

**DIGITAL  
KONFERENZ**

# 11. RANSHOFENER LEICHTMETALLTAGE

Leichtmetalle, Werkstoff- und Prozesstechnologien  
im Kontext von Dekarbonisierung und Digitalisierung

**3. SEPTEMBER 2020**

[www.lmt.ait.ac.at](http://www.lmt.ait.ac.at)

# LEICHTMETALLE, WERKSTOFF- UND PROZESSTECHNOLOGIEN IM KONTEXT VON DEKARBONISIERUNG UND DIGITALISIERUNG


Herausgegeben von:

Dr. C. M. Chimani

Prof. Dr. P. J. Uggowitzer

Dr. J. A. Österreicher





ISBN-13: 978-3-902092-11-3

Sammelband der wissenschaftlichen Papers der Konferenz „11. Ranshofener Leichtmetalltage 2020 - Digitalkonferenz“ des LKR Leichtmetallkompetenzzentrum Ranshofen. Die Tagung stand unter der Leitung von Dr. C. M. Chimani, Geschäftsführer des LKR.

Die Beiträge der Speaker werden inhaltlich unverändert, in der von den Autoren zur Verfügung gestellten Fassung, 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.

© 2020 by LKR-Verlag

5282 Ranshofen  
Österreich  
Tel. 0043/50550/6900  
Fax 0043/50550/6901  
[www.ait.ac.at/lkr](http://www.ait.ac.at/lkr)

Alle Rechte vorbehalten.

# VORWORT

Die 11. Ranshofener Leichtmetalltage fanden heuer zum ersten Mal in digitaler Form statt!

Am 03.09.2020 veranstaltete das LKR Leichtmetallkompetenzzentrum Ranshofen bereits zum 11. Mal die „Ranshofener Leichtmetalltage“, heuer allerdings das erste Mal, Covid-19-bedingt, in einem digitalen Format. Der vorliegende Tagungsband enthält die schriftliche Version der präsentierten Beiträge und wir möchten darauf hinweisen, dass die Videos der Tagung ab 2021 auf unserer Homepage frei verfügbar sein werden.

Der Fokus der 11. Tagung stand klar im Zeichen von Dekarbonisierung und Digitalisierung. Die erste Session „Werkstoffentwicklung und Materialcharakterisierung“ war geprägt durch die Präsentation neuartiger Legierungskonzepte im Aluminium- und Magnesiumbereich. Die zweite Session „Prozessentwicklung – experimentell und numerisch“ enthielt Vorträge zum Thema Digitalisierung von Industrieprozessen sowie intelligente Produkte für und durch digitale Prozesse. Das Thema der dritten Session gibt bereits den inhaltlichen Schwerpunkt preis: „Zukunftstechnologie Additive Fertigung“.

Das LKR Leichtmetallkompetenzzentrum Ranshofen ist in der Entwicklung von Leichtmetallen, deren Verarbeitung und Einsatz als Leichtbaukomponenten bis hin zum Recycling, ein verlässlicher Forschungspartner für die Industrie und Wissenschaft. Um auch in Krisenzeiten als Innovationsmotor aktiv zu sein und um aktuelle Forschungsergebnisse und Technologien zu präsentieren, hat sich das LKR Leichtmetallkompetenzzentrum Ranshofen für die Umsetzung der 11. Ranshofener Leichtmetalltage als Digitalevent entschieden.

In diesem Sinne bedanken wir uns bei allen Autor\*innen für die Beiträge und die hohe Qualität der Arbeiten und bei allen Teilnehmer\*innen der 11. Ranshofener Leichtmetalltage für Ihr Interesse. Wir wünschen allen Leser\*innen viel Vergnügen beim Lesen dieses Tagungsbands.

Dr. C. M. Chimani



# INHALTSVERZEICHNIS

## WERKSTOFFENTWICKLUNG UND MATERIALCHARAKTERISIERUNG

### Keynote

<b>Crossover-Legierungen: Aushärtung und Verformungspotenzial</b> .....	7
---	---

Assoz.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. mont. Stefan Pogatscher | Montanuniversität Leoben

<b>Standzeitverlängerung der 3D gedruckten Druckguss-Formeinsätze durch die effiziente kornnahe Kühlung und durch den Einsatz eines neuartigen Warmarbeitsstahls</b> .....	13
--	----

Dr. Waldemar Sokolowski | Oskar Frech GmbH + Co. KG

<b>Kupferhaltige AlSi-Lote zum flussmittelfreien Hartlöten von AlCu-Mischverbindungen</b> .....	19
---	----

M.Sc. Ann-Kathrin Sommer | MAHLE International GmbH

## PROZESSENTWICKLUNG - EXPERIMENTELL UND NUMERISCH

### Keynote

<b>Digitalisierung kontinuierlicher Prozesse in der Werkstoffherstellung</b> .....	27
--	----

Dr.-mont. Werner Fragner | AMAG Austria Metall GmbH

<b>Materialmodellierung und Prozesssimulation in der Leichtmetallindustrie</b> .....	40
--	----

Dr.tech. Evgeniya Kabliman | LKR Leichtmetallkompetenzzentrum Ranshofen GmbH

<b>Magnetic Induction Casting - Innovative Lösung für verbesserten Niederdruckguss</b> .....	47
--	----

Dipl.-Ing. Harald Sehrschön | FILL GmbH

## ZUKUNFTSTECHNOLOGIEN

### Keynote

<b>Extremer Leichtbau durch innovative Warmumformung "HDF" Technology</b> .....	63
---	----

Prof. Jürgen Hirsch | Hydro Aluminium Rolled Products GmbH

<b>Drahtbasierte additive Fertigung von hoch-performanten Al-Zn-Mg-Cu Legierungen</b> .....	73
---	----

Dr. Thomas Klein | LKR Leichtmetallkompetenzzentrum Ranshofen GmbH

<b>Entwicklung einer ECAP Anlage mit integriertem digitalen Schatten</b> .....	80
--	----

DI Andreas Schwarz-Gsaxner & Prof. Martin Stockinger | Montanuniversität Leoben

# WERKSTOFFENTWICKLUNG UND MATERIAL- CHARAKTERISIERUNG



# CROSSOVER-LEGIERUNGEN – AUSHÄRTUNG UND VERFORMUNGSPOTENZIAL

Stefan Pogatscher<sup>1,\*</sup>, Lukas Stemper<sup>1</sup>, Peter J. Uggowitzer<sup>1</sup> und Werner Fragner<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Lehrstuhl für Nichteisenmetallurgie, Montanuniversität Leoben, Österreich

<sup>2</sup> AMAG Austria Metall GmbH, Ranshofen, Österreich

\* stefan.pogatscher@unileoben.ac.at

## 1. EINLEITUNG

In den letzten Jahrzehnten haben sich die CO<sub>2</sub>-Emissionen durch die rasante Entwicklung des Verkehrs- und Transportsektors deutlich erhöht, was zu schädlichen Veränderungen des globalen Klimas geführt hat [1,2]. Das gestiegene politische Bewusstsein und die zunehmende wirtschaftliche Bedeutung haben die Forschungs- und Entwicklungsaktivitäten zur Bewältigung dieser Herausforderung verstärkt.

Der Einsatz von Materialien mit geringer Dichte, wie z. B. Aluminiumlegierungen, als Ersatz für Stahl mit hoher Dichte, ist ein gut etablierter, aber nicht besonders innovativer Ansatz zur Minderung von Treibhausgasemissionen, welcher zusätzlich durch das eingeschränkte Eigenschaftsspektrum kommerziell verfügbarer Aluminiumlegierungen limitiert ist. Ein wesentlicher Punkt, um deren breitere Verwendung zu etablieren ist daher die Entwicklung neuer und nachhaltiger Legierungen, die den zunehmenden Anforderungen, wie z. B. den vielfältigen Einsatzbedingungen und den damit verbundenen technischen Kriterien, insbesondere hinsichtlich Festigkeit und Duktilität, gerecht werden. Momentan erfordern diese Umstände die Verwendung mehrerer unterschiedlicher Legierungskonzepte und schränken daher die Recyclingfähigkeit am Ende der Lebensdauer eines Produkts ein [3–6]. Ein vielversprechender Ansatz zur Lösung dieses Problems ist die Etablierung von Einheitslegierungen, welche erwünschte Materialeigenschaften und Recyclingfähigkeit kombinieren.

Dies ist genau jene Nische, für die Crossover-Legierungen (oder X-alloys) konzipiert sind. Das „X“ in X-Legierungen steht für „cross“ bzw. „crossover“ (zu Deutsch „Kreuz“ oder „Kreuzungen“) und bezieht sich auf den angewandten Entwicklungsansatz, welcher für diese neue Klasse von Legierungen gewählt wurde und im folgenden Abschnitt näher beschrieben wird.

## 2. ENTWICKLUNGSANSATZ

Die aktuelle Klassifizierung von Aluminiumknetlegierungen basiert auf dem primären Legierungsbestandteil, z. B. Cu in Legierungen der 2xxx-Serie (Al-Cu) oder Mg in Legierungen der 5xxx-Serie (Al-Mg). Innerhalb dieser Klassen variieren die Materialeigenschaften in einem relativ großen Bereich, aber im Vergleich zu anderen Legierungsklassen lässt sich zumindest bei einigen signifikanten Merkmalen ein Gesamttrend beobachten.

Die grundsätzliche Idee hinter der Entwicklung von X-Legierungen ist es nun, diese Trends zu nutzen und die gewünschten Materialeigenschaften durch Legierungsdesign zu kombinieren. In dieser ersten Phase besteht das Hauptziel der X-Legierungen darin, die Limitierungen, welche sich oft aus dem Kompromiss zwischen hoher Festigkeit und guter Verformbarkeit ergeben, zu überwinden. Um Legierungen oder Legierungsklassen zu identifizieren, die die gewünschten Eigenschaften bestmöglich erfüllen, wurden die Merkmale Streckgrenze und Bruchdehnung verschiedener Legierungen und Legierungsklassen in Abbildung 2.1 zusammengefasst. Die Legierungen der 7xxx-Reihe (rote Diamanten) zeigen unbestreitbar die höchsten Werte bei der Streckgrenze, während die Legierungen der 6xxx-Reihe (violette Dreiecke) die höchsten Werte bei der Bruchdehnung aufweisen. Da die Bruchdehnung möglicherweise kein absolut zuverlässiges Maß für die Verformbarkeit ist, müssen zusätzliche Informationen berücksichtigt werden.

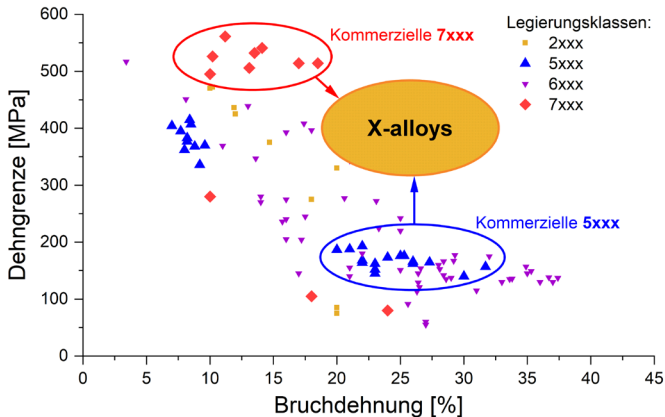


Abb. 2.1: Gegenüberstellung von Streckgrenze und Bruchdehnung verschiedener Aluminiumlegierungen unter nicht spezifizierten Bedingungen, gruppiert nach Legierungsklassifizierung.

Untersuchungen ergaben, dass kommerzielle Legierungen der 6xxx-Serie (Al-Mg-Si) derzeit den Markt für Knetlegierungen auf Aluminiumbasis dominieren (~60 %), da sie ein ausgezeichnetes Warmaushärtungspotenzial, hohe Oberflächenqualität sowie gute Korrosionsbeständigkeit aufweisen. Andererseits ist ihre Streckformbarkeit aufgrund der geringen Kaltverfestigung begrenzt [5]. Es wurden daher mehrere Versuche unternommen, dieses Problem auszuräumen [7–9], ein endgültiger und zuverlässiger Lösungsansatz konnte jedoch noch nicht gefunden werden.

Im Gegensatz zur 6xxx-Serie weisen kommerzielle Legierungen der 5xxx-Serie (Al-Mg, blauer Kreis in Abbildung 2.1) ein hohes Maß an Gleichmaßdehnung und Kaltverfestigung [10] auf, wodurch sie bei komplexen Umformoperationen bevorzugt werden. Allerdings sind die eingeschränkte Oberflächenqualität durch die Bildung von Fließfi

guren [11,12] und die nur mäßige Festigkeit [13,14] limitierende Faktoren für deren breitere Anwendung.

Auf der Grundlage der gesammelten Informationen ist es höchst wünschenswert, dass neue Legierungen sowohl hohe Streckgrenzen (z.B. jene der Legierungen der 7xxx-Serie) als auch die gute Kaltverfestigung der Legierungen der 5xxx-Serie kombinieren. Genau diese vorteilhafte Kreuzung von Materialeigenschaften wurde durch unseren Ansatz der X-Legierungen realisiert.

### 3. AUSHÄRTUNGS- UND VERFORMUNGSPOTENZIAL

X-Legierungen basieren auf kommerziell erhältlichen Legierungen der 5xxx-Serie und sind mit unterschiedlichen Mengen an Zn, Cu und Ag modifiziert, um eine Warmaushärtbarkeit, ähnlich jener in Legierungen der 7xxx-Serie zu erreichen. Einige der Resultate sind in Abbildung 3.1 dargestellt. Alle untersuchten Legierungen zeigen bei der Warmauslagerung eine signifikante Aushärtung, die durch Anpassung der chemischen Zusammensetzung gezielt verändert werden kann (Abbildung 3.1 links). Ein Vergleich der Mikrostruktur von X-Legierung 1, 2 und 3 in überaltertem Zustand (Abbildung 3.2) zeigt in allen drei Legierungen T-Phasen-Ausscheidungen, welche durch ihre charakteristischen Beugungsmuster (Diffraction Pattern, DP) identifiziert werden. Diese sind für die Aushärtung verantwortlich und treten auch in einigen kommerziellen Legierungen der 7xxx-Serie auf. Detaillierte Informationen über ihre Entwicklung sind jedoch noch begrenzt. Umso interessanter ist daher die Feststellung, dass die chemische Zusammensetzung der Legierung die Konstitution, Größe, Anzahl und Morphologie dieser Härtephase stark beeinflusst.

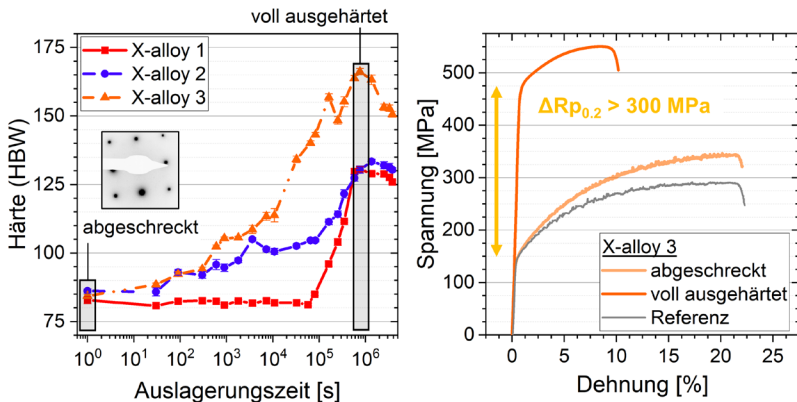


Abb. 3.1: Härteentwicklung von X-Legierungen während der Warmaushärtung (links) und Zugversuchskurven der X-Legierung 3 im weichen und harten Zustand (rechts). Referenz entspricht EN AW-5182 im vorgesehenen Umformzustand [15]

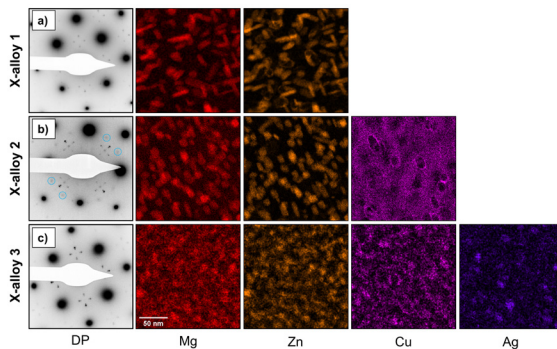


Abb. 3.2: Beugungsmuster (DP) und EDX-Messungen auf Basis ausgewählter Legierungselemente von X-Legierung 1 (a), X-Legierung 2 (b) und X-Legierung 3 (c) in überaltertem Zustand. Der Maßstabsbalken in der EDX-Messung von Mg in (c) gilt für alle gezeigten EDX-Messungen [15].

Zugversuche an der vielversprechendsten X-Legierung 3 (Abbildung 3.1 rechts) ergaben eine vorteilhafte Dehnungsperformance in weichem Zustand sowie eine außergewöhnlich hohe Streckgrenze von über 460 MPa im maximal ausgehärteten Zustand (T6) bei gleichzeitig deutlicher Kaltverfestigung. Natürlich ist noch intensive Forschung notwendig, um eine vollständige industrielle Nutzung zu erreichen, aber auf der Grundlage der oben dargestellten Ergebnisse zeigen X-Legierungen ein hohes Potenzial für zukünftige Anwendungen.

#### 4. MÖGLICHE ANWENDUNGSGEBIETE

Um das Anwendungspotenzial solcher neu entworfenen X-Legierungen zu bewerten, wurden zusätzliche Experimente mit einem hohen Grad an industrieller Relevanz durchgeführt. Um das Verhalten einer ausgewählten X-Legierung z. B. im Zuge superplastischer Umformprozesse (SPF) zu untersuchen, wurde ein Wärmebehandlungsschema, wie in Abbildung 4.1 a gezeigt, angewendet. Verschiedene Lösungsglühbehandlungen bei verschiedenen Temperaturen (T1, T2 und T3) und unterschiedlichen Abschreckstrategien wurden durchgeführt, um den „thermischen Einfluss“ einer superplastischen Umformoperation (FS) zu simulieren. Die Proben wurden sowohl ohne (R1) als auch mit (R2) Vorauslagerung (PA) dem abschließenden Lackeinbrennen (PB), welches normalerweise an Autokarosserien zur Lacktrocknung durchgeführt wird, ausgesetzt. Für jeden Parametersatz der Umformung (FS) wurden Zugversuche über den gesamten Verarbeitungsweg durchgeführt. Die Ergebnisse der Zugversuche für den vorteilhaftesten FS-Parametersatz sind in Abbildung 4.1 b dargestellt. Während die Lackeinbrennreaktion bei fehlender Vorauslagerung nur geringfügig ist (R1), wurde eine signifikante Erhöhung der Streckgrenze um etwa 130 MPa beobachtet, wenn die Lackeinbrennreaktion bei fehlender Vorauslagerung nur geringfügig ist (R1), wurde eine signifikante Erhöhung der Streckgrenze um etwa 130 MPa beobachtet, wenn eine Vorauslagerung in den Verarbeitungsweg einbezogen wurde (R2). Warm-



zugversuche an X-Legierung 4 (Abbildung 4.1 c) ergaben ferner, dass die gewählte Legierungszusammensetzung das Warmverformungsverhalten nicht nachteilig beeinflusst und dass unter ähnlichen Versuchsbedingungen sogar höhere Dehnungen im Vergleich zu einer kommerziellen Referenzlegierung erzielt werden können.

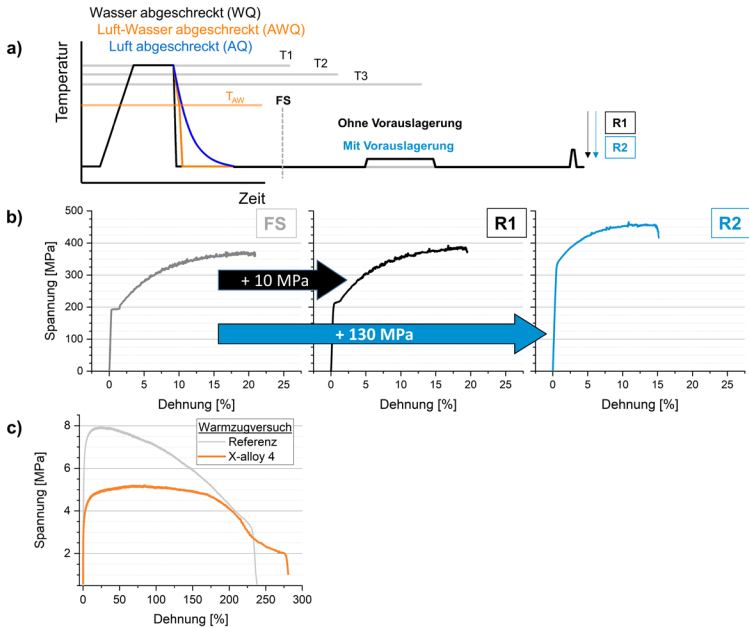


Abb. 4.1: (a) Schematischer Temperaturverlauf der durchgeführten Versuche für Route 1 (R1, schwarz) und Route 2 (R2, blau), (b) Raumtemperatur-Zugversuchskurven entsprechend den Bedingungen FS, R1 und R2 markiert in (a) für X-alloy 4, (c) Warmzugversuchskurve von X-alloy 4 und einer Referenzlegierung [EN AW-5083] [16]. [15].

## 5. ZUSAMMENFASSUNG

Durch die Anwendung des neu eingeführten Ansatzes der Crossover-Legierungen wurde eine Generation von Legierungen entwickelt, die den heutigen und zukünftigen Werkstoffanforderungen nicht nur in Verkehr und Transport, sondern auch in hochtechnologischen Bereichen wie Luft- und Raumfahrt und Energie gerecht werden könnte. X-Legierungen kombinieren sowohl gute Formbarkeit als auch hohe Festigkeit; vorteilhafte mechanische Eigenschaften, die entweder durch Legierungskomposition und/oder durch eine angepasste thermische Behandlungsstrategie fein abgestimmt werden können. Aufgrund ihres breiten Spektrums an mechanischen Eigenschaften haben diese Legierungen das Potenzial, den momentan eingesetzten Mix aus verschiedenen Aluminiumlegierungen zu ersetzen, wodurch die Etablierung von Einheitslegierungen realistischer denn je erscheint. Ungeachtet der vielversprechenden Ergebnisse, ist dies erst der Anfang eines langen Weges intensiver und detaillierter Forschung, da viele wesentliche Aspekte noch gar nicht untersucht

wurden. Die Zukunftsaussichten für X-Legierungen sind jedoch bereits jetzt mehr als vielversprechend.

## 6. DANKSAGUNG

Der Artikel entspricht weitestgehend dem Beitrag „X-LEGIERUNGEN“ erschienen in der AMAG Kunden- und Marktinformation AluReport 02/2020. Wir bedanken uns herzlichst für die gemeinsame Arbeit und die Möglichkeit, die Erkenntnisse hier in wissenschaftlichem Rahmen darstellen zu dürfen.

## 7. LITERATUR

- [1] J. Hirsch, Recent development in aluminium for automotive applications, Transactions of Nonferrous Metals Society of China 24 (2014) 1995–2002, [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(14\)63305-7](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(14)63305-7).
- [2] J. Hirsch, Aluminium in Innovative Light-Weight Car Design, Mater. Trans. 52 (2011) 818–824, <https://doi.org/10.2320/matertrans.L-MZ201132>.
- [3] D. Raabe, C.C. Tasan, E.A. Olivetti, Strategies for improving the sustainability of structural metals, Nature 575 (2019) 64–74, <https://doi.org/10.1038/s41586-019-1702-5>.
- [4] S.K. Das, J.A.S. Green, J.G. Kaufman, The development of recycle-friendly automotive aluminum alloys, JOM 59 (2007) 47–51.
- [5] Cui Jirang, H.J. Roven, Recycling of automotive aluminum, Transactions of Nonferrous Metals Society of China 20 (2010) 2057–2063.
- [6] D. Carle, G. Blount, The suitability of aluminium as an alternative material for car bodies, Mat. Des. 20 (1999) 267–272.
- [7] A.H. Naronikar, H.A. Jamadagni, A. Simha, B. Saikiran, Optimizing the Heat Treatment Parameters of Al-6061 Required for Better Formability, Materials Today: Proceedings 5 (2018) 24240–24247.
- [8] H. Zhong, P.A. Rometsch, X. Wu, L. Cao, Y. Estrin, Influence of preageing on the stretch formability of Al-Mg-Si automotive sheet alloys, Mater. Sci. Eng., A 697 (2017) 79–85.
- [9] H. Zhong, P.A. Rometsch, L. Cao, Y. Estrin, The influence of Mg/Si ratio and Cu content on the stretch formability of 6xxx aluminium alloys, Mater. Sci. Eng., A 651 (2016) 688–697.
- [10] F. Ostermann, Anwendungstechnologie Aluminium, Springer Berlin Heidelberg, Berlin/Heidelberg, 2014.
- [11] W. Sylwestrowicz, E.O. Hall, The deformation and ageing of mild steel, Proceedings of the Physical Society, Section B 64 (1951) 495.
- [12] A. Portevin, F. Le Chatelier, Sur un phénomène observé lors de l'essai de traction d'alliages en cours de transformation, Comptes Rendus de l'Académie des Sciences Paris 176 (1923) 507–510.
- [13] R.E. Sanders, S.F. Baumann, H.C. Stumpf, Non-heat-treatable aluminum alloys, Aluminum Alloys: Their Physical and Mechanical Properties 3 (1986) 1441–1484.
- [14] H.-P. Falkenstein, W. Gruhl, Forming Behavior of Aluminum, Bänder-Bleche- Rohre 19 (1978) 265–268.
- [15] L. Stemper, M.A. Tunes, P. Oberhauser, P.J. Uggowitzer, S. Pogatscher, Age-hardening response of AlMgZn alloys with Cu and Ag additions, Acta Mater. 195, (2020) 541–554.
- [16] L. Stemper, Novel alloy design strategies for high strength car body parts manufactured by super plastic forming, TMS 2020 - Annual Meeting & Exhibition San Diego, 2020.



# STANDZEITVERLÄNGERUNG 3D-GEDRUCKTER DRUCKGUSS-FORMEINSÄTZE DURCH EFFIZIENTE KONTURNAHE KÜHLUNG UND DURCH DEN EINSATZ EINES NEUARTIGEN WARMARBEITSSTAHL

Dr. Waldemar Sokolowski\*

Oskar Frech GmbH + Co. KG, Schorndorf, Deutschland

\*Aspacher.Ronny@frech.com, Clauss.Nikolai@frech.com

## 1. EINLEITUNG

Dank des 3D-Drucks von Metallen ist es möglich, Formeinsätze additiv herzustellen, die mit komplexen, konturnahen Kühlkanälen ausgestattet werden. Diese Art der sehr effizienten Kühlung, der sog. konturnahen Temperierung, ermöglicht u.a. die Verkürzung der Zykluszeiten, Reduzierung von Formtrennmittelsatz (Mikrosprühen) und die Verbesserung der Qualität von Gußteilen. Auch die Verlängerung der Formstandzeiten kann erreicht werden, wobei auch die Art des benutzten Warmarbeitsstahls für die additive Herstellung der Formeinsätze eine wesentliche Rolle spielt. In diesem Paper werden Ergebnisse der Verwendung eines neuartigen Werkzeugstahls gezeigt, der eine erhebliche Standzeitverlängerung eines 3D-gedruckten Kerns der polnischen Firma SANDEN [1] ermöglichte. Dabei waren zwei Lösungsansätze bei der Erzielung dieser Ergebnisse von wesentlicher Bedeutung: Zum einem die von FRECH-Konstrukteuren neu designte konturnahe Temperierung für diesen Kern, zum anderen die Verwendung eines neuartigen, sehr duktilen Warmarbeitsstahls, der seine Warmfestigkeit sehr lange behält, und somit nicht zur Rissbildung neigt.

## 2. GENERELLE ANGABEN ZU DEM PROJEKT ZWISCHEN FRECH UND SANDEN

In dem Projekt hat die Firma FRECH sowohl das Design der neuen effizienten Kühlung entworfen als auch den 3D-Druck des Kerns in einem vorhandenem 3D-Drucker durchgeführt. Als Material wurde Pulver aus dem Warmarbeitsstahl L-40 der amerikanischen Firma Formatrix benutzt. Eine sehr wichtige Eigenschaft dieses Stahls ist die Tatsache, dass die Härte der gedruckten Bauteile nach dem Druck (d. h. wie gebaut)  $46 \pm 1$  HRC beträgt [2]. Dieser Härtegrad, der in sehr vielen Druckguss-Applikationen gewünscht ist, kann dadurch ohne einen zusätzlichen Auslagerungsprozess erzielt werden. Die spanende Bearbeitung von dem Kern-Rohling fand bei der Firma Lumel Co. in Polen statt. Der so bearbeitete Kern wurde zusätzlich mit einem speziellen keramischen Coating der Firma SHM Co. beschichtet, um seine mechanischen Eigenschaften zu verbessern. Als Kühlgerät wurde die vorhandene Jet-Cooling-Einrichtung verwendet.

### 3. DAS DESIGN DES 3D GEDRUCKTEN KERNS

Es gab eine wichtige Voraussetzung bei der Neugestaltung der Kühlung des Kerns: Der alte Kern wurde mit Hilfe des konventionellen Jet Cooling gekühlt. Im neuen Design sollen die *Jet-Cooling*-Wasseranschlüsse verwendet werden (s. Abb. 1), weil weitere bauliche Veränderungen an der Druckgießform nicht möglich waren.

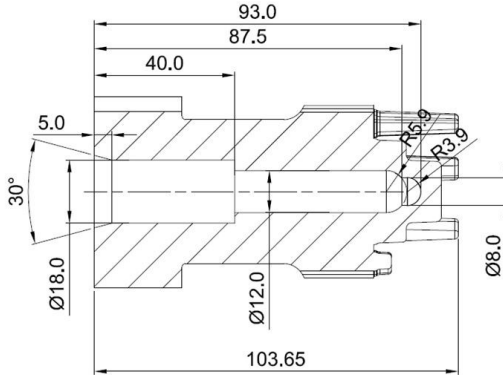
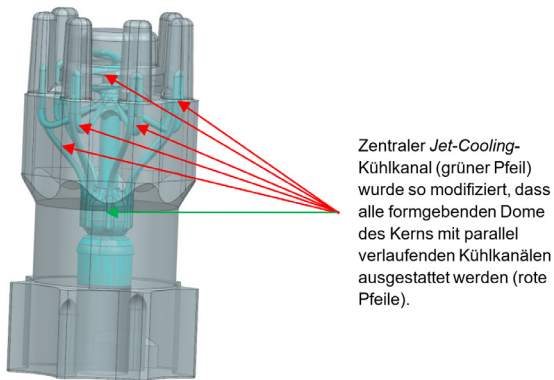


Abb. 1: In der alten Kühlung ist der zentrale Kühlkanal für das konventionelle Jet-Cooling sehr deutlich zu sehen.

Im neuen Design der konturnahen Kühlung wurde der zentrale Kühlkanal in seinem oberen Bereich so umgestaltet, natürlich unter der Beibehaltung von den Regeln der SLM-gerechten Konstruktion, dass alle formgebenden Dome des Kerns mit parallelen Kühlkanälen ausgestattet wurden. Die so entworfenen Kanäle (s. Abb. 2) ermöglichen eine sehr effiziente Kühlung der Dome, die den direkten Kontakt mit der flüssigen Aluminiumschmelze haben, und die kritischen Bereiche in dem Kern darstellen.



Zentraler *Jet-Cooling*-Kühlkanal (grüner Pfeil) wurde so modifiziert, dass alle formgebenden Dome des Kerns mit parallel verlaufenden Kühlkanälen ausgestattet werden (rote Pfeile).

Abb. 2: Im neuen Design der konturnahen Kühlung wurde der zentrale Kühlkanal für das Jet-Cooling so modifiziert, dass alle formgebenden Dome des Kerns mit parallel verlaufenden Kühlkanälen ausgestattet werden konnten.

## 4. NEUARTIGER WARMARBEITSSTAHL L-40 FÜR DRUCKGUSSANWENDUNGEN

Der neue Werkzeugstahl L-40 zeichnet sich durch eine Reihe von sehr guten Eigenschaften, wie z. B. gute Zugfestigkeit, sehr gute Ermüdungseigenschaften, gute Wärmefestigkeit sowie eine außergewöhnliche Zähigkeit und eine sehr hohe Duktilität, aus, die den generellen Anforderungen des Druckgussprozesses (auch z. B. von Aluminium) gerecht werden [2, 3]. Einige dieser Eigenschaften können z. B. anhand von bei FRECH durchgeführten Zugversuchen von hybriden Zugproben demonstriert werden [4] (hybride Proben bestehen aus einem konventionell hergestellten Grundkörper und einem auf diesen aufgedruckten Aufsatz). Dabei werden die Eigenschaften der Stähle 1.2709 und L-40 miteinander verglichen. Die im Folgenden aufgeführten Messdaten zeigen, dass die maximalen Zugspannungen von den Hybridproben L-40/1.2343 und 1.2709/1.2343 sehr ähnlich sind.

### Zugfestigkeit von Hybridbauteilen L-40/1.2343

- 1.470 N / mm<sup>2</sup> bei 20°C
- 1.230 N / mm<sup>2</sup> bei 400°C
- 770 N / mm<sup>2</sup> bei 600°C

### Zugfestigkeit von Hybridbauteilen 1.2709/1.2343

- 1.480 N / mm<sup>2</sup> bei 20°C
- 1.200 N / mm<sup>2</sup> bei 400°C
- 800 N / mm<sup>2</sup> bei 600°C

Die Duktilität von L-40 ist jedoch viel höher als die Duktilität des sehr oft bei dem 3D Druck von Formeinsätzen verwendeten Werkzeugstahls 1.2709. Abb. 3 zeigt die Ergebnisse der Zugversuche der Hybridproben L-40/1.2343 bei 600°C (die Temperatur entspricht dem Al-Druckguss). Zu sehen ist, dass die Dehnung von L-40 in den meisten Fällen zwischen 10% und 15% lag. In vergleichbaren Zugversuchen von Zugproben 1.2709/1.2343, die ebenfalls durch FRECH durchgeführt wurden [5], lagen die Dehnungen von 1.2709 im Bereich 5% bis maximal 7%.

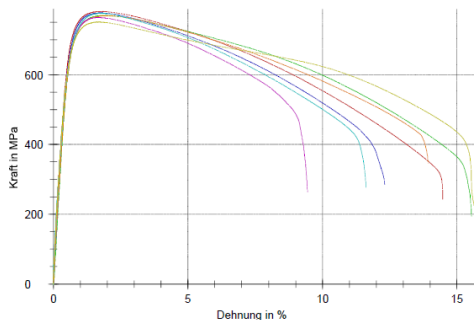


Abb. 3: Messergebnisse der Zugversuche bei 600°C von mehreren (verschiedene Farbkurven) hybriden Zugproben aus L-40 und dem sehr oft im Druckguß verwendeten Werkzeugstahl 1.2343. Die Dehnung von L-40 lag in den meisten Fällen zwischen 10% und 15%. Der Bruch der Zugproben fand immer im unteren Bereich der Proben statt, d. h. im Werkzeugstahl 1.2343.

## 5. ERGEBNISSE DES DRUCKGIESSPROZESSES IN EINER INDUSTRIELLEN SERIENPRODUKTION

In den darauffolgenden Bildern ist der Zustand des gedruckten Kerns nach einer bestimmten Anzahl von Gießvorgängen dargestellt.

### ERGEBNISSE NACH 15.000 GIESSVORGÄNGEN

Der Zustand des Kerns nach 15.000 Gießvorgängen (Abb. 4 links) ist sehr gut. Zu sehen ist lediglich ein sehr leichtes Ankleben der Aluminiumschmelze an den Domen.



Abb. 4: Der Zustand des Kerns nach 15.000 (links) und 32.000 (rechts) Gießvorgängen. Zu sehen ist lediglich ein sehr leichtes Ankleben der Aluminiumschmelze an den Domen (rote Kreise), vor allem in ihren oberen Bereichen, die nicht so effizient gekühlt werden.

### ERGEBNISSE NACH 32.000 GIESSVORGÄNGEN

Auch nach 32.000 Gießvorgängen (Abb. 4 rechts) ist der Zustand des Kerns einwandfrei. Zu sehen ist auch in diesem Fall ein leichtes Ankleben der Aluminiumschmelze an den Domen, vor allem in ihren oberen Bereichen, die nicht so effizient gekühlt werden. Dies beeinträchtigt jedoch den Druckgussprozess nicht.

### ERGEBNISSE NACH 60.000 GIESSVORGÄNGEN

Der Zustand des Kerns ist immer noch gut (Abb. 5). Zu sehen ist eine leichte Erosion der Oberfläche der Dome, als auch das Ankleben der Aluminiumschmelze. Nach der Reinigung des Kerns konnte er für weitere Produktion eingesetzt werden.

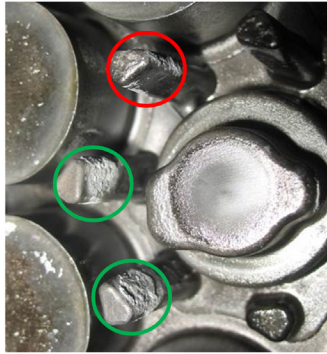
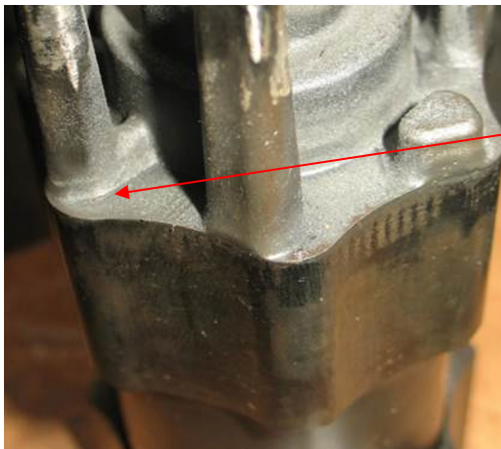


Abb. 5: Der Zustand des Kerns nach 60.000 Gießvorgängen ist immer noch gut. Zu sehen ist eine leichte Erosion der Oberfläche der Dome (roter Kreis), als auch das Ankleben der Aluminiumschmelze (grüne Kreise).

### ERGEBNIS NACH 73.500 GIESSVORGÄNGEN

In Abb. 6 zu sehen ist ein Mikroriss an der Basis von einem Dom, der zu einer kleinen Leckage geführt hat. Die Entstehung dieses Defekts bestimmt die Standzeit des Kerns. Allerdings ermöglicht der 3D-Druck eine relativ einfache Reparatur des Kerns, indem sein oberer Bereich bis unter der Höhe des Risses abgefräst wird, und der entfernte Bereich in einer hybriden Bauweise neu aufgedruckt wird.



Ein Mikroriss nach  
73.500  
Gießvorgängen

Abb. 6: Ergebnis nach 73.500 Gießvorgängen. Zu sehen ist ein Mikroriss an der Basis eines Doms, der zu einer kleinen Leckage geführt hat.

## 6. ZUSAMMENFASSUNG

Die Ergebnisse der industriellen Produktion von Aluminium-Bauteilen im Druckgussprozess, die in dem hier dargestellten Projekt mit der Firma SANDEN erzielt wurden, zeigen u.a. eine wesentliche Verlängerung der Standzeit des speziell für dieses Projekt modifizierten Kerns. Dieser Kern wurde mit der sehr effizienten konturnahen Kühlung ausgestattet und er wurde aus dem neuen Werkzeugstahl L-40 gedruckt. Während die Standzeit eines konventionell gekühlten Kerns aus 1.2709 ungefähr 20.000 Gießvorgänge beträgt, konnte die Standzeit des gedruckten Kerns etwa auf das 3,5-fache verlängert werden: Mit Hilfe des Kerns konnten 73.500 Gießvorgänge realisiert werden. Dank der exzellenten Kühlung konnte das Ankleben der Aluminiumschmelze an den Domen des Kerns minimiert werden, womit die Wartungsintervalle der Druckgießform verlängert werden konnten. Es gab innerhalb der Lebensdauer des Kerns fast keine Qualitätsprobleme der produzierten Gußteile, womit der Ausschuss wesentlich reduziert wurde, was ein zusätzlicher signifikanter Vorteil bei der Anwendung der beschriebenen Technologie war.

## 7. DANKSAGUNG

Wir danken der polnischen Firma SANDEN für ihre exzellente Kooperation in dem Projekt.

## 8. LITERATUR

- [1] Jarostaw Sobczak, Interner Bericht "Pin 3D – Report", SANDEN Holdings Corporation, Die Casting Department of SANDEN Poland, [Januar 2020]
- [2] Formetrix Inc. Product Note: „L-40, Tool Steel Powder for Metal 3D Printing“,
- [3] Formetrix Inc. Application Note: „Formetrix L-40 Powder for Aluminum Die Casting Dies“
- [4] W. Sokolowski, Interner Bericht "Zugversuche von hybriden 3D gedruckten Proben 1.2709-1.2343 und L-40-1.3243", (2019)
- [5] W. Sokolowski, Interne Prüfprotokolle "Zugversuche von hybriden 3D gedruckten Proben 1.2709-1.2343", (2018)

# KUPFERHALTIGE ALSI-LOTE ZUM FLUSSMITTEL-FREIEN HARTLÖTEN VON AL-CU-MISCHVERBINDUNGEN

Ann-Kathrin Sommer<sup>1,3,\*</sup>, Matthias Türpe<sup>2</sup>, Uwe Füssel<sup>3</sup>

<sup>1</sup> MAHLE International GmbH, Stuttgart, Deutschland

<sup>2</sup> MAHLE Behr GmbH & Co. KG, Stuttgart, Deutschland

<sup>3</sup> TU Dresden, Institut für Fertigungstechnik, Professur für Fügetechnik und Montage, Deutschland

\* ann-kathrin.sommerf@mahle.com

## 1. EINLEITUNG

Die Bedeutung von Mischverbindungen in industriellen Anwendungen nimmt stetig zu. Die Kombination unterschiedlicher Werkstoffe in Mischverbindungen erlaubt eine Platzierung der Werkstoffe entsprechend ihrer spezifischen Vorteile genau an der anforderungsgerechten Stelle im Bauteil. So können durch eine konsequente Verfolgung von Mischbauweisen in der Industrie beispielsweise Gewichtseinsparungen, eine Steigerung der Ressourceneffizienz und eine Senkung des Energieverbrauchs gegenüber Bauteilen aus nur einem Werkstoff erzielt werden. Stoffschlüssige Mischverbindungen aus Aluminiumlegierungen und Kupfer kommen bevorzugt zum Einsatz, wenn gute elektrische und thermische Eigenschaften gefordert sind, wie z. B. im Bereich der Leistungselektronikkühlung oder der Batteriefertigung.

Voraussetzung für die industrielle Anwendung von Al-Cu-Mischverbindungen ist die Verfügbarkeit einer materialgerechten Fügetechnologie. Bei der Auswahl einer geeigneten Fügetechnologie gilt es u. a. die begrenzte Löslichkeit im System Aluminium-Kupfer sowie die hochschmelzende, passivierende Oxidschicht zu berücksichtigen. Eine mögliche Fügetechnologie zur Realisierung einer flächigen und stoffschlüssigen Al-Cu-Mischverbindung, welche die gestellten Anforderungen erfüllt, stellt das flussmittelfreie Vakuumhartlöten dar. Die Bildung von spröden intermetallischen Phasen sowie Erosionserscheinungen im Aluminiumgrundwerkstoff aufgrund einer verstärkten Diffusion bei üblichen Löttemperaturen von 600 °C verhindern jedoch die Verwendung von genormten und sonst gängigen AlSi-Loten zum Vakuumhartlöten [1,2].

Um zukünftig beim Vakuumhartlöten eine Erosion der Aluminiumlegierung zu vermeiden, wird im vorliegenden Beitrag ein kupferhaltiger AlSi-Lotwerkstoff mit verringerter Solidustemperatur für ein Lötfenster bei niedrigeren Temperaturen entwickelt. In Grundlagenuntersuchungen wird das Benetzungs- und Lötverhalten dieses neu entwickelten Lotwerkstoffs untersucht. Die Bildung und die Struktur des Lötguts sowie die beobachteten Wechselwirkungen zwischen den beteiligten Komponenten werden diskutiert.

## 2. EXPERIMENTELLES VORGEHEN UND VERSUCHSWERKSTOFFE

Die im Folgenden dargestellten Grundlagenuntersuchungen haben die Findung eines geeigneten Lötensfers zum Fügen von Aluminiumlegierungen und Kupfer im Vakuumhartlötprozess unter Verwendung eines kupferhaltigen Lotwerkstoffs zum Ziel. Dafür wird zunächst die Entwicklung des kupferhaltigen AlSi-Lotwerkstoffs beschrieben. Unter Verwendung von verschiedenen unplattierten und plattierten Al-Legierungen wird das Benetzungs- und Lötverhalten des AlCuSi-Lotwerkstoffs analysiert, der dabei als Folie und thermisch gespritzte Schicht vorliegt.

### 2.1. ENTWICKLUNG EINES ALCUSI-LOTWERKSTOFFS

Mit der Entwicklung eines kupferhaltigen AlSi-Lotwerkstoffs soll die Lotsolidustemperatur reduziert werden, um ein Lötfenster bei niedrigeren Temperaturen zu realisieren. Zu den Anforderungen an den AlCuSi-Lotwerkstoff zählen eine niedrigere Lotsolidustemperatur ( $T_s = 577 \text{ °C}$ ) sowie eine geringere Löttemperatur ( $T_{\text{Löt}} = 590\text{-}610 \text{ °C}$ ) als die genormten AlSi-Lote. Weiterhin soll der Lotwerkstoff ein kleines Schmelzintervall, auch bei Schwankungen in der chemischen Zusammensetzung, aufweisen. Zudem ist eine Verfügbarkeit des Lotwerkstoffs als Folie, Plattierung oder Beschichtung erforderlich, um eine Verarbeitbarkeit im flussmittelfreien Vakuumhartlötprozess zu gewährleisten. In der aluminiumreichen Ecke des ternären Phasendiagramms Al-Cu-Si mit Liquidus- und somit Löttemperaturen kleiner als  $600 \text{ °C}$  sind verschiedene Bereiche für ein neues kupferhaltiges Lot denkbar (Abb. 2.1).

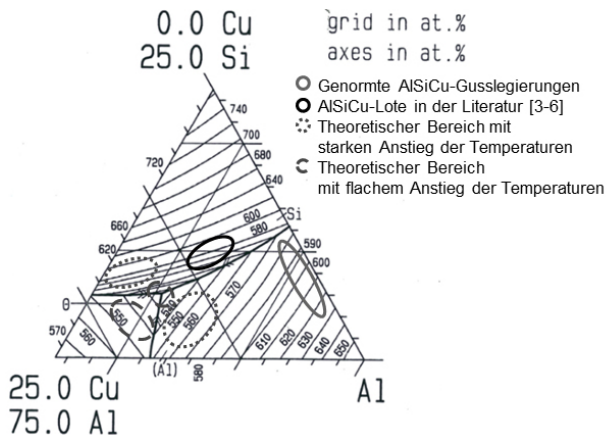


Abb. 2.1: Dreistoffsystem Al-Cu-Si mit möglichen Bereichen für ein kupferhaltiges AlSi-Lot [2]



Das letztlich entwickelte AlCuSi-Lot mit einer naheutektischen Zusammensetzung enthält 4-5 Ma.% (5-6 At.%) Silizium, 26-29 Ma.% (13-15 At.%) Kupfer und zu restlichen Anteilen Aluminium. Zusätzlich wird eine zweite AlCuSi-Lotlegierung mit einem zusätzlichen Mg-Gehalt von 1-2 Ma.% hergestellt. Das AlCuSi-Lot liegt als Folie und thermisch gespritzte Schicht vor. Die AlCuSiMg-Lotlegierung ist nur als thermisch gespritzte Schicht verfügbar.

## 2.2. WERKSTOFFAUSWAHL UND VERSUCHSDURCHFÜHRUNG

Die Löt eignung des entwickelten AlCuSi(Mg)-Lots wird unter Verwendung der in Abb. 2.2 dargestellten Segmentprobe untersucht.

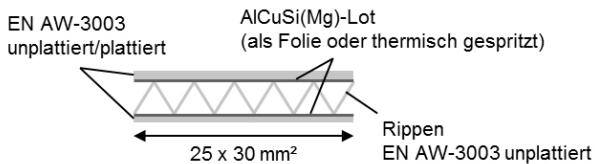


Abb. 2.2: Probenform und eingesetzte Werkstoffe zur Untersuchung des Lötverhaltens des neu entwickelten AlCuSi(Mg)-Lotwerkstoffs [2]

Zur Bestimmung der Löt eignung der AlCuSi-Lotfolie werden ein unplattiertes EN AW-3003 Al-Blech, ein EN AW-3003 Al-Blech mit einer EN AW-4045 Lotplattierung (magnesiumfrei) und ein EN AW-3005 Al-Blech mit einer EN AW-4004 Lotplattierung (magnesiumhaltig) genutzt (Tab. 2.1). Die AlCuSi(Mg)-Lotbeschichtung erfolgte für die Analyse der Löt eignung auf einem unplattierten EN AW-3003 Al-Blech (Tab. 2.1). Die Segmentprobe wird in einem Lötgestell mit einer Kraft von 125 N zwischen zwei Graphitblöcken gespannt. Die Lötung erfolgt in einem industriellen Vakuumofen bei einer Löttemperatur von 540 °C und einer Haltezeit auf Löttemperatur von 3 min unter Vakuum bei  $8,7 \times 10^{-4}$  mbar.

Aluminiumblech (Blechdicke/Lotmenge)	AlCuSi-Lotfolie (Dicke 200 µm)	Thermisch gespritzter AlCuSi(Mg)-Lotwerkstoff (nominelle Dicke 50 µm)
EN AW-3003 unplattiert (1 mm)	X	X
EN AW-3003/4004 (0,4 mm/10%)	X	
EN AW-3005/4045 (0,4 mm/10%)	X	

Tab. 2.1: Werkstoffkombinationen zur Untersuchung der Löt eignung des AlCuSi(Mg) Lotwerkstoffs [2]

### 3. ERGEBNISSE UND DISKUSSION

#### 3.1. CHARAKTERISIERUNG DER ALCUSI(MG)-LOTLEGIERUNGEN IM UNGELÖTETEN ZUSTAND

Die Mikrostruktur der AlCuSi-Lotfolie im ungelöteten Zustand zeigt Abb. 3.1 a). Die Dicke der Lotfolie beträgt 200  $\mu\text{m}$ . Das sehr feinkörnige und homogene Gefüge der AlCuSi-Lotfolie besteht aus der  $\alpha$ -Al-Mischkristallphase, der eutektischen  $\Theta$ - $(\text{CuAl}_2)$ -Phase und reinen Si-Ausscheidungen.

Die Mikrostrukturen der thermisch gespritzten AlCuSi- und AlCuSiMg-Lotlegierung sind in Abb. 3.1 b) und Abb. 3.1 c) dargestellt. Die Schichtdicke des flammgespritzten Lotwerkstoffs variiert zwischen 30-100  $\mu\text{m}$  für die AlCuSi-Lotlegierung und zwischen 15-50  $\mu\text{m}$  für die AlCuSiMg-Lotlegierung. Die verringerte Schichtdicke der AlCuSiMg-Lotlegierung im Vergleich zur AlCuSi-Lotlegierung wird auf den Mg-Gehalt zurückgeführt. Es wird angenommen, dass die Viskosität der schmelzflüssigen Partikel während des Spritzprozesses aufgrund des Mg-Gehalts zunimmt. Die höhere Viskosität führt zu einer verringerten Fließfähigkeit und Benetzbarkeit des schmelzflüssigen AlCuSiMg-Lotwerkstoffs auf der Al-Legierung.

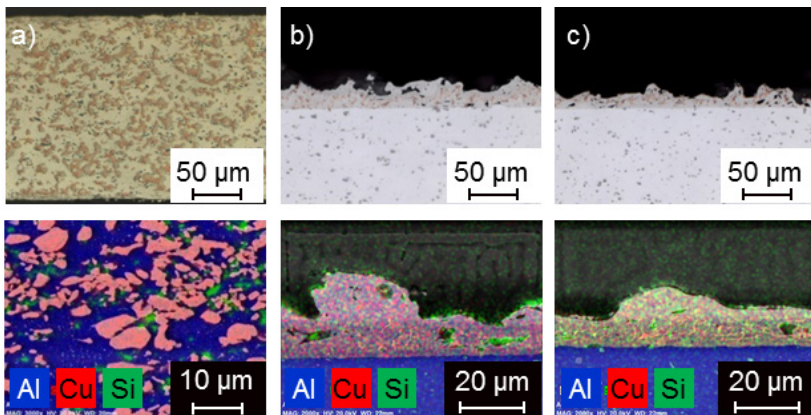


Abb. 3.1: Mikrostruktur des kupferhaltigen AlSi-Lotwerkstoffs im ungelöteten Zustand: a) AlCuSi-Lotfolie b) thermisch gespritztes AlCuSi-Lot c) thermisch gespritztes AlCuSiMg-Lot [2]

Im Gefüge der thermisch gespritzten Lotschichten sind die einzelnen Lotbestandteile Aluminium, Kupfer, Silizium und Magnesium fein verteilt, was typisch für thermisch gespritzte Schichten ist. Einige kleine Poren sind erkennbar.

### 3.2. LÖTVERHALTEN DER ALCUSI-LOTFOLIE

Das Lötverhalten der AlCuSi-Lotfolie bei einer Löttemperatur von 540 °C in Abhängigkeit der verwendeten Al-Legierungen zeigt Abb. 3.2. Werden Al-Grundwerkstoffe ohne Mg-Gehalt genutzt, bildet sich keine stoffschlüssige Fügeverbindung (Abb. 3.2 a), b)). Unter Verwendung eines Al-Grundwerkstoffs mit zusätzlicher Mg-haltiger Lotplattierung wird die Bildung einer stoffschlüssigen Fügeverbindung beobachtet (Abb. 3.2 c)). Unabhängig von der chemischen Zusammensetzung des Al-Fügepartners finden ein Lotfließen und eine Benetzung der natürlichen Al-Oxidschicht mit Lötgut statt. Die Diffusion von Kupfer aus dem Lotwerkstoff ist auf den Bereich der ehemaligen Lotplattierung begrenzt.

Grundsätzlich werden im Lötgut einer plattierten Al-Legierung und der AlCuSi-Lotfolie zwei Umschmelzstrukturen erkannt. Bei Mg-freien Lotplattierungen sammeln sich Kupfer und Silizium entlang von Korngrenzen (Abb. 3.2 b)) an. Im Lötgut einer Mg-haltigen Lotplattierung ist das Kupfer flächig verteilt. Silizium bildet nadelförmige Ausscheidungen. Bei beiden Lötgutstrukturen wird an Stellen, wo sich Kupfer befindet, kein Silizium nachgewiesen und vice versa.

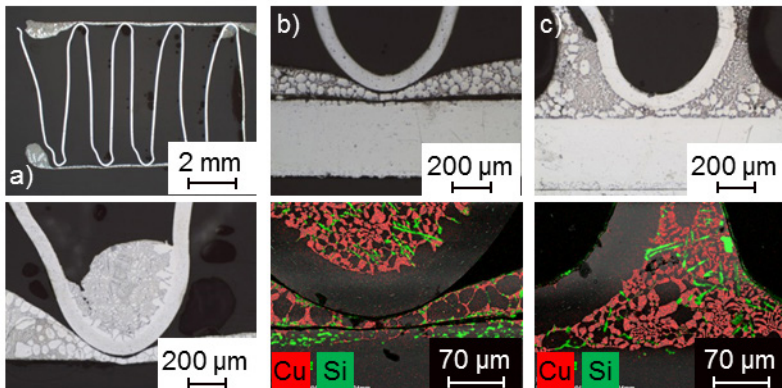


Abb. 3.2: Lötverhalten der AlCuSi-Lotfolie bei  $T_{\text{Lot}} = 540 \text{ °C}$ : a) EN AW-3003 unplattiert b) EN AW-3003/4045 c) EN AW-3005/4004 [2]

### 3.3. LÖTVERHALTEN DES THERMISCH GESPRITZTEN ALCUSI(MG)-LOTWERKSTOFFS

Die Ergebnisse zum Lötverhalten der thermisch gespritzten AlCuSi- und AlCuSiMg-Lotlegierung bei einer Löttemperatur von 540 °C sind in Abb. 3.3 dargestellt. Der Mg-Gehalt im AlCuSi-Lotwerkstoff unterstützt die Bildung einer stoffschlüssigen Fügeverbindung zwischen dem Al-Grundblech und den Rippen (Abb. 3.3 b)). Weiterhin sind Cu-Diffusionspfade aus der Mg-haltigen, thermisch gespritzten Lotschicht in den Al-Grundwerkstoff zu erkennen. Die Diffusionspfade entstehen primär entlang von Korngrenzen. Unabhängig des Mg-Gehalts der thermisch gespritzten Lotlegierung wird kein Lotfluss beobachtet. Es wird angenommen, dass die stabile Oxidschicht ein Fließen des flüssigen Lots verhindert.

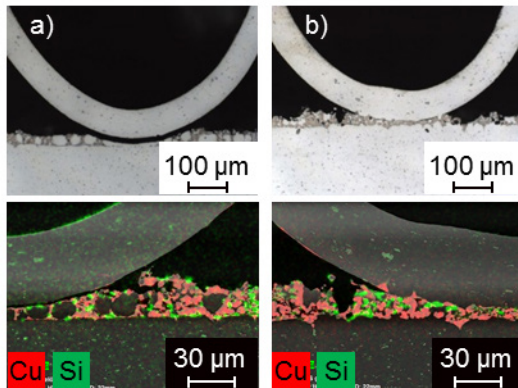


Abb. 3.3: Lötverhalten des thermisch gespritzten AlCuSi(Mg)-Lots bei  $T_{\text{Löt}} = 540 \text{ °C}$ , a) AlCuSi-Lot b) AlCuSiMg-Lot [2]

Im Lötgut lassen sich in Abhängigkeit der chemischen Zusammensetzung der thermisch gespritzten Lotschicht zwei Umschmelzstrukturen beobachten (Abb. 3.3). Im Lötgut der Mg-freien, thermisch gespritzten Lotschicht ordnen sich Kupfer und Silizium entlang der Korngrenzen an. In einem Fügeaufbau mit Magnesium liegt das Kupfer flächig verteilt und das Silizium in den Bereichen dazwischen vor. Es wird kein Magnesium im Lötgut nachgewiesen.

#### 4. ZUSAMMENFASSUNG

Es wurde ein Überblick über die Entwicklung eines kupferhaltigen AlSi-Lotwerkstoffs gegeben und sein Lötverhalten auf unplattierten und plattierten Al-Grundwerkstoffen untersucht. Das Lötverhalten auf Cu-Werkstoffen bleibt zu analysieren.

Die Löteignung des neu entwickelten AlCuSi(Mg)-Lotwerkstoffs und damit die Bildung einer stoffschlüssigen Fügeverbindung werden von den folgenden Parametern beeinflusst:

- Es ist ein direkter Kontakt zwischen den Fügepartnern erforderlich, um die zur Fügeverbindungsbildung notwendigen Diffusionsprozesse zu ermöglichen.
- Die stabile Oxidschicht auf dem flüssigen Lotwerkstoff verhindert ein Lotfließen und erschwert die Bildung einer Hohlkehle.
- Magnesium als schmelzpunktsenkendes Legierungselement unterstützt die Bildung einer stoffschlüssigen Fügeverbindung.
- Die natürliche Al-Oxidschicht scheint für Diffusionsprozesse von Kupfer durchlässig zu sein.

Eine serientechnische Umsetzung des Vakuumhartlötens für Al-Cu-Mischverbindungen ist bedingt durch die aufgezeigten Grenzen deutlich erschwert und bedarf einer sorgfältigen Prüfung.

## 5. DANKSAGUNG

Die Autoren bedanken sich bei der Hydro Aluminium Rolled Products GmbH, Bonn, für die Bereitstellung der Aluminiumgrundwerkstoffe und bei der LKR Leichtmetallkompetenzzentrum Ranshofen GmbH, Österreich, für die Herstellung des AlCuSi-Sonderlots.

## 6. LITERATUR

- [1] A. Sommer, M. Türpe, U. Füssel: Considerations on the Vacuum Brazing of Al and Cu, Tagungsband 21. Werkstofftechnisches Kolloquium Chemnitz - Werkstoffe und werkstofftechnische Anwendungen, Band 82, (2019), S. 122 – 131
- [2] A. Sommer, M. Türpe, U. Füssel, B. Grünenwald: Considerations on a New Brazing Concept for Vacuum Brazing of Al and Cu, *Welding in the World*, (2020), DOI 10.1007/s40194-020-00935-x
- [3] T.H. Chuang, M.S. Yeh, L.C. Tsao, T.C. Tsai, C.S. Wu: Development of a Low-Melting-Point Filler Metal for Brazing Aluminum Alloys, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 31, (2000), S. 2239 – 2245
- [4] S.Y. Chang, L.C. Tsao, T.Y. Li, T.H. Chuang: Joining 6061 aluminum alloy with Al-Si-Cu filler metals, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 488, (2009), S. 174 – 180
- [5] L.C. Tsao, W.P. Weng, M.D. Cheng, C.W. Tsao, T.H. Chuang: Brazeability of a 3003 Aluminum Alloy with Al-Si-Cu based Filler Metals, *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 11, (2002), S. 360 – 364
- [6] I. Pashkov, J. Karpova, V. Bazhenov, T. Bazlova: Development of brazing alloys based on Al-Si-Cu and Al-Si-Ge system for brazing aluminum alloys with low solidus temperature, *DVS- Berichte*, Vol. 325, (2016), S. 296 – 301



AUSTRIAN INSTITUTE  
OF TECHNOLOGY

# PROZESSENTWICKLUNG - EXPERIMENTELL UND NUMERISCH



# DIGITALISIERUNG KONTINUIERLICHER PROZESSE IN DER WERKSTOFFHERSTELLUNG

Werner Fragner\*

AMAG Austria Metall AG, Ranshofen, Österreich

\* werner.fragner@amag.at

## 1. EINLEITUNG

Mit dem Abflauen des Hype-Wortes „Industrie 4.0“ kommt der Nachfolger „Big Data“ als das große Thema in die Produktion. Big Data bezeichnet Datenmengen, welche zu groß, zu komplex, zu schnelllebig oder zu schwach strukturiert sind, um sie mit manuellen und herkömmlichen Methoden der Datenverarbeitung auszuwerten. In der prozessorientierten Fertigung, wie dies in der AMAG der Fall ist, sind das die entsprechenden Anlagensensoren (Druck, Geschwindigkeit, Durchfluss, Temperatur, Umweltdaten etc.) mit den entsprechenden Meta-Daten (Chargen-Nummer, Legierungszusammensetzung, Herstellroute, Stichplan, etc.). Die Idee von Big Data ist die kombinierte Analyse aller Daten, um Zusammenhänge zu entdecken, die aufgrund oben genannter Merkmale (Komplexität, Menge etc.) selbst einer ausgebildeten Fachkraft bei manueller Analyse nicht aufgefallen wären. Ein weiteres Anwendungsgebiet von Big Data sind die gezielten Verifikationen von Hypothesen eines Bedieners oder einer Fachkraft. Aufgrund unklarer Zusammenhänge vage formulierte Annahmen können so auf Stichhaltigkeit geprüft und damit falsifiziert oder konkretisiert werden. Selten handelt es sich dabei um 1:1 Beziehungen (Bsp.: wenn Temperatur steigt, sinkt die Festigkeit), sondern um 1:n oder m:n Beziehungen (Parametervariation erfolgt erst bei Zusammenwirken mehrerer Umstände bzw. beeinflusst zudem auch andere Parameter).

Big Data ist zwar ein oft genutzter Begriff, nur wenige können die entsprechenden Datenmengen, die dabei involviert sind, jedoch konkret abschätzen. Die AMAG prüft gerade im Rahmen der Digitalisierungsstrategie die Herausforderungen und Möglichkeiten von Big Data.

Die multivariate Datenanalyse, also die Auswertung der Datenmengen, gilt als eine der wichtigsten Methoden zur Verbesserung der Prozesseffizienz und -stabilität in den kommenden Jahren.

Unabhängig vom aktuellen Hype in der Branche und in den Medien im Allgemeinen ist die statistische Datenanalyse eine wichtige Methode zum besseren Verständnis der eigenen Prozesse. Erst in den letzten Jahren sind die technischen Möglichkeiten so weit gereift, dass von der Sensorik über die Datenübertragung, Datenspeicherung und -analyse die technischen Voraussetzungen geschaffen wurden, um aus der großen

Menge an sensorisch erzeugten Daten aussagekräftige Erkenntnisse zu gewinnen.

## 2. GRUNDBEDINGUNGEN FÜR BIG DATA

Big Data ist kein Selbstläufer, sondern muss Schritt für Schritt entwickelt werden, insbesondere bei Brownfield-Anlagen, wo es bereits viele verschiedene Softwarelösungen gibt und das Thema Schnittstelle und Datenqualität und -integrität ein wichtiger Aspekt der Datenerfassung ist.

Aus diesem Grund hat die AMAG den Digitalisierungskompass (Abbildung 1) erarbeitet, welcher Nachhaltigkeit als Grundelement der Digitalisierung erkennt. Diese Nachhaltigkeit ist im ökonomischen, ökologischen und sozialen Sinn Grundsatz aller Aktivitäten. Dazu zählen:

### OPERATIVE EXZELLENZ

- Reduktion von Ausschuss und Reklamationen
- Produktivität, Termintreue, Bestände

### PRODUKTFÜHRERSCHAFT

- Sichtbarkeit als Innovationsführer
- Ausbau des Spezialitätenportfolios

### PARTNERNÄHE

- Einbindung unserer Kunden mit Mitarbeiter
- Gemeinsames Wachstum mit unseren Partnern

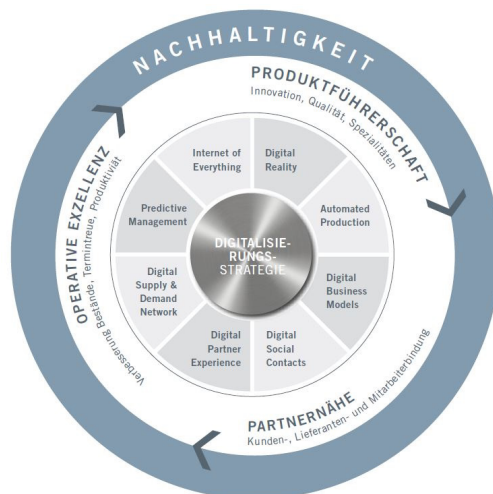


Abb. 1: Digitalisierungskompass der AMAG



AMAG beschäftigt sich bereits seit mehr als 15 Jahren mit digitalen Ansätzen:

- Beginn mit physikalisch basierter Simulation einzelner Prozessschritte und damit besserem Prozessverständnis. Dabei sind Simulationen absolut essenziell zur gezielten Legierungs- und Prozessentwicklung und damit Innovationsgenerierung
- Mit besserem Prozessverständnis, Rechnerleistung und Datenverfügbarkeit steigt die Vorhersagemöglichkeit und Genauigkeit der Simulation
- Neue Produkte können gezielter, schneller und günstiger entwickelt werden

Darüber hinaus unterscheidet sich die Prozessindustrie von der allgemeinen Stückgutindustrie dadurch, dass Parametereinflüsse nicht auf ein einzelnes Produkt heruntergebrochen werden können, sondern zeitstempelbasiert einem bestimmten Bereich des Produkts zugeordnet werden müssen (Abbildung 2). Beim Aluminiumwalzen besteht auch die Herausforderung der Maßänderung (Dicke, Länge, Breite) mit entsprechenden technischen Anforderungen (Endbeschnitt), so dass die Zuordnung von Parameterzuständen zu einem komplexen Thema wird und die genaue Definition der jeweiligen Zeitstempel und deren Zuordnung eine wesentliche Rolle bei der Bewertung spielt.

Die Datenaggregation, -transformation und -übertragung in ein einziges System mit einheitlichen Standards ist eine weitere Schwierigkeit, bevor die Datenanalyse entlang der Prozesskette überhaupt gestartet werden kann.



Abb. 2: Vergleich Stückgutprozess und kontinuierlicher Prozess bei der Digitalisierung und Datenaufnahme

Dieser Beitrag beschreibt die Ansätze, Herausforderungen und Grenzen der Big Data Analyse in der Prozessindustrie und zeigt wie sie zur Prozessoptimierung eingesetzt werden können. Dabei geht es nicht nur um den Prozess, sondern auch um Digitalisierung im Bereich des Produktes, der Partner und um die gesamte Datenebene (Abbildung 3).

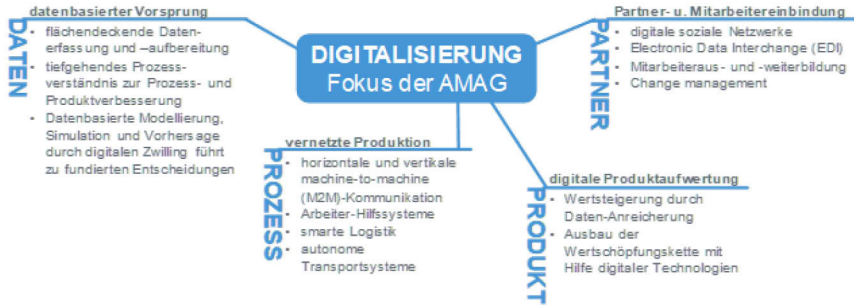


Abb. 3: Fokuspunkte der AMAG bei der Digitalisierung

### 3. BIG DATA UND BROWNFIELD-UMSETZUNG

Zwar ist Big Data ein gerne benutzter Begriff, aber im Allgemeinen herrscht nur ein diffuses Verständnis über die Menge an Daten, die in diesem Zusammenhang verarbeitet werden. Die Vorgehensweise der AMAG besteht zum einem bei der Auswahl von Anbietern ohne Domänenwissen (dieses bleibt bei AMAG) und zum anderen in Gesellschaften-übergreifenden Projekten mit namhaften Cloudanbietern, womit die AMAG-interne Data Science Kompetenz aufgebaut werden soll. Dabei ist immer zu berücksichtigen, dass eine Big Data Analyse Korrelationen findet und mit Wahrscheinlichkeiten arbeitet. Big-Data kann selten direkte 1:1 Beziehungen zwischen Prozessparameter und Produktparameter finden, welche nicht von vorher bekannt waren. Dazu sind die Prozesse meist zu komplex.

In dieser Hinsicht ist es wichtig, eine allgemeingültige Definition von Big-Data anzugeben [1] (Abbildung 4):

*“Big data is high-volume, high-velocity and/or high-variety information assets that demand cost-effective, innovative forms of information processing that enable enhanced insight, decision making, and process automation.”<sup>1</sup>*

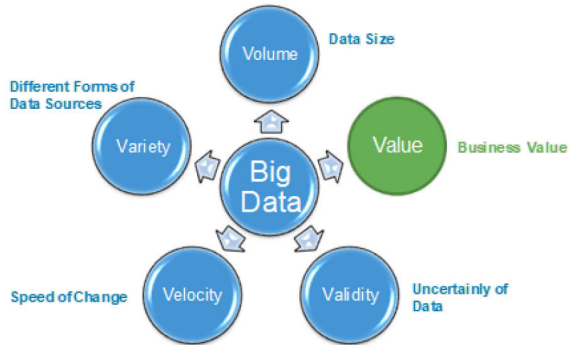


Abb. 4: Definition von Big Data nach Gartner [1]

Dabei ist eine zentrale Langzeitdatenhaltung die Grundlage für nachhaltige, datenbasierte Prozess- und Produktverbesserung. Da AMAG schon seit Jahrzehnten Daten aufzeichnet und ein entsprechendes Prozessdatenmanagement (PDM) besitzt, gilt AMAG für Big Data als eine Brownfield-Umsetzung. Dazu wird das bestehende PDM-Portfolio um die Möglichkeiten von Big Data erweitert:

Portfolio des aktuell verwendeten Prozessdatenmanagement (PDM)

- Nicht in der Lage gesamte Anlagendaten in voller Auflösung zu speichern und zu verarbeiten (volume, velocity)
- Visualisierung und Analytics erschwert

Enhancements bei modernem Data Lake

- Ergänzend zum Bestandssystem
- moderne Technologie
- schafft volume, velocity, variety, validity
- Basis für umfassende Visualisierung, Reporting und Analyse

Bei der Brownfield-Umsetzung ergeben sich folgende Herausforderungen, welche zu adressieren sind:

- Fehlende Datenhoheit/Datenverwaltung führt zu Ineffizienz
- Agilität - frühe Validierung von Daten, kurze Feedback-Schleifen
- Kombination und Korrelation von Daten aus verschiedenen Quellen
- Zeitaufwand für das Sammeln von Daten und die Implementierung von Messensoren
- Verknüpfung der Daten einzelner Anlagen zur Abbildung bestehender Prozesse – Schwierig vor allem bei Zeit-Längentransformation
- Eliminierung Problem/Lösungs-BIAS (Verzerrung-Varianz-Dilemma)
- Finden neuer Zusammenhänge, Prozesseinflussgrößen
- Erkennen noch nicht gemessener Einflussgrößen

- Unterscheidung zwischen Einflussgrößen Gesamtcharge und Einzellos
- Hohe Produktvarianz führt zu geringer Stichprobengröße
- Einführung eines Änderungsbeirats zur Überprüfung, Koordinierung, Priorisierung und Beauftragung von Big-Data-Anforderungen
- Große Dateninitiativen/Änderungen werden in Unternehmensausschüssen vorgestellt
- Personelle Anforderungen:
  - Data Scientist für Analysen, Statistik und Maschinelles Lernen
  - Data Engineer für Anlagenanbindung, Datenqualität, Validierung, Normalisierung, Formatierung >> Koordinator für alle Anlagendaten
  - Cloud Data Engineer für Cloud Computing, Vorbereitung, Abfragen, Transformation, Datenbereinigung
- Konzepterstellung für Big Data und Datenverwaltung
  - Standardisierung, Richtlinien, Sicherheit, Verantwortlichkeiten, etc.

Sollte auch nur ein Punkt nicht ausreichend berücksichtigt werden, läuft man Gefahr, bei der Big Data Umsetzung zu scheitern.

#### 4. DATENMENGEN VON BIG DATA

Um sich die wahre Datenmenge von Big Data überhaupt vorstellen zu können, sei dazu ein Vergleich bemüht. Das Buch „Krieg und Frieden“ ist einer der Klassiker der Weltliteratur und wurde von Lew Nikolajewitsch Graf Tolstoi in mehrjähriger (7 Jahre) Arbeit geschrieben. Das umfangreiche Werk wird gerne als Inbegriff eines Monumentalwerkes genannt und hat in der deutschen Ausgabe je nach Formatierung 1536 Seiten mit 587.287 Worten, entsprechend 3.601.676 Zeichen. Als Textdatei beansprucht das Buch gemäß ASCII / ISO 646 Standard (ein Zeichen = 1 Byte) dabei dennoch bescheidene 3,4 Megabyte (Abbildung 5).



Abb. 5: Leo Tolstoj: Krieg und Frieden

Mit seinen Maßen von 70 m Länge, 14 m Breite und rund 13 m Höhe stellt der große Saal der Stiftsbibliothek Admont mit seinen 70.000 Büchern den größten klösterlichen Bibliothekssaal der Welt dar. Zusammen stellen diese Bücher eine Datenmenge von ca. 230 – 250 Gigabyte dar. (Abbildung 6)



Abb. 6: Großer Büchersaal der Stiftsbibliothek Admont

Im Gegensatz dazu hat eine durchschnittliche Großanlage der AMAG einen ähnlichen Platzbedarf (Banddurchzugssofen, Walzwerk, Gießanlagen). Eine einzelne dieser Anlagen besitzt im Schnitt 2.200 Messpunkte, welche Daten bereitstellen. Diese Sensoren werden mit ca. 1.000 IP-Adressen adressiert. Verglichen mit realen Postadressen entspräche dies etwa der Größe einer Kleinstadt (Abbildung 7). AMAG plant im Rahmen seiner Big Data Aktivitäten 15 seiner Großanlagen zu analysieren. Die dabei produzierte Datenmenge würde alle 4 Sekunden ein Buch des Ausmaßes von „Krieg und Frieden“ ausschreiben, und alle 5 Stunden den großen Bibliothekssaal des Stiftes Admont füllen.



Abb. 7: Banddurchzugssofen 4 - eine der 15 AMAG-Großanlagen, welche im Rahmen der Big Data Projekte analysiert werden

Die generierten Daten müssen in sich konsistent und schlüssig sein, also validiert werden. Auch ist jeder einzelne Messwert wichtig und kann nicht einfach unberücksichtigt bleiben, denn es ist nicht von vorher zu erkennen, welcher der Messwerte von Relevanz ist und welcher nicht. Aus diesem Grund muss jedes einzelne Messsignal in die Betrachtungen mit einbezogen werden.

Diese Unmengen an Daten und Rechenoperationen übersteigen schnell die Kapazität, welche am Standort zur Verfügung stehen. Ebenso ist die Skalierbarkeit ein großes Thema. Werden neue Anlagen angeschlossen (eine weitere Großanlage oder mehrere mittelgroße Anlagen) und zur prozessübergreifenden Analyse in die Berechnungen miteinbezogen, kann eine eben installierte Kapazität nicht mehr ausreichen.

Aus diesen Gründen hat sich AMAG für eine europäisch basierte Cloud-Lösung für seine Big Data Aktivitäten entschieden. Die für Big-Data erforderliche, einfache Skalierbarkeit ist mit einer on-premises Lösung nicht zu realisieren. Zudem werden Speicherplatz und Rechenleistung nur dann verrechnet, wenn diese auch genutzt werden. Das Datenvolumen und die dabei erforderliche Rechengeschwindigkeit sind im Rahmen dieser Lösung realisierbar. Was die Datenvarianz betrifft, sind AMAG-Mitarbeiter bei der Datenanbindung gefordert. Zum einen werden Daten im Bereich von unter einer hundertstel Sekunde aufgezeichnet (bspw. Walzdrücke), andererseits reichen Aufzeichnungen im Minutentakt (Schmelzetemperatur beim Gießofen) für eine Analyse völlig aus. Zudem sind Metadaten jeder Charge aufzuzeichnen und zwar jene, die offensichtlich sind (Chargen-/Barren-/Losnummer, Legierungszusammensetzung, Prozessstart- und ende etc.) aber auch jene, die in Analysen bisher noch nicht berücksichtigt wurden (Wetterdaten, Wochentag und Tageszeit, Wartungszyklen etc.). Alle diese in ein Format zu bringen, sodass diese auf Knopfdruck in der gewünschten Granularität rasch verfügbar sind ist buchstäblich eine eigene Wissenschaft. Die Variation der Daten (neue Anlagen und neue Messsignale kommen hinzu, Prozesse werden verändert) ist ebenso beim Aufbau der Datenstruktur zu berücksichtigen. Die Validierung der Daten ist ein weiterer wichtiger Aspekt. Gemäß der Wahrheit Garbage in – Garbage out ist es von besonderer Bedeutung, dass nur valide Daten, die in die jeweiligen Modelle gefüttert werden und etwaige Abweichungen (beispielsweise durch defekte Sensoren) rechtzeitig erkannt werden und nicht in die Modellbetrachtungen für Korrelationen miteinbezogen werden. Dies setzt unter anderem auch Domänenwissen voraus, da viele Zusammenhänge einem Algorithmus noch nicht bekannt sind und diesem erst erlernt werden müssen. Ein Beispiel ist ein gebrochenes Thermoelement, das falsche Werte anzeigt.



## 5. BIG DATA ARBEITET MIT WAHRSCHEINLICHKEITEN ODER „WHERE'S WALLY?“

Was man mit Big Data macht, kann man vom Prinzip her an einem einfachen Beispiel erklären: Eine auch hierzulande bekannte Kinderbuchserie (Abbildung 8b) von Martin Handford ist „Where's Waldo?“ – übersetzt „Wo ist Walter“ [2]. Waldo, oder Wally (Abbildung 8a) wie er auch gerne von Fans genannt wird ist ein reisefreudiger Geselle, der gerne an stark besuchte Plätze reist, um allerlei interessante und teilweise seltsame Dinge zu sehen. Er schreibt dazu eine Postkarte mit einem Bild der Szene, wo er ebenfalls zu sehen ist. Aufgrund seiner eigentlich recht auffälligen Kleidung müsste er leicht zu entdecken sein (Abbildung 9), ist aber im Wimmelbild oft nur schwer auszumachen, da er teilweise von anderen Leuten und Gegenständen verdeckt ist und zudem viele Leute in ihrer Kleidung Waldo täuschend ähnlichsehen.

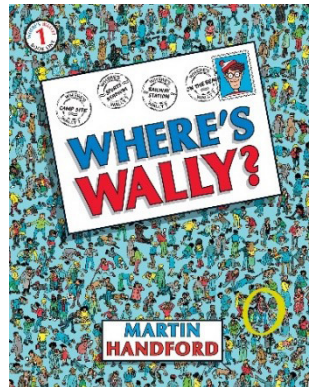


Abb. 8a: Waldo (Wally), zu Deutsch Walter und 8b, die Titelseite seines ersten Buches (Wally im gelben Kreis)

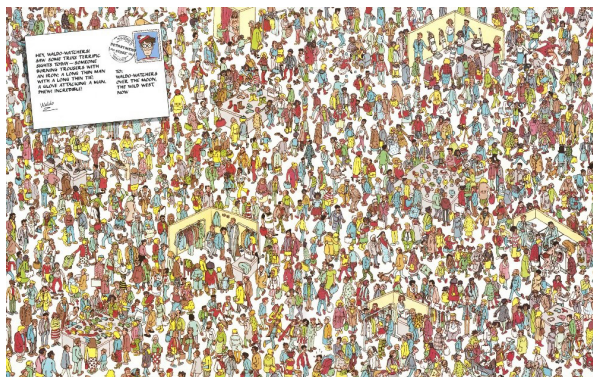


Abb. 9: Eine typische Postkartenkulisse (Wimmelbild) aus dem Buch „Where's Waldo?“

Übersetzt auf die Prozessanalyse sind die Leute die verschiedenen Sensordaten (Temperatur, Druck, Geschwindigkeit, Durchfluss etc.), und die Kleidung deren jeweiliger Wert. Wenn jetzt ein Fehler auftritt, muss man sich durch alle Sensordaten arbeiten, um zu sehen, welcher von diesen eventuell der Grund für den Fehler ist (Wally finden). Das passiert im klassischen Fall analytisch/kombinatorisch mittels Domänenwissen (man weiß, wie Wally angezogen sein müsste) und nun sucht man den Fehler (Abweichungen von Temperatur, Druck, etc.). Bei vielen Daten wird dies allerdings schnell mühsam, und die Gefahr, einer Mimikry aufgesessen zu sein (also einer fast wie Waldo angezogenen Person) ist hoch, ebenso wie der Suchaufwand und die Erfolgswahrscheinlichkeit nicht immer gegeben.

Für Big Data müssen nun folgende Voraussetzungen erfüllt sein: Mit einem Bild allein (ein Datensatz bzw. eine Charge) wird die informationsgestützte Analyse keinen Mehrwert bieten. Zum einen ist der Programmieraufwand so hoch, dass er sich nicht lohnt, zum anderen können keine Zusammenhänge ermittelt werden, vor allen nicht Charge zu Charge. Die Trefferquote und Vorhersagegenauigkeit gehen gegen null. Wenn man jedoch viele Datensätze in ein Modell einarbeitet (viele dieser Wimmelbilder analysiert) lassen sich Muster erkennen. In diesem Fall ist es die Wahrscheinlichkeit, mit der der Autor Waldo in einen bestimmten Bildbereich setzt bzw. mit welchen Figuren und Gegenständen Waldo mit Vorliebe interagiert [3]. Bei genügend Datensätzen lässt sich mit der Zeit immer genauer vorhersagen, wo Waldo im Bild platziert ist, basierend auf der Umgebung und den vorhandenen Figuren (Abbildung 10).

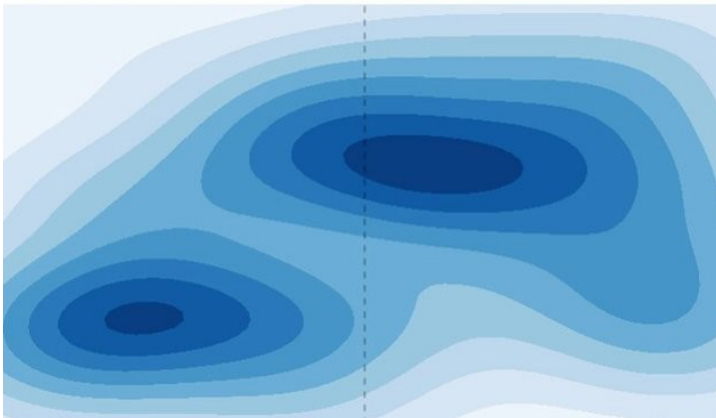


Abb. 10: Karte mit Auftrittswahrscheinlichkeiten von Waldo bei neuen Wimmelbildern



Big Data Analysen funktionieren nach dem gleichen Schema. Wichtig ist dabei zu beachten, dass man mit Big Data keine offensichtlichen Zusammenhänge im Rahmen des Domänenwissens erkennen möchte, dazu sind ausgebildete Technologen, Materialwissenschaftler und Produktionsexperten viel schneller in der Lage, da hier fast immer eine physikalische oder verfahrenstechnische Kausalität vorhanden ist. Mit Big Data Analysen kann man Zusammenhänge ermitteln, welche weit weniger offensichtlich sind. Die genaue Ursache-Wirkung Beziehung ist dabei viel komplexer und auch mit klassischer Statistik kaum zu erfassen.

Bis man die Untersuchung der Korrelationen starten kann, sind jedoch einige vorbereitende Schritte erforderlich: Diese für die Analyse nötigen Schritte sind in Abbildung 3 dargestellt. Nach der Datenextraktion aus verschiedenen Datenquellen werden die Eingangsdaten unbearbeitet in der Datenbank gespeichert, um die Daten für spätere weiterführende Analysen zu sichern. Im zweiten Schritt werden die für die Analyse relevanten Daten in ein einheitliches Schema transformiert. Die transformierten Daten können dann zur Entwicklung von dynamischen Dashboards, Reports oder zur Analyse von Einflussgrößen verwendet werden (Abbildung 11).

Erstellt man bei ausreichend großer Datenmenge ein Modell über die Entwicklung einer Materialeigenschaft basierend auf den Inputparametern, kann man beispielsweise mit einer gewissen Wahrscheinlichkeit inline berechnen, wie sich diese Eigenschaft am Ende des Produktionsprozesses darstellt, beispielsweise einen gesetzten Zielwert erreicht oder nicht. Ein konkretes Ergebnis eines ersten Anwendungsbeispiels erzielt eine Vorhersagegenauigkeit von 92 % und dies, obwohl noch nicht überall ein kausaler Zusammenhang der Prozessparameter mit dem Zielwert bekannt ist.

Ein weiteres Beispiel von Big Data ist das Erkennen von Prozessunsicherheiten im Rahmen der Analyse. Dabei stellt sich erst bei der Modellierung heraus, dass Parameter weiter streuen als bisher angenommen bzw. bekannt. Auch hier können Gegenmaßnahmen getroffen werden, um die Produktstabilität weiter zu verbessern.

Nicht zu unterschätzen als Einsicht von Big-Data-Analysen ist neben der Validierung der Datenquellen auch die Erkenntnis, dass manche Daten, welche in die Modell-Betrachtung miteinbezogen werden sollen, noch nicht aufgenommen oder nicht in der Granularität aufgenommen werden. Hat man dies als Ziel, überlegt man sich bereits bei der Datenakquisition, wie man diese automatisiert in die entsprechenden Systeme einbeziehen kann. Dies reduziert im Allgemeinen den Faktor Mensch als Fehlerquelle für Dateneintragen.

## 6. ZUSAMMENFASSUNG

Großes Potenzial für Big-Data-Technologien in der AMAG könnten sich in vielen Bereichen abzeichnen. Nicht nur der Einsatz von Algorithmen zum maschinellen Lernen für Vorhersagemodelle, Echtzeit-Analysen und Analysen historischer Daten zur Identifikation von Einflussgrößen, sondern etwa auch Prädiktive Instandhaltung (Predictive Maintenance) zur Bestimmung des Zustands von Anlagen und Prognosen für Wartungsarbeiten könnten Anwendungsfälle von „Big Data“ sein. Um diese Technologien nutzen zu können, müssen geeignete Daten aus den verschiedenen Quellen extrahiert werden. Für das Abspeichern und Transformieren der Daten gibt es eine große Auswahl an Dienstleistern, welche unter anderem auch technische Werkzeuge für das Berichtswesen und graphische Tools zur Verfügung stellen.

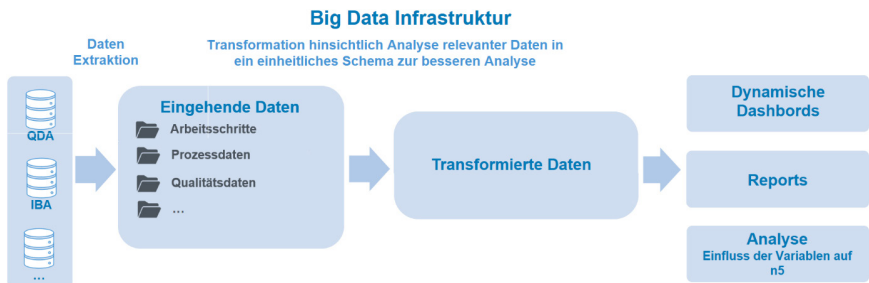


Abb. 11: Aufbau eines Big-Data Analyseprozesses

Wichtig dabei ist zu erkennen, dass Digitalisierung ein laufender Prozess ist, der in mehreren Schleifen gefahren werden muss:

- Priorität ist der rasche Ramp-up neuer Anlagen
  - Steuerung und Regelung sowie Instrumentierung
  - Anbindung der Anlagen an das Internet
  - Einbindung und Vernetzung der jeweiligen Datenbanken
  - Optimierung der Produktion
- Vollständige Vernetzung der Produktionsanlagen
  - Einheitliche Softwaretools vom Schmelzen bis zur Endprüfung
  - Einbindung von Kundensoftware in Produktionsprozess
  - Auf- und Ausbau von neuen Tools in Abstimmung mit Kunden/Partnern
  - Etablierung einer vollständigen Simulationskette entlang des Prozesses
- Um das maximale Digitalisierungspotential zu heben, ist eine laufende Markt- bzw. Technologiebeobachtung nötig.
- Verstärkter Bedarf an IT-Ressourcen (Mitarbeiter und Hardware) bzw. Digitalisierungs-Kompetenzen bei Bestandsmitarbeitern erforderlich.

- Change Management, sowie Mitarbeiter-Aus- und Weiterbildung sind essenziell für den Erfolg der Digitalisierungsaktivitäten und den damit verbundenen Unternehmenserfolg.

Abschließend kann gesagt werden, dass Big Data hilft, Verfahren und die sie beeinflussenden Parameter genauer zu verstehen. Dadurch können Prozessgrenzen besser gesetzt und Einflüssen gezielter entgegengewirkt werden. Alles mündet in stabileren Prozesse und damit einhergehend geringeren Toleranzschwankungen der Produkte. Der Kunde erhält somit ein verbessertes Produkt von stets gleichbleibender Qualität (Abbildung 12).

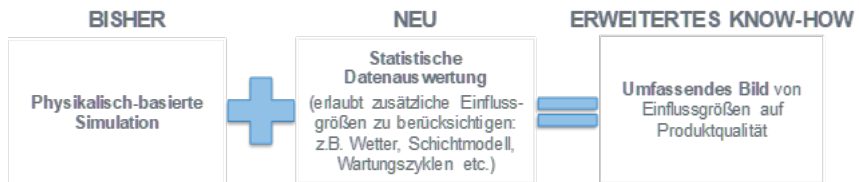


Abb. 12: Zusatznutzen bei optimal genutzter Big-Data Analyse

## 7. DANKSAGUNG

Der Autor dankt seinen Kollegen Werner Aumayr, Elmar Färberböck, Claudia Sporrer, Manuela Schreyer und Patrick Pfeiffer für die Mitwirkung und der Firma AMAG Austria Metall AG für die Unterstützung.

## 8. LITERATUR

- [1] Definition von Big-Data nach Gartner: <https://www.gartner.com/en/information-technology/glossary/big-data>
- [2] Martin Handford, "Where's Waldo?", Titelseite, Little Brown & Co, September 1987, ISBN 0316342939
- [3] Randal S. Olson, "Here's Waldo: Computing the optimal search strategy for finding Waldo", <http://www.randalolson.com/2015/02/03/heres-waldo-computing-the-optimal-search-strategy-for-finding-waldo/>, Posted on February 3, 2015, Michigan State University, Lead Data Scientist at Life Epigenetics, Inc.

# MATERIALMODELLIERUNG UND PROZESSSIMULATION IN DER LEICHTMETALLINDUSTRIE

Evgeniya Kabliman\*, Johannes Kronsteiner, Stephan Jäger

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

\* evgeniya.kabliman@ait.ac.at

## 1. EINLEITUNG

In der Ära der Digitalisierung und Industrie 4.0 nimmt die numerische Prozesssimulation eine wichtige Rolle ein. Um allerdings den hohen Ansprüchen genügen zu können, müssen eine Vielzahl von Herausforderungen gemeistert werden. In der Metallforschung liegt der Fokus auf dem Materialverständnis und der Implementierung entsprechend zuverlässiger Materialmodelle. Um den Effekt mikroskopischer Phänomene (z.B. Phasenkinetik, Kornausbildung und -wachstum, Rekristallisation) mitberücksichtigen zu können, ist eine skalenübergreifende Materialmodellierung erforderlich. Für die Abbildung einer realen Herstellungsrouten muss die Verknüpfung der einzelnen Prozesse auch in der Prozesssimulation berücksichtigt werden. Nur so kann der Einfluss der jeweiligen Prozessschritte auf das Endprodukt realitätsgetreu dargestellt werden. Die Wahl der Modellparameter spielt dabei eine entscheidende Rolle. Diese Parameter werden entweder gemessen, berechnet oder aus Messdaten abgeleitet bzw. in manchen Fällen sogar nur geschätzt. Hinzu kommt die Tatsache, dass für einen gewissen Prozessschritt oder eine bestimmte Materialeigenschaft kein vollständiges Simulationsmodell zur Verfügung steht. Um diesen Herausforderungen Rechnung zu tragen, bieten sich Algorithmen des maschinellen Lernens an. Diese Methoden werden aktuell für die Modellparameterbestimmung oft verwendet. Entscheidende und zugleich zeitaufwendige Schritte stellen dabei die Datenaufbereitung und die Auswahl der passenden Algorithmen dar. Nachfolgend werden die aktuellen Arbeiten des LKR bezüglich der genannten Herausforderungen in der numerischen Simulation und Werkstoffmodellierung gezeigt.

## 2. DURCHGEHENDE PROZESSSIMULATION

Um den Bedarf an Hochleistungswerkstoffen in der Automobil- und Luftfahrtindustrie decken zu können, werden optimierte Prozesse benötigt. Die Prozessparameter sowie die Verarbeitungsbedingungen während der Herstellung haben entscheidenden Einfluss auf die Materialeigenschaften des fertigen Bauteils, da sie die Entwicklung der Mikrostruktur stark beeinflussen [1-2]. Für die simulative Abbildung der gesamten Prozesskette ist die Übergabe der Ergebnisse (Geschichte) zwischen den Einzelprozessen von entscheidender Bedeutung. Dazu bedarf es allerdings der Definition von Schnittstellen zwischen unterschiedlichen numerischen Methoden bzw. Programmpa-

keten.

In folgendem Demonstrationsbeispiel wurde eine Übergabe von Informationen aus einer Erstarrungssimulation auf eine Umformsimulation mit anschließender Wärmebehandlung realisiert. Für die Testzwecke wurde ein kleines Modell in Form einer zylindrischen Stauchprobe (Länge 10 mm, Durchmesser 5 mm) aus der Al-Cu Legierung gewählt. Die Abbildung 2.1 (a-c) zeigt die Entwicklung der Kornverteilung während der Erstarrung, die mittels Lattice Boltzmann-Cellular Automata (LB-CA) berechnet wurde. Die verschiedenen Farben repräsentieren verschiedene dendritische Körner, wobei der blaue Bereich in der Mitte die noch flüssige Phase darstellt. Die Wärmeleichung wird mit der LB-Methode gelöst. Die Temperatur bestimmt die Wachstumsgeschwindigkeit der dendritischen Spitze. Somit kann die Entwicklung des dendritischen Wachstums unter Verwendung eines auf CA-basierenden Kornwachstumsmodells simuliert werden. Weiterhin wird die Auswertung äquivalenter kugelförmiger Körner durchgeführt, um die Ausgangskorngrößen für nachfolgende Mikrostrukturmodell zu definieren (s. Abbildung 2.1 (d)). Schließlich folgt die Übergabe der mittleren Korngröße aus der Erstarrungssimulation an das FE Netz durch die Verwendung der Kopplungsbibliothek preCICE (Precise Code Interaction Coupling Environment; [www.precice.org](http://www.precice.org)).

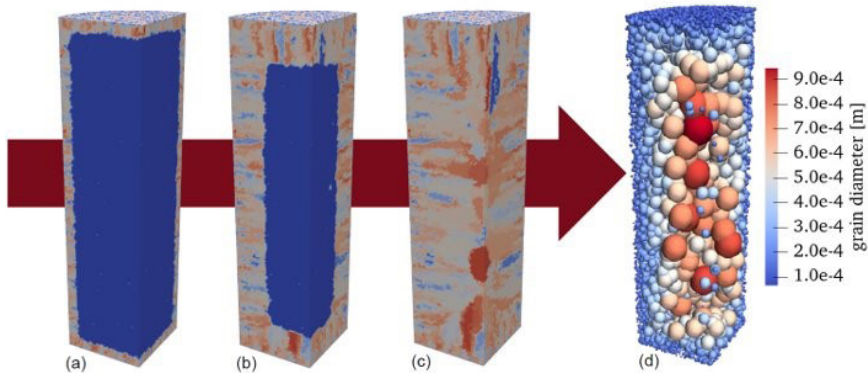


Abb. 2.1: Zeitliche Entwicklung der Mikrostruktur während der Erstarrung.

Das zur Abbildung der Mikrostruktur implementierte Materialmodell wurde während einer Zusammenarbeit zwischen LKR, TU Wien, TU Graz und AMAG Rolling GmbH [3-8] entwickelt. Das Modell basiert auf der Entwicklung der mittleren Versetzungsdichte (Mean Dislocation Density Model, MD2M). Für die Beschreibung der Ausscheidungskinetik werden die thermokinetischen Simulationen mit einer externen Software MatCalc (<https://www.matcalc.at/start/>) gekoppelt durchgeführt.

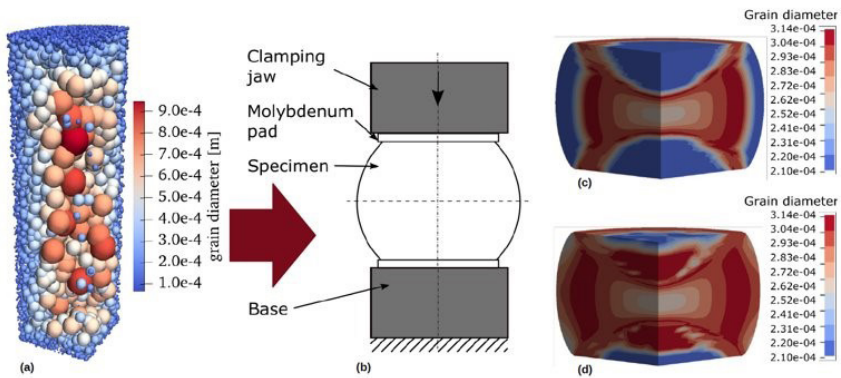


Abb. 2.2: Korngrößenverteilung aus der Erstarrungssimulation [a]; Stauchversuch [b]; Vergleich der Korngrößenverteilung nach der Wärmebehandlung mit unterschiedlichen Ausgangsbedingungen: aus homogen verteilter initialer Korngröße [c] und aus übertragener inhomogener Verteilung aus der Erstarrungssimulation [d].

Abbildung 2.2 zeigt den Simulationsablauf nach dem Erstarrungsschritt. Zuerst wurde die zylindrische Stauchprobe bei der Umformrate  $1 \text{ s}^{-1}$  and  $470^\circ\text{C}$  bis zum Umformgrad 1 verformt (s. Abbildung 2.2 (b)). Anschließend folgte die isotherme Wärmebehandlung bei der Umformtemperatur für die Dauer von 600 s, um das Rekristallisationsverhalten nach der Umformung zu analysieren. Abbildung 2.2 (c) zeigt die Verteilung der Korngröße am Ende der Wärmebehandlung unter der Annahme einer gleichverteilten mittleren Ausgangskorngröße (Mittelwert aus der Verteilung in Abbildung 2.1 (d)). Unter Berücksichtigung einer inhomogenen Ausgangskorngröße - von der Erstarrungssimulation stammend - bildet sich während der Wärmebehandlung jedoch eine andere Kornverteilung aus (vgl. Abbildung 2.2 (c) und (d)). In beiden Fällen sind die Körner in weniger verformten Bereichen der Stauchprobe kleiner. Die Annahme einer gleichverteilten Korngröße für die Umformsimulation würde zwar den Simulationsaufwand der Mikrostrukturentwicklung vereinfachen, liefert jedoch weniger genaue Ergebnisse. Der Einfluss der inhomogenen Korngrößenverteilung aus der Erstarrungssimulation auf die Ausscheidungskinetik wird nachfolgend genauer untersucht.

### 3. SKALENÜBERGREIFENDE MATERIALMODELLIERUNG

Die Entwicklung der Mikrostruktur wird durch die Wechselwirkung der unterschiedlichen physikalischen Phänomene beschrieben. Unter anderem ist die Bewegung von Korngrenzen und ihre Interaktion mit vorhandenen Ausscheidungen von Bedeutung. Abhängig von den Ausscheidungseigenschaften (Form, Größe, usw.) könnte z.B. die statische Rekristallisation durch den sogenannten Zener-Drage verhindert werden oder durch partikelstimulierte Keimbildung provoziert werden. Anhand der Kopplung entsprechender Modelle kann die gegenseitige Beeinflussung dieser Phänomene (Ausscheidungskinetik, Rekristallisation, usw.) aufeinander dargestellt werden. Die

Herausforderung besteht in der Integration dieser mikrostrukturellen Werkstoffmodelle in die Simulation eines realen Bauteils. Es stellt sich jedoch die Frage, ob dann eine effiziente Simulation noch möglich ist.

Bei vielen Umformoperationen konzentriert sich die Verformung auf einen sehr kleinen Bereich verglichen zur gesamten Bauteilgröße. Beim Walzen wird die Verformung innerhalb des Walzspalts durchgeführt. Beim Strangpressen geschieht der größte Teil der Verformung innerhalb der Matrize. In beiden Fällen ist die Verformungszone zu einem bestimmten Zeitpunkt im Vergleich zur Bauteilgröße nur sehr klein. Für bestimmte Eigenschaften, die nur durch die Materialverformung beeinflusst werden, ist es sinnvoll, nur die betroffenen Bereiche zu berechnen. Eine Möglichkeit, den numerischen Aufwand zu reduzieren besteht darin, numerisch anspruchsvolle Eigenschaften nur dann neu zu berechnen, wenn die Änderung wichtiger Eingabeparameter größer als ein vorgegebener Grenzwert ist und nur für Elemente, die von diesen Änderungen betroffen sind. Um trotzdem eine gute Auflösung zu erhalten, kann eine räumliche Unterteilung eine Lösung sein.

Die so genannte "Zoning"-Methode ist eine räumliche Clustermethode, die den numerischen Aufwand bei FE-Simulationen verringert, indem sie die Vorteile quasihomogener Zonen innerhalb eines verformten Teils nutzt. Die in der vorliegenden Arbeit beschriebene Methode ist ähnlich der Idee der Clustered Generalized FE Methode (GFEM) von [9]. In Abbildung 3.1 ist ein Demonstrationsbeispiel für die Zonenbildung basierend auf der Berechnung der mittleren Versetzungsdichte gezeigt.

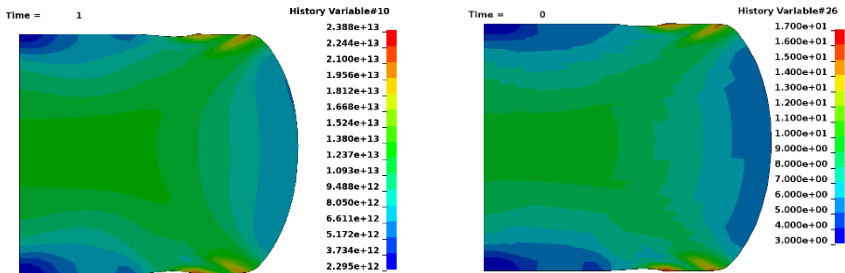


Abb. 3.1: Darstellung der Zonenbildung basierend auf der Berechnung der Versetzungsdichte (links) und daraus resultierenden Zonen (rechts). Die Zonen kann man an der größeren Abgrenzung der verschiedenen Bereiche erkennen.

Zuerst werden die kritischen Einflussparameter (z.B. die Versetzungsdichte) für jeden Integrationspunkt berechnet (s. Abbildung 3.1 (a)). Danach werden die Zonen basierend auf diesen Werten definiert (s. Abbildung 3.1 (b)) und mittlere Werte der kritischen Einflussparameter pro Zone errechnet. Für die Berechnung weiterer von der Versetzungsdichte abhängigen Phänomenen wie z.B. der Ausscheidungskinetik werden dann statt beispielsweise 1008 Elemente nur 17 Zonen benötigt. Dadurch kann der Berechnungsaufwand drastisch reduziert werden [11].

## 4. DATENGETRIEBENE MODELLIERUNG

Eine große Herausforderung in der Modellierung ist die Bestimmung von Modellparametern. Auch in physikalisch-basierten Ansätzen gibt es Parameter, die entweder an experimentelle Werte angepasst oder sogar geschätzt werden müssen. In den letzten Jahren wurden oftmals die Algorithmen des maschinellen Lernens zur Adressierung dieser Problematik verwendet. Die datengetriebene Modellierung ermöglicht nicht nur die Bestimmung der Parameter in vorhandenen Werkstoffmodellen, sondern auch die Formulierung neuer Modelle.

Als illustratives Beispiel wird in diesem Beitrag die Vorhersage einer für die numerische Umformsimulation wichtigsten Eigenschaften, nämlich der Spannungs-Dehnungs-Kurven, betrachtet. In Abbildung 4.1 ist ein Vergleich zwischen gemessenen und gerechneten Spannungs-Dehnungs-Kurven für AA6082 und Cu-modifizierte AA7000 dargestellt [12]. Für die Berechnung wurde die Methode der symbolischen Regression (SR) verwendet [13]. Der Vorteil dieser Methode liegt darin, dass im Vergleich zu klassischen Regressionsmethoden kein Vorwissen benötigt wird. Die Ergebnisse zeigen, dass das gefundene SR Modell die gemessenen Daten für AA6082 gut nachbilden kann (s. Abbildung 4.1.) Wenn das Modell aber auf eine andere Al-Legierung übertragen wird, ist die Übereinstimmung zu den Experimenten stark eingeschränkt. In Zukunft wird der Integration physikalisch-basierter Modelle in die datengetriebene Modellierung besondere Bedeutung zukommen. Dies bezeichnet man als hybride Modellierung.

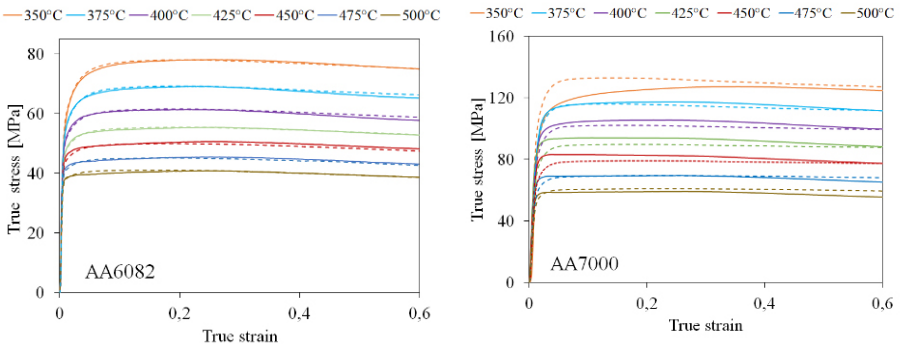


Abb. 4.1: Die gemessenen (durchgehende Linien) und gerechneten (gestrichelte Linien) Spannungs-Dehnungs-Kurven für (links) AA6082 und (rechts) Cu-modifizierte AA7000. (Reprinted from E. Kablman et al. AIP Conf. Proc. 2113, 180009 with permission of AIP Publishing) [12].



## 5. ZUSAMMENFASSUNG

Die numerische Simulation und die Werkstoffmodellierung sind wichtige Teile der digitalisierten industriellen Welt. Der Bedarf an zuverlässigen Werkstoffmodellen und effizienten Berechnungsmethoden stellt erhebliche Herausforderungen an die Berechnungen und bedingt deshalb den Einsatz unterschiedlicher Strategien. In diesem Beitrag wurde ein Überblick über einige Lösungen für die durchgehende Prozesssimulation und der skalenübergreifenden Werkstoffmodellierung gegeben. Die Verknüpfung einzelner Prozesssimulationen (Gießen und Umformen) und die Zoning-Methode für die effiziente Berechnung gekoppelter Werkstoffmodelle wurden vorgestellt. Außerdem wurde die Problematik der Bestimmung von Modellparametern und das maschinelle Lernen als mögliche Lösung für die Parameterfindung angesprochen.

## 6. DANKSAGUNG

Die Autoren bedanken sich beim Land OÖ, dem BMK und der FFG für die Unterstützung der Arbeit in Rahmen Projekten AMALFI (872641), PSHero (#WI-207-289120/16) und LIMFo.

## 7. LITERATUR

- [1] A. Ockewitz, D. Z. Sun, F. Adrieux, S. Mueller: Simulation of Hot Extrusion of an Aluminum Alloy with Modeling of Microstructure, *Key Eng. Mater.*, Vol. 491, (2011), S. 257 – 264
- [2] D. Helm, A. Butz, D. Raabe, P. Gumbsch: Microstructure-based description of the deformation of metals: Theory and application, *JOM*, Vol. 63 (2011), S. 26 – 33
- [3] P. Sherstnev, C. Melzer, C. Sommitsch: Prediction of precipitation kinetics during homogenisation and microstructure evolution during and after hot rolling of AA5083, *Int. J. Mech. Sci.*, Vol. 54 (1), (2012), S. 12 – 19
- [4] P. Sherstnev, P. Lang, E. Kozeschnik: Treatment of simultaneous deformation and solid-state precipitation in thermo-kinetic calculations, *Proc. of 6th European Congress on Computational Methods in Applied Sciences and Engineering (Vienna)*, ed. J. Eberhardsteiner (2012), S. 4709
- [5] E. Kablman, P. Sherstnev, J. Kronsteiner and T. Ebner: Physikalisch basierte Simulation des Rekristallisationsverhaltens in einer Al-Cu-Mg-Mn Legierung während der Warmumformung und anschließender Wärmebehandlung in Tagungsband der 8. Ranshofener Leichtmetalltage in Geinberg, Austria (2014), S. 50 – 60
- [6] E. Kablman, P. Sherstnev: Integrated modeling of strength evolution in Al-Mg-Si alloys during hot deformation, *Mat. Sci. For.*, Vol. 765, (2013), S. 429 – 433
- [7] P. Sherstnev, A. Zamani: Modeling of static and geometric dynamic recrystallization during hot extrusion of Al-Mg-Si alloy, *Mat. Sci. For.*, Vol. 794 – 796, (2014), S. 728 – 733
- [8] H. Buken, P. Sherstnev, E. Kozeschnik: A state parameter-based model for static recrystallization interacting with precipitation, *Modell. Simul. Mater. Sci. Eng.*, Vol. 24 (2016), 035006 (11pp)
- [9] C. A. Duarte, T. J. Liszka and W. W. Tworzydło: Clustered Generalized Finite Element Methods for Mesh Unrefinement, Non-Matching and Invalid Meshes, *Int. J. Numer. Meth. Engng*, Vol. 69 (11), (2006), S. 2409-2440
- [10] J. Kronsteiner, E. Kablman: Zoning method for efficient material properties calculation, *Proc. 15th. LS-DYNA® Int. Conf. & Users Meet. (Dearborn)*, Session 18 Constitutive Modeling (2), (2018), S. 18-6

- [12] E. Kabliman, A. H. Kolody, M. Kommenda, G. Kronberger: Prediction of stress-strain curve for aluminum alloys using symbolic regression, AIP. Conf. Proc., Vol. 2113, (2019), S. 180009
- [13] J. R. Koza: Genetic Programming: Vol. 1, On the Programming of Computers by Means of Natural Selection, MIT Press (1992).

# MAGNETIC INDUCTION CASTING - INNOVATIVE LÖSUNG FÜR VERBESSERTEN NIEDERDRUCKGUSS

Jürgen Illk<sup>1</sup>, Harald Sehrs Schön<sup>1\*</sup>, Christian Riedler<sup>1</sup>, Christian Pumberger<sup>1</sup>,  
Thomas Rathner<sup>1</sup>, Silvo Rihtarič<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Fill Gesellschaft m.b.H., Gurten, Österreich

<sup>2</sup> SRI d.o.o., Trnovska vas, Slowenien

\* harald.sehrschoen@fill.co.at

## 1. EINLEITUNG

In dieser Entwicklung wurde der Ansatz verfolgt, die Strömungsgeschwindigkeit von flüssigen Aluminiumlegierungen im Niederdruck-Gießprozess durch Verwendung elektromagnetischer Felder zu kontrollieren.

Aleine durch die Anwesenheit eines Magnetfelds ist der Füllvorgang in gewissem Maße selbstregulierend, da bei einer zunehmenden Strömungsgeschwindigkeit – was etwa beim Eintritt der Schmelze in die Füllform gegeben ist – auch der Bremseffekt durch die Ausbildung höherer Wirbelströme verstärkt wird. Die Verwendung von Elektroden ermöglicht eine weitere Steigerung der Stromdichte und eine vorwiegende Ausrichtung derselben senkrecht zur Magnetfeldrichtung. Durch entsprechende Kombination von magnetischer Flussdichte und durch die Elektroden fließenden Kurzschlussstrom soll eine weitgehende Kontrolle des Füllvorgangs ermöglicht werden.

## 2. ENTSTEHUNG

Ein Proof of Concept erfolgte beim slowenischen Unternehmen SRI Ende 2018 anhand eines provisorischen Versuchsaufbaus. Der Effekt konnte nachgewiesen werden, war jedoch schwächer als erwartet ausgeprägt. Um ein besseres Verständnis für die Zusammenhänge zu erhalten und wichtige Parameter für die Entwicklung der Magnetbox abzuleiten, wurden in Zusammenarbeit mit dem Entwicklungspartner HZDR (Helmholtz-Zentrum Dresden-Rossendorf) Simulationen durchgeführt. Zunächst wurde die Geometrie des Elektromagneten, unter der Zielsetzung hoher magnetischer Flussdichten im Steigkanal bei gleichzeitiger Berücksichtigung des Materialeinsatzes und der Wärmeverluste, optimiert. Aufbauend auf diese Ergebnisse wurden erste Strömungssimulationen durchgeführt, die eine deutliche Reduktion der Strömungsgeschwindigkeit unter dem Einfluss des elektromagnetischen Feldes prognostizierten.

Die Magnetbox wurde anhand dieser Ergebnisse entwickelt und nach Fertigstellung wurde die magnetische Flussdichte in Abhängigkeit vom Spulenstrom vermessen. Eine merkbare Abweichung zu den Ergebnissen der Simulation offenbarte ein weiteres Verbesserungspotential bezüglich der verwendeten Materialien. Nach einer Überarbei-

tung wurde die Magnetbox in eine Niederdruck-Versuchsgießanlage bei Fill integriert und der in diesem Dokument behandelten Versuchsreihe unterzogen.

### 3. MODELLIERUNG UND ZUGRUNDELIEGENDE GLEICHUNGEN

Für die Simulation war vorerst die Modellierung des Füllvorgangs beim Niederdruckgießprozess erforderlich. Die vereinfachte Geometrie bestand aus einem Schmelzebehälter, einem Steigrohr, an dessen Ende Magnetfeld und Kurzschlussströme angelegt wurden, und einer zylindrischen Füllform. Der Schmelzebehälter wurde mit einem linear steigenden Druck beaufschlagt.

Im Folgenden sollen die, der Strömungssimulation zugrundeliegenden, physikalischen Zusammenhänge kurz erläutert werden. Die Strömung eines als inkompressibel und isotherm angenommenen Fluids wird durch folgende Navier-Stokes-Gleichungen beschrieben:

$$\nabla \cdot \mathbf{u} = 0$$

$$\rho \left( \frac{\partial \mathbf{u}}{\partial t} + (\mathbf{u} \cdot \nabla) \mathbf{u} \right) = -\nabla p + \rho \mathbf{g} + \eta \nabla^2 \mathbf{u} + \mathbf{f}_{EM}$$

$\mathbf{u}$  ist hier der Geschwindigkeitsvektor,  $p$  der statische Druck,  $\rho$  die Dichte, der Vektor  $\mathbf{g}$  beschreibt die Erdbeschleunigung und  $\eta$  die dynamische Viskosität.  $\mathbf{f}_{EM}$  ist eine elektromagnetische Volumenkraftdichte, welche die aus Stromdichte  $\mathbf{j}$  und magnetischer Flussdichte  $\mathbf{B}$  gebildete Lorentzkraft beschreibt:

$$\mathbf{f}_{EM} = \mathbf{j} \times \mathbf{B}$$

$$\mathbf{j} = \mathbf{j}_{ext} + \sigma(-\nabla\Phi + \mathbf{u} \times \mathbf{B})$$

$\mathbf{j}$  setzt sich aus der, über die Kurzschluss Elektroden angelegte, Stromdichte  $\mathbf{j}_{ext}$  und einem durch die Wirbelströme hervorgerufenen Anteil zusammen.  $\sigma$  ist hierbei die elektrische Leitfähigkeit der Aluminiumschmelze und  $\Phi$  beschreibt das elektrische Potential.

Die Wahl der Richtungen für Stromdichte und B-Feld bestimmt die Richtung der daraus resultierenden Lorentzkraft. Die Aktivitäten haben sich vorerst auf ein Abbremsen der Flüssigkeit beim und nach dem Eintritt in die zu füllende Form beschränkt.

## 4. AUFGABENSTELLUNG

Die wesentlichen Aufgabenstellungen umfassten die Überprüfung der grundsätzlichen Funktionsweise der Magnetbox in Form folgender Aktivitäten:

- eine Gegenüberstellung der im Versuch erhaltenen Daten mit den Simulationsergebnissen für die Steighöhe und das Oberflächenprofil (entlang zweier senkrecht zueinanderstehender Linien) sowie die Quantifizierung der Bremswirkung anhand dieser Versuchsergebnisse.
- Die Ermittlung der Bremswirkung bei anderen, mit der Firma SRI festgelegten Versuchsbedingungen (höhere Drucksteigerungsraten, max. magnetische Flussdichte, max. Kurzschlussstrom, Variation der Stromrampe und -haltedauer).
- Die Beobachtung des Verhaltens der Magnetbox über mehrere Gießzyklen, insbesondere hinsichtlich Temperaturentwicklung.

## 5. VERSUCHSANORDNUNG UND GEWONNENE OBERFLÄCHENINFORMATION

Der Aufbau der verwendeten Versuchsanordnung ist in Abbildung 1 schematisch dargestellt. Die Schmelze wurde in einen zylindrischen Behälter (Füllform) mit Durchmesser 200 mm gefüllt, welcher direkt über der Magnetbox angebracht war. Die Badhöhe im Schmelzofen wurde an die Startbedingungen der durchgeführten Simulationen angepasst.

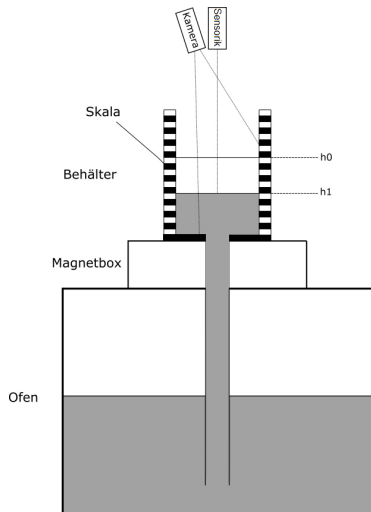


Abb. 1: Schematische Darstellung der Versuchsanordnung. Auf die eingezeichneten Höhen  $h_0$  und  $h_1$  wird in Abschnitt 6 eingegangen.

Über der Füllform war eine Sensorik für die Erfassung der Flüssigkeitsoberflächeninformation angebracht. Sie setzte sich zusammen aus einem Distanzsensoren zur Ermittlung der Steighöhe und zwei 3D-Lasertriangulationssystemen, bestehend aus je einem Linienlaser und einer 3D-Kamera, zur Ermittlung der Höhe der Flüssigkeitsoberfläche entlang der senkrecht aufeinander stehenden Laserlinien. Die 3D-Kameras sind mit einem, auf die jeweilige Laserwellenlänge abgestimmten, schmalbandigen Bandpassfilter ausgestattet. Zusätzlich ist eine Farbkamera für die Aufzeichnung von Videos installiert.

Ein Einzelbild der Farbkamera während eines Versuchs ist in Abbildung 2 dargestellt.

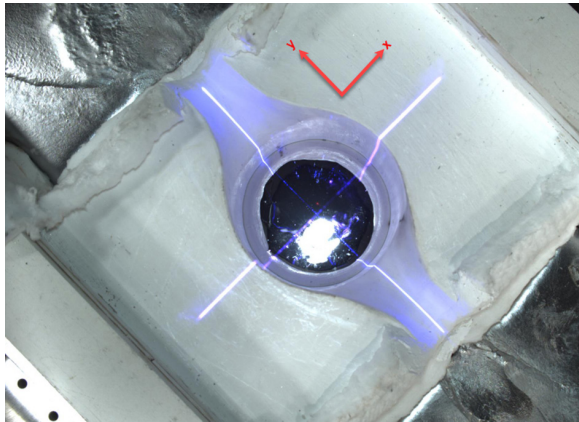


Abb. 2: Linienprofile (blaue Linien) und Steighöhenmessung (roter Punkt) im Experiment, aufgenommen mit der im Sensoriksteher verbauten Farbkamera.



Abb. 3: Extraktion der Profildaten und der Steighöhe aus der Simulation [Versuchsparameter nicht ident mit jenen aus Abbildung 2].

In Abbildung 3 ist die Extraktion der Profildaten und der Steighöhe aus den Simulationsergebnissen dargestellt. Entlang der blauen Linien wurde die Höheninformation für die Linienprofile entnommen, über die rote Fläche, welche den Durchmesser des vom Distanzsensors emittierten Laserstrahls besitzt, wurde die Steighöhe gemittelt.

## 6. ABGLEICH ZUR SIMULATION UND QUANTIFIZIERUNG DER BREMSWIRKUNG

Für die experimentelle Analyse der Bremswirkung wurde eine konstante Drucksteigerungsrate von 7mbar/s im ND-System verwendet. Das Magnetfeld in der Magnetbox wurde, sofern aktiviert, während der gesamten Versuchsdauer von 44 Sekunden konstant gehalten. Der Kurzschlussstrom wurde bei Eintritt in die Kokille eingeschaltet, er stieg linear von 0 A auf den eingestellten Maximalwert innerhalb von 9 Sekunden. Als Bedingung für den Start der Stromrampe wurde ein Ofendruck von 245 mbar gewählt, die Steighöhe entspricht bei diesem Druck dem Niveau der Grundfläche der zylindrischen Füllform. Ein Beispiel für einen Kurzschlussstrom von max. 400 A ist in Abbildung 2 gegeben.

Bezüglich der Quantifizierung der Bremswirkung wurde folgende Überlegung getroffen:

In einem ersten Schritt wird die maximale Steighöhe  $h_0$  ohne Magnetfeld ( $B=0$ ) und ohne Kurzschlussstrom ( $I=0$ ) ermittelt (vgl. Abbildung 1). In den folgenden Versuchen ergibt sich durch die Bremswirkung bei vorhandener magnetischer Flussdichte  $B$  und anliegendem Kurzschlussstrom  $I$  eine geringere Steighöhe  $h_1$ . Aus der Differenz der Höhen erhält man als Maß für die Bremswirkung die Kraft

$$F = \Delta m \cdot g$$

mit

$$\Delta m = \rho \cdot \Delta V = \rho \cdot A \cdot \Delta h = \rho \cdot A \cdot (h_1 - h_0)$$

Die einzelnen Größen hierbei sind:

**F** Bremskraft

**$\rho$**  Massendichte der Aluminiumschmelze

**A** Querschnittsfläche des Behälters (Grundfläche)

**$h_0$**  „ungebremste“ Steighöhe

**$h_1$**  Steighöhe im aktuellen Versuch



Eine Gegenüberstellung für ausgewählte Einstellungen für magnetische Flussdichte und Kurzschlussstrom ist in Abbildung 3 gegeben. Die experimentell erhaltenen Daten wurden 1,5 Sekunden zu kleineren Zeiten hin korrigiert. Bei dieser Abweichung sind ca. 0,8 Sekunden auf einen verzögerten Start der Drucksteigerungsrampe zurückzuführen. Als Erklärung für die restliche Verzögerung wird eine Abweichung des Füllstands im Ofenraum von dem in der Simulation verwendeten angenommen. Letztlich war aber das Verhalten nach dem Eintreten der Schmelze in die Füllform ( $t=35s$ ) von zentralem Interesse.

Aufgrund der sehr guten Übereinstimmung der Ergebnisse für  $B=I=0$  kann davon ausgegangen werden, dass für die Massendichte von Aluminium ein realistischer Wert angenommen wurde.

Bei aktiviertem Magnetfeld (B-Feld) ist die Bremswirkung im Experiment etwas stärker als von der Simulation prognostiziert. In Abbildung 4 sind die Steighöhen in Simulation und Experiment für reine Magnetfelder, d.h. ohne zugeschalteten Kurzschlussstrom, gegenübergestellt. Es ist eine zunehmende Abweichung mit höher werdender magnetischer Flussdichte erkennbar. Die Abweichungen zwischen Simulation und Experiment in Abbildung 3 sind folglich auf eine etwas zu geringe Abbildung der Bremskraft durch reines B-Feld in der Simulation zurückzuführen. Mögliche Ursache dafür könnte eine höhere elektrische Leitfähigkeit des flüssigen Aluminiums sein, als die in der Simulation angenommene ( $3,56 \cdot 10^6 \text{ S/m}$ ).

Die Steighöhen wurden jeweils zu Versuchsende ( $t=44s$ ) ermittelt. Die ermittelten Werte für alle untersuchten Wertepaare (B/I) sind in Tabelle 1 und Tabelle 2 eingetragen. Die Konturlinien in den zugehörigen Plots (Abbildung 5 und Abbildung 6) für Steighöhen und eingefüllte Massen deuten Wertepaare für B und I an, die idente Wirkung erzielen.

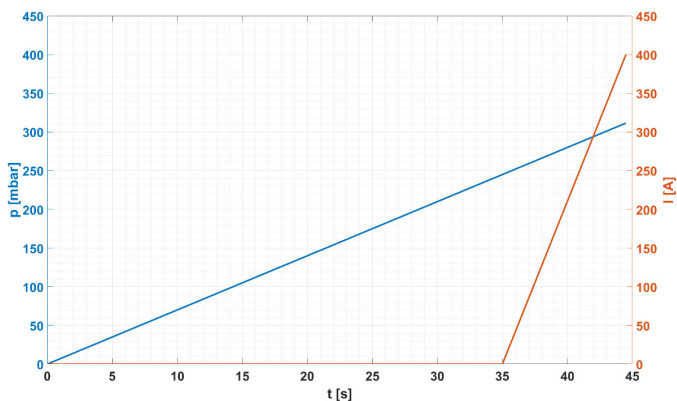


Abb. 4: Druckkurve und Beispiel einer Rampe für den Kurzschlussstrom gemäß Simulationsbedingungen.

Die positiven Werte bei  $B=100\text{mT}/I=0\text{A}$  ist auf Messungenauigkeiten des Distanzsensors zurückzuführen, theoretisch müsste sich eine betragsmäßig geringe negative Differenz ergeben.

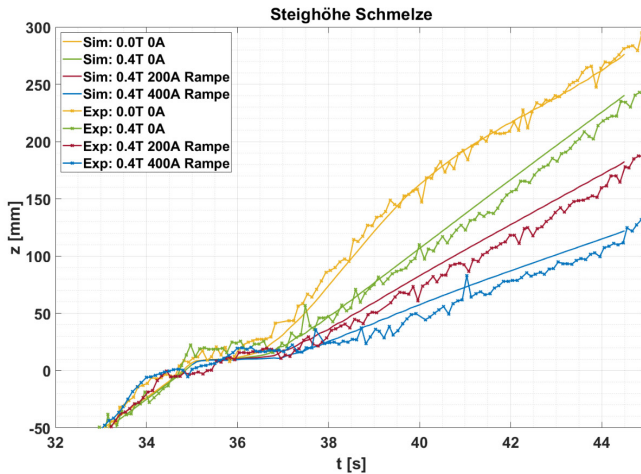


Abb. 5: Gegenüberstellung der Simulationsergebnisse [durchgezogene Linien] mit den experimentell erhaltenen Daten (verbundene Kreuze) für ausgewählte Einstellungen für magnetische Flussdichte  $B$  und Kurzschlussstrom  $I$ . Die Wertepaare  $[B/I]$  von oben nach unten sind:  $0\text{T}/0\text{A}$ ,  $0,4\text{T}/0\text{A}$ ,  $0,4\text{T}/200\text{A}$ ,  $0,4\text{T}/400\text{A}$ ; Zusammengehörige Simulationsergebnisse und experimentell erhaltene Daten sind gleichfarbig.

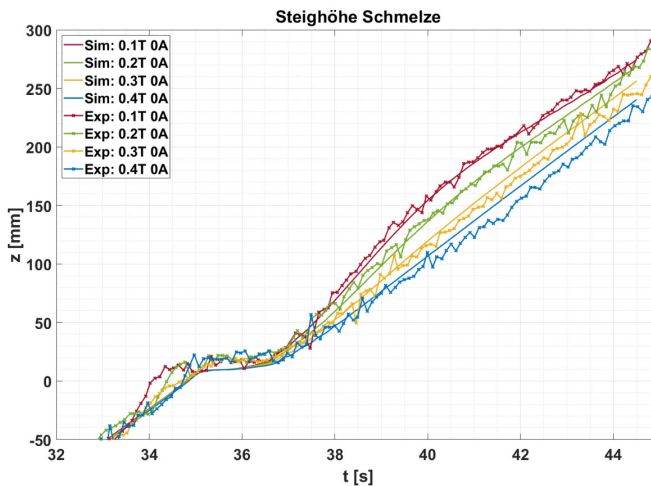


Abb. 6: Gegenüberstellung der Steighöhen von Simulation und Experiment für unterschiedliche magnetische Flussdichten. Es wurde kein Kurzschlussstrom zugeschaltet.

$I$ [A]	0	100	200	300	400
B [mT]					
0	0	-	-	-	-
100	2	-5	-17	-29	-31
200	-12	-23	-45	-58	-74
300	-34	-53	-75	-89	-117
400	-45	-76	-105	-133	-159

Tab. 1: Differenz Steighöhen  $\Delta h$  [mm]

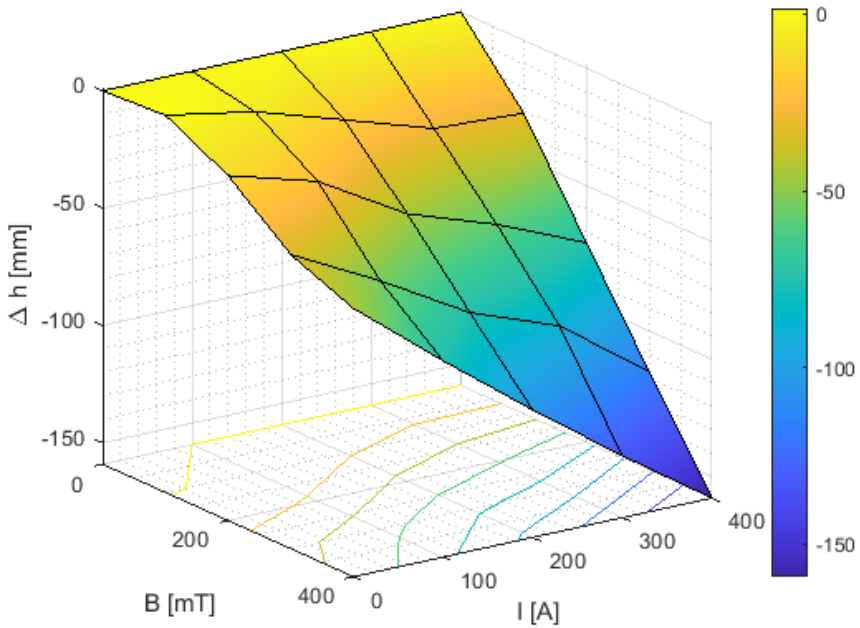


Abb. 7: Differenz der Steighöhen in Abhängigkeit von magnetischer Flussdichte B und Kurschlussstrom I.

B [mT]	I [A]	0	100	200	300	400
0	0.00	-	-	-	-	-
100	0.12	-0.40	-1.30	-2.21	-2.35	-
200	-0.92	-1.74	-3.42	-4.40	-5.62	-
300	-2.56	-4.04	-5.70	-6.76	-8.87	-
400	-3.39	-5.71	-7.93	-10.04	-12.04	-

Tab. 2: Differenz eingefüllte Massen  $\Delta m$  [kg]

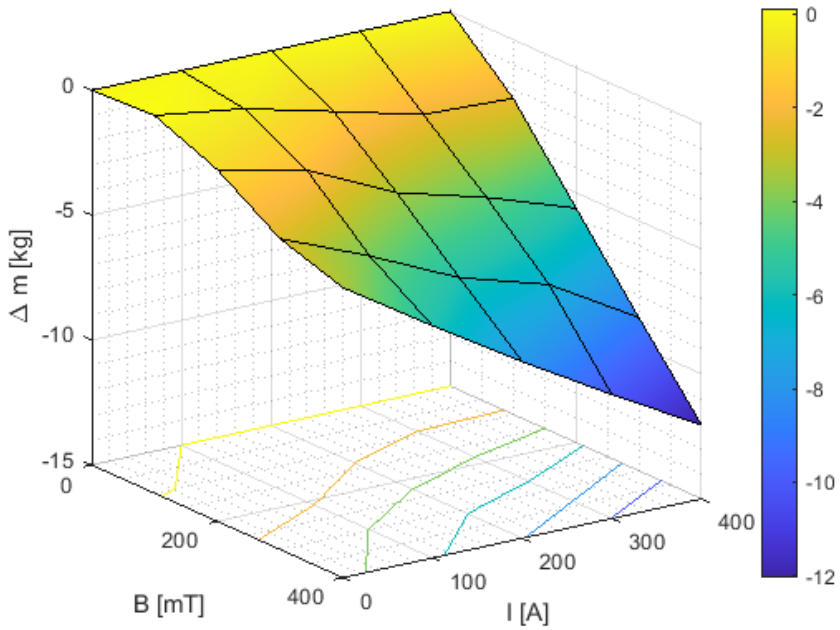


Abb. 8: Differenz der eingefüllten Massen in Abhängigkeit von magnetischer Flussdichte B und Kurzschlussstrom I.

## 7. ERMITTLUNG DER BREMSWIRKUNG BEI HÖHEREN DRUCKSTEIGERUNGSRATEN UND ANDEREM VERLAUF DER KURZSCHLUSSTRÖME

Bei der Analyse der Bremswirkung wurde ohne B-Feld und Kurzschlussstrom bzw. mit maximalem B-Feld (400 mT) und maximalem Kurzschlussstrom (400 A) gearbeitet. Die Rampe zur Erreichung des maximalen Kurzschlussstroms wurde innerhalb von Zeitbereichen von 1,5 bis 5 Sekunden durchfahren.

Die Drucksteigerungsraten im Ofen bewegten sich im Bereich um 20 mbar/s (maximal bis zu 24 mbar/s). Von der Verwendung höherer Drucksteigerungsraten wurde aufgrund der Gefahr des Herausspritzens aus der offenen Füllform abgesehen. Sowohl für die Druckkurve als auch für den Kurzschlussstrom wurde eine spezifische Haltezeit eingestellt, während der der jeweilige Wert (z.B. 318 mbar bzw. 400A) konstant blieb.

In Abbildung 7 sind, stellvertretend für die in diesem Abschnitt verwendeten Einstellungen, die zeitlichen Verläufe für eine Drucksteigerung auf 350 mbar innerhalb 15 Sekunden und einen maximalen Kurzschlussstrom, der innerhalb drei Sekunden ab Eintritt in die Füllform erreicht wird, exemplarisch dargestellt. Die Stromhaltezeit beträgt in diesem Beispiel 20 Sekunden, die Druckhaltezeit 30 Sekunden. Nach Ende der Stromhaltezeit wird der Kurzschlussstrom innerhalb zwei Sekunden auf 0 A zurückgeregelt. Nach Beendigung der Druckhaltezeit ist der Gießvorgang beendet.

In Abbildung 8 und Abbildung 9 sind Plots aus der Datenerfassung mit FILL CYBERNETICS dargestellt, welche die Differenz in der Bremswirkung bei eingeschaltetem bzw. abgeschaltetem Kurzschlussstrom zeigen.

In Abbildung 8 sind die zeitlichen Verläufe von Druckkurve, Steighöhe und Spulen- sowie Kurzschlussstrom gegenübergestellt.

Abbildung 9 verdeutlicht den Verlust der Bremswirkung durch Abschalten des Kurzschlussstroms während der Druckhaltezeit. Die roten Linien markieren Zeitpunkte, welche für die Bewertung der Bremswirkung durch Magnetfeld und Kurzschlussstrom herangezogen wurden. Unter den angegebenen Parameterwerten ergibt sich bei Auswertung der Steighöhen in der Füllform eine Differenz von ca. 150 mm. Dies entspricht einer transportierten Aluminiummasse von 11,35 kg bzw. einem zurückgehaltenen Druck von 35,4 mbar. Die Werte bei aktiver Bremse sind um ca. 48 % niedriger als jene nach dem Abschalten des Kurzschlussstroms und dem damit verbundenen Wegfall der elektromagnetischen Kraft.

Abbildung 10 zeigt einen weiteren Versuch mit einer maximalen Steighöhendifferenz von ca. 180 mm. Diese entspricht einer Reduktion der eingefüllten Aluminiummasse um 13,6 kg oder 42,5 mbar zurückgehaltenem Druck. Die Werte bei aktivierter Bremse sind um ca. 51% niedriger.

Zudem bewirkt die Bremswirkung durch die Lorentzkraft eine Beruhigung der Flüssigkeitsoberfläche bei der Befüllung mit Aluminiumschmelze und vermeidet so auch die Entstehung von Lufteinschlüssen im Gießprozess.

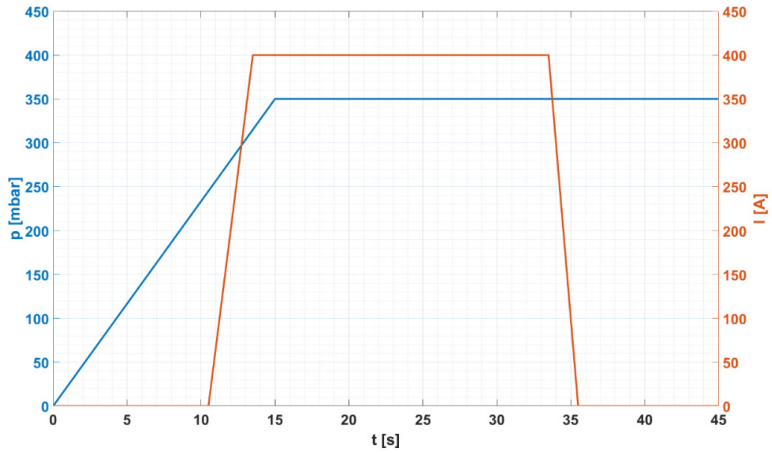


Abb. 9: Exemplarischer zeitlicher Verlauf von Druck und Kurzschlussstrom für in diesem Abschnitt verwendete Einstellungen



Abb. 10: Druckkurve, Steighöhe und Stromverläufe am Beispiel des Versuchs 185 (400 mT B-Feld, max. 400A Kurzschlussstrom erreicht in 3 Sekunden, 20 Sekunden Haltezeit Kurzschlussstrom, 318 mbar in 25 s, Druckhaltezeit 30 s).



Abb. 11: Gewählte Zeitpunkte für die Auswertung der Steighöhen in Versuch 185.



Abb. 12: Steighöhen (linke Spalte) und Verlauf der Kurzschlussströme (rechte Spalte) am Beispiel der Versuche 194 (untere Zeile, 0.4T/400A, 4 s Dauer der Stromrampe, 30 s Haltezeit Kurzschlussstrom) und 195 (obere Zeile 0T/0A); jeweils 320 mbar in 20 Sekunden



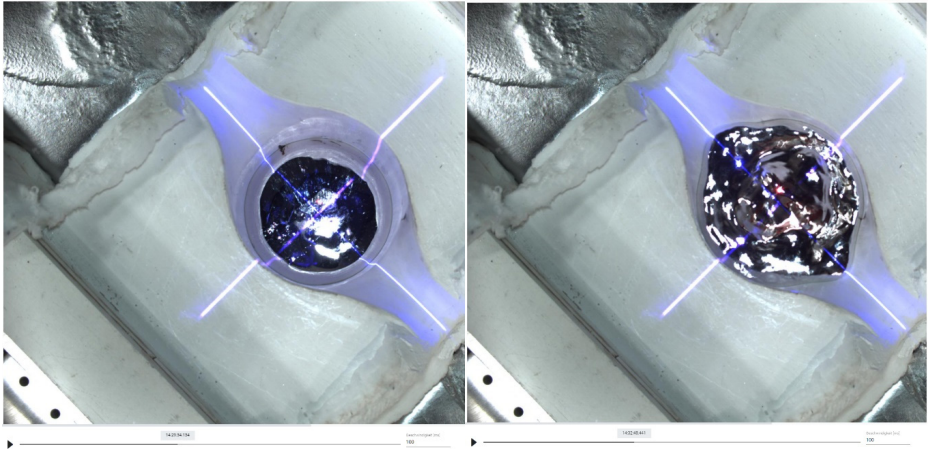


Abb. 13: Beruhigter Formfüllprozess unter Einfluss der Lorentzkraft (links); unruhige Formfüllung im Standardprozess ohne Magnetfeld und Kurzschlussstrom (rechts).

## 8. UNTERSUCHUNG DES TEMPERATURVERHALTENS ÜBER MEHRERE GIESSZYKLEN

Anhand der vorgenommenen Gießversuche wurde die Auswirkung des Spulenstroms und der Einfluss der Aluminiumschmelze im Steigrohr auf die Temperatur in der Magnetbox untersucht.

Abbildung 12 bietet einen Überblick über 23 Gießversuche (erkennbar anhand der Druckkurven im Graph „Oven Pressure“). 15 dieser Versuche wurden mit maximalem B-Feld (189 A Spulenstrom, siehe Graph „Currents/Voltages“) durchgeführt.

Die maximal zulässige Temperatur der Spulen in der Magnetbox beträgt 180°C. Bei den durchgeführten Versuchen ergaben sich keinerlei temperaturbedingte Probleme.

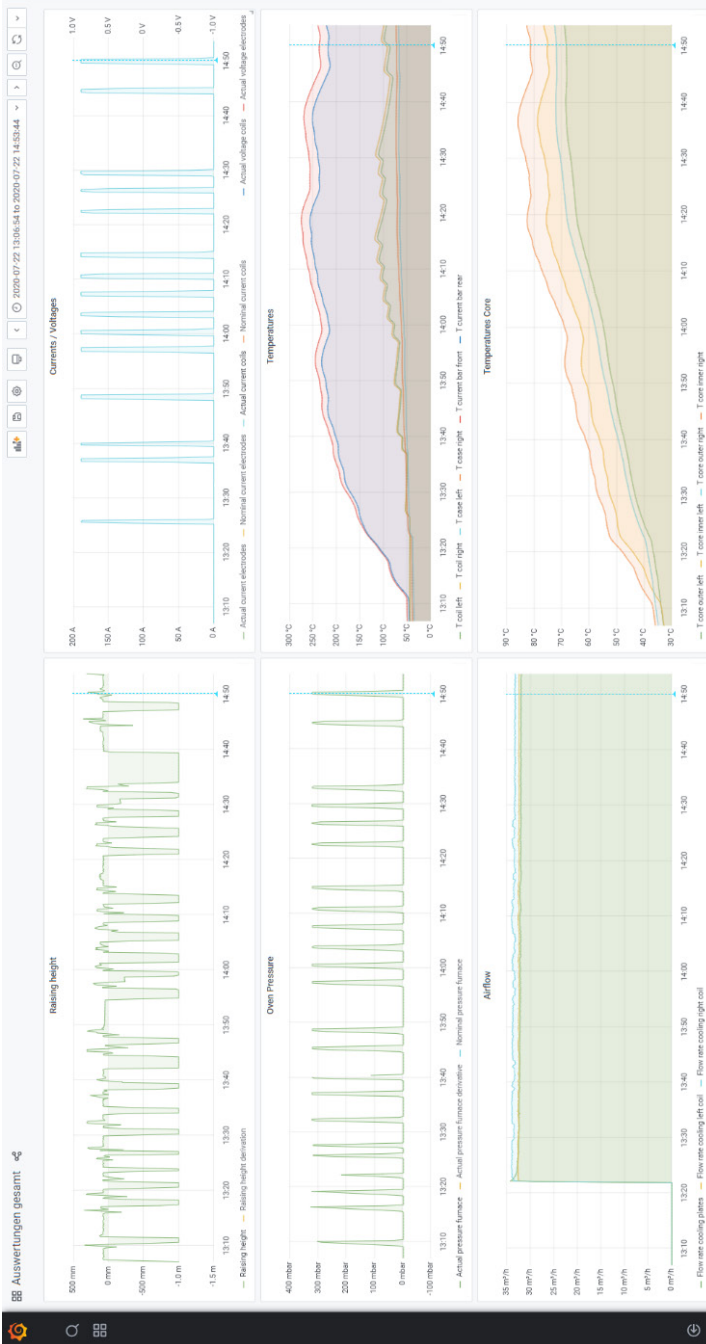


Abb. 14: Prozessdatenaufzeichnung zur Beobachtung des Temperaturverhaltens mit FILL CYBERNETICS

## 9. ZUSAMMENFASSUNG UND AUSBLICK

Die Versuchsreihe untergliederte sich in zwei Teile: Im ersten Teil wurden zur Verifikation der Simulationsergebnisse und zur Quantifizierung der Bremswirkung dieselben Einstellungen wie in der Simulation verwendet, im zweiten Teil wurde mit höheren Drucksteigerungsraten und anderen zeitlichen Verläufen für den Kurzschlussstrom gearbeitet. Als Maß für die Bremswirkung wurden die gemessene Steighöhe in der Füllform, sowie daraus abgeleitete Größen wie z.B. eingefüllte Masse, herangezogen. Die Ergebnisse des ersten Teils sind in Abschnitt 6 beschrieben. Es zeigte sich eine gute Übereinstimmung zwischen Simulation und Experiment. Der Einfluss des B-Feldes auf die Bremswirkung war geringfügig stärker als von der Simulation prognostiziert, was noch genauer untersucht werden soll.

Die Bremswirkung wurde anhand der experimentell erhaltenen Ergebnisse quantifiziert. In Abschnitt 7 werden ausgewählte Versuche bei höheren Drucksteigerungsraten und verändertem zeitlichen Verlauf der Kurzschlussströme behandelt. Die magnetische Flussdichte betrug dabei, sofern das Magnetfeld aktiviert wurde, immer 400 mT. Die ermittelten Werte bei aktiver Bremse sind um ca. 50% niedriger. Der durch das elektromagnetische Feld zurückgehaltene Druck betrug um die 40 mbar. Anhand der im zweiten Teil durchgeführten Versuche wurde das Temperaturverhalten der Magnetbox, mit besonderem Augenmerk auf die Spulentemperatur, untersucht (Abschnitt 8). Während der Versuchsdurchführung kam es zu keinerlei temperaturbedingten Problemen.

Der verwendete Prototyp wird in eine vollausgestattete Niederdruckgießmaschine bei der Firma SRI in Slowenien integriert. Die auch dort stattfindende, lediglich um die Erfassung der Oberflächeninformation der Flüssigkeit reduzierte, Datenaufzeichnung mit FILL CYBERNETICS soll weitere wertvolle Information über das Verhalten der Magnetbox unter realen Gießbedingungen im Dauereinsatz liefern.

## 10. DANKSAGUNG

Die vorliegende Entwicklung wurde von der österreichischen Forschungsförderungsgesellschaft FFG unterstützt. Besonderer Dank gilt den Entwicklungspartnern HZDR Helmholtz-Zentrum Dresden-Rossendorf, Abteilung Magnetohydrodynamik, insbesondere Dr. Vladimir Galindo, Bernd Willers, Dr. Dirk Rübiger und Dr. Sven Eckert für deren Expertise in den Bereichen magnetische Felder, Schmelzen und Simulation, sowie dem Leiter der Gießerei SRI d.o.o., Silvo Rihtaric, für seinen Einsatz und Erfahrung in der Umsetzung und Erprobung.

# ZUKUNFTSTECHNOLOGIEN



Fronius

Fronius

AIT  
LEICHTMETALLKOMPETENZZENTRUM  
RANSHOFEN GMBH

ABB

# EXTREMER LEICHTBAU DURCH INNOVATIVE WARM-UMFORMUNG “HDF” TECHNOLOGY

Peter Amborn<sup>1</sup>, Jürgen Hirsch<sup>2,\*</sup>

<sup>1</sup>HoDforming GmbH, Düsseldorf, Deutschland

<sup>2</sup>Aluminium Consulting, Königswinter, Deutschland

\*juergen.hirsch@hydro.com

## 1. EINLEITUNG

Die Verbesserung der Umformbarkeit von Metallen und Legierungen ist von entscheidender Bedeutung für die Fertigung komplexer Bauteile, insbesondere - aber nicht nur - für die Massenproduktion in der Automobilindustrie [1]. In der Vergangenheit lag der Schwerpunkt auf der Verbesserung der Kaltumformung, wie z. B. dem Tiefziehen komplexer Teile in einer mehrstufigen Pressenstraße in mehreren Umformschritten oder dem innovativen Hydroforming, um vor allem komplizierte Hohlkörper in einem Schritt herzustellen. Diese Technologien sind allerdings begrenzt und weitgehend ausgereizt und erreichen nicht die gewünschten Umformgrade und Toleranzen bei den neuen hochfesten Werkstoffen, um noch leichtere Komponenten herstellen zu können. So wurden neue hochfeste Stähle mit martensitischer Umwandlung entwickelt, die eine sehr hohe Festigkeit (bis zu 2.000 MPa!) erreichen können. Deren Umformprozess beinhaltet das Abschrecken des Materials von hohen (austenitischen) Temperaturen (> 950°C), die erfolgreich mit dem Warmumformen und Abschrecken in einem Fertigungsschritt, dem so genannten „Presshärten“ kombiniert werden. Heutzutage ist dies ein gängiges Verfahren zur Massenproduktion von Teilen in leichteren Automobilen aus Stahl.

Bei Aluminium ist zwar keine martensitische Umwandlung möglich, dennoch werden auch hier bei Legierungen hohe Festigkeiten mit bis zu ca. 700 MPa – z.B. für Luft- und Raumfahrtanwendungen – erreicht, die durch den Prozess der Auflösung und Ausbildung feinsten Teilchen (sog. „Aushärtung“) erreicht werden. Also erfordern beide Materialgruppen spezielle thermo-mechanische Behandlungen und Technologien, die Hochtemperatur-Glühung und Abschreckprozesse umfassen. Für diese hochfesten Aluminiumlegierungen sind spezielle Wärmebehandlungs- und Abschreckverfahren erforderlich, um die kritischen Legierungselemente zunächst in feste Lösung zu bringen („Lösungsglühung“) und anschließend durch eine (moderate) Wärmebehandlung feine „nanoskalige“ Ausscheidungen zu erzeugen (Zustand „T6“), nach der Bauteile-Umformung im zuvor weichen Zustand (Zustand „T4“). Dieser aushärtende Effekt ist allgemein für Al-Mg-Si (6xxx)-Legierungen für Kraftfahrzeugbauteile (z. B. Karosseriebleche) und insbesondere für hochfeste Al-Cu 2xxx- und Al-Zn-Mg-Cu 7xxx-Legierungen für Flugzeugbauteile bekannt. Diese Legierungen härten jedoch



bereits bei Raumtemperatur (einige sogar relativ schnell) aus, was ihre Kaltumformbarkeit und damit Anwendung in innovativen Leichtbaukonstruktionen drastisch einschränken kann.

## 2. UMFORMEN VON EXTREM LEICHTEN BAUTEILEN

In der Automobilindustrie gibt es schon immer den Bedarf für Technologien zur Fertigung von Bauteilen aus hochfesten Metallen und Legierungen, speziell auch geeignet für die Massenproduktion, um die Spirale der Gewichtszunahme überwinden und leichtere Autos zu bauen, um Kraftstoff und damit CO<sub>2</sub> einzusparen. Im Segment der Automobil-Oberklasse sind Teil- und Voll-Aluminiumlösungen bereits in erheblichem Umfang realisiert. Die Klein- und Mittelklassewagensegmente werden jedoch aufgrund der höheren Material- und Produktionskosten nach wie vor überwiegend aus Stahl gefertigt.

Eine geeignete Lösung für innovative Leichtbaukonstruktionen ist die Verwendung von leichten Materialien wie hochfeste Aluminiumlegierungen, welche auch die z.T. hohen Anforderungen erfüllen können, wie:

- Hohe Umform-Verhältnisse und Ziehtiefen
- Ausbildung kleiner Radien oder scharfer Kanten
- Umformung aller Dicken (< 0,5 mm und > 10 mm) und Erzeugung lokal variabler Wandstärken
- Herstellung der Produkte in kurzer Taktzeit (<30 Sekunden), d.h. Massenproduktion
- hohe (Klasse A) Oberflächenqualität
- Kostengünstig gegenüber den Standardtechnologien
- geringe oder gar keine Ausschussquote

Die heute angewandten innovativen Technologien der Warmumformung hochfester Stähle (z.B. Presshärten) erfüllen zwar einige, aber noch nicht all diese Anforderungen. Ein Aspekt ist die Minimierung der Wandstärke durch die Verwendung von hochfesten Metallen und Legierungen, beispielsweise einer 22MnB5 Stahl-Legierung. Hier kann die Wandstärke um ca. 50% reduziert werden - und dementsprechend das Gewicht. Andere Leichtbaulösungen wie Kohlefaser-verstärkte-Kunststoffen KFVK (CFRP) werden heute für extremen Leichtbau in Flugzeugen und bei einigen Hochklasse- und z.B. Elektro-Fahrzeugen eingesetzt. Deren Verwendung für die Massenproduktion hat jedoch Nachteile in Kosten, Umweltbelastung, Wartung und Recycling und sind daher weniger erfolgreich, als ursprünglich erwartet wurde.

Daraus folgt, dass rentabler Leichtbau nur aus hochfesten Metallen (d.h. Stahl- oder Aluminiumlegierungen) auf wirtschaftliche Art und Weise erreicht werden kann. Allerdings ist dazu eine bessere Umformtechnologie verfügbar, um extrem dünne und

hochfeste Materialien (wie z.B. 22MnB5-Bleche in 0,5 [mm]) mit hoher Umformtiefe zu formen, wie dies bei heutigen Kaltumformprodukten in herkömmlichen Tiefziehstählen möglich ist. Die Herausforderung zur Umformung von hochfesten Metall-Legierungen zur Fertigung extrem leichter Bauteile umfasst folgende zusätzliche Anforderungen, um geeignet zu sein für Massenproduktion, wie z.B.:

- Kurze Taktzeiten, Bleche in 5 bis 20 Sekunden, Hohlkörper unter 30 Sekunden.
- Ähnliche Produktionslinien wie bei der Kaltumformung
- Ähnliche oder niedrigere Herstellungskosten wie bei der Kaltumformung
- Stabile Prozessbedingungen und lange Werkzeug-Standzeiten
- Praktisch kein Ausschuss
- Hohe Maßgenauigkeit (z.B. keine Rückfederung)
- Lokal variables Härteprofil im produzierten Bauteil
- Formen von Platten oder Hohlkörpern in allen gewünschten Dicken
- Hohe Umformgrade (Hohlkörper) und hohe Ziehtiefen (Flachprodukte)
- Keine inneren Spannungen und SRK Korrosion
- Möglichkeiten der Integration von Teilen im umgeformten Bauteil

Solche Impulse für Produktverbesserungen sind eine wichtige Voraussetzung für eine erfolgreiche europäische Luftfahrtindustrie, die wesentlich durch die Erforschung und Entwicklung innovativer Technologien für Flugzeuge und Triebwerke sowie deren Nutzung im gesamten Lebenszyklus gestützt wird.

### 3. ALUMINIUM – BAUTEILE

In aushärtbaren hochfesten Aluminiumlegierungen, die unter Standard-Bedingungen verarbeitet werden (z.B. „T4“ Zustand = lösungsgeglüht und bei Raumtemperatur gelagert, d.h. z.T. ausgehärtet), ist die Umformbarkeit im kalten Zustand meist begrenzt, da durch Lagerung schon bei Raumtemperatur Aushärtungseffekte stattfinden. Das bedeutet, dass diese hochfesten Legierungen unmittelbar nach dem Abschrecken umgeformt werden müssen - oder noch besser bei erhöhter Temperatur, wenn die Formbarkeit noch wesentlich höher ist.

Bei aushärtbaren hochfesten Aluminiumlegierungen geschieht dies am besten im Temperaturbereich der Lösungsglüh-behandlung, wo mit besten Umformbedingungen zu rechnen ist und anschließend unter definierten Abkühlbedingungen abgeschreckt wird, ähnlich wie bei der Halbzeugfertigung von Profilen durch Strangpressen [2]. Die heute bekannten Warmumformtechnologien [3] können diese Ziele bei aushärtbaren hochfesten Aluminiumlegierungen nicht erfüllen. Dies erreicht die neue HDF Technologie (siehe Tabelle 1).



Technologie	SPF	QPF/Blow	HFQ	HDF-PAI
Materialnachschub	Nein		Unkontrolliert/Nein	Ja, kontrollierbar
Rohling-Verdünnung	Unkontrollierbar		Unkontrollierbar	Nahezu nach Wunsch
Falten	Nein		Ja	Nein
Werkzeughaltbarkeit	Gut		Pittings (Thermoschock)	Gut >100.000 Hübe
Minimale Dicke des Rohlings	Alle		Begrenzte Umformbarkeit > 2mm	> 0,8mm
Komplexität des Produkts	Alle		Simple Kontur	Nahezu alle
Taktzeit	Minuten bis Tage	< 1 Minute (einfache Geometrien)	< 1 Minute	< 1 Minute (komplexe Geometrien, scharfe Ecken, kleine Radien)
Umform-Gasdruck	1 bis 5 bar		Gasdruck nicht möglich	1 bis 300 bar (1.000 bar möglich)
A-Oberfläche	Ja		Nein	Ja
Umformgrad	1.000 %	200 %	Max. 50 %	Max. 200 % (350%)
Rückfederung	Nein		Bedingt ja	Nein
Anforderung an den Rohling (Alu)	Nur superplastische Legierungen		Alle	Alle
Anforderung an die Maschine	Einfach		Komplex	Komplex
Anforderung an die Umformwerkzeuge	Einfach		Eher einfach	Komplex, aber preiswert
Fertigungsstückzahlen	Kleine	Kleine bis Mittlere	Hohe Fertigungsstückzahlen	Alle
Erteilte Patente/patentierbar	Nein		Honda?	Nein/ Patentanmeldungen nicht erteilt

Tab. 1: Vergleich der wichtigsten Heiß-Umformtechnologien für Aluminium-Legierungen

Tabelle 1 listet und vergleicht alle Warmumform-Technologien in ihren relevanten Eigenschaften wie Formbarkeit, Prozessgeschwindigkeit, Maschinen- und Werkzeugmaschinen, Oberflächenaspekte, etc. In fast allen Kategorien weist das HDF-Verfahren große Vorteile auf und gilt daher als vielversprechendes effektives Zukunft-Verfahren.

#### 4. DIE HOT DIE FORMING „HDF“ -TECHNOLOGIE

Eine innovative Technologie, die diese Anforderungen erfüllen kann, ist die HDF- Technologie, die in diesem Projekt zur industriellen Fertigungsreife entwickelt wird. Sie wurde in [4] erstmals im Detail beschrieben und kann in mehrere (materialbezogene) Prozesse unterteilt werden (Abb.2). Eine Simulation des „Hot Die Forming“ (HDF) Prozesses [5] ist in Abb. 1 dargestellt. Dabei werden Metallrohlinge wie Bleche/ Platten (Flachkörper) oder Hohlkörper (mit mindestens einer Öffnung) bei erhöhter Temperatur (> 350°C für Metalle und Legierungen mit einem Schmelzpunkt >350°C) unter Gasdruck oder unterstützt vom Werkzeug umgeformt, in einer permanent beheizten Form (mit ähnlicher Temperatur), für aushärtbare Aluminium Legierungen bei der Lösungstemperatur (~480 bis 560°C), für Stahl bei der erforderliche Austenitierungstemperatur (~ 950°C). Der Gasdruck unterstützt die Hohlkörperformung als Umformmedium und wird auch beim Warmtiefziehen eines Flachkörpers eingesetzt.

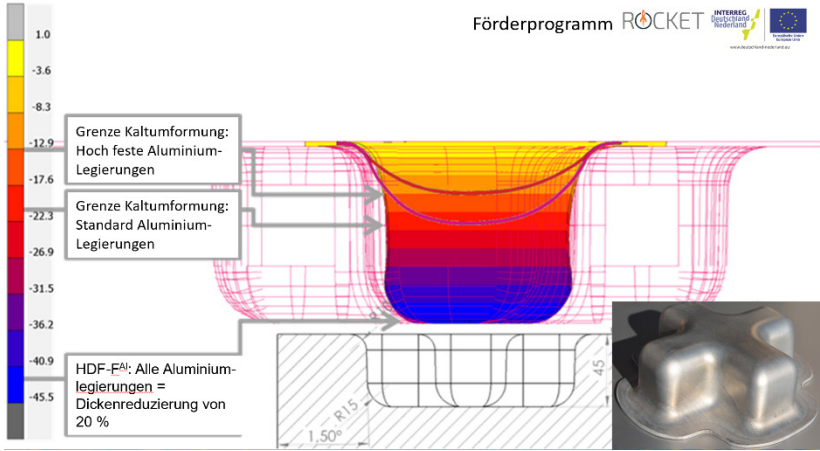


Abb. 1: HDF-F<sup>Al</sup> Umformsimulation: Tiefziehen einer Kreuzprobe

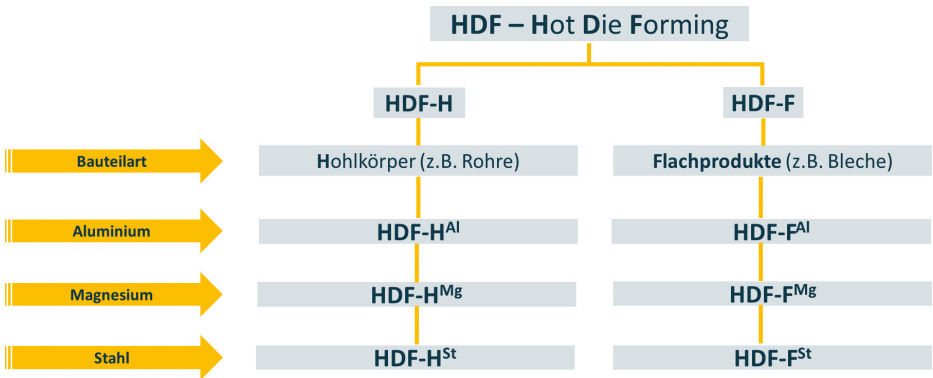


Abb.2 Hot Die Forming Nomenklatur für Hohlkörper/Rohre „HDF-H“ und Flachprodukte/Bleche „HDF-F“ für verschiedene Metalle (Aluminium „Al“, Magnesium „Mg“, Stahl „St“)

Ein wesentlicher Fortschritt des HDF-Prozesses besteht darin, dass der Rohling während des Umformschritts aktiv in den Hohlraum gedrückt werden kann, um:

1. die Stabilität des Umformprozesses zu verbessern (die Reibungsinstabilität zu überwinden), 2.) das Umformverhältnis / die Umformtiefe zu erhöhen und
2. die lokale Blechdicke gezielt zu ändern.

Außerdem kann im Rohling und / oder in der Formmatrize ein bestimmtes Temperaturprofil eingestellt werden, um lokale Umformgeometrie, lokale Dickenänderungen oder Umformverhältnisse gezielt zu manipulieren. Der Rohling kann mit speziell entwickelten Schmiermitteln beschichtet werden, um Abrieb und Reibung zu vermeiden.

## 5. DIE HDF- H<sup>AL</sup> – ALUMINIUM-HOHLKÖRPERPRODUKTE

Die Produktrohlinge des Hohlkörpers können beschrieben werden als:

- Extrudiertes Rohr
- Gezogenes Rohr
- Geschweißtes Rohr (geschweißter Biegeblechstreifen)
- Vorwärtsgepresster Dosenkörper /\*
- Rückwärts gepresster Dosenkörper /\*

/\* maßgeschneiderte Wandstärken möglich

Die Produktionsschritte (a-h) und -anforderungen sind:

a) Jeder Materiazustand und -vorbehandlung ist akzeptabel (beliebige Temperatur: F bis T9)

b) Rohling auf Formlänge zuschneiden ( $\pm 1$  [mm])

c) Auftragen eines geeigneten Schmiermittels

d) Bei Bedarf den Rohling vorbiegen (kann auch vor c) oder nach e ) erfolgen)

e) Aufheizen auf minimale Lösungsglühtemperatur

f) Positionieren im ausreichend temperierten Werkzeug (Lösungsglühtemperatur)

g) Umformen

1) ohne Materialzufuhr in der Kavität (bis zu ~ 40% Umformgrad)

2) Für ein Umformverhältnis von mehr als 40% oder eine kontrollierte Wanddicke ist eine Materialzufuhr in den Hohlraum erforderlich, die durch einen niedrigen Gasinnendruck unterstützt wird. Nach der Materialpositionierung in der Kavität wird der Gasdruck erhöht, bis der Hohlkörper ausgeformt und kalibriert ist.

h) Abkühlen / Abschrecken

Der Rohling wird in weniger als 20 Sekunden auf die Lösungsglühtemperatur (z.B. > 450°C) erwärmt. Geeignete Legierungselemente, ihre Konstitution und Verteilung durch geeignete Materialvorbehandlung sollen eine unerwünschte Kornvergrößerung vermeiden. Die Legierung liegt nach dem Abkühlen / Abschrecken in übersättigter fester Lösung vor, die zum Aushärten in einer anschließenden Wärmebehandlung je nach Legierung und Abschreckverfahren ausgehärtet wird (z. B. 0,5 bis 7 Stunden bei moderaten Temperaturen: 150 - 210°C für Al-Mg -Si EN-AW 6xxx Legierungen, siehe auch Vorgaben aus der Strangpresstechnologie [2]). Für die Massenproduktion ist eine automatisierte Produktionslinie konzipiert, die je nach Produktdesign Taktzeiten zwischen 10 und 40 Sekunden, für Kleinserien Taktzeiten zwischen 20 und 40 Sekunden (2-Mann - Handling) benötigt.

## 6. DIE HDF- H<sup>AL</sup> – FLACHERZEUGNISSE AUS ALUMINIUM

Das Formen von Flachprodukten (Blechen, Platten) bildet die wichtigste Produktionsform für die meisten Teile von in Masse produzierten Karosseriestrukturen. Bauteile aus Aluminiumprofilen und Blechen befinden sich in vielen der Luxus- und Oberklasse Automobilen, bis hin zur Vollaluminium-Karosserie (z. B. AUDI A8-2, Jaguar LR, Ford F 150). Aluminiumblechprodukte werden als Hängeprodukte auch zunehmend in der Mittelklasse eingesetzt. Für Außenhaut wird A-Klasse Oberfläche gefordert, während für Struktur- und Innenbauteilen die Oberflächenqualität weniger wichtig ist. Um die Aluminium Karosserie extrem leicht zu machen, sind zunehmend hochfeste Legierungen gefragt, da es möglich ist, die Wandstärke und so das Gewicht weiter zu reduzieren.

Um Aluminiumprodukte in möglichst kostengünstigen Abmessungen und mit minimalen Dicken herzustellen, um optimalen Leichtbau zu erreichen, müssen die Bauteile bei erhöhten Temperaturen umgeformt werden. Die kontaktlose Umformung mit (heißem) Gas vermeidet Kratzer und Flecken und ermöglicht es, geeignete Oberflächen (Klasse A) zu erzielen.

Je nach Produktdesign und spezifischen Anforderungen können verschiedene HDF-F-Technologien für die Warmumformung angewendet werden:

- Gasdruck-Umformung-Blechezuschnitt mit Materialzufuhr
- Gasdruck-Umformung-Blechezuschnitt mit aktiver Materialzufuhr
- Gasdruck-Umformung-Blechezuschnitt ohne Materialzufuhr
- Gasdruck+Stempel – Kombinationsumformung mit Materialzufuhr
- Stanzformen (Tiefziehen) - Blechezuschnitt

Die HDF-F-Technologien bieten bei geringem Produktfertigungsvolumen (z. B. 10 Teile/Jahr) und/oder einfachem Design die Möglichkeit, das Produkt in nur einem Umformwerkzeug herzustellen, wie in Abb. 3 dargestellt. Aber auch für eine effiziente Massenproduktion eignet sich das HDF-Umformverfahren und kann wie bei Pressen-Straßen in mehrere Prozessschritte aufgeteilt werden. Weiterhin können Struktur- oder Karosserie-Bauteile als symmetrische (rechts/links) Komponenten in einem Hub und in mehreren Fertigungsschritten gemeinsam effektiv gefertigt werden.

Die einzelnen Prozessschritte im gesamten Hot Die Forming „HDF-F“ Prozessablauf sind:

1. Schneiden des Rohlings vom Coil
2. Stanzen des Rohlings in die gewünschte Form
3. Auftragen eines geeigneten Schmiermittels
4. Aufheizen des Rohlings auf die gewünschte Temperatur

5. Aufblasen des Rohling mit geringem Gasdruck in eine Vorform (mit oder ohne Stempel) oder Tiefziehen des Rohlings
6. Formen der ersten Vorform im nachfolgenden Werkzeug entweder durch hohen Gasdruck und Stanzen oder Formen der ersten Vorform durch weiteres Tiefziehen, wie beim Kaltformen (die Anzahl dieser Schritte hängt von der Komplexität des Produkts ab)
7. Es kann sinnvoll sein, Löcher zu stanzen oder das heiße Formteil zu beschneiden
8. Das fertige Formteil abkühlen lassen. Abhängig von der Legierung und Ausführung kann es durch Luft, Wasserdusche, evtl. in einer festen Kühlform um möglichen Verzug während des Abkühlens zu vermeiden.
9. Weitere Wärmebehandlung (z.B. Aushärten), wie erforderlich
10. Bei Bedarf waschen und passivieren

Um die Machbarkeit zu untersuchen und die Prozessparameter zu optimieren, wurde zunächst eine digitale Plattform für die Simulationen des HDF-Prozesses entwickelt [5]. Der Simulationsprozess wurde dabei soweit automatisiert, dass der Benutzer Werkzeuggeometrien und Eingabeparameter einstellt und das Simulationsprogramm nutzen kann, um die Machbarkeit des HDF-Prozesses zu testen oder Parameter/Werkzeug/Matrizenform zu optimieren.

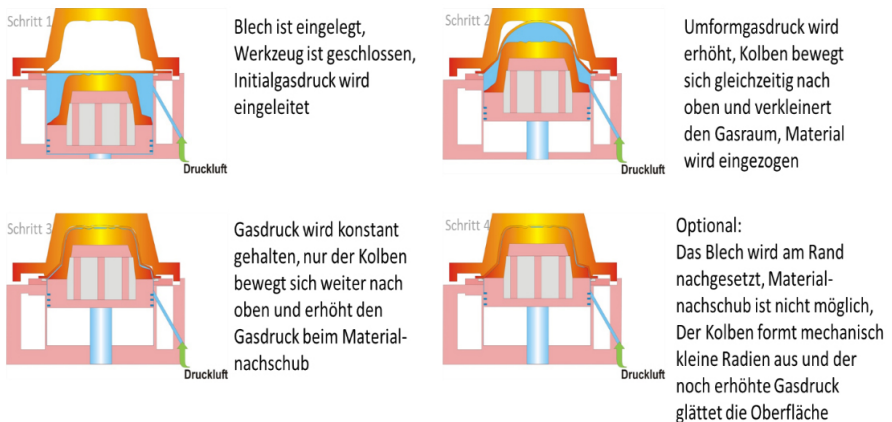


Abb. 3: Hot Die Forming „HDF-F“ Prozessablauf

## 7. AKTUELLE ERGEBNISSE

In dem laufenden Projekt ist es erstmalig gelungen, die HDF Heiß-Gasumformung mit Materialnachschub anhand einer Kreuzprobe aus hochfester Aluminiumlegierung mit der Tiefe von 45 mm nachzuweisen (Abb. 4), bei ausgesprochen guter Oberflächenqualität – wie bei der vorausgegangen ersten Simulation [5] vorhergesagt. Damit wurde ein entscheidender Schritt in der Blechumformung erreicht. Diese Ergebnisse im laufenden Projekt der Technologieentwicklung der Warmumformung von Blechen durch HDF-F (Blechumformung) belegen, dass es möglich ist bei der Heiß-Gasumfor-

mung zusätzliches Material von außen in die Gravur zu bringen und vollausgeformte, rissfreie Blechproben mit hohen Umformgraden und Oberflächenqualität herzustellen. Diese ersten Versuche sind noch ohne aktiven Materialnachschiebung erfolgt, d.h. das Blech wurde über den im Werkzeug vorhandenen Gasdruck in die Gravur eingezogen. Mit einem zusätzlichen, aktivem Materialnachschiebung kann im nächsten Schritt nahezu unbegrenzt Material in die Gravur nachgeschoben werden und es sind damit Bauteilgeometrien herstellbar, die bisher nicht vorstellbar waren. Das Technologieportfolio wird damit noch deutlich größer. Dazu sind zwei Patente, welche die Technologie maßgeblich absichern, zwischenzeitlich erteilt worden [6].

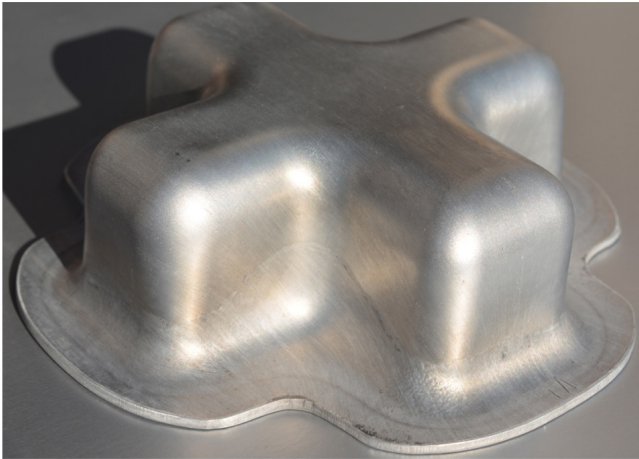


Abb. 4: Hot Die Forming „HDF“ durch Heiß-Gasumformung einer hochfesten Aluminiumlegierung mit Materialnachschiebung gefertigte Kreuzprobe (Ziehtiefe 45 mm) "Hergestellt im Rahmen von Lightness.NRW"

## 8. ZUSAMMENFASSUNG

Die innovative HDF = Hot Die Forming „HoDforming“ Technologie ist eine optimale Umformtechnologie, um alle Metalle und insbesondere anspruchsvolle Legierungen aus Aluminium, Magnesium und Stahl vielseitig und fast beliebig umzuformen. Alle Vorteile der erweiterten Umformbarkeit können für extreme Leichtbau-Konstruktionen umgesetzt werden. Die innovative Technologie ist in der Lage, extrem leichte Produkte auf effiziente Art zu realisieren, wie sie z.B. in der Automobilindustrie relevant sind und das von der Antriebsart des Fahrzeug völlig unabhängig, wie die Fertigung komplexer Geometrien in Kombination mit hochfesten Legierungen und neue Möglichkeiten zur Optimierung der Crashtauglichkeit der Produkte.

Die Zykluszeit für die wichtigsten Automobilprodukte beträgt weniger als 10 Sekunden für die Blechumformung und weniger als 30 Sekunden für Hohlkörper. Umformverhältnisse bis zu 200%, kleine Radien sowie scharfe Kanten und Klasse A Oberfläche sind realisierbar. Die aktive Materialzuführung in die Kavität erlaubt die Fertigung von „tailored blanks or tubes“ in einem einfachen Prozess.

Es wurde gezeigt, dass die HDF Heiß-Gasumformung in der Lage ist Bauteile aus hochfester Aluminiumlegierung mit hoher Umformtiefe und guter Oberflächenqualität zu fertigen. Mit einer weiteren Entwicklung eines zusätzlichen, aktivem Materialnachschub ist die Fertigung extremer Bauteilgeometrien möglich.

## 9. LITERATUR

- [1] J. Hirsch, E. Brünger, S. Keller, P. Amborn, K. Kipry „Hot forming of Aluminium for light-weight car design“, in „Aluminium Alloys, Their Physical and Mechanical Properties“ edited by Jürgen Hirsch, Birgit Skrotzki, Günter Gottstein, proceedings ICAA-11 (2008), Vol2., Wiley-VCH Verlag, Weinheim ISBN-10: 3-527-32367-8 p. 2388-2393
- [2] Martin Bauser, Günther Sauer, Klaus Siegert: Strangpressen. 2. Auflage. Aluminium-Verlag, Düsseldorf 2001, ISBN 3-87017-249-5
- [3] Hot Working and Forming Processes: Proceedings of an International Conference on Hot Working and Forming Processes, (2000) Hong Kong, C. M. Sellars, G. J. Davies, Metals Society, ISBN-13: 978-0904357288
- [4] J. Hirsch, P. Amborn „Extreme light weight for hollow and flat products - HDF - Technology“ NEBU/NEHY International conference (2018) Fellbach/Stuttgart „New Developments in Sheet Metal Forming“, May 2018, M.Liewald (ed). ISBN 978-3-947085-01-9, p. 307-316
- [5] M.S. Niazi, P. Amborn, E. Lamers, J. Hirsch „Hot Die Forming - Flat (HDF-FAI): An innovative hot forming technology for extreme lightweight in aluminum sheet alloys, IDDR Conference 2019, open access volume of IOP Science Conference Series: Materials Science and Engineering, Volume 651, conference 1
- [6] EP 3 015 183 B1 und DE 10 2017 127 158 A1 (Patenterteilung im Druckmodus)



# DRAHTBASIERTE ADDITIVE FERTIGUNG VON HOCHPERFORMANTEN AL-ZN-MG-CU LEGIERUNGEN

Thomas Klein\*, Martin Schnall, Rudolf Gradinger

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

\* thomas.klein@ait.ac.at

## 1. EINLEITUNG

Die Ausweitung des Einsatzes additiver Fertigung in Hochleistungsanwendungen erfordert Legierungen, die robust verarbeitbar sind und ausgezeichnete mechanische Eigenschaften mitbringen [1]. Die Entwicklung neuartiger Aluminium-Legierungen wurde dabei stark behindert durch die inhärent schlechte additive Verarbeitbarkeit von typischen Hochleistungslegierungen wie Al-Cu oder Al-Zn-Mg, Al-Zn-Mg-Cu [2]. Beide Legierungsklassen sind gekennzeichnet durch ihre hervorragenden mechanischen Eigenschaften nach der Warmauslagerung [3] und werden daher in zahlreichen Legierungsvarianten im Flugzeugbau verwendet [4]. Al-Zn-Mg-Legierungen sind jedoch ebenfalls bekannt für ihre starke Warmrissneigung [5]. Daher gelten diese Legierungen als schwierig zu schweißen und – bedingt durch die Verwandtschaft der Prozesse – ebenfalls als schwierig, mit schmelzenden Verfahren additiv zu verarbeiten [6]. In den vergangenen Jahren wurden teils aufwändige Legierungskonzepte vorgeschlagen, wie etwa die Zugabe von nano-Partikeln (TiC [7,8] sowie TiB<sub>2</sub> und WC [9]) mit dem Resultat, rissfreie Probenkörper additiv herzustellen. Diese Konzepte leiden jedoch unter aufwändiger Vormaterialherstellung. In weiteren Arbeiten wurde die Zugabe von Eutektikumbildnern vorgeschlagen, um die Heißrissanfälligkeit zu senken [6,10]. Der Nachteil dieses Zugangs ist jedoch eine geringe Bruchdehnung und das daraus resultierende vorzeitige Versagen [6].

Unter den vielfältigen additiven Fertigungstechnologien bietet das wire-arc additive manufacturing (WAAM) [11,12] überzeugende Vorteile hinsichtlich Bauteilkosten [13], Aufbauraten und der Effizienz in der Materialausnutzung (in der Flugzeugproduktion als Buy-to-Fly Ratio (BTF) bezeichnet). Insbesondere bei großformatigen Bauteilen [11] kann die gut automatisierbare, auf Lichtbogenschweißverfahren beruhende WAAM-Technologie gut eingesetzt werden. Entscheidend für eine erfolgreiche Verarbeitung mittels WAAM von komplexen Aluminium-Strukturen ist die Steuerung des Wärmeeintrags sowie Kontrolle der daraus resultierenden lokalen Temperaturen und Abkühlraten [14]. Diese Parameter bestimmen die finale Mikrostruktur und damit die mechanischen Eigenschaften [15]. Im Falle von Aluminiumlegierungen führt eine höhere thermische Belastung im Allgemeinen zu mikrostrukturellen Vergrößerungsreaktionen sowohl im Kornbereich als auch von sekundären Phasen. Aufgrund der spezifischen Prozesseigenschaften sind neuartige Legierungsstrategien erforderlich, die auf verbesserte Verarbeitbarkeit sowie auf bestmögliche Eigenschaften abzielen.

In dieser Arbeit werden Ergebnisse zu einer neuartigen Al-Zn-Mg-Cu-Legierung, die speziell für die Anforderungen von WAAM entwickelt wurde, vorgestellt. Untersuchungsergebnisse umfassen mikrostrukturelle Analysen sowie Ermittlung der mechanischen Eigenschaften. Weiters wird die Herstellung eines komplexen Demonstrationsbauteils vorgestellt. Die dargelegten Untersuchungsergebnisse belegen, dass hoch-performante Al-Zn-Mg-Cu-Legierungen nach geringfügigen Anpassungen der chemischen Zusammensetzung erfolgreich im WAAM-Prozess verarbeitet werden können.

## 2. EXPERIMENTELLE METHODEN

### 2.1. DRAHTHERSTELLUNG, WAAM UND WBH

Die chemische Zusammensetzung der Versuchslegierung ist in Tab. 1 angeführt. Details zum Legierungsdesign können Ref. [16] entnommen werden. Das Vormaterial wurde im vertikalen Strangguss hergestellt, woraus in weiterer Folge zylindrische Vorformen gefertigt wurden. Die Drahtherstellung erfolgte durch direktes Strangpressen dieser Zylinder zu einem Durchmesser von 1,6 mm, was einem der gängigsten Schweißdrahtdurchmesser entspricht.

Al	Zn	Mg	Mn	Cu	Si	Fe	Zr
bal.	3.6	5.9	0.5	0.3	0.1	0.1	0.1

Tab. 1: Chemische Zusammensetzung des untersuchten Draht-Zusatzwerkstoffs in Massenprozent.

WAAM wurde mittels Cold Metal Transfer (CMT) der Firma Fronius durchgeführt. Das Brennersystem und die Substrataufspannung werden dabei durch einen ABB IRB 4600 Schweißroboter und einen ABB IRB 500A Drehkipptisch gehandhabt. Die Tropfenabla- gesequenz, wie sie beim CMT Prozess vorherrscht, ist in Abb. 1 dargestellt [17].

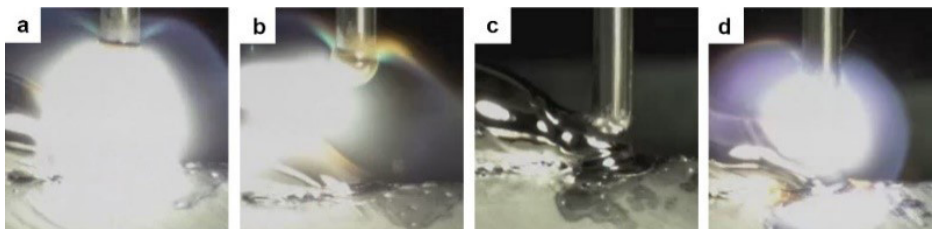


Abb.1: Prozess Visualisierung des CMT Prozesses [17].

Drei Probenzustände wurde tiefergehend untersucht: (1) wie geschweißt (as built) sowie die beiden in Tab. 2 aufgeführten Wärmebehandlungs-(WBH-)zustände [17]. Die Lösungs-glühung wurde in einem Nabertherm N120/85HA Kammerofen und die Warmauslagerung in einem Heraeus UT 6200 Ofen durchgeführt.

Bezeichnung	Wärmebehandlungsvarianten [Temperatur [°C]   Zeit [h]   Kühlbedingungen]		
	Lösungsglühung	Erste Stufe AA	Zweite Stufe AA
1 stage AA <sup>a</sup>	470   5   WQ <sup>b</sup>	120   24   FC <sup>c</sup>	-   -   -
2 stage AA	470   5   WQ	120   24   FC	160   24   FC

<sup>a</sup> Artificial ageing (AA); <sup>b</sup> Water quenching (WQ); <sup>c</sup> Furnace cooling (FC)

Tab. 2: WBH-Parameter der ein- (1 stage AA) und zwei-stufig (2 stage AA) wärmebe-handelten Proben [15].

## 2.2. CHARAKTERISIERUNGSMETHODEN

Die Drahtverarbeitung beim WAAM wurde mittels Hochge-schwindigkeitskamera dargestellt (i-SPEED 221, iX Cameras).

Für die lichtmikroskopischen Untersuchungen wurde ein Zeiss Axiotech 100HD-3D Mikroskop verwendet. Metallographische Proben wurden durch elektrochemisches Ätzen (Barker-Lösung) bei einer Spannung von 15 V für 90 - 240 s durchge-führt.

Transmissionselektronenmikroskopie (TEM) wurde mit einem FEI Tecnai F20 Mikros-kop bei einer Spannung von 200 kV durchgeführt. Elektronentransparente Proben wurden durch Ionen-Dünnen bei 4,5 V für ca. 10 h hergestellt.

Zugversuche wurden an einer Instron 8502 mit einer 30 kN Kraftmessdose durchge-führt. Die Probenabmessungen betru-gen 84 mm Gesamtlänge, 26 mm Messlänge, 6 mm Breite und 4 mm Dicke.

## 3. ERGEBNISSE

### 3.1. GEFÜGE

Die Gefüge der Probenzustände as built (a) und 1 stage AA (b) sind in Abb. 2 dargestellt. Eine feine Kornstruktur mit geringfü-gig gestreckten Körnern entlang der Aufbau-richtung ist er-kennbar. Zudem lassen sich Poren mit maximal  $\approx 10 \mu\text{m}$  Durchmesser erkennen. Durch die im einstufig ausgelagerten Zustand durchgeführte Lösungsglü-hung kommt es des Weite-ren zu einer geringfügigen Kornvergrößerung.

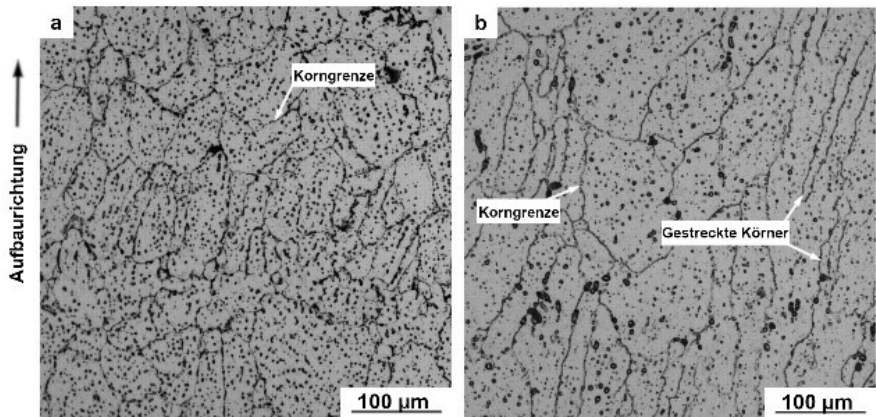


Abb. 2: Lichtmikroskopische Aufnahmen der Mikrostrukturen in den Zuständen (a) as built; (b) 1 stage AA [17].

### 3.2. MECHANISCHE EIGENSCHAFTEN

Die mechanischen Eigenschaften der drei Probenzustände ermittelt im Zugversuch, sind in Tab. 3 zu sehen. Longitudinal (L) bezeichnet Zugproben, die parallel zur Schweißrichtung beansprucht werden, Transversal (T) solche mit orthogonaler Zugspannungsorientierung.

	As built		1 stage AA		2 stage AA	
	L	T	L	T	L	T
Dehngrenze [MPa]	197.4 ± 8.5	207.8 ± 0.2	269.9 ± 9.8	277.7 ± 6.0	339.4 ± 13.2	339.8 ± 8.8
Zugfestigkeit [MPa]	292.2 ± 4.4	278.0 ± 2.8	413.4 ± 20.2	403.7 ± 18.7	477.0 ± 16.2	431.2 ± 23.4
Bruchdehnung [%]	3.2 ± 0.7	2.2 ± 0.1	11.6 ± 3.7	9.4 ± 1.8	7.9 ± 1.1	3.9 ± 0.7

Tab. 3. Zugversuchsdaten der drei Probenzustände in L und T Richtung [17].

Die Dehngrenze ist in allen Zuständen nur geringfügig von der Orientierung abhängig. Zugfestigkeit und Bruchdehnung weisen jedoch ein anisotropes Verhalten auf, was auf das Verhalten von Defekten an den Grenzflächen der einzelnen Schweißlagen während der plastischen Verformung zurückzuführen ist [15,17].

### 3.3. AUSSCHIEDUNGSSTRUKTUR

Um das Verfestigungsverhalten bei Warmauslagerung zu verstehen, wurden TEM Untersuchungen am zweistufig wärmebehandelten Zustand durchgeführt. TEM-Hellfeldaufnahmen sind in Abb. 3 zu sehen. Das Korninnere ist gekennzeichnet durch eine homogene Ausscheidungsstruktur. Diese Ausscheidungen zeigen typische Größen von ca. 10  $\mu\text{m}$  und sind für die starke Verfestigung im Vergleich zum Ausgangszustand verantwortlich (vgl. Tab. 3). Im Bereich der Korngrenze kommt es zur Bildung einer Korngrenzenphase (Abb. 3(a)), welche in ihrer direkten Umgebung eine ausscheidungsfreie Zone verursacht.

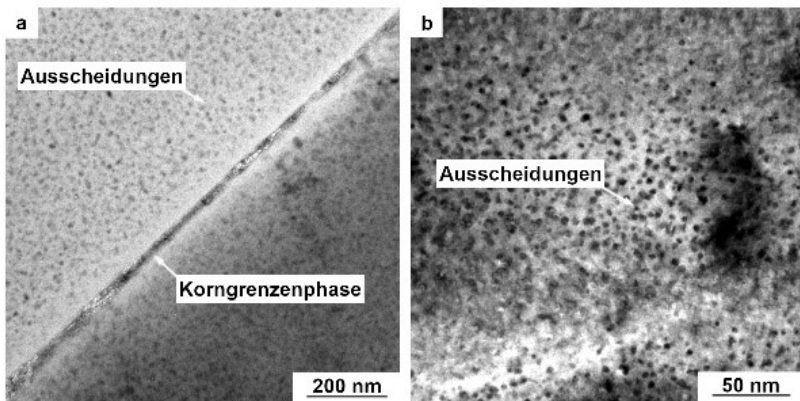


Abb. 3. TEM-Gefügeaufnahme einer zweistufig ausgelagerten Probe mit deutlich sichtbarer Ausscheidungsstruktur [17].

### 3.4. DEMONSTRATION

Die Verarbeitbarkeit der neu entwickelten Al-Zn-Mg-Cu Legierung wurde anhand eines Demonstrationsobjekts gezeigt. Zu diesem Zweck wurde ein Motorradkolben mittels WAAM hergestellt. Dieser Demonstrator ist nach halbseitiger Befräsung in Abb. 4 dargestellt. Die rissfreie Herstellung von komplexen Geometrien konnte somit dargestellt werden. Darüber hinaus konnte durch den flexiblen Fertigungsvorgang Material und somit Gewicht gegenüber dem konventionellen Schmiedestück eingespart werden.



Abb. 4. Demonstrationsobjekt gefertigt aus der entwickelten Al-Zn-Mg-Cu Legierung mittels WAAM Prozess hergestellt: bewusst nur halbseitig befräster Kolben.

## 4. ZUSAMMENFASSUNG

Im Rahmen der hier vorgestellten Arbeit wurde eine neue Al-Zn-Mg-Cu Legierung entwickelt, welche ein verbessertes Verarbeitungsverhalten im WAAM Prozess zeigt. Folgende Resultate konnten in dieser Forschungsarbeit erarbeitet werden:

- Durch geringfügige chemische Modifikationen im Al-Zn-Mg-Cu System konnte eine hoch-performante warmaushärtbare Legierung entwickelt werden.
- Diese Legierung zeigt sowohl auf Coupon- als auch Demonstratorenlevel Rissfreiheit.
- Die Kornstruktur ist homogen und wenige gestreckte Körner liegen nach der Verarbeitung vor. Die durchgeführte Lösungsglühung führt nur zu geringer Kornvergrößerung.
- Durch einstufige und mehrstufigen Wärmehandlungen können gute mechanische Eigenschaften eingestellt werden, wobei die Dehngrenze beinahe isotrop ist, während Zugfestigkeit und Bruchdehnung anisotropes Werkstoffverhalten zeigen.

## 5. DANKSAGUNG

Diese Arbeit wurde durch die Programme M-era.Net im Rahmen des Projekts HiPA<sup>2</sup>L (FFG-Nr. 859833) und Produktion der Zukunft im Rahmen des Projekts DEDAluS (FFG-Nr. 877340) gefördert. Die Autoren danken Dr. S. Bozorgi für wesentliche Vorarbeiten im Bereich der Legierungsdefinition sowie allen Projektpartnern. TEM-Analysen wurden von Dr. T. Wojcik an der Universitären Service-Einrichtung für Transmissionselektronenmikroskopie (USTEM), TU Wien, Österreich, durchgeführt.

## 6. LITERATUR

- [1] D. Herzog, V. Seyda, E. Wycisk, C. Emmelmann: Additive manufacturing of metals, *Acta Materialia*, Vol. 117, (2016), S. 371-392
- [2] J.R. Croteau, S. Griffiths, M.D. Russell, C. Leinenbach, C. Kenel, V. Jansen, D.N. Seidman, D.C. Dunand, N.Q. Vo: Microstructure and mechanical properties of Al-Mg-Zr alloys processed by selective laser melting, *Acta Materialia*, Vol. 153, (2018), S. 35-44
- [3] M.J. Starink, B. Milkereit, Y. Zhang, P.A. Rometsch: Predicting the quench sensitivity of Al-Zn-Mg-Cu alloys: A model for linear cooling and strengthening, *Materials & Design*, Vol. 88, (2015), S. 958-971
- [4] E.A. Starke, J.T. Staley, Application of modern aluminium alloys to aircraft, *Progress in Aerospace Sciences*, Vol. 32, (1996), S. 131-172
- [5] D.G. Eskin, Suyitno, L. Katgerman: Mechanical properties in the semi-solid state and hot tearing of aluminium alloys, *Progress in Materials Science*, Vol. 49, (2004), S. 629-711
- [6] R. Casati, M. Coduri, M. Riccio, A. Rizzi, M. Vedani: Development of a high strength Al-Zn-Si-Mg-Cu alloy for selective laser melting, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 801, (2019), S. 243-253
- [7] M. Sokoluk, C. Cao, S. Pan, X. Li: Nanoparticle-enabled phase control for arc welding of unweldable aluminum alloy 7075, *Nature Communications*, Vol. 10, (2019), A.Nr. 98
- [8] D. Oropeza, D.C. Hofmann, K. Williams, S. Firdosy, P. Bordeenitikasam, M. Sokoluk, M. Liese, J. Liu, X. Li: Welding and additive manufacturing with nanoparticle-enhanced aluminum 7075 wire, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 834, (2020), 154987
- [9] J.H. Martin, B.D. Yahata, J.M. Hundley, J.A. Mayer, T.A. Schaedler, T.M. Pollock: 3D printing of high-strength aluminium alloys, *Nature*, Vol. 549, (2017), S. 365-369.
- [10] M.L. Montero-Sistiaga, R. Mertens, B. Vrancken, X. Wang, B. van Hooreweder, J.P. Kruth, J. van Humbeeck: Changing the alloy composition of Al7075 for better processability by selective laser melting, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 238, (2016), S. 437-445
- [11] D. Ding, Z. Pan, D. Cuiuri, H. Li: Wire-feed additive manufacturing of metal components: Technologies, developments and future interests, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 81, (2015), S. 465-481
- [12] S.W. Williams, F. Martina, A.C. Addison, J. Ding, G. Pardal, P. Colegrove: Wire + arc additive manufacturing, *Materials Science and Technology*, Vol. 32, (2016), S. 641-247
- [13] C.R. Cunningham, S. Wikshåland, F. Xu, N. Ke-makolam, A. Shokrani, V. Dhokia, S.T. Newman: Cost modelling and sensitivity analysis of wire and arc additive manufacturing, *Procedia Engineering*, Vol. 11, (2017), S. 650-657
- [14] K. Oyama, S. Diplas, M. M'hamdi, A.E. Gunnæs, A.S. Azar: Heat source management in wire-arc additive manufacturing process for Al-Mg and Al-Si alloys, *Additive Manufacturing*, Vol. 26, (2019), S. 180-192
- [15] T. Klein, M. Schnall: Control of macro-/microstructure and mechanical properties of a wire-arc additive manufactured aluminium alloy, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 108, (2020), S. 235-244.
- [16] M. Schnall, S. Bozorgi, T. Klein, R. Gradingner, A. Birgmann, P. Morais, P. Warczok: Sonder-Aluminium-Schweißzusätze optimiert für die Verarbeitung im Wire-Arc Additive Manufacturing-Prozess, Tagungsband des DVS Congress (2019).
- [17] T. Klein, M. Schnall, B. Gomes, P. Warczok, D. Fleischhacker, P.J. Morais: Wire-arc additive manufacturing of a novel high-performance Al-Zn-Mg-Cu alloy: Processing, characterization and feasibility demonstration, under review at *Additive Manufacturing* (2020).

# ENTWICKLUNG EINER ECAP ANLAGE MIT INTEGRIERTEM DIGITALEN SCHATTEN

Andreas Schwarz-Gsaxner\*, Martin Stockinger

Lehrstuhl für Umformtechnik, Montanuniversität Leoben, Österreich

\* andreas.schwarz-gsaxner@unileoben.ac.at

## 1. EINLEITUNG

Digitalisierung, Industrie 4.0 und IoT (Internet of Things) sind Begriffe die in den letzten Jahren die Industrie stark geprägt haben [1]. Digitalisierung steht vor allem für eine Erhöhung der Wertschöpfung in der Produktion durch Prozessoptimierung, Reduktion von Fertigungskosten, sowie eine Senkung der Standzeit durch predictive maintenance [2]. Industriezweige der „Old Economy“ zu denen sich auch die Umformtechnik zählen kann, sind in diesem Bereich zwar keine Vorreiter, können bei sinnvoller Integration jedoch stark davon profitieren. Um gezielte Unterstützung für die Industrie anbieten zu können und um das Thema den Studierenden näher zu bringen hat der Lehrstuhl für Umformtechnik einen Schwerpunkt auf die Forschung hinsichtlich Digitalisierung in der Umformtechnik gesetzt. Ein besonderes Highlight ist dabei die Entwicklung einer Equal Channel Angular Pressing (ECAP) Anlage mit integriertem digitalem Schatten. Die Begriffe digitales Modell, digitaler Schatten und digitaler Zwilling spielen in Zusammenhang mit der Digitalisierung eine wichtige Rolle [3]. Der entscheidende Unterschied zwischen diesen drei Konzepten ist der Integrationsgrad zwischen dem digitalen und dem physischen Objekt. Das digitale Modell erlaubt keinerlei automatische Kommunikation und folgerichtig auch keine Beeinflussung eines Objektes auf das Andere. Der digitale Schatten ermöglicht die automatische Datenübertragung von digitalem Objekt auf das physische Objekt, oder umgekehrt. Die übertragenen Daten haben einen direkten Einfluss auf das Objekt. Die vollkommene Integration zwischen den beiden Objekten wird mit einem digitalen Zwilling ermöglicht. Diese Zusammenhänge sind in der Abbildung 1 dargestellt.

Der ECAP Prozess ist ein severe plastic deformation Verfahren. Bei diesen Prozessen wird durch das gezielte einbringen von hohen plastischen Verformungen durch einfache Scherung, eine starke Kornfeinung des Materials erzielt [4]. Je nach Verfahren, eingebrachter Umformung sowie verwendetem Werkstoff sind durchschnittliche Korngrößen von 100 bis 1000 nm möglich. Man spricht in diesem Zusammenhang von nano- oder mikrostrukturierten Gefügen. Die hohe Anzahl an Korngrenzen innerhalb des Gefüges, stellen eine Behinderung für die Versetzungsbewegung dar, woraus ein Anstieg der Festigkeitswerte resultiert. Diese Festigkeitssteigerung kann mit weiteren Verfestigungsmechanismen (z.B.: Ausscheidungshärtung und Mischkristallverfestigung) kombiniert werden. Beispielsweise sind bei der ausscheidungshärtenden





## 2. ECAP-MASCHINE

### 2.1. MECHANISCHES KONZEPT

Bei dem ECAP Prozess wird ein längliches Halbzeug mit typischerweise quadratischem oder rundem Querschnitt, durch zwei sich kreuzende Kanäle durch eine Matrize gepresst. Der Querschnitt der Probe bleibt unverändert, wodurch das mehrmalige Durchpressen durch das Werkzeug ermöglicht wird. Zwischen den einzelnen Hieben kann die Probe gedreht werden und damit gezielt die Textur und die Homogenität des entstehenden Gefüges beeinflusst werden. Man spricht in diesem Zusammenhang von unterschiedlichen Prozessrouten [7]. Der hohe hydrostatische Druck im Werkzeug sowie das mehrmalige Pressen des Halbzeuges erlauben die Einbringung einer hohen plastischen Verformung. Am Lehrstuhl für Umformtechnik wurde eine Anlage für einen modifizierten ECAP Prozess entwickelt und gebaut. Mit dieser Anlage werden ultrafeinkörnige Halbzeuge aus verschiedenen Aluminium Knetlegierungen hergestellt, die in weiterer Folge am Lehrstuhl untersucht werden. Die Werkstücke werden mittels eines Hydraulikzylinders durch das ECAP Werkzeug gepresst. Im Austrittskanal des Werkzeuges befindet sich ein zweiter Hydraulikzylinder, welcher das Aufbringen eines konstanten Gegendrucks auf das Werkstück ermöglicht. Die Folge daraus ist ein erhöhter hydrostatischer Druckanteil, welcher in einem homogenen Gefüge und einer verbesserten Umformbarkeit für schwer zu formende Materialien resultiert. Der Gegenhalter ist so gestaltet, dass er gleichzeitig als bewegliche Wand im Austrittskanal dient. Dadurch wird die Relativbewegung zwischen Werkstück und Werkzeugwand unterdrückt, was reduzierten Reibeinflüsse auf der Unterseite zur Folge hat. Die Abbildung 1 zeigt einen Schnitt des Werkzeuges mit den beiden Stößeln. Zusätzlich wurde ein System zur Werkzeugheizung entwickelt, um ECAP Versuche bei erhöhten Temperaturen durchführen zu können. Dieses erlaubt das kontrollierte Heizen des eingelegten Werkstücks durch 6 Heizelemente. Da die Umformung nur in der Scherebene der beiden Kanäle stattfindet, welche in Abbildung 1 blau gekennzeichnet ist, ist es ausreichend nur den Eingangskanal des Werkzeuges zu beheizen, markiert durch das rote Rechteck in Abbildung 2. Dies erlaubt das Absenken der notwendigen Heizenergien und ein Verkürzen der Aufheizzeiten. Die Tabelle 1 gibt einen Überblick über die Kenndaten der entwickelten Anlage.

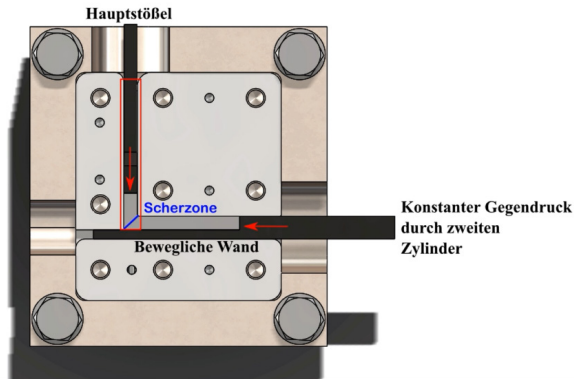


Abb. 2 Schnittansicht des entwickelten ECAP Werkzeuges

## 2.2. DIGITALES KONZEPT

Der neue Prüfstand ist mittels Profinet in die akademische Lernfabrik des Instituts eingebunden [8]. Die in der Maschine integrierten Sensoren erlauben die Datenaufzeichnung der Kraft-Weg Werte der beiden Hydraulikzylinder, sowie der Temperaturen an den Heizelementen. Durch weitere Thermoelemente, welche durch Bohrungen möglichst nahe an den Werkstückkanal positioniert werden können, ist die Temperatureaufzeichnung an weiteren Positionen am Werkzeug möglich. Die gesammelten Daten werden automatisch durch das institutseigene Layer 2 Produktionsnetzwerk übertragen und zentralisiert gesammelt. Die Maschine wird durch eine Siemens Simatic S7 1200 SPS gesteuert. Zusätzlich gibt es die Möglichkeit die Maschine über einen Computer, welcher sich ebenfalls im Produktionsnetzwerk befindet, durch die Siemens WinCC Runtime Software zu steuern.

Probengeometrie	10x10x125 [mm]
Maximaler Prüfquerschnitt	20 x 20 [mm]
Werkstoffe	Aluminiumlegierungen
Presskraft Presszylinder	500 [kN]
Presskraft Gegenhalter	500 [kN]
Vorschubgeschwindigkeit	0.1-14 [mm/s]
Temperaturbereich	20-450°C

Sensorik	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Induktive Wegmessung beider Zylinder</li> <li>• Presskraftmessung anhand Druck-messung in beiden Zylindern</li> <li>• Temperaturmessung durch Thermo-elemente an den 6 Heizelementen</li> <li>• 4 weitere Thermoelemente zur Messung der Temperaturen im Werkzeug</li> </ul>
Steuerung	<ul style="list-style-type: none"> <li>• SPS: Siemens Simatic S7 1200</li> <li>• Steuerung durch Rechner mittels Run Time Visualisierung</li> </ul>

Tab. 1: Maschinenkenndate der ECAP Anlage

### 3. DIGITALER SCHATTEN UMFORMSIMULATION

Grundlage für den digitalen Schatten ist eine Finite Elemente Simulation des modifizierten ECAP Prozesses mit Gegendruck und beweglicher Wand. Diese wurde mit der special purpose Simulationssoftware Simufact Forming 16 modelliert. Der digitale Schatten selbst wurde in Python programmiert. Sobald ein Versuch auf der Maschine startet, werden die Eingabeparameter Gegendruck, Pressgeschwindigkeit, Material und Werkstücktemperatur an die Datenbank und an den digitalen Schatten gesendet. Dieser erstellt mit den empfangenen Parametern auf Basis der verifizierten Referenzsimulation eine neue Instanz der Simulation, und rechnet automatisch den eben durchgeführten Versuch nach. Derzeit werden die Kraft-Weg-Verläufe automatisch berechnet. Am Ende werden die berechneten Daten in der Datenbank abgespeichert. Beim Versuchsstart kann zwischen dem Abspeichern der gesamten Simulation, oder spezifischen Datensätzen wie beispielsweise der Kraft-Weg Kurven gewählt werden. Dieses System erlaubt es, zusätzliche Informationen anhand der automatischen Simulation aus einem Versuch zu generieren. Das linke Bild in Abbildung 3 zeigt den Ablauf des Programms.

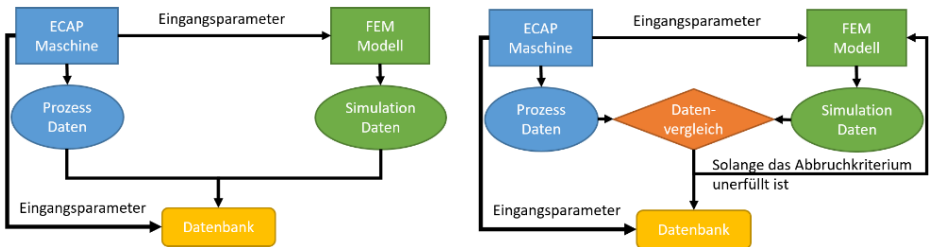


Abb. 3 links: digitaler Schatten zur automatischen Simulation, rechts: digitaler Schatten zur Bestimmung des Reibkoeffizientens

Der digitale Schatten ermöglicht auch, die automatisierte Ermittlung des Reibkoeffizienten für das untersuchte tribologische System. Die Prinzipskizze dazu ist in der Abbildung 3 rechts zu sehen. Nach dem Abschluss der Simulation vergleicht das Programm die Kraft-Weg Kurven des Realversuchs mit jener der Simulation und prüft den Unterschied zwischen den Beiden. Sofern der gemittelte Wert der Simulation um mehr als 5% vom gemittelten Wert des Versuches abweichen, wird eine Schleife gestartet, welche eine neue Simulation mit geänderten Reibkoeffizienten durchführt, bis ein definiertes Abbruchkriterium erfüllt wird und der zugehörige Reibkoeffizient ermittelt wurde. In Abbildung 4 sind die Kraft-Weg Kurven sowie die resultierenden Reibkoeffizienten  $m$  der Simulationsschleife und die Vergleichskurve aus dem Versuch zu sehen.

#### 4. DIGITALER SCHATTEN SIMULATION DER MATRIZENHEIZUNG

Aus konstruktiven Gründen ist es nicht möglich, die Temperaturen des Werkstückes während des Prozesses zu messen. Um dennoch eine präzise Regelung der Temperaturen zu ermöglichen, ist ein weiterer digitaler Schatten in Entwicklung. Der Ablauf ist in Abbildung 4 dargestellt.

Die Basis ist eine in Abaqus entwickelte Simulation des Aufheizprozesses. Dieses Modell wird durch Versuche an der Anlage mit angebohrten und mit Thermoelementen bestückten Proben verifiziert. Das Modell berechnet die notwendige Aufheizkurve der Heizelemente, um eine zuvor definierte Werkstückzieltemperatur zu erreichen. Diese Kurven werden an eine Datenbank weitergeleitet, auf die die Maschine Zugriff hat. Abbildung 6 zeigt einen Schnitt durch das simulierte Werkzeug bei einer Zielwerkstücktemperatur von 200°C.

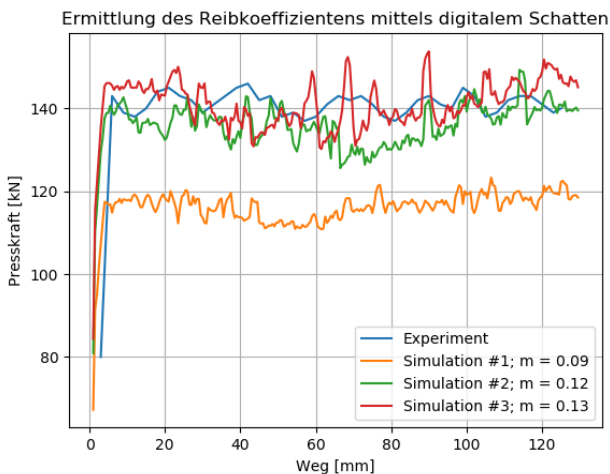


Abb. 4: Resultat der Reibkoeffizientenermittlung durch den digitalen Schatten

Das Diagramm in Abbildung 7 stellt den zugehörigen Zeit-Temperaturverlauf dieser Simulation dar. Es wurden 10 Punkte über die Länge des Werkstücks ausgewertet,  $x=0$  ist in Abbildung 6 ersichtlich. Derzeit gibt es noch keine Experimentell ermittelten Aufheizkurven zum Vergleich. Die Temperatur am Werkstück beträgt nach 300 Sekunden zwischen 201 und 204 °C.

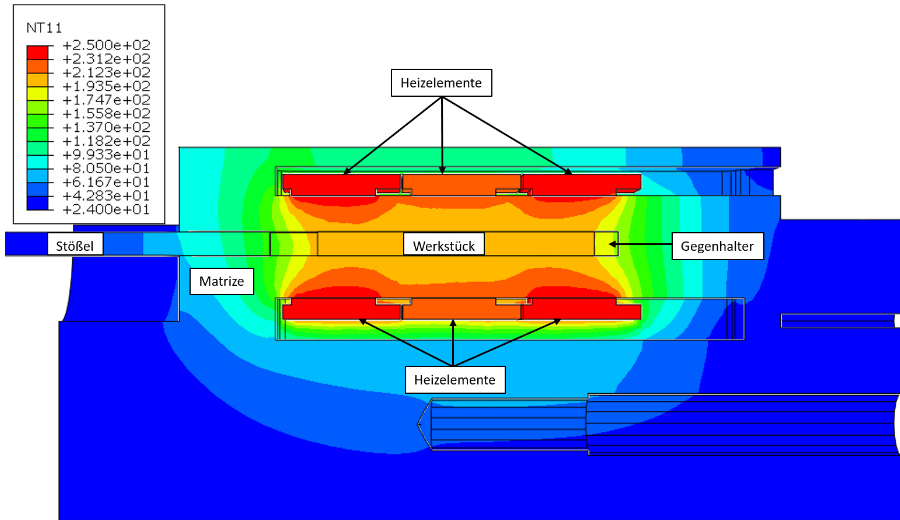


Abb. 6: Aufheizsimulation für das ECAP Werkzeug

## 5. ZUSAMMENFASSUNG

In dieser Veröffentlichung wurde das Konzept einer neu entwickelten Anlage für den Equal Channel Angular Pressing Prozess vorgestellt. Dieses beinhaltet auch einen digitalen Schatten, welcher eine automatische Simulation eines Realversuches inklusive Datenauswertung erlaubt. Eine weitere Funktionalität des Programmes ist die iterative Ermittlung des Reibkoeffizientens anhand nur eines ECAP Versuches. Dies ist vor allem bei Versuchen mit neuen Werkstoffen oder Schmiermitteln von großem Vorteil.

Da es nicht möglich ist, die Temperatur des Werkstückes in der Versuchsanlage direkt zu messen, wird ein zweiter digitaler Schatten entwickelt, der Anhand einer finiten Element Simulation des Heizprozesses, Aufheizkurven zur Verfügung stellt und somit die digitale Regelbarkeit des Heizvorganges ermöglicht.

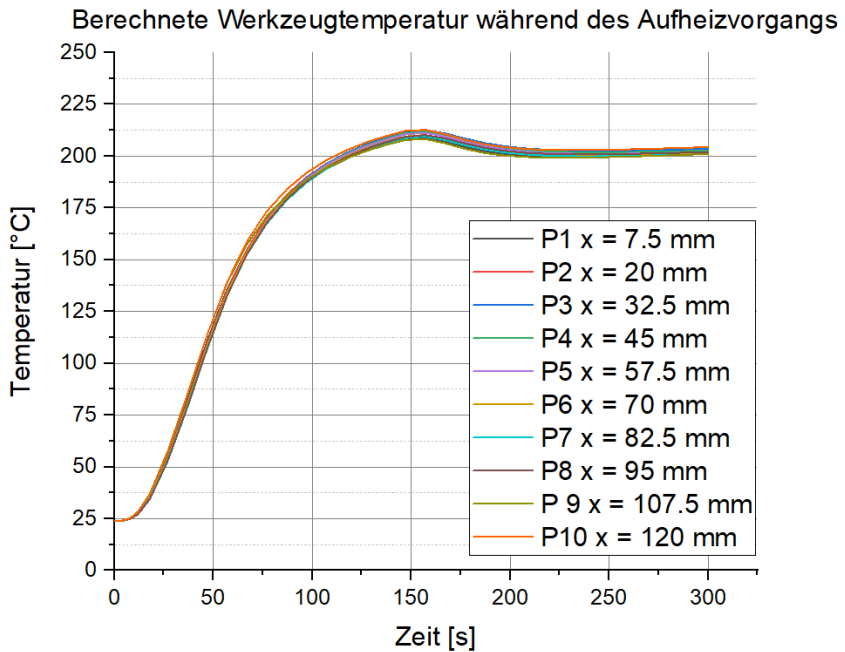



Abb. 7: Temperatur-Zeitverlauf von 10 Punkten entlang der Mittelachse des Werkstücks

## 6. LITERATUR

- [1] M. Ghobakhloo, Industry 4.0, digitization, and opportunities for sustainability. *Journal of Cleaner Production*, 252, (2020), S. 119869
- [2] S. Phuyal, D. Bista, R. Bista, Challenges, Opportunities and Future Directions of Smart Manufacturing: A State of Art Review. *Sustainable Futures*, 2, (2020) S. 100023
- [3] Werner Kritzinger, Matthias Karner, Georg Traar, Jan Henjes, Wilfried Sihm, Digital Twin in manufacturing: A categorical literature review and classification. *IFAC-PapersOnLine*, 51-11, (2018), S. 1016–1022
- [4] R. Z. Valiev, T. G. Langdon, Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement. *Progress in Materials Science*, 51 (7), (2006), S. 881–981
- [5] S. Dadbakhsh, A. Karimi Taheri, C. W. Smith, Strengthening study on 6082 Al alloy after combination of aging treatment and ECAP process. *Materials Science and Engineering: A*, 527 (18-19), (2010), S. 4758–4766
- [6] I. Sabirov, M.Y. Murashkin, R. Z. Valiev, Nanostructured aluminium alloys produced by severe plastic deformation: New horizons in development. *Materials Science and Engineering: A* 560, (2013), S. 1–24
- [7] M. Furukawa, Z. Horita, M. Nemoto, T. G. Langdon, Review: Processing of metals by equal-channel angular pressing. *Journal of Materials Science*, 36, (2001), S. 2835–2843
- [8] B. J. Ralph, A. Schwarz-Gsaxner, M. Stockinger, An Implementation Approach for an Academic Learning Factory for the Metal Forming Industry with Special Focus on Digital Twins and Finite Element Analysis. *Procedia Manufacturing*, 45, (2020), S. 253–258



Vielen Dank an die Sponsoren der 11. Ranshofener Leichtmetalltage:

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

**AMAG**  
AUSTRIA METALL

**Zwick / Roell**

**ALUMINIUM  
KURIER**  
metal-markt.net | alu-news.de

**MM**  
MASCHINENMARKT

 **GDMB**  
Verlag GmbH

**FACTORY**

 **xtechnik**  
ADDITIVE FERTIGUNG

 **LEICHTBAUWELT**  
DURCHBLICKEN | VERBUNDEN | HANDELN