeit, Verformbarkeit, Bearbeitung, Korrosionsbeständigkeit und Haltbarkeit. Aluminium ist bei weitem das wichtigste Leichtmetall und heute das am zweithäufigsten verwendete Metall in der Welt [3]. Für die Herstellung von Aluminium zu Endprodukten ist das Gießverfahren in der Europäischen Union am weitesten verbreitet. Geschmolzenes Aluminium wird durch das Gießverfahren in die gewünschten Formen gebracht, wodurch Zwischenprodukte (Barren, Knüppel usw.) oder Endprodukte, z. B. Motor- oder Strukturkomponenten entstehen. Der Druckguss (HPDC), bei dem das flüssige Aluminium unter hohem Druck vergossen wird, ist eine der wichtigsten Gießtechnologien [4]. HPDC-Produkte werden vor allem in der Automobilindustrie verwendet, auf die etwa 84% der gesamten Produkte aus HPDC-Gießereien entfallen. Heute gibt es in der EU mehr als 2400 Gießereien, die etwa 27% der gesamten Aluminiumproduktion liefern [3]. In Österreich beschäftigt die Aluminiumgießereiindustrie 4.000 Mitarbeiter, die einen Umsatz von 860 Millionen Euro erwirtschaften [5]. Die Verarbeitung von

geschmolzenem Metall ist von Natur aus energieintensiv, wobei etwa 25% der Kosten von Druckgusserzeugnissen auf dessen Energieverbrauch zurückgeführt werden können [6]. Der größte Teil des Verbrauchs entfällt auf das Schmelzen und nicht auf die Verarbeitung. Das Aluminiumgießverfahren umfasst mehrere Prozessschritte - Schmelzen, Gießen, Wärmebehandlung (optional) und mechanische Bearbeitung - wobei Gießereien heute als funktionale Inseln konzipiert sind, z. B. Schmelzanlage und Gießzelle, wobei lediglich das Material von einer Insel zur anderen weitergereicht wird.

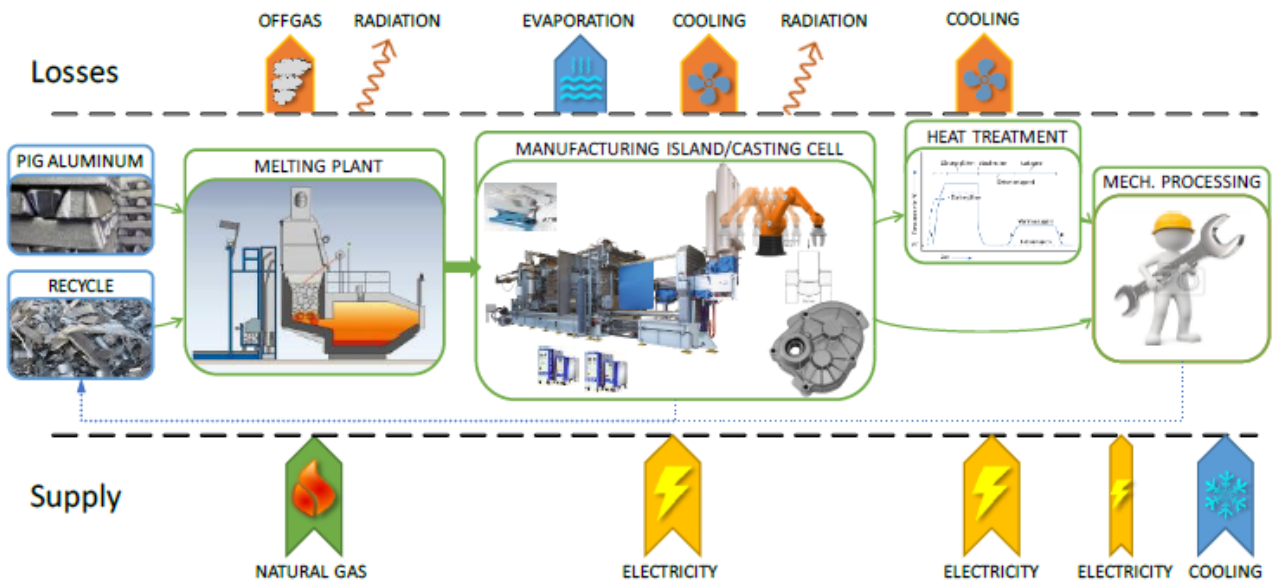


Abbildung 2: Arten von genutzten Energieträgern und deren Verluste in der Prozesskette eines Druckgussbauteiles

Die wichtigsten Energiequellen beim Gießen sind Erdgas und Elektrizität mit einem Anteil von ca. 60% bzw. 35% zum Endenergieverbrauch in der gesamten Nichteisenmetallindustrie [1]. Der Energieverbrauch in Gießereien ist stark abhängig von der Größe der Gießerei, dem Stand der Technik und dem Gießerei-Layout. Hierbei wird der größte Teil der Energie für das Schmelzen benötigt (etwa 50 % des Gesamtenergieverbrauch). Etwa 25% werden in der Gießzelle verbraucht, ca. 15% für die Nachbearbeitung (hauptsächlich mechanische Bearbeitung) und 10% für die Herstellung von Druckluft (siehe Abbildung 3). Es sind jedoch erhebliche Abweichungen in Bezug auf den Gesamtenergieverbrauch oder den Energieverbrauch für die einzelnen Produktionsschritte zu verzeichnen [7], [8], [9].

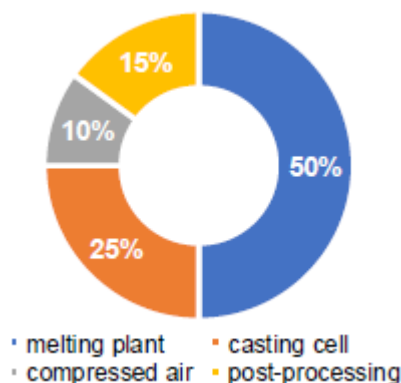


Abbildung 3: Aufteilung des Energieverbrauches in Gießereien unterteilt in Gießzelle, Nachbearbeitung, Herstellung von Druckluft und Schmelzebereitung

Schmelzanlage - In der Schmelzanlage erfolgt das Schmelzen und Mischen von Legierungen. Es gibt eine Vielzahl von Schmelzofentechnologien, darunter Tiegel-schmelzöfen, Schachtschmelzöfen, Badöfen, Mehrkammeröfen und Drehherdöfen wobei meist Erdgas als Brennstoff verwendet wird. Während theoretisch die spezifische Schmelzenergie Aluminium theoretisch bei etwa 300Wh/kgAl liegt, werden bei kleinen Öfen Werte von bis zu 1.800Wh/kgAl für kleine Tiegel-schmelzöfen berichtet [8]. Für typische großtechnische Anwendungen liegt der Energiebedarf jedoch bei ca. 390Wh/kgAl für einen Zweikammer-Schmelzofen und bei ca. 540Wh/kgAl für Schachtöfen mit Regenerator (Luftvorwärmer) (Luftvorwärmer). Die Hauptverlustquellen sind Wärmeabstrahlung und Abgasverluste, deren Anteile stark von der Ofentechnologie abhängen [8].

Gießzelle - Eine typische Gießzelle besteht aus einem Halte- oder Dosierofen, der Gießmaschine, mehreren Temperaturregeleinheiten, einem Sprüh- und Entnahmeroboter und einem mechanischen Bearbeitungsschritt. Flüssiges Aluminium wird von der zentralen Schmelzerei mit Gabelstaplern in Chargierpfannen angeliefert und im Warmhalteofen umgefüllt und anschließend temperiert und steht für den Gieß/Dosierzyklus bereit. In der Gießmaschine wird das flüssige Aluminium geformt, wobei dieses etwa zwei Drittel der zuvor zum Schmelzen verwendeten Energie an die Form abgibt. Um die Energiebilanz der Form auszugleichen sind mehrere Temperiergeräte angeschlossen. Ein Roboter transportiert das heiße Gussteil nach Entnahme aus der Form in ein Kühlbad, wo es für die weitere Verarbeitung abgeschreckt wird.

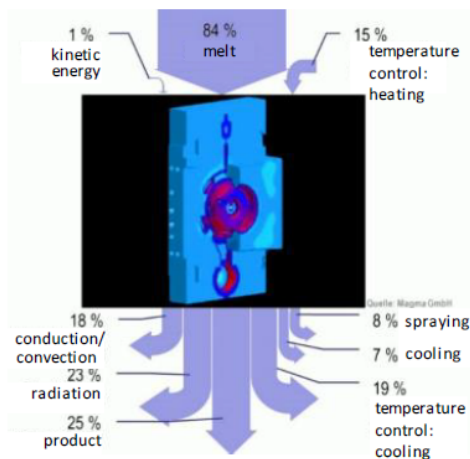


Abbildung 4: Energiebilanzen einer Druckgießzelle

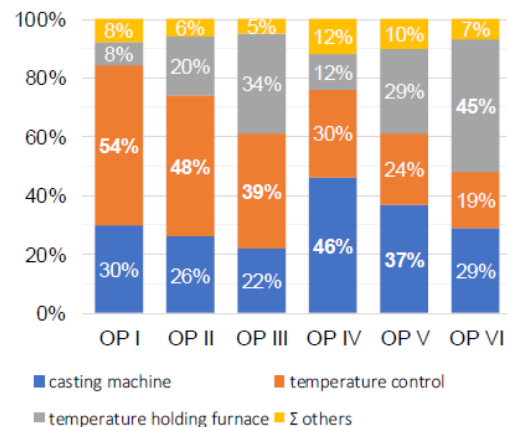
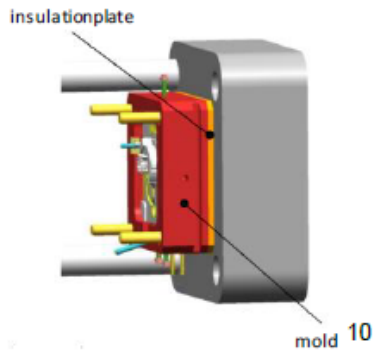


Abbildung 5: Stromverbrauch einer Gießzelle

Innerhalb der Gießzelle ist der größte Teil des Energieverlustes auf Strahlungs- und Konvektionsverluste an die Umgebung zurückzuführen (siehe Abbildung 4). Obwohl die Erstarrung beim Gießen hauptsächlich hohe Abkühlraten erfordert, wird auch eine beträchtliche Menge an Energie für die Heizung benötigt. Die Heizung kann bis zu 66% des gesamten Stromverbrauchs in der Gießzelle ausmachen (zunehmender Anteil im Bereich Strukturguss sowie Großgussbauteile – Bauteilvolumen zu Werkzeugvolumen verschwindend gering), schwankt jedoch erheblich mit dem Betriebszustand (siehe Abbildung 5) [10]. Die Hauptursache für den Heizbedarf liegt in schlechten Temperaturregelungen, übermäßiger Kühlung durch Sprühen (Verdampfen des Trennmittels), Vorheizen des Werkzeuges und Maschinenstillständen [11], [12]. Zu den modernen Energieeffizienzmaßnahmen einer Gießzelle zählen: die optimierte Steuerung der Temperiereinrichtung zur Vermeidung übermäßiger Erwärmung, Minimal- oder Mikro-sprühen (vor allem zur Reduzierung des Wasserbedarfs und der Produktionszykluszeit) und das Anbringen von Isolierplatten an der Rückseite der Form. Es gibt jedoch auch einen Trend zur Verwendung von additiv hergestellten Formen, hauptsächlich aus Gründen der Produktionseffizienz und steigenden

Bauteileigenschaften. Diese Methoden zur Energieeffizienzsteigerung sind in Abbildung 6 dargestellt.

Insulation plates



- Reduction of heat losses
- Stabilization of the temperatures
- Reduction of warm-up time

Micro spraying



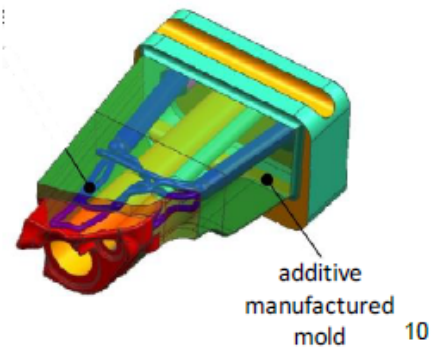
- Reduced energy consumption
- Enhanced mold lifetime
- Cycle time reduction
- Improved product quality
- Improved spraying efficiency

Improved temperature control



- Reduced energy consumption
- Enhanced mold lifetime
- Improved product quality

Additive manufacturing



- Advanced control of the temperatures
- Avoidance of hot spots
- Reduction of cycle times
- Improved product quality
- Enhanced mold life time

Abbildung 6: Methoden zur Energieeffizienzsteigerung einer Gießzelle

Abgesehen von den oben beschriebenen direkten Auswirkungen von Energieeffizienzmaßnahmen kann der Energieverbrauch auch durch eine Verkürzung der Produktionszeit erheblich gesenkt werden. Schnellere Produktion führt zu kürzeren Haltezeiten und folglich zu einer Verringerung der Energieverluste durch die Temperaturhaltung. Es wird berichtet, dass die Reduzierung der Zykluszeit um etwa 27% (von 110 Sekunden auf 80 Sekunden) zu einer Verringerung des Energieverbrauchs um etwa 19% führt (Abbildung 7) [9].

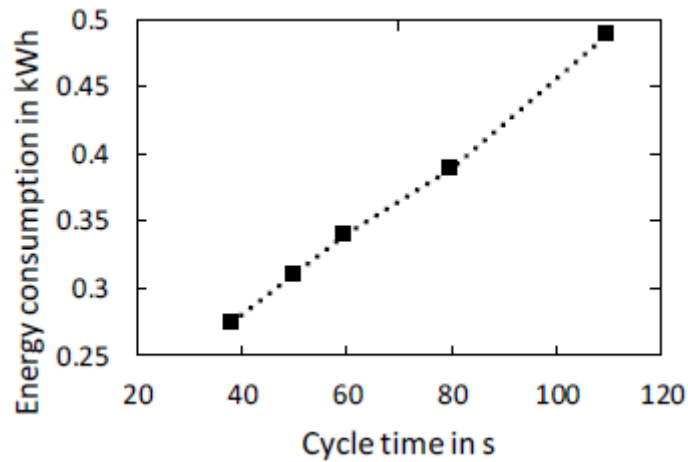


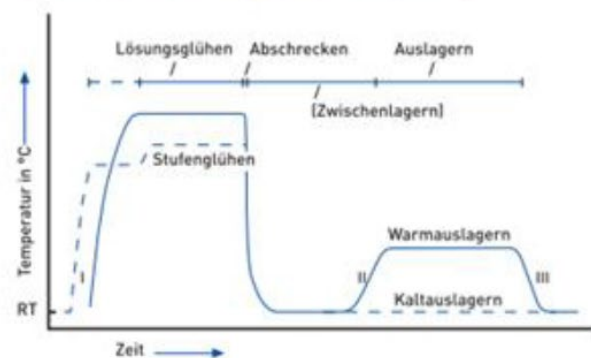
Abbildung 7: Energieverbrauch in Relation zu der Zykluszeit

Wärmebehandlung - Die Wärmebehandlung von Aluminiumgusszeugnissen ist erforderlich, um die Härte und Festigkeit des Produkts zu erhöhen, und wird für Hochleistungsprodukte wie Motorradschwingen und Karosserieteile verwendet. Mit dem zunehmenden Einsatz der Gusstechnologie für solche Bauteile ist die Wärmebehandlung in Gießereien populär geworden. Die Wärmebehandlung von aushärtbaren Aluminiumlegierungen erfolgt in der Regel in drei Schritten: Lösungsglühen, Abschrecken und Auslagern [13].



Abbildung 8: Wärmebehandlungsofen

Schema des Aushärtungsverfahrens (Bild 11)



I, II, III: unkritische Aufheiz-/Abkühlgeschwindigkeit;
RT: Raumtemperatur

Abbildung 9: Temperatur-Zeit-Profil einer Wärmebehandlung

Der Prozess findet in großen elektrisch beheizten Öfen statt (siehe Abbildung 8), in denen die Aluminiumprodukte nach einem strengen Verfahren wärmebehandelt werden. Dies ist speziell auf die jeweilige Legierung abgestimmt [14]. Ein typisches Temperatur-Zeit-Profil ist in Abbildung 9 dargestellt, wobei die Lösungsglühen bei ca. 450°C bis 550°C und die Alterung bei ca. 140°C bis 190°C erfolgt. Da in solchen Öfen nur wenig Luft zirkuliert, wird der Energieverlust durch Strahlung und Oberflächenkonvektion verursacht.

Mechanische Bearbeitung - Im mechanischen Werkzeugbau werden die Rohprodukte durch Drehen und Fräsen zu Endprodukten verarbeitet. Die Abwärme entsteht bei niedrigen Temperaturen. Die hohen Anforderungen an die Fertigungstoleranzen erfordern jedoch eine präzise Temperierung der Bearbeitungsräume. Heutzutage werden zu diesem Zweck häufig Kompressionswärmepumpen eingesetzt, die unter einem hohen Strombedarf leiden.

3. Technologische Herausforderungen Wärmeverteilsystem

Nichteisenmetallgießereien gehören zum Sektor "Nichteisenmetalle", der in Österreich ca. 24 Unternehmen und in der Europäischen Union rund 2400 umfasst [15], [16], [17]. Nach jahrelangem Wachstum mit einer durchschnittlichen jährlichen Wachstumsrate von rund 5,7% pro Jahr (2010-2016) wurden 2016 in Österreich, [2] 10,3 PJ Endenergie in dieser Branche verbraucht, was einem Anteil von 3,1% am österreichischen Endenergieverbrauch entspricht [2], [9], [18]. Im Wesentlichen werden Erdgas (~58%) und Strom (~35%) eingesetzt, wobei Aluminiumgießereien rund 2.000 CO₂eq. [19] pro Tonne Endprodukt emittieren. In den heutigen Gießereien wird die thermische Energie letztlich auf sehr niedrigem Temperaturniveau zurückgewonnen und ist im Wesentlichen für die weitere Verwendung verloren.

Der Aufbau heutiger Gießereien basiert auf Funktionsinseln (in der Regel Schmelzen, Gießzelle, Wärmebehandlung und mechanischer Werkzeugbau), wobei das Metall von Insel zu Insel "wandert". Die Gesamtkoordination der Produktion beschränkt sich im Wesentlichen auf den Materialfluss und nicht auf die Energie. Aus diesen Gründen bleiben offensichtliche Synergien ungenutzt, und es kommt zu erheblichen Energieverlusten, die häufig durch parallele Erwärmung und Kühlung, verursacht werden, was eine Notwendigkeit des Prozesses darstellt [7], [12]. Dies ist besonders in der Gießzelle (erhebliche Wärmeverluste und schlechte Temperaturregelung), aber auch in der gesamten Gießerei von Bedeutung. In der Praxis bedeutet dies, dass in einer Gießzelle quantitativ Wärme entzogen wird (ca. zwei Drittel der Schmelzenergie wird in der Gießzelle freigesetzt), während in einer benachbarten Gießzelle (z.B. während Produktionsstillständen) in oft sehr enger Nachbarschaft geheizt werden muss. Praktisch können zwei Drittel der Energie bei beträchtlich hohen Temperaturen zurückgewonnen werden, was jedoch in den heutigen Gießereien aus verschiedenen Gründen (Technik und Risikovermeidung) nicht umgesetzt wird oder schlichtweg aufgrund fehlender Infrastruktur wirtschaftlich nicht möglich ist.

Herausforderung – Wärmeverteilung - Um CO₂-Emissionen beim Gießen wirksam zu vermeiden, ist ein ganzheitlicher, flexibler Ansatz erforderlich, der mehrere Prozessschritte in Gießereien integriert. Die Auslegung und der Betrieb eines solchen Wärmeverteilungssystems ist anspruchsvoll, da die Anforderung besteht, die Strömung im instationären Betrieb flexibel und effizient zu gestalten. Insbesondere die Technologie zur effizienten Integration von Prozessschritten in denen das Aufheizen und Abkühlen in sich wiederholenden Zyklen, also in beide Richtungen (bidirektional) erfolgt, ist eine technische Herausforderung. Ein gemessenes Energieprofil eines Kühlkanals in einer Gießzelle zeigt die starken Schwankungen in Abbildung 10.

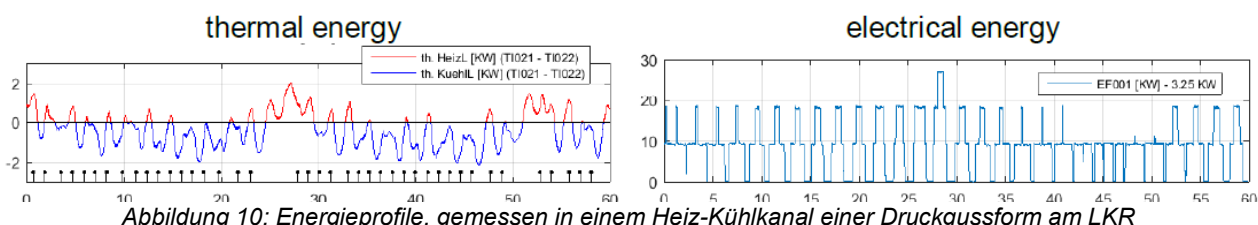


Abbildung 10: Energieprofile, gemessen in einem Heiz-Kühlkanal einer Druckgussform am LKR

Herausforderung – Wärmequellen - Effektive und kosteneffiziente Energierückgewinnung ist eine große Herausforderung in Gießereien, insbesondere in der Schmelzanlage und der Gießzelle. Während die Wärmerückgewinnung in der Schmelzanlage eine anpassungsfähige Lösung erfordert (je nach Schmelzofentechnologie), ist die Wärmerückgewinnung in der Gießzelle in mehrfacher Hinsicht eine Herausforderung. Die thermische Isolierung von Schlüsselkomponenten (Werkzeug und Temperierschläuche oder -rohre) ist aufgrund des mechanischen Verschleißes bei der Produktion eine Herausforderung. Die Rückgewinnung von Wärmeenergie auf hohem Temperaturniveau erfordert ein Überdenken der Kühlkonzepte für Gießformen. Die additive Fertigung bietet mehrere Vorteile, wird aber heute nur im Zusammenhang mit dem Temperatenausgleich in der Form eingesetzt. Die Methoden zur Erzielung von Energieeffizienzvorteilen, zur Verlängerung der Werkzeuglebensdauer und zur Verringerung der Zykluszeiten bei der Gussproduktion durch additive Fertigung müssen weiterentwickelt und demonstriert werden, um in der Branche Akzeptanz zu finden.

Herausforderung – Wärmesenken - Es gibt eine Vielzahl von Gießereiprozessen welche Wärme benötigen, darunter die Wärmebehandlung, die Vorwärmung von Eisatzmaterial (sei es Primär- oder Recyclingaluminium), die Vorwärmung von Formen sowie innovative Energietechnologien wie ORC und Absorptions- oder Adsorptionskältemaschinen, die Integration von Abwärme in Fernwärmenetze und Gebäuden. Die Herausforderung besteht darin, die Abwärme wirtschaftlich zu nutzen. Der Wärmebehandlungsprozess ist im Wesentlichen auf Elektrizität angewiesen. Die Verwendung von Abwärme für die Wärmebehandlung leidet in den heutigen Gießereien unter der mangelnden Verfügbarkeit von Abwärme und dem Mangel an Erfahrung. Abwärme betriebene ORC- und Absorptions- oder Adsorptionskältemaschinen (zur Kühlung mechanischer Werkzeigteile) sind aufgrund des Mangels an konzentrierter Hochtemperaturabwärme in den heutigen Gießereien eine wirtschaftliche Herausforderung.

Herausforderung - Demonstration und Verwertung - Neue innovative Technologien leiden unter der hohen Markteintrittsbarriere, da es an Referenzen und Demonstrationen mangelt. Insbesondere sehr risikoscheue Branchen wie die Automobilzulieferindustrie hemmen die Nutzung von Innovationen. Showcases und Demonstratoren sind daher ein kritischer Erfolgsfaktor für neuartige Lösungen.

Herausforderung – Informationstechnologie - Effiziente Abwärmerückgewinnung und -nutzung in verschiedenen Wärmequellen und -senken erfordert ein hochwertiges Prozesssteuerungssystem, welches eine Vielzahl an Sensordaten erfasst. Es müssen fortschrittliche Datenanalyse- und Steuerungsstrategien entwickelt werden, um IoT-Standards zu erfüllen, einschließlich künstlicher Intelligenz und Cloud-Dienste.

Herausforderung - Alternative Energieversorgungsszenarien - Die Prozesse in Gießereien erfordern beträchtliche Mengen an Energie, wobei Erdgas und Strom in großem Umfang eingesetzt werden. Der Strom kann durch erneuerbar erzeugten Strom (z.B. Wind und PV) ersetzt werden, wobei die größte Herausforderung auf der Seite des Stromverteilungsnetzes liegt. Eine umweltfreundliche, dekarbonisierte Gießerei verlangt jedoch nach einem Ersatz von Erdgas. Die größten Herausforderungen ergeben sich in Bezug auf die Mengen, die Versorgungssicherheit und die Wirtschaftlichkeit.

4. CO₂ neutrale Energieträger als nachhaltige Alternative

Der Bedarf an CO₂ neutralen Energieträgern und deren Konzeptionierung unter dem Hintergrund technischer und wirtschaftlich realisierbarer Lösungen- insbesondere unter aktuellen innereuropäischen Energieknappheit - nimmt stetig zu. Nachfolgend wird auf mögliche alternativen im Kontext des Gießereiumfeldes näher eingegangen:

Elektrifizierung

Insbesondere wenn die benötigten Ofentemperaturen unter 1000°C liegen und die Leistungsdichte relativ gering ist, können bestehende Gasbrenner durch elektrische Heizer ersetzt werden. Ebenso gibt es verschiedene Ofenkonzepte, die unterschiedliche Produkte mittels Induktion erwärmen. Bei der nachträglichen Elektrifizierung muss auf ausreichende Temperaturhomogenität und Wärmeübertragung ins Produkt (Metallschmelze) geachtet werden, was mittels 3D-Ofensimulationen berechnet werden kann.

Grüner Wasserstoff

In Öfen, bei denen eine höhere Leistungsdichte erforderlich ist oder elektrische Heizelemente im Nachhinein aus technischen Gründen nicht installiert werden können, muss weiterhin auf chemische Energieträger zurückgegriffen werden. Grüner Wasserstoff ist ein Beispiel dafür und kann grundsätzlich in Industrieöfen als Alternative zu Erdgas verbrannt werden. Er wird mittels Elektrolyse aus Wasser erzeugt und grüner Strom als Energieträger gewonnen. Entscheidend für einen wirtschaftlichen Betrieb ist es, einen möglichst günstigen, erneuerbaren Strom für die Elektrolyse zu verwenden. An manchen Standorten kann eine lokale Erzeugung auch in Österreich konkurrenzfähig sein, wenn entsprechende Flächen für Wind- oder Solarenergie zur Verfügung stehen oder Wasserkraft nahe ist. Direkte Versorgungsleitungen von den Energieparks zur Industrie verringern die Kosten in diesem Kontext entscheidend, da Netzgebühren eingespart werden können. Mittels Contracting und Power-Purchase Agreements lassen sich sowohl auf Eigen- als auch Fremdfächen langfristig planbare, günstige Strompreise erzielen, wodurch Wasserstoffkosten im Bereich von ca. 3 €/kg (ca. 100 €/MWh) auch in Österreich möglich werden.

In manchen Brennern, die in momentanen Industrieöfen verbaut sind, können bereits Erdgas-Wasserstoff-Gemische mit bis zu 20 Volumenprozent (Vol.-%) Wasserstoff verbrannt werden. Aufgrund der physikalischen Eigenschaften von Wasserstoff entsprechen 20 Vol.-% Beimischung allerdings nur einer Erdgas- und CO₂-Einsparung von 7%. Für einen nachhaltigen und vor allem langfristigen Umstieg sind daher sehr hohe Anteile an Wasserstoff (> 80 Vol.-%) notwendig. Für hohe Anteile an Wasserstoff müssen meist alle Brenner inkl. Gas Zu- und Abführung sowie Regelung komplett getauscht werden. Obgleich es bereits einige 100%-H₂-Brenner gibt, ist dennoch eine vollständig neue thermische Ofenauslegung notwendig, da sowohl die Flammentemperatur als auch die Wärmestrahlung und Konvektion anders als im Erdgasbetrieb sind. Ein weiteres mögliches Hindernis stellt der oft unbekannte Einfluss einer Wasserstoffverbrennung auf die Produkteigenschaften dar. So kann etwa die Verzunderung bei spezifischen Stahlsorten zunehmen. Diese Charakteristik wurde bereits in thermophysikalischen Messungen untersucht und nachgewiesen. Das AIT kann mit bestehender Infrastruktur insbesondere geeigneten Prüfständen und Simulationsmethoden erheblich dazu beitragen, bestehende Öfen auf nachhaltigen Wasserstoffbetrieb umzustellen und die Auswirkungen auf die Produkte zu untersuchen und offene Fragestellungen zu klären.

Grünes Methan

Der mögliche negative Einfluss der Wasserstoffverbrennung kann oft nur mit großem Aufwand geklärt werden. Doch selbst wenn die Produkteigenschaften unverändert bleiben, muss dies in manchen Branchen erst im Zuge einer aufwändigen Re-Zertifizierung belegt werden. Daher wäre es sowohl aus prozesstechnischer als auch unternehmerischer Sicht wesentlich einfacher, weiterhin eine „Art grünes Erdgas“ als Brennstoff verbrennen zu können. Erdgas besteht zu ca. 85-90% aus Methan, weshalb die Aufgabe darin besteht, „kostengünstiges, grünes Methan“ zu produzieren.

Dieses kann in den Öfen und Kraftwerken ohne jegliche Umstellung verbrannt werden. Zur Herstellung von grünem Methan gibt es zwei Wege: 1) Biomethan aus biologischer Fermentation („Biogasanlagen“) von insb. Abfällen und 2) Methanisierung von CO₂ und grünem Wasserstoff.

Biomethan

Biomethan kann aus biologischen Quellen (Substraten) mittels Fermentation erzeugt werden. Derartige Biogasanlagen sind seit Jahrzehnten erfolgreich in Betrieb, wurden jedoch bisher hauptsächlich zur Stromproduktion eingesetzt. Als Substrat sind insbesondere biologische Abfälle wie Stroh, Grünschnitt oder Abfälle aus der Lebensmittelverarbeitung geeignet, weshalb keine Konkurrenzsituation zur Lebensmittelerzeugung entsteht. Das Biomethanpotenzial aus Abfällen liegt allein in Österreich im Bereich von 10.000 GWh pro Jahr [20]. Das Erneuerbaren-Ausbau-Gesetz sieht 5.000 GWh pro Jahr an Biomethan vor, was also sehr gut realisierbar scheint. Bestehende Biogasanlagen, die bisher Strom produziert haben, können mit bestehenden Technologien auf Biomethanproduktion umgerüstet werden, um dieses dann in das bestehende Gasnetz einzuspeisen. So muss nicht jeder Industriebetrieb seine eigene Biogasanlage am Standort betreiben, sondern kann das Biomethan, wie bisher Erdgas, ganz ohne jegliche Umbauten aus dem Netz beziehen. Entscheidend beim Biomethan ist es, passende Substratströme zu finden, wobei in einer Biogasanlage durchaus unterschiedliche Abfälle verarbeitet werden können. Durch langjährige Contracting-Modelle zwischen Biomethanherzeuger und Industrieabnehmer kann einerseits Investitionssicherheit und andererseits Preis- und Versorgungssicherheit garantiert werden kann. Momentan wird Biomethan am Markt um ca. 100 €/MWh gehandelt.

Methanisierung

Wird Erdgas in Industrieöfen verbrannt, entsteht ein Rauchgas, welches ca. 15 Vol.-% CO₂, 15 Vol.-% H₂O und 70 Vol.-% N₂ enthält. Der CO₂-Anteil kann mit erprobten Technologien abgetrennt werden und mit grünem Wasserstoff wieder zu Methan (CH₄) „methanisiert“ werden. Dieses „grüne Methan“ kann dann erneut ohne jegliche Prozessumstellung im Ofen verbrannt werden. So ist ein Kreislauf möglich, bei dem kein CO₂ in die Atmosphäre gelangt. Derartige Anlagen sind mit heutigen Komponenten bis in den 100 MW Bereich bereits realisierbar und im 10 MW Bereich bereits seit Jahren erfolgreich im Betrieb. Die Technologie ist verfügbar, nur war sie bisher gegenüber dem enorm günstigen Erdgas nicht wirtschaftlich. Entscheidend sind auch hier ein optimales Anlagenkonzept und die Erzeugung von günstigem, grünem Wasserstoff. Durch die Kombination der jeweils besten Technologien sind Preise im Bereich von 100 €/MWh durchaus realisierbar. Da wie oben dargestellt nicht ausreichend Biomethan erzeugt werden kann, ist dieser Ansatz der Methanisierung ein notwendiger, ergänzender Weg, welcher die Industrie und alle anderen Erdgasverbraucher zur Dekarbonisierung führen kann.

Globale Projekte zur Erzeugung von CO₂-neutralen Erdgas-Alternativen

Obgleich selbst in Österreich das kombinierte Solar-, Wind-, Biomasse und Wasserpotenzial problemlos für eine 100%ige Energieeigenversorgung ausreichen würde, kann es aus wirtschaftlichen Gründen sinnvoller sein, die CO₂-neutralen Alternativen zu Erdgas aus anderen Regionen zu importieren. Daher investiert BP ca. 30 Mrd. € in das weltgrößte, erneuerbare Kraftwerk in Australien [21]. Die Gesamtleistung von 26 GW wird jene des 3-Schluchten-Dammes übertreffen. Die jährliche Menge an Energie entspricht in etwa dem Gesamterdgasverbrauch Österreichs und wird als grüner Wasserstoff oder grüner Ammoniak weltweit exportiert.

CO₂ kann mittels Direct-Air-Capture auch direkt aus der Atmosphäre gewonnen werden und mit erneuerbarem Wasserstoff zu Methan, Methanol, grünem Benzin oder sogar Kerosin synthetisiert werden, wie Siemens mit Porsche als Benzinabnehmer in Chile gerade demonstriert [22]. Grünes Methan, welches eine 1:1 Alternative für Erdgas ist, kann als Flüssiggas (LNG) weltweit transportiert und direkt in die Gasnetze der Industrieländer eingespeist werden. Dadurch kann eine 100% Dekarbonisierung ohne jeglichen Infrastrukturumbau erreicht werden. Im Sinne einer geopolitischen Versorgungssicherheit ist hierbei jedenfalls auf Diversifizierung der Erzeugerländer zu achten, wobei aber viele in Frage kommen (z.B. Norwegen, Spanien, Nordafrika, Chile, Nahost, Australien u.v.m.).

5. Zusammenfassung

Die Demonstration innovativer Lösungen ist der Schlüssel zum Erfolg, insbesondere in risikoaversen Branchen. Das Projekt bietet die Möglichkeit, die neue Green Foundry 4.0 Technologie in einer halbindustriellen Umgebung - in der Green DEMO-Foundry 4.0 beim Projektpartner LKR - hautnah zu erleben. So können die Öffentlichkeit und Stakeholder aus relevanten Branchen und der Politik an den österreichischen Technologieentwicklungen teilhaben. Die umfangreichen Tests und Optimierungen dienen als Prüfstand für Innovationen und werden den Weg für weitere industrielle Demonstrationen in naher Zukunft ebnen. Aktuell gibt es CO₂ neutrale Energieträger als nachhaltige Alternative, welche jedoch individuell auf den Standort bezogen Lösungen erfordern. Diese hängen sehr stark vom Produktportfolio und Betriebszustand des verwendeten Prozesses und der Produktwertschöpfungskette ab. Hierzu wird im Zuge des laufenden Projektes an realen Industriebeispielen gearbeitet, um so den Weg für zukünftige Lösungen zu eröffnen.

6. Danksagung

Das Projekt envloTcast wird im Rahmen von NEFI – New Energy for Industry gefördert (FFG Nr. 880767). NEFI ist Teil der Vorzeigeregion Energie des Klima- und Energiefonds.

Literaturverzeichnis

- [1] Statistik Austria, *Energiebilanzen 2016*, STATISTIK AUSTRIA - Bundesanstalt Statistik, 2017.
- [2] bdgus, *Die Gießerei-Industrie. Eine starke Branche in Zahlen.*, Bundesverband der Deutschen Gießerei-Industrie (BDG), 2017.
- [3] European Aluminium Association.
- [4] E. Westkämper und H.-J. Warnecke, *Einführung in die Fertigungstechnik*, Springer, 2010.
- [5] Statistik Austria, *Leistungs- und Strukturdaten 2015*, STATISTIK AUSTRIA - Bundesanstalt Statistik, 2016.
- [6] *Metalcasting Industry Technology Roadmap*, AFS - American Foundrymen's Society North American Die Casting Association Steel Founders' Society of America, 1998.
- [7] C. Hermann, H. Pries und G. Hartmann, *Energie- und ressourceneffiziente Produktion von Aluminiumdruckguss*, Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2013.
- [8] Bayer, „Effiziente Energieverwendung in der Industrie - Teilprojekt "Metallschmelzbetriebe", Effiziente Energienutzung in Nicht-Eisen-Metall-Schmelzbetrieben,“ Landesamt für Umweltschutz (Hrsg.), Augsburg, 2005.
- [9] K. Kerber, „Energie- und ressourceneffiziente Druckgussmaschinen und Peripheriegeräte,“ IDD, Nürnberg, 2014.
- [10] DBU, *Optimierung der Energiebilanz beim Aluminium-Druckguss*, Institut für Füge- und Schweißtechnik, 2006.
- [11] H. Rockenschaub, R. Gschwandtner, R. Strohmaier und E. Zeitelhuber, „Temperierung von Druckgießformen - eine kritische Betrachtung der Heiz- und Kühlleistungen von Temperiergeräten,“ *Die Casting Technical Reports* 11.09.2007, [Online]. Available: www.foundry-planet.com. [Zugriff am Januar 2017].
- [12] D. Angerer, *Modellgestützte Entwicklung thermischer Speicherkonzepte zur Optimierung der Energieeffizienz in der industriellen Prozesstechnik*, Master Thesis, Vienna University of Technology, 2016.
- [13] There are some exceptions which are not discussed here.
- [14] GDA, „Wärmebehandlung von Aluminium-Legierungen - Technische Merkblätter W 7,“ *Gesamtverband der Aluminiumindustrie GDA*, ed.1, 15 September 2007.
- [15] Inkludiert ÖNACE-Gruppen: 24.4, 24.53 und 24.54.
- [16] Statistik Austria, *Standard-Dokumentation Metainformationen (Definitionen, Erläuterungen, Methoden, Qualität) zu den Nutzenergieanalysen*, Statistik Austria, Bearbeitungsstand: 10.12.2013.
- [17] WKA, *Gießereiindustrie - Jahresbericht 2016*, Wirtschaftskammer Österreich, 2016.
- [18] Statistik Austria, *Nutzenergieanalyse (NEA)*, Statistik Austria, 2016.
- [19] T. Heinemann, *Sustainable Production, Life Cycle Engineering*, Switzerland: Springer International Publishing AG Switzerland, 2016.
- [20] J. Lindorfer, K. Fazeni, R. Tichler und H. Steinmüller, „Erhöhung des Einsatzes von erneuerbarem Methan im Wärmebereich,“ JKU Universität Linz / Energie Institut an der JKU Linz, Linz, 2017.
- [21] „Renewable energy hub in Australia,“ [Online]. Available: bp.com.
- [22] Haru Oni hydrogen plant, 2021. [Online]. Available: <https://www.siemens-energy.com/global/en/news/magazine/2021/haru-oni.html>.

Drahtbasierte additive Fertigung der Luftfahrtlegierung AA2024

Christian Schneider-Bröskamp¹, Mathias Silmbroth¹, Thomas Klein¹

¹ LKR Leichtmetallkompetenzzentrum Ranshofen, Austrian Institute of Technology, 5282 Ranshofen, Österreich

1. Einleitung

Die Aluminium-Kupfer Legierung AA2024 wird dank ihrer hohen Festigkeit ($R_{p02} \approx 370 \text{ MPa}$, $R_m \approx 480 \text{ MPa}$ [1]) gepaart mit ausreichender Korrosionsbeständigkeit gerne im Flugzeugbau eingesetzt. Als aushärtbare Knetlegierung wird die Legierung durch klassische Umformprozesse wie Walzen, Tiefziehen oder Fräsen verarbeitet. Vor allem für komplexe Komponenten ist der Materialertrag beim konventionellen Fräsen sehr gering. In der Luftfahrtbranche hat sich der Begriff „*buy-to-fly ratio*“ (BTF) etabliert [2]. Dieser beschreibt das Verhältnis der Masse des Ausgangsblocks vor der Bearbeitung zu der Masse des fertigen Teils. *Buy-to-fly*-Verhältnisse von 10:1 sind in der Luftfahrtindustrie durchaus üblich, das bedeutet, dass nur 10% des Ausgangsmaterials verwendet werden und der Rest recycelt werden muss. Bei der drahtbasierten additiven Fertigung (waDED, *wire-arc directed energy deposition*) hingegen sind BTF-Verhältnisse von nahezu 1 möglich. Dies wird durch endkonturnahe Fertigung mit nur minimaler Endbearbeitung durch Fräsen erreicht.

Die Aluminiumlegierungen der 2xxx-Klasse gelten grundsätzlich als schwer schweißbar, da sie auf Grund ihrer Legierungszusammensetzung zu Heißrissen neigen. Das Aluminium-Kupfer-System weist, vor allem bei niedrigen Kupfer-Gehalten $< 3 \text{ Gew.-%}$ und in Kombination mit Magnesium, ein großes Erstarrungsintervall auf, welches Heißrissbildung begünstigt [3, 4]. Erst neuere Legierungsentwicklungen wie z.B. AA2219 oder 2319 weisen durch ihr angepasstes Legierungsdesign, d. h. $\text{Cu} > 5,8 \text{ Gew.-%}$ und kein Mg, eine erhöhte Schweißbarkeit auf [5, 6].

Der Einsatz der Legierung AA2024 für die drahtbasierte additive Fertigung ist jedoch auf Grund ihrer weiten Verbreitung in der Luft- und Raumfahrt von großem Interesse. Mögliche Einsatzfelder sind Bauteile mit hohem BTF-Verhältnis, aber auch Ersatzteilproduktion oder Reparaturen an bestehenden Komponenten.

2. Fertigungsprozess

Bei der drahtbasierten additiven Fertigung können eine Vielzahl an Wärmequellen, z.B. Lichtbogen, Plasma, Laser, etc., verwendet werden, welche im Normalfall mit einem Robotersystem kombiniert werden. In Ausnahmefällen kommen auch Portalanlagen als Manipulator zum Einsatz.

Die Probenfertigung für diese Versuchsserie wurde robotergestützt (KUKA 8-Achssystem, KR 300 R2700-2) mit dem MIG-Prozess (Fronius CMT TPS4000) im WAM-Labor des Leichtmetallkompetenzzentrum Ranshofens GmbH durchgeführt.

Die wesentlichen Parameter für die Probenherstellung sind in Tabelle 1 zusammengefasst.

Tab. 1: Zusammenfassung der wichtigsten waDED-Prozessparameter.

Drahtdurchmesser	1,2 mm
Kennlinie	CMT
Drahtvorschub	3 m/min
Schweißgeschwindigkeit	12 mm/s
Schutzgas	Argon 15l/min
Zwischenlagentemperatur	~ 125°C
Abschmelzleistung	0,55 kg/h

Als Coupongeometrie wurde ein rechteckiger Hohlzylinder gewählt, da dieser einen kontinuierlichen Aufbauprozess ermöglicht und wenig Verschnitt bei der Probenfertigung anfällt (Abbildung 1). Die Prozessparameter wurden so gewählt, dass sich mit zunehmender Aufbauhöhe ein stabiler Wärmehaushalt einstellt und die Zwischenlagentemperatur bei ca. 125°C liegt.



Abb. 1: Rechteckige Hohlzylinder-Coupons gefertigt mittels waDED aus der Legierung AA2024.

3. Charakterisierung

3.1 Chemische Analyse

Die chemische Analyse mittels optischer Emissionsspektroskopie des Schweißdrahts 2024 und der geschweißten Proben zeigt, dass kein nennenswerter Abbrand von Legierungselementen festzustellen ist (Tabelle 2). Besonders Magnesium neigt dazu, im Schweißprozess abzubrennen und sich als Schmauch an der Oberfläche anzusetzen [7].

Tab. 2: Gegenüberstellung der chemischen Analyse des Schweißzusatzes und der gefertigten Proben.

	Si [m%]	Mg [m%]	Mn [m%]	Fe [m%]	Cu [m%]	Ti [m%]
Draht	0,11	1,51	0,33	0,14	3,73	0,017
waDED Coupon	0,09	1,47	0,33	0,13	3,76	0,015

3.2 Mikroskopische Untersuchungen

Polierte metallographische Querschliffe wurden verwendet, um die Porosität der Proben zu untersuchen und auch auf andere Schweißfehler zu prüfen (Abbildung 2). Über alle Proben hinweg wurde eine niedrige Porosität gefunden. Dabei ist jedoch deutlich eine zeilige Anordnung der Poren, die typisch für den waDED Prozess ist [8], zu sehen. Die meisten Poren befinden sich im Größenintervall von 15-30 µm, jedoch treten auch immer wieder Ausreißer mit einer Größe bis zu 175 µm auf.



Abb. 2: Ausschnitt eines polierten Querschliffs aus einer waDED Probenwand.

Mittels Barker-Ätzung kann die Kornstruktur der Proben sichtbar gemacht werden. Abbildung 3 zeigt die Gegenüberstellung des Gefüges im *as-built* und T6 Zustand für verschiedene Bereiche der Proben. In der Basislage (*bottom*) ist für beide Proben, *as-built* und T6, eine deutliche Ausrichtung

der Körner in Richtung des maximalen Wärmeflusses zu sehen. Mit zunehmender Aufbauhöhe lässt dieser Effekt jedoch nach und ab der dritten Lage stellt sich ein globulares Gefüge ein, welches bis zur obersten Lage stabil bleibt. Eine Abschätzung der Korngröße mit dem Linienschnittverfahren ergab für den *as-built*-Zustand $49\pm 8\ \mu\text{m}$ und für den T6-Zustand $51\pm 5\ \mu\text{m}$.

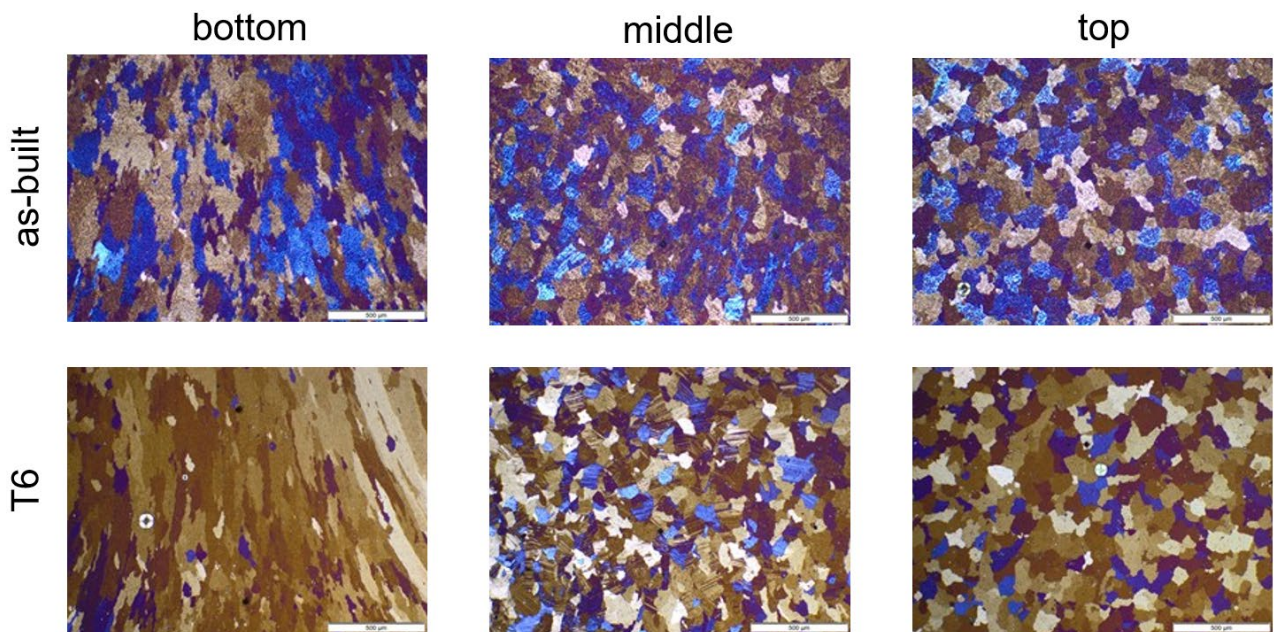


Abb. 3: Gegenüberstellung der Kornstruktur im *as-built*- und T6-Zustand für verschiedene Bereiche der Proben.

Um den Effekt der Wärmebehandlung auf die Mikrostruktur sichtbar zu machen, müssen rasterelektronenmikroskopische (REM) Untersuchungen im Rückstreuелеlektronen-Kontrast durchgeführt werden (Abbildung 4).

In den REM-Bildern sind deutlich Korngrenzensäume im *as-built*-Zustand zu sehen. Dabei handelt es sich um Kupfer- und Magnesium-Seigerungen. Durch eine Lösungsglühung werden diese großteils aufgelöst und anschließend in der Warmauslagerung wieder ausgeschieden. Diese Ausscheidungen sind zu fein, um auf den REM-Aufnahmen sichtbar zu sein.

Kleine Poren hingegen sind auf den REM-Bildern deutlich erkennbar. Es wurden jedoch keine Heißrisse, Erstarrungsrisse oder Anzeichen dafür gefunden.

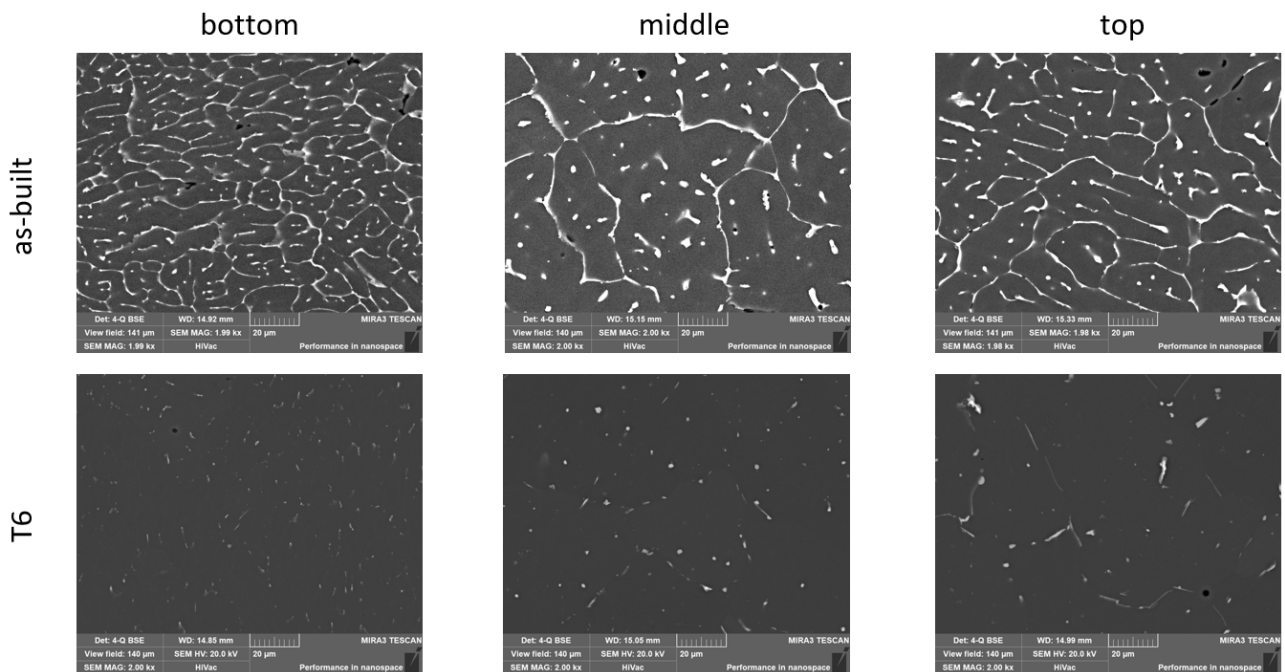


Abb. 4: Gegenüberstellung der Mikrostruktur im *as-built*- und T6-Zustand für verschiedene Bereiche der Proben.

3.3 Mechanisch-technologische Untersuchungen

Bei der Legierung AA2024 handelt es sich um eine aushärtbare Legierung, deren Festigkeit durch gezielte Wärmebehandlung gesteigert werden kann. Eine typische Wärmebehandlung für Al-Legierungen besteht aus der Kombination Lösungsglühen, Wasserabschrecken und Warmauslagern und wird als T6-Zustand bezeichnet. Beim Lösungsglühen (495°C für 1h) wird ein Großteil der Legierungselemente im Mischkristall gelöst, beim Wasserabschrecken „eingefroren“ und bei der anschließenden Warmauslagerung (191°C für 9h) gezielt als festigkeitssteigernde Ausscheidungen ausgeschieden.

Der Vergleich der Härteverläufe von *as-built*- und T6-Zustand (Abbildung 5) zeigt, dass die oben beschriebene Wärmebehandlung einen deutlichen Härteanstieg von ca. 40HV0.1 zur Folge hat. Die Härte bleibt auch über die gesamte Aufbauhöhe konstant, was auf eine gleichmäßige Mikrostruktur (siehe auch „Mikroskopische Untersuchungen“) und gleichmäßige mechanische Eigenschaften schließen lässt. Für den *as-built*-Zustand ist das ein wenig überraschend, da man in der Nähe zum Substrat (auf Grund der höheren Abkühlrate) und in der letzten Lage (mangels fehlender Wiedererwärmung) Unterschiede zum Rest der Probe erwarten würde. In den oben gezeigten REM-Aufnahmen sind auch Unterschiede in den Seigerungsstrukturen erkennbar, jedoch dürften die Unterschiede nicht ausreichen, um sich makroskopisch auf die Härte auszuwirken.

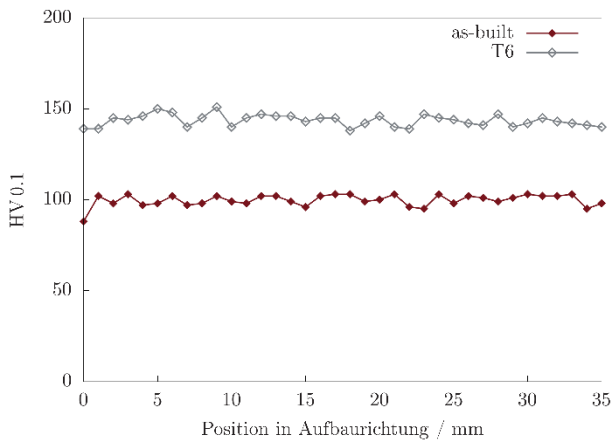


Abb. 5: Gegenüberstellung des Härteverlaufs in Aufbaurichtung im *as-built*- und T6-Zustand.

Die Ergebnisse aus dem Zugversuch an wärmebehandelten waDED-Proben (T6) zeigen, dass das erreichbare Festigkeitsniveau mit konventionellen Fertigungsverfahren mithalten und konkurrieren kann (Abbildung 6 **Fehler! Verweisquelle konnte nicht gefunden werden.**). Die gemessenen Werte für Streckgrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung der waDED-Proben wurden Vergleichswerten aus der Literatur [1] gegenübergestellt. Hervorzuheben ist besonders die geringe Anisotropie zwischen Längs- und Querrichtung, die bei additiven Fertigungsprozessen sonst oftmals auftritt. Lediglich bei der Bruchdehnung im T6-Zustand treten größere Unterschiede in Bezug auf die Probenorientierung auf.

Im *as-built*-Zustand sind die Festigkeitskennwerte auf dem Niveau der kaltharten Legierung 5183, jedoch sind die Bruchdehnungswerte wesentlich niedriger ($R_{p0.2} \approx 140$ MPa, $R_m \approx 290$ MPa, $A \approx 25\%$ [9, 10]).

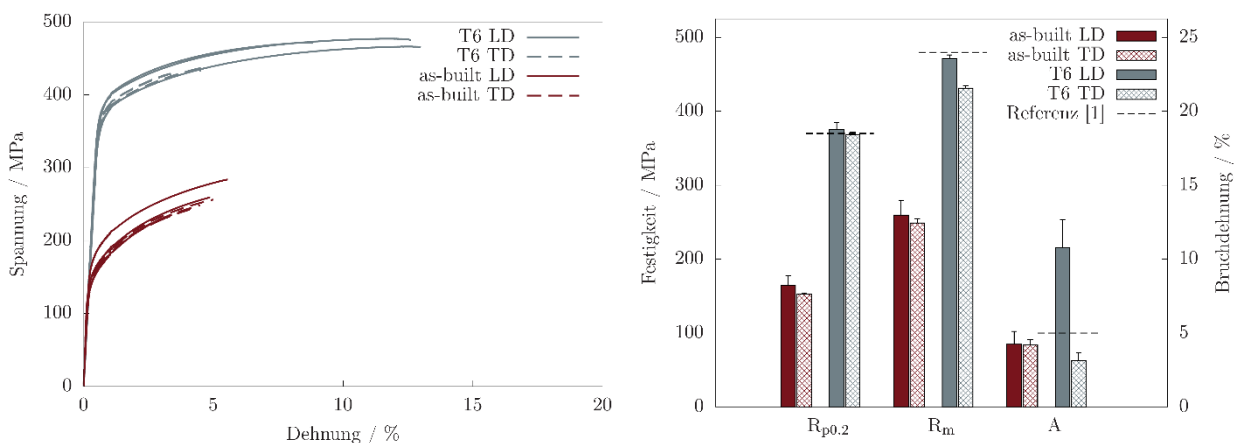


Abb. 6: Gegenüberstellung der Zugversuchskurven im *as-built*- und T6-Zustand (links), Vergleich der mechanischen Kennwerte im *as-built*- und T6-Zustand (rechts). $R_{p0.2}$ = Dehngrenze, R_m = Zugfestigkeit, A = Bruchdehnung, LD = *longitudinal direction* – in Schweißrichtung, TD = *transverse direction* – senkrecht zur Schweißrichtung.

4. Zusammenfassung

Die vorliegenden Untersuchungsergebnisse zeigen, dass die Legierung AA2024 trotz ihrer schlechten Schweißbeignung für die drahtbasierte additive Fertigung verwendet werden kann. Es wurde kein Abbrand von Legierungselementen detektiert, so dass zum einem keine überlegierten Zusatzwerkstoffe verwendet werden müssen und zum anderen auch kein störender (Magnesium-)

Schmauch während des Prozesses entsteht.

Die gefertigten Coupons wiesen durchgehend eine niedrige Porosität auf und es wurden auch keine anderen typischen Schweißfehler, z. B. Lunker oder Einschlüsse, gefunden. Die Kornstruktur ist mit Ausnahme der Basislagen feinkörnig und globular. Die ungefähre Korngröße liegt bei ca. 50 µm.

Die REM-Aufnahmen zeigen deutlich, dass es während des waDED-Prozesses zu Kupfer- und Magnesium-Seigerungen entlang der Korngrenzen kommt. Durch die Lösungsglühung werden diese jedoch wieder aufgelöst und bei der Warmauslagerung in der Matrix ausgeschieden. Trotz der aus der Literatur bekannten hohen Heißrisse neigung dieser Legierung, wurden keine Heißrisse im Gefüge der waDED Proben detektiert.

Der gleichmäßige Härteverlauf, sowohl im *as-built*- als auch im T6-Zustand, deuten zum einen auf einen stabilen Wärmehaushalt während des waDED Prozesses, und zum anderen auf gleichmäßige mechanische Eigenschaften über die gesamte Probenhöhe, hin.

Die im Zugversuch ermittelten Festigkeitskennwerte der T6 waDED-Proben liegen auf ähnlichem Niveau wie die Referenzwerte einer konventionell umgeformten AA2024-Legierung. Auch die in additiv gefertigten Bauteilen häufig auftretende Anisotropie ist nur schwach ausgeprägt. Lediglich bei den Bruchdehnungswerten kommt es hier zu größeren Unterschieden.

5. Literatur

1. ASM Handbook Committee (1991) Heat Treating of Aluminum Alloys. In: ASM Handbook: Volume 4 Heat Treating of Aluminium Alloy, Volume 4. pp 841–879
2. Ding D, Pan Z, Cuiuri D, Li H (2015) Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 81:465–481
3. Soysal T, Kou S (2019) Effect of filler metals on solidification cracking susceptibility of Al alloys 2024 and 6061. *J Mater Process Technol* 266:421–428. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.11.022>
4. Liu J, Kou S (2017) Susceptibility of ternary aluminum alloys to cracking during solidification. *Acta Mater* 125:513–523. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.12.028>
5. Sasabe S (2012) Weld cracking and joint strength of 2219 by MIG welding. *Weld Int* 26:672–682. <https://doi.org/10.1080/09507116.2011.590684>
6. Fang X, Zhang L, Li H, et al (2018) Microstructure evolution and mechanical behavior of 2219 aluminum alloys additively fabricated by the cold metal transfer process. *Materials (Basel)* 11:812. <https://doi.org/10.3390/ma11050812>
7. Klein T, Schnall M (2020) Control of macro-/microstructure and mechanical properties of a wire-arc additive manufactured aluminum alloy. *Int J Adv Manuf Technol* 108:235–244. <https://doi.org/10.1007/s00170-020-05396-6>
8. Klein T, Schnall M, Gomes B, et al (2021) Wire-arc additive manufacturing of a novel high-performance Al-Zn-Mg-Cu alloy: Processing, characterization and feasibility demonstration. *Addit Manuf* 37:101663. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101663>
9. Gierth M, Henckell P, Ali Y, et al (2020) Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM) of aluminum alloy AlMg5Mn with energy-reduced Gas Metal Arc Welding (GMAW). *Materials (Basel)* 13:1–22. <https://doi.org/10.3390/ma13122671>
10. Horgar A, Fostervoll H, Nyhus B, et al (2018) Additive manufacturing using WAAM with AA5183 wire. *J Mater Process Technol* 259:68–74. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.04.014>

Herausforderungen beim Schmieden von Aluminiumkomponenten für Sonderanwendungen im Automobilbereich

Thomas Hatzenbichler¹, Nikolaus Papenberg²

¹Krenhof GmbH, Industriestr. West 2, 8605 Kapfenberg, Österreich

²LKR Leichtmetallkompetenzzentrum Ranshofen, Austrian Institute of Technology, Lamprechtshausenerstr. 61, 5282 Ranshofen, Österreich

Geschmiedete Aluminiumlegierungen haben hervorragende Eigenschaften im Leichtbau für hochbelastete Teile. Daher werden diese als Fahrwerksteile in Millionen von Fahrzeugen eingesetzt. Im Unterschied zu anderen Herstellern ist die Krenhof GmbH in einem Nischenmarkt für so genannte "High Performance Cars" und "Hypercars" sowie für Rennsportanwendungen tätig. In diesem Markt liegt die jährliche Produktion zwischen einigen hundert Teilen bis hin zu ca. 15.000 Fahrzeugen pro Jahr. Im Vergleich zur typischen Massenproduktion, in der einige 100.000 Autos pro Jahr hergestellt werden, stellen diese speziellen Märkte besondere Anforderungen an die gesamte Produktionskette in Bezug auf Materialien und Prozesse. Zu diesem Zweck werden oft spezielle Materialien und maßgeschneiderte Produktionsverfahren eingesetzt, die sich oft deutlich von den in der Massenproduktion angewandten unterscheiden, um die Anforderungen dieser speziellen Märkte sowohl in technischer als auch in kommerzieller Hinsicht zu erfüllen.

Um dies gewährleisten zu können, muss jeder einzelne Entwickler bei Krenhof ein sehr umfassendes Wissen sowohl über Material, Simulation, Konstruktion, Wärmebehandlung etc. abdecken, um entsprechende Sonderprozesse maßgeschneidert auslegen zu können. Die Simulation der Umformprozesse, welche bei Krenhof mit der „Special Purpose“ Software Deform™ durchgeführt wird, stellt hier ein unverzichtbares Werkzeug in der Auslegung der Schmiedeprozesse dar. Um den vergleichsweise hohen Anteil der Werkzeugkosten für geringe Stückzahlen zu reduzieren, wurden in der Vergangenheit Sonderverfahren wie beispielsweise das „Near Net Shape“ Schmieden von Fahrwerksteilen entwickelt und als kosteneffiziente Methode am Markt etabliert. Als Nebeneffekt kann mit dieser Methode das Leichtbaupotential für jedes so hergestellte Bauteil voll ausgeschöpft werden, da durch diese Methode geringere Wanddicken, engere Toleranzen sowie geringe Radien am Fertigteil realisiert werden können.

In diesem speziellen technischen Umfeld (höchste Belastungen, oftmals geringe Korrosionsanforderungen) kommen zur Leistungssteigerung der Komponenten auch sehr häufig Sonderwerkstoffe zum Einsatz, wie sie sonst in einem Großserienautomobil nicht zu finden sind. Ein Beispiel dafür ist die Aluminiumlegierung AA 7055, mit der Zugfestigkeiten > 700 MPa im T6-Zustand gesichert erreicht werden können.

Um auch auf neue Anforderungen in diesem speziellen Markt reagieren zu können, begleitet Krenhof immer auch diverse Forschungsaktivitäten zum Thema „neue Materialien“. Ein Beispiel dafür ist die schmiedetechnische Entwicklung einer neuartigen aushärtbaren Mg-Al-Ca Legierung im Rahmen des AIT/LKR-Projekts „Amalfi“. Im Zuge dieses Projektes konnten an den Anlagen von Krenhof bereits erste Demonstratorbauteile hergestellt werden, welche von AIT/LKR für weitere Forschungsaktivitäten genutzt wurden.

Entwicklung eines aktiven Einsatzes zur Verbesserung der mechanischen Eigenschaften im Niederdruckgießen

Development of an active insert for improving the mechanical properties in low pressure die casting

Christoph Gayer¹, Simon Frank², Lukas Kiessling², Stefan Gneiger², Rudolf Gradinger², Stefan Leuders¹

¹ voestalpine Additive Manufacturing Center GmbH, Hansaallee 321, 40549 Düsseldorf, Deutschland

² LKR Leichtmetallkompetenzzentrum Ranshofen, Austrian Institute of Technology, Lamprechtshausenerstraße 61, 5282 Ranshofen-Braunau, Österreich

Abstract

Das Niederdruckgießen (engl. Low Pressure Die Casting, LPDC) ist ein weit verbreitetes Verfahren für die Herstellung von Automobilkomponenten. An diese Komponenten werden hohe mechanische Anforderungen gestellt, die innerhalb der Prozessgrenzen des LPDC nicht immer reproduzierbar zu erreichen sind. Um die Machbarkeit der Teile zu gewährleisten, werden in der Praxis bestimmte Bereiche überdimensioniert, um das Füllverhalten und damit die lokalen mechanischen Eigenschaften zu verbessern. Für diese Herausforderung der hohen mechanischen Anforderungen wurde ein aktiver Einsatz entwickelt, der den Gießprozess mittels magnetohydrodynamischer Prinzipien aktiv beeinflusst und damit die Bauteilqualität maßgeblich verbessert (vgl. Abb. 1). Die Prozesssicherheit durch Porositätsreduzierung konnte im Vergleich zu bestehenden LPDC-Bauteilen erhöht werden. Zur Charakterisierung wurden Zugversuche und Gefügeanalysen durchgeführt. Es konnte nachgewiesen werden, dass die gegossenen Teile eine Verringerung der durchschnittlichen Korngröße, ein homogeneres Gefüge und eine verringerte lokale dendritische Porosität aufweisen, was zu einer Vergrößerung der Zugfestigkeit und Dehnung von Probekörpern aus AISi7Mg0,3 führt.

Schlüsselwörter: LPDC, aktiver Einsatz, Kornfeinung, Verringerung der Porosität, Gefügeverbesserung, Automobilkomponenten

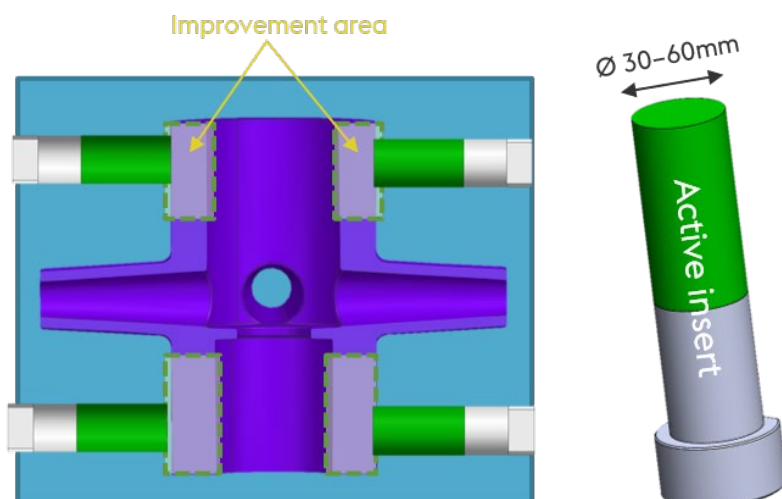


Abb. 1: Schema eines aktiven Einsatzes in einer Kokille

Dosiersysteme der nächsten Generation für die Strukturbauteile der Zukunft

Rainer Burgstaller (Vortragender)¹, Simon Frank², Roger Rapp¹, Angela Harrison²

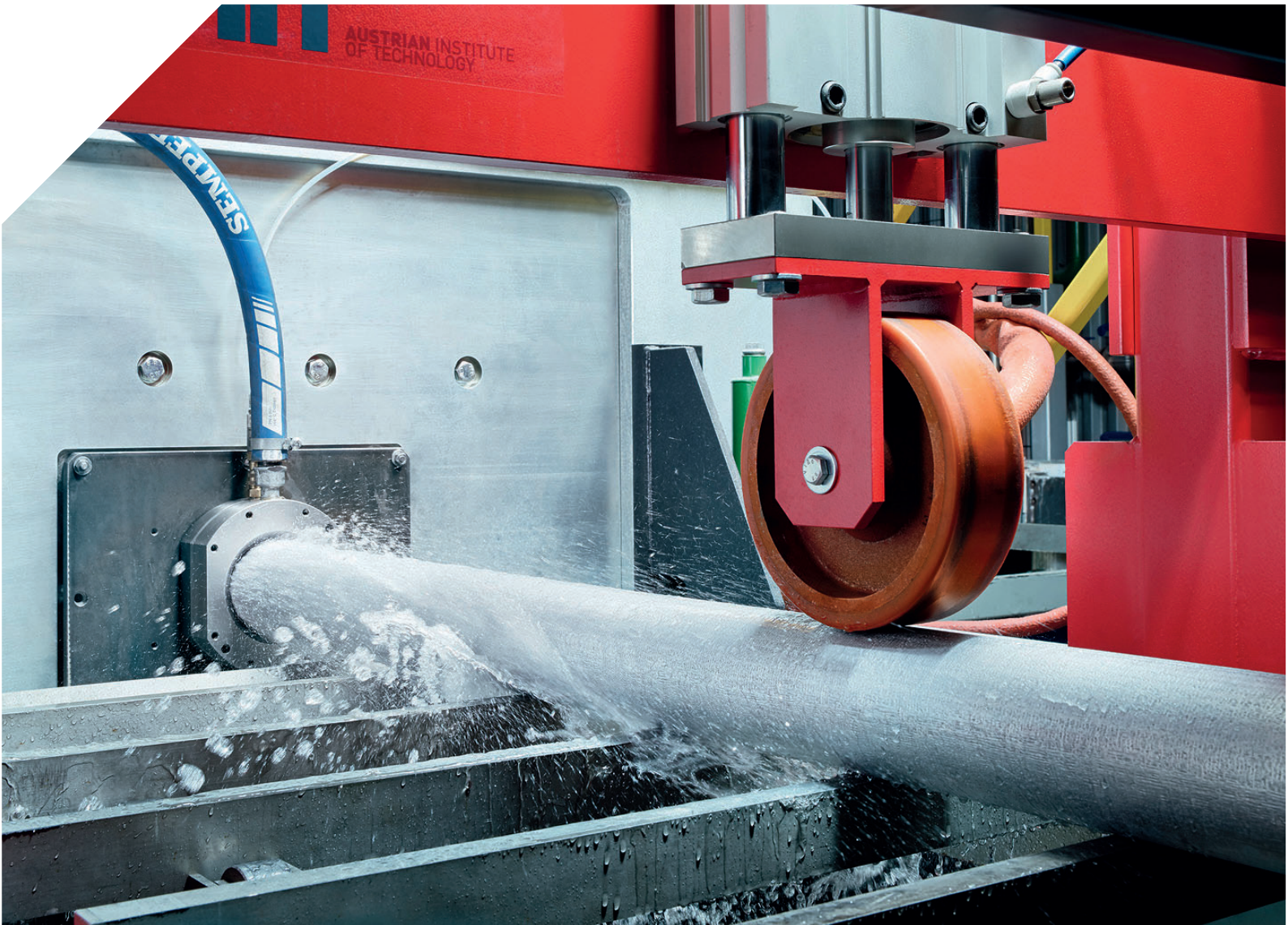
¹ MELTEC Industrieofenbau GmbH, Österreich

² LKR Leichtmetallkompetenzzentrum Ranshofen, AIT Austrian Institute of Technology, Österreich


Mit dem Bau des Modells Y hat Tesla für Gussanwendungen im Automobil neue Maßstäbe gesetzt. Hergestellt werden Vorder- und Hinterachsträger auf Giga-Pressen mit Schließkräften bis zu 6.200 Tonnen. Mit dieser Maschinengröße muss sich der Trend notwendigerweise auch im Bereich der Gießzellen-Peripherie fortsetzen und führt zu deutlich höheren Dosiergewichten, womit abermals die Anforderungen an die Dosiertechnik steigen. Daher hat die Fa. MELTEC Industrieofenbau GmbH ihre eigene Vakuum-Dosiertechnik auf das nächste Level gehoben und bietet nunmehr hocheffiziente und ressourcenschonende Dosierlösungen für Schussgewichte bis zu 150 kg Aluminium an.

MELTEC produziert bereits seit über 20 Jahren High-End Ofen- und Dosiertechnik für die Druckgussindustrie. Die wesentliche Herausforderung besteht dabei in der dosierten Überführung der Aluminium-Schmelze vom Ofen zur Gießkammer. Der Fokus liegt dabei einerseits auf der hochpräzisen Schmelzemenge sowie andererseits auf Temperaturkonstanz und minimierter Oxidbildung bei der Aufnahme, Überführung und Abgabe der Schmelze. Mit der 2011 entwickelten neuartigen Vakuum-Schmelzdosierung hat MELTEC ein System entwickelt, das diesen Herausforderungen mehr als gerecht wird. Für Schussgewichte bis 40 kg Aluminium ist das System seit vielen Jahren am Markt etabliert und wird über einen breiten Branchenmix erfolgreich eingesetzt.

Die modernen Maschinengrößen von 5.000 Tonnen und aufwärts werden dazu beitragen, die Bauteilfertigung im Sinne von Effizienz, Nachhaltigkeit und schließlich auch Umweltverträglichkeit zukunftsfit zu gestalten. MELTEC bietet hier mit der neuen Generation der Dosiertechnik bis 150 kg Aluminium einen essenziellen Baustein, um diesen Druckgießprozess stabil sicherzustellen.



Wir danken unseren Partnern und Sponsoren!

 Bundesministerium
Klimaschutz, Umwelt,
Energie, Mobilität,
Innovation und Technologie

AMAG
AUSTRIA METALL

4Q
ENGINEERING

 GATAN /  EDAX
AMETEK

voestalpine
ONE STEP AHEAD.

MELTEC
www.meltec.at

HPI
EBNER GROUP MEMBER