

Gefördert durch:



aufgrund eines Beschlusses
des Deutschen Bundestages



Abschlussbericht zum Technologietransfer-Programm Leichtbau des Bundesministeriums für Wirtschaft und Energie

vom Verbundprojekt:

OptUm-MagNa - Optimierte Umformbarkeit von Magnesium-Nanokompositen

Förderkennzeichen: 03LB2040A, 03LB2040B, 03LB2040D

Bewilligungszeitraum: 01.02.2022 – 31.12.2024

Die Verantwortung für den Inhalt dieser Veröffentlichung liegt bei den Autoren

Beteiligte Verbundpartner

Helmholtz-Zentrum hereon GmbH 03LB2040A	
Leuphana Universität Lüneburg 03LB2040B	
Weisensee Warmpressteile GmbH	
LMpv Leichtmetall Produktion und Verarbeitung GmbH 03LB2040D	

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	3
1.1	Aufgabenstellung	3
1.2	Voraussetzungen, unter denen das Vorhaben durchgeführt wurde	3
1.3	Planung und Ablauf des Vorhabens	10
1.4	Wissenschaftlicher und technischer Stand, an den angeknüpft wurde	12
1.5	Zusammenarbeit mit anderen Stellen	16
2.1	Eingehende Darstellung der Verwendung der Zuwendung und des erzielten Ergebnisses im Einzelnen, mit Gegenüberstellung der vorgegebenen Ziele	17
2.2	Eingehende Darstellung der wichtigsten Positionen des zahlenmäßigen Nachweises	49
2.3	Eingehende Darstellung der Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Arbeit	49
2.4	Eingehende Darstellung des voraussichtlichen Nutzens, insbesondere der Verwertbarkeit des Ergebnisses im Sinne des fortgeschriebenen Verwertungsplans	50
2.5	Eingehende Darstellung des während der Durchführung des Vorhabens dem ZE bekannt gewordenen Fortschritts auf dem Gebiet des Vorhabens bei anderen Stellen	50
2.6	Eingehende Darstellung der erfolgten oder geplanten Veröffentlichungen des Ergebnisses nach Nr. 6	50

1. Einleitung

1.1. Aufgabenstellung

Ziel des Vorhabens war die Qualifizierung eines nanopartikelverstärkten Magnesiumknetwerkstoffes mit den bereits im Gusszustand optimierten Umformeigenschaften für eine breite Anwendung im Transportsektor, sowohl für die Automobilindustrie als auch für die Luftfahrt. OptUm-MagNa beschäftigte sich daher mit der Optimierung des Nanokomposites basierend auf bereits erfolgten Untersuchungen unter Einsatz des High-Shear-Verfahrens zur Einbringung der keramischen Nanopartikel in die Magnesiumschmelze. Das Verbundprojekt wurde im Rahmen des Technologietransfer-Programm Leichtbau des Bundesministeriums für Wirtschaft und Energie durchgeführt.

Problemstellung

Magnesiumlegierungen sind die leichtesten metallischen Konstruktionswerkstoffe im Einsatz. Sie werden zumeist im Druckguss verarbeitet. Bei den umformbaren Legierungen hingegen besteht noch viel Potenzial, insbesondere weil die Umformbarkeit aufgrund der hexagonalen Gitterstruktur limitiert ist. Dieser Nachteil soll mit einem Nanokomposit behoben werden, bei dem durch die eingebracht keramischen Nanopartikel eine Kornfeinung erreicht wird und zugleich eine Festigkeitssteigerung erfolgt. Die extreme Kornfeinung und die damit verbundene Duktilitätssteigerung, die nach dem Guss erreicht wird, führt den Nanokomposit zu verbesserten Eigenschaften hinsichtlich der Umformbarkeit und generiert damit gegenüber anderen Magnesiumlegierungen einen deutlichen Vorteil. Neben der Erhöhung der Festigkeit und der Duktilität ist es für die Luftfahrtindustrie darüber hinaus erforderlich, die Entflammbarkeit der verwendeten Bauteile auf das Maß entsprechender Aluminiumbauteile anzuheben. Die Entflammbarkeit des Nanokomposites soll mit Kalzium- oder CaO-Zugaben minimiert werden. Es sollte untersucht werden, ob der erzielte kornfeinende Effekt der Nanopartikel nach Zugabe dieser Stoffe immer noch gewährleistet ist und die gute Umformbarkeit bei gleichzeitig reduzierter Entflammbarkeit erreicht werden kann.

1.2. Voraussetzungen, unter denen das Vorhaben durchgeführt wurde

Das Verbundvorhaben OptUm-MagNa deckte zu Beginn die Entwicklungs- und Wertschöpfungskette von der Entwicklung eines geeigneten Nanokomposites über die Optimierung des Umformverhaltens auf der akademischen Seite und weiter die Implementation geeigneter Verfahrenstechnik bis zur Umformung durch Schmieden samt der Herstellung von Demonstratoren ab. Alle vier Partner gehören

oder gehörten zu Projektbeginn zu den innovativsten Akteuren auf ihrem jeweiligen Gebiet. Die einzelnen Kompetenzen der vier Partner werden im Folgenden kurz beschrieben.

Seit 2000 wird am **Hereon** (früher GKSS bzw. HZG) die vollständige Prozesskette des Werkstoffs Magnesium beforscht. Daraus entstand nach kurzer Zeit das Magnesium Innovation Centre MagIC, aus dem nach der Emeritierung von Prof. Kainer u.a. das Institut für Material- und Prozessdesign hervorging, in dessen Abteilung „Hybride Werkstoffe und Prozesse“ sich der Projektkoordinator Dr. Dieringa seit 16 Jahren mit der Entwicklung von Nanokompositen auf Magnesiumbasis beschäftigt. Im Rahmen des Large-Scale EU-Projektes Exomet¹ wurden vom Antragsteller Herrn Dr. Dieringa intensive Untersuchungen zur chemischen Zusammensetzung, Konzentration, Partikelgröße und Prozessierung durchgeführt (ExoMet Project, 7th Framework Programme, contract FP7-NMP3-LA-2012-280421). Als Subtopic-Koordinator war Herr Dr. Dieringa verantwortlich für das Subtopic „Metal Matrix Nanocomposites“. Das Herstellen der Nanokomposite gilt als besondere Herausforderung, bei der zusätzliche Kräfte aufgebracht werden müssen, um die Partikelcluster in der Schmelze zu deagglomerieren. Diese Thematik wurde in den letzten Jahren intensiv bearbeitet^{2,3}. Die Optimierung unterschiedlicher Eigenschaften der Nanokomposite im Vergleich zu ihren Matrixlegierungen bezieht sich nicht nur wie oben beschrieben auf Festigkeit und Duktilität, sondern umfasst auch andere Parameter, wie z.B. die Kriechbeständigkeit. So konnte gezeigt werden, dass die ohnehin schon äußerst kriechbeständige, kommerzielle Magnesiumlegierung Elektron21 durch Zugabe von Nanopartikeln ihre Kriechbeständigkeit noch einmal um eine Größenordnung verbesserte. Die Herstellung der Nanokomposite erfolgt mit dem High-Shearing-Verfahren⁴ (Abbildung 1a), bei dem die Schmelze nach der Nanopartikelzugabe intensiv geschert wird, indem ein Rotor-Stator-Mixer die Mischung durch kleine Öffnungen in der Statorspitze drückt (Abbildung 1b), oder dem Ultrasound-assisted-casting (Abbildung 2)⁵. Bei der Scherung werden Partikelcluster zerkleinert

¹ Sillekens, W.; Jarvis, D.J.; Vorozhtsov, A.; Bojarevics, V.; Badini, C.F.; Pavese, M.; Terzi, S.; Salvo, L.; Katsarou, L.; Dieringa, H.: The ExoMet Project: EU/ESA Research on High-Performance Light-Metal Alloys and Nanocomposites; Metallurgical and Materials Transactions A 45A (2014) 3349-3361.

² Dieringa H.: Processing of Magnesium-Based Metal Matrix Nanocomposites by Ultrasound-Assisted Particle Dispersion: A Review; Metals 8 (2018) 431-448.

³ Yang H., Patel J.B., Yang X., Gavras S., Dieringa H.: Properties of Mg-based Metal Matrix Nanocomposites Processed by High Shear Dispersion Technique (HSDT) - A Review; Current Nanomaterials 6 2 (2021) 106-118.

⁴ Yang H., Huang Y., Gavras S., Kainer K.U., Hort N., Dieringa H.: Influences of AlN/Al Nanoparticles on the Creep Properties of Elektron21 Prepared by High Shear Dispersion Technology; JOM 71 7 (2019) 2245-2252.

⁵ Katsarou L., Mounib M., Lefebvre W., Vorozhtsov S., Pavese M., Badini C., Molina-Aldareguia J.M., Cepeda Jimenez C., Pérez Prado M.T., Dieringa H.: Microstructure, mechanical properties and creep of magnesium alloy Elektron21 reinforced with AlN nanoparticles by ultrasound-assisted stirring; Materials Science & Engineering A 659 (2016) 84-92.

und ganz aufgelöst. Proben aus dem dann abgegossenen Nanokomposit wurden Druckkriechversuchen bei 240°C und angelegten Spannungen zwischen 70 und 200 MPa ausgesetzt. Es zeigt sich, dass die Kriechbeständigkeit des Nanokomposites deutlich verbessert ist im Vergleich zur Matrixlegierung. Im unteren Spannungsbereich liegt die Verbesserung bei etwa einer Größenordnung (Abbildung 1c).

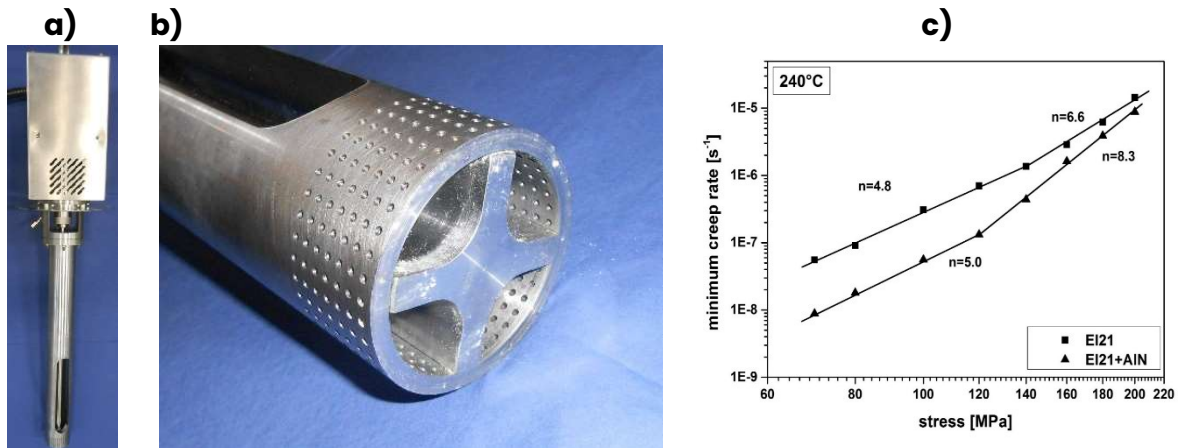


Abbildung 1: a) High-Shearing-Device, b) dessen in die Schmelze tauchende Rotor-Stator-Einheit zum Scheren der Schmelze und c) Auftragung der minimalen Druckkriechraten bei 240°C in Abhängigkeit von der angelegten Spannung.

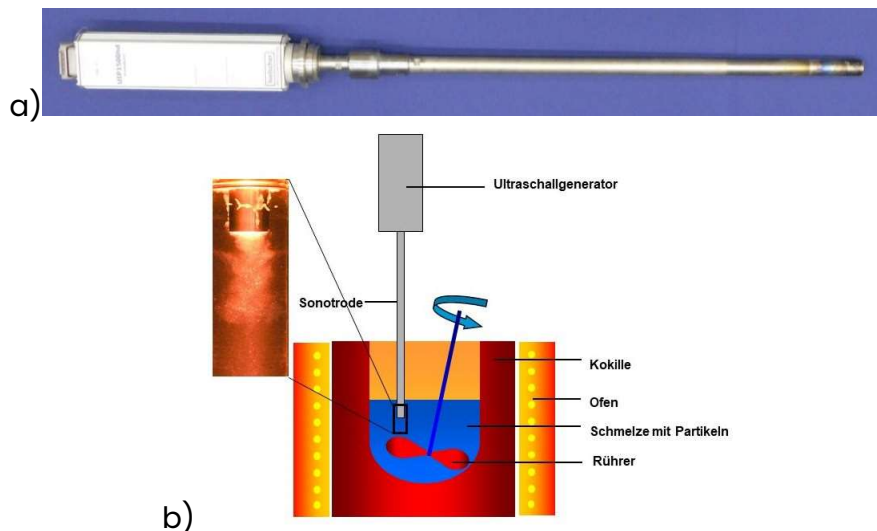


Abbildung 2: a) Ultraschallgenerator, b) schematische Darstellung des Ultraschall-Prozesses

Neben den Forschungsarbeiten wurden Übersichtsartikel zu den relevanten Themen der nanopartikelverstärkten Magnesiumlegierungen publiziert^{6,7,8}. Die Umformbarkeit von Magnesiumnanokompositen ist in der wissenschaftlichen Fachliteratur bisher kaum untersucht worden. Diese Prozesse profitieren von hoher Duktilität der umzuformenden Werkstoffe, weil es die Wahrscheinlichkeit eines Versagens des Halbzeuges während des Schmiede-, Tiefzieh-, Walz- oder Strangpressprozesses reduziert⁹.

Die **Leuphana** Universität Lüneburg forscht seit der Berufung von Herrn Prof. Ben Khalifa im Jahr 2018 in der Umformtechnik mit besonderem Fokus auf den Leichtbau. Dabei arbeitet die **Leuphana** in einer Shared Professorship eng mit dem **Hereon** zusammen. Herr Prof. Ben Khalifa untersucht seit über fünfzehn Jahren die Zusammenhänge der Umformparameter in der Massivumformung und weist dies in zahlreichen Veröffentlichungen und Patenten nach. Unter anderem wurden Strangpressprofile hergestellt, die durch die Weiterverarbeitung durch z.B. Schmieden zu belastungsangepassten Bauteilen führten. Die Grenzschichten von ko-extrudierten Hybridmaterialien konnten in einem anderen DFG-Forschungsprojekt durch die Anpassung der Umformparameter eingestellt werden. Erfahrungen in der Umformung von Hybridwerkstoffen, der Steuerung von Produkteigenschaften entlang von Prozessketten und in der Prozesssimulation qualifizieren die **Leuphana** als Hochschulpartner. So wurde z.B. in einem DFG geförderten Projekt (BE 5196/11-1) das statische Verbundgießen und anschließende Ko-Strangpressen von AA7075/AA6060-Verbundbolzen untersucht. Ziel war es, eine optimierte Schweißqualität im Schichtverbund einzustellen und deren Entwicklung über die Prozesskette hinweg zu analysieren. In diesem Projekt lag der Fokus auf der Herstellung eines Hybridmaterials mit definierter Grenzfläche zwischen Kern und Mantel sowie der Analyse dieser Grenzfläche (Abbildung 3)¹⁰.

⁶ Dieringa H.: Properties of magnesium alloys reinforced with nanoparticles and carbon nanotubes: a review; J. Mat. Sci. 46 2 (2011) 289-306.

⁷ Dieringa, H., Kainer, K.U.: Magnesium Matrix Composites: State-of-the-art and whats the future; Adv. Mat. Research 410 (2012) 275-278.

⁸ Malaki M., Xu W., Kasar A.K., Menezes P.L., Dieringa H., Varma R.S., Gupta M.: Advanced Metal Matrix Nanocomposites; Metals 9 (2019) 330-368.

⁹ Giannopoulou D., Dieringa H., Bohlen J.: Influence of AlN Nanoparticle Addition on Microstructure and Mechanical Properties of Extruded Pure Magnesium and an Aluminum-Free Mg-Zn-Y Alloy; Metals 9 (2019) 667.

¹⁰ Nach Chen, H., Giannopoulou, D., Greß, T., Isakovic J., Mittler T., Volk W., Ben Khalifa N.: Int. J. Mater. Form 14, (2021) 1109.

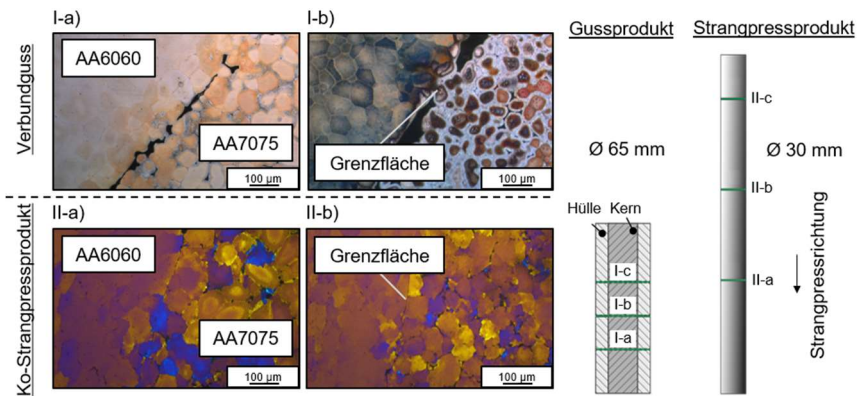


Abbildung 3: Grenzflächencharakter von gegossenen Bolzen (I-a, I-b) und Strangpressproben (II-a, II-b)

Die **Weisensee** Warmpressteile GmbH ist eine etablierte Firma im Bereich der Warmumformung von Nichteisenmetallen und im Speziellen von Magnesium (Abbildung 4). Der Mittelständler beschäftigt sich seit 2002 mit schwer umformbaren Werkstoffen unter anderem aus Aluminium und Magnesium für unterschiedliche Industriebereiche. Eine elektrohydraulische Schmiedepresse, die in ihren kinematischen Parametern variabel an Bedürfnisse spezieller Legierungen anpassbar ist, kann ebenso wie eine Kasette zur thermischen Konditionierung der Werkzeuge zum Einsatz kommen. Weitere wichtige Geräte für die Produktion sowie für Forschung und Entwicklung stehen zur Erwärmung der Rohteile oder auch der Charakterisierung der Schmiedeerzeugnisse zur Verfügung. Die **Weisensee** Warmpressteile GmbH ist daher in der Lage, ihre Schmiedeprozesse speziell an die Bedürfnisse des Werkstoffes anzupassen, zu charakterisieren und ergebnisorientiert zu entwickeln. Sie setzt für die Simulation beim Umformen eine der führenden Stofffluss simulationssoftware ein, siehe Abbildung 5. Dafür ist im Vorfeld bei der Charakterisierung (mittels Dilatometer) das Verhalten des Werkstoffes unter Umformtemperatur und Umformgeschwindigkeit zu ermitteln.

Zurzeit fertigt **Weisensee** nach Vorgaben der Luft- und Raumfahrt normierungen verschiedene Magnesiumbauteile für die Wehr- und Sicherheitstechnik sowie verschiedene Aluminiumbauteile für unterschiedliche Industriezweige.



Abbildung 4: Magnesiumstrukturbauteil Fahrzeugtechnik; Bauteillänge: 470 mm

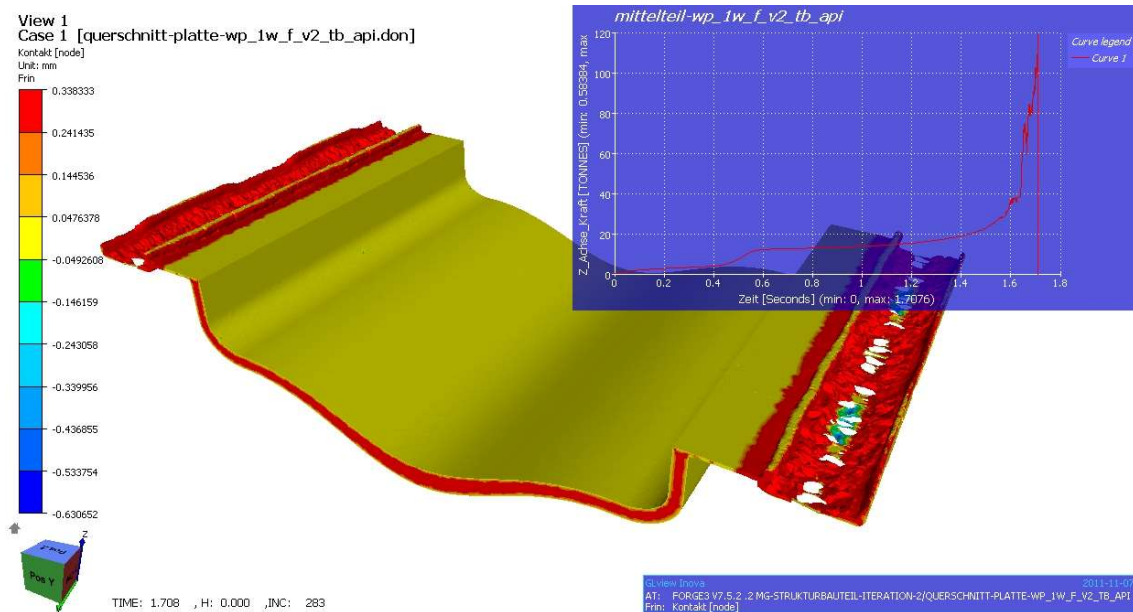


Abbildung 5: FEM-Prozesssimulation von ermittelten Umformkräften (Schmiedesimulation)

Bei der **LMpv** handelt es sich um eine industrielle Produktionsstätte für neue, ultraleichte metallische Werkstoffe. Die **LMpv** versteht sich als Initiator eines Wissens- und Technologieclusters. In dieser Funktion wird unternehmerisches Handeln mit wissenschaftlicher Kompetenz zusammengeführt. Die **LMpv** ist Teil eines mittelständischen Firmenverbundes, der seit vielen Jahren Kontakt mit verschiedenen Hochschulen und Forschungseinrichtungen pflegt, siehe Tabelle 1.

LMPv hat bei sich bereits vor Jahren die Bandgusstechnologie von Magnesium-Legierungen etabliert. Auf diese Weise lässt sich hochwertiges Vormaterial für einen Schmiedeprozess herstellen. Zur Absicherung der Qualität steht der **LMPv** ein metallurgisches Nasslabor und Spektralanalyse zur Verfügung. Die **LMPv** hat nach intensiver industrieller Forschung (ohne externe Förderung) den Flammpunkt von verschiedenen Magnesium-Systemen wie AZ, AM, ZK, ZM und AZM zu deutlich höheren Temperaturen verschieben können. Test und Dokumentation erfolgte in Anlehnung an die Vorgaben der Federal Aviation Administration. In diesem Zusammenhang wurde beim Europäischen Patentamt ein Patent angemeldet und unter der Nummer 2 898 966 / 50 2014 009 303.7 im August 2018 erteilt.

Tabelle 1: Aktuelle Kontakte mit wissenschaftlicher Kompetenz

Themengebiete	Wissenschaftliche Einrichtungen, Universitäten & Fachhochschulen
Bioresorbierbare Knochenersatzwerkstoffe	HZG, Helmholtz-Zentrum Geesthacht UNI Tübingen
Particle Reinforced Magnesium Alloys	HZG, Helmholtz-Zentrum Geesthacht
Bandguss von MMC-Magnesium-Werkstoffen	TU Clausthal
Flame Resistant Magnesium Alloys	HZG, Helmholtz-Zentrum Geesthacht
Magnesium mit reparabler polymerer Schutzschicht	HZG, Helmholtz-Zentrum Geesthacht PYCO-Fraunhofer
Folienwalzen von Magnesium	UNI Ilmenau
Werkstoffcharakterisierung thermisch definierte Spannungs-Dehnungs Untersuchungen Nasschemisch/ Nassmetallurgische Untersuchung AAS Atomic Absorption Spectrometer RFDA Resonanzfrequenz-Dämpfungsanalyse	TU Freiberg; TU Clausthal; FH Stralsund HZG, Helmholtz-Zentrum Geesthacht Fraunhofer IFAM, Dresden

Die **LMPv** hat in älterer Literatur bestätigt gefunden, dass schon vor längerer Zeit verschiedene wissenschaftliche Veröffentlichungen über Magnesium und seinen Flammpunkt bei Zugabe von Calcium dokumentiert wurden ^{11,12}. Es konnte darüber hinaus von You et al. gezeigt werden, dass die Zugabe von Calcium zu einer AZ61-Magnesiumlegierung, die ebenfalls 6% Aluminium enthält, zu einer signifikanten

¹¹ Houghton J.L.: "Magnesium and its alloys", Industrial and Engineering Chemistry 31 8 (1937) 969.

¹² Beck A.: Magnesium und seine Legierungen; Springer Verlag Berlin Heidelberg (1939) 136.

Steigerung des Flammpunktes führt. Während der Flammpunkt bei der AZ61 bei etwa 520°C liegt, kann dieser mit Zugabe von 1% Calcium auf etwa 725°C erhöht werden und bei 2% Calcium sogar auf etwa 755°C¹³. Da der Aluminiumgehalt identisch mit dem Gehalt der in diesem Projekt verwendeten AM60 ist, kann von einem vergleichbaren Verhalten ausgegangen werden, was nach dem wissenschaftlichen Nachweis auch in die Zulassung als Werkstoff für die Luftfahrt eingehen kann. Dies gilt sowohl für die Legierung AM60-xCa, als auch für den Nanokomposit AM60-xCa-yAlN, da die chemisch inerten keramischen Nanopartikel keinen Einfluss auf den Flammpunkt haben werden.

Zurzeit erschmilzt die **LMpv** unter anderem eine Magnesiumlegierung für einen Anwendungsfall der Humanmedizin in Serie, die von einem Kunden zu Stents weiterverarbeitet wird.

1.3. Planung und Ablauf des Vorhabens

OptUm-MagNa hatte eine Laufzeit vom 01.02.2022 bis 31.07.2024, und wurde kostenneutral bis zum 31.12.2024 verlängert. Der Projektaufbau war so gestaltet, dass die einzelnen Projektstränge weitestgehend inhaltlich aufeinander aufbauend abgestimmt waren, wobei einige Projektstränge auch parallel zueinander verliefen. Jeder Verbundpartner hatte in mindestens einem Arbeitspaket die Federführung. **Hereon** agierte in diesem Vorhaben als Verbundkoordinator. Das Gesamtprojekt war in 7 Arbeitspaketen strukturiert, die in Tabelle 2 beschrieben sind:

Tabelle 2: Ablaufplan der Arbeitspakete

Arbeitspaket	Projektmonat [PM]																														
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21	22	23	24	25	26	27	28	29	30	
AP 1 Werkstoffoptimierung des as cast Ausgangsmaterials																															
AP 1.1 Optimierung des gegossenen Werkstoffs	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■
AP 1.2 Fließkurven																															
AP 1.3 Flammpunkt																															
AP 2 Beschreibung der umforminduzierten Werkstoffeigenschaften im Labormaßstab																															
AP 2.1 Prozessbeschreibung	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■

¹³ You B.S., Kim Y.M., Yim C.D., Kim H.S.: Magnesium Technology 2014, TMS (The Minerals, Metals and Materials Society) (2014) 325.

Arbeitspaket	Projektmonat [PM]																														
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21	22	23	24	25	26	27	28	29	30	
AP 2.2 Stoffflusssimulation																															
AP 2.3 Experim. Umformversuche																															
AP 2.4 Digitaler Zwilling																															
AP 3 Integration der US- oder High-Shearing-Anlage bei der LMPv																															
AP 3.1 Integration																															
AP 3.2 Evaluierung																															
AP 4 Herstellung eines Bauteiles durch Fließpressen bzw. Schmieden																															
AP 4.1 Vormaterial																															
AP 4.2 Simulation																															
AP 4.3 Fertigung																															
AP 5 Charakterisierung der Bauteileigenschaften nach Umformen																															
AP 5.1 Evaluierung zur Qualifizierung																															
AP 6 Prototypische Umsetzung und Benchmark																															
AP 6.1 Herstellung Demonstrator																															
AP 6.2 Lebenszyklusanalyse																															
AP 7 Branchen- und materialübergreifender Wissenstransfer																															
AP 7.1 Wissenstransfer																															
Meilensteine																															
M 1																															
M 2																															
M 3																															

M1: Auswahl des optimierten Nanokomposites inkl. Flammenschutz nach Gießen und Umformen durch **Hereon, Leuphana, Weisensee** und **LMPv**

M2: Erfolgreiche Installation der Dispergieranlage an der Schmelzeinrichtung bei **LMPv**

M3: Prototypenfertigung bei **Weisensee**, Bewertung des Potentials

Der Ablauf des Projektes litt in erheblichem Umfang an dem Verkauf der beiden KMU **Weisensee** und **LMpv**. Die finalen Ziele wurden nicht erreicht. Dem Koordinator wurde der Verkauf beider Unternehmungen Mitte Januar 2024 bekannt und am 25.01.2024 und am 21.02.2024 schrieb er die neuen Eigentümer an und bat um ein Gespräch über das weitere Vorgehen im Projekt. Diese Bitte war erfolglos, es gab keine Antwort. Am 11.03.2024 bat der Koordinator dann den PT um eine Unterredung, welche am 12.03.2024 stattfand. Der Koordinator stellte den Ausstieg der **Weisensee** fest. Die **Weisensee** hatte im April 2024 dann einen Widerruf der Förderzusage erhalten und teilte mit, keinen Einspruch dagegen einlegen zu wollen. Nach Projektabschluss wurde dem Koordinator dann mitgeteilt, dass die **LMpv** dem PT angezeigt hatte, über die bis Ende 2023 erledigten Arbeiten keine weiteren Arbeiten durchzuführen. Begründet wurde dies damit, dass der Ausstieg der **Weisensee** die dafür notwendigen Zuarbeiten nicht mehr sinnvoll erscheinen lassen, da alle weiteren Arbeiten in enger Koordination mit der **Weisensee** erfolgen sollten.

Dabei handelt es sich im Detail um folgende Ziele

- Anforderungsdefinition des Prozesses für den Umformprozess bei der **Weisensee** (AP 2.1)
- Der Abschluss der Integration der High-Shear-Anlage bei der **LMpv**, die für die Erreichung der Ziele des AP3 notwendig sind,
- Herstellung des Halbzeuges bei der **LMpv**, welches dann für die Massivumformung bei der **Weisensee** genutzt werden kann (AP 4.1),
- Definition eines Bauteiles durch die **Weisensee** durch die dort vorhandenen Schmiedewerkzeuge und damit dadurch ausbleibende Prozesssimulation (AP 4.2),
- Fertigung eines Bauteils bei der **Weisensee** (AP 4.3),
- Evaluierung des bei der **Weisensee** stattfindenden Schmiedeprozesses durch Charakterisierung der Bauteileigenschaften (AP 5.1),
- Herstellung eines Demonstrators mit Werkzeugen der **Weisensee**, um den Vergleich mit existierenden Bauteilen anstellen zu können (AP 6.1),
- Erstellen einer Lebenszyklusanalyse des Demonstrators (AP 6.2),
- Wissenstransfer (AP 7.1).

1.4. Wissenschaftlicher und technischer Stand, an den angeknüpft wurde

Die Unwissenheit über den Werkstoff Magnesium und dessen Verarbeitung hemmen das Ausschöpfen von Marktpotentialen. Bis dato ist noch kein magnesiumbasierter Nanokomposit für die Luftfahrtbranche qualifiziert. Gleichzeitig will die fertigende Industrie auf die Bedarfe der in den letzten Jahren

erwünschten Nachhaltigkeit reagieren können. Hier sind recycelbare, metallische Werkstoffe den Polymeren, insbesondere den verstärkten (CFK, GFK), deutlich überlegen.

Nanopartikel werden erst seit etwa fünfzehn Jahren als Verstärkungskomponente in Metallmatrix-Verbundwerkstoffen eingesetzt, da seit dieser Zeit ihr Preis deutlich gesunken ist. Bei einer homogenen Verteilung dieser Nanopartikel in der Metallmatrix zeigen sie einen deutlichen Vorteil gegenüber μm -skaligen Partikeln. Es ist ihre Fähigkeit, eine Orowanverstärkung der Legierung zu ermöglichen, vergleichbar einer ausscheidungsverfestigten Aluminiumlegierung. Bei gleichem Volumenanteil ist der mittlere Teilchenabstand nur noch im Bereich von $<1 \mu\text{m}$, was zu einer sehr effektiven Verfestigung führt. Gleichzeitig konnte gezeigt werden, dass bei geeigneter Kombination von Partikeln und Legierung auch eine Kornfeinung zu erzielen ist, die sich ebenfalls festigkeits- und duktilitätssteigernd auswirkt. Der sichere Umgang mit keramischen Nanopartikel wurde im EU-Projekt ExoMet (Grant Agreement 280421) untersucht. Es wurde ein Leitfaden entwickelt, der den Projektpartnern an die Hand gegeben wurde, um Gefahrensituationen auszuschließen.

Neu ist die Kombination von Mg-Legierungen AM60, die mit Nanopartikeln aus AlN verstärkt werden. AlN-Nanopartikel sind hochtemperaturbeständig, oxidationsresistent und zudem praktisch inert vom Korrosionsstandpunkt. Die Einbringung von Nanopartikel in eine Schmelze ist anspruchsvoll. Es ist notwendig, Cluster dieser Partikeln aufzulösen. Dafür reicht ein einfaches Einrühren in die Schmelze nicht aus. Es werden zusätzliche Kräfte benötigt, um die Nanopartikel zu deagglomerieren. Ultraschallunterstütztes Rühren, Elektromagnetisches Rühren oder High-Shearing sind Verfahren, die Partikelagglomerate aufbrechen. Grundlegende Arbeiten dazu wurden vom Antragsteller **Hereon** im Rahmen des EU-Projektes Exomet durchgeführt (ExoMet Project, 7th Framework Programme, contract FP7-NMP3-LA-2012-280421). Zum Einbringen und Homogenisieren wurde Ultraschall eingesetzt sowie eine Methode, bei der in der Schmelze hohe Scherkräfte aufgebracht werden. Beide Verfahren stehen als mobile Geräte zur Verfügung.

In Abbildung 6a und b sind die Mikrostrukturen der AM60 und des Nanokomposites AM60-AlN abgebildet. Beide Werkstoffe wurde mit ultraschallunterstütztem Rühren in einem Tütengussverfahren hergestellt, bei dem die Kokille mit der Schmelze im Wasserbad abgeschreckt wird. Augenscheinlich ist die signifikante Kornfeinung von $1280 \mu\text{m}$ auf $85 \mu\text{m}$. Dieser Effekt wird auf die homogene Verteilung der Nanopartikel zurückgeführt, die wegen ihrer ebenfalls hexagonalen Struktur mit sehr ähnlichen

Gitterkonstanten ideale Keime für die Erstarrung der Magnesiumschmelze darstellen. Als Folge dieser Kornfeinung wurden die Streckgrenze von 44,9 MPa um 103 % auf 91,2 MPa mehr als verdoppelt, ebenso wie die Zugfestigkeit von 109,3 MPa auf 235,1 MPa um 115 % erhöht wurde. Oft geht mit einer Festigkeitssteigerung eine Abnahme der Duktilität einher. Hier aber konnte die Duktilität um 140 % von 6,4 % auf 15,4 % signifikant erhöht werden¹⁴.

Vorteil des Nanokomposits ist daher die gute Umformbarkeit bei Raumtemperatur. Diese Umformbarkeit dürfte sich bei erhöhten Temperaturen noch deutlich verbessern, da die AM60 an den Korngrenzen die β -Phase $Mg_{17}Al_{12}$ ausbildet, welche einen niedrigen Schmelzpunkt von 437 °C hat und schon oberhalb von 150 °C beginnt zu erweichen. Dies entspricht den Temperaturen, bei denen Schmiedeprozesse, Fließ- oder Strangpressen stattfinden. Es wurde bereits gezeigt, dass der Werkstoff nach dreimaligem Wiederaufschmelzen und Erstarren das feinkörnige Gefüge annähernd beibehält, also die Nanopartikel homogen in der Schmelze verteilt bleiben (Abbildung 7). Daher ist ein mehrfaches Recycling ohne Probleme möglich. Die Weiterverarbeitung der Halbzeuge mit den Verfahren der Massivumformung muss als gesamte Prozesskette betrachtet werden, da jeder Prozessschritt eine Veränderung der mikrostrukturellen und mechanischen Eigenschaften bewirkt. Durch gezieltes Anpassen der Umformparameter (Temperatur, Umformgrad, Umformgeschwindigkeit) lassen sich die Eigenschaften der Halbzeuge und somit auch der Endprodukte einstellen. Abbildung 8 zeigt eine Prozesskette beim Schmieden, wie sie für Magnesiumlegierungen angewandt werden kann. Ausgewählte Materialparameter können heutzutage in Halbzeugen mit homogenem Material gezielt in Umformprozessen eingestellt werden.

Prozessparameter, wie z.B. die Dehnung, der Spannungszustand, die Umformgeschwindigkeit, der Materialfluss, die Temperatur und die Tribologie sind über die Mikro- und Makrostruktur mit den Produkteigenschaften verbunden. Damit lassen sich Produkteigenschaften wie die Härte, Duktilität, Anisotropie, Eigenspannungen, Beschädigungen, sowie elektrische, optische und oberflächliche Eigenschaften beeinflussen. In Hybridmaterialien bzw. inhomogenen Materialien ist die Einstellung der Prozessparameter und Vorhersage der Produkteigenschaften noch nicht vollständig wissenschaftlich untersucht und stellt für neue Materialkombinationen eine Herausforderung dar. Je genauer der Zusammenhang der Prozessparameter mit den Produkteigenschaften in der Prozesskette untersucht

¹⁴ Dieringa H. et al.: Metals 7 (2017) 388.

ist, desto größer kann die Reduzierung der Sicherheitsfaktoren von Produkten sein, was zu einer Entwicklung von signifikant leichteren Produkten führt¹⁵.

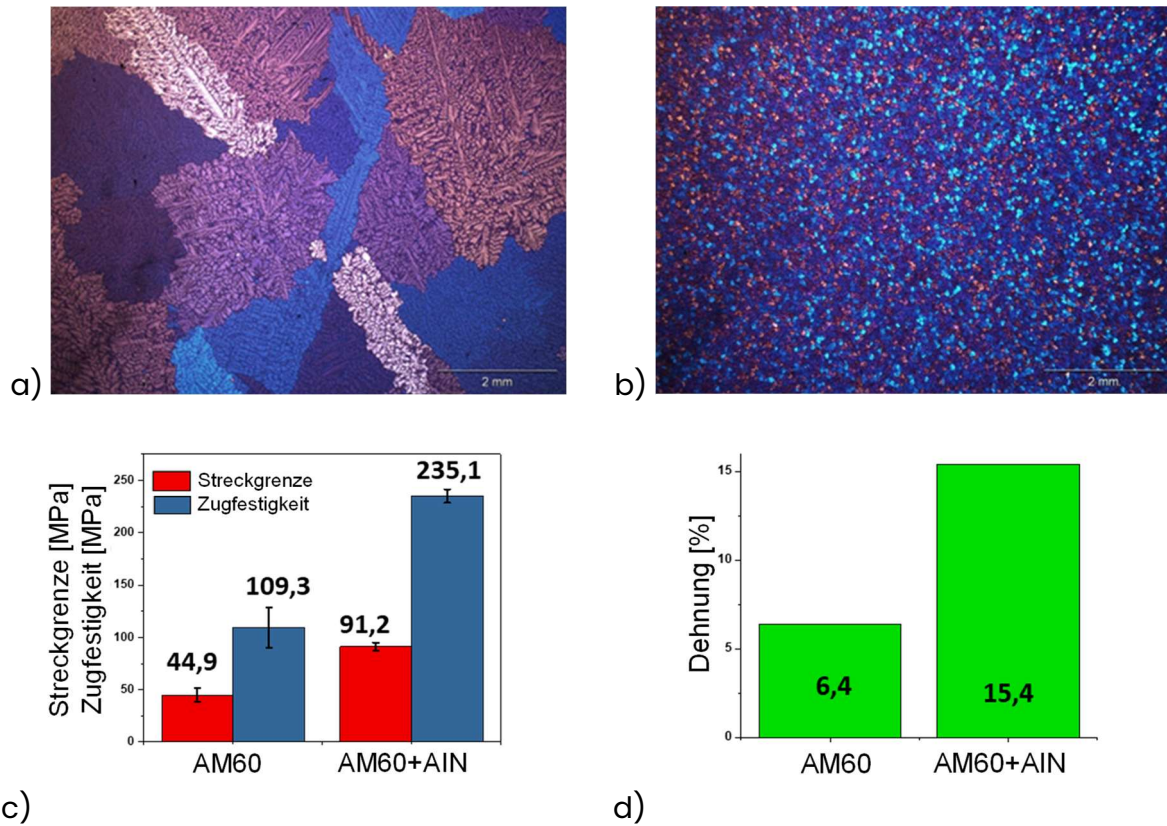


Abbildung 6: Mikrostruktur der a) AM60 und b) des Nanokomposites AM60-AlN, sowie c) Festigkeiten und d) Dehnung.

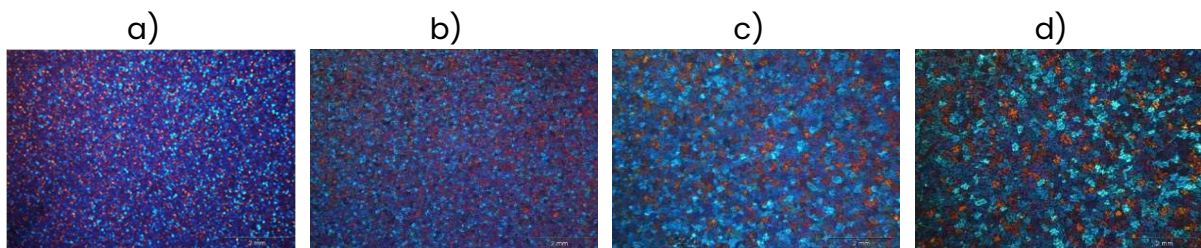


Abbildung 7: Mikrostrukturen des Nanokomposites a) im as-cast Zustand, b) nach einmaligem Wiederaufschmelzen, c) nach zweimaligem Wiederaufschmelzen und d) nach dreimaligem Wiederaufschmelzen.

¹⁵ Tekkaya, A. E., et al.: Metal forming beyond shaping: predicting and setting product properties; CIRP Annals 64.2 (2015) 629-653.

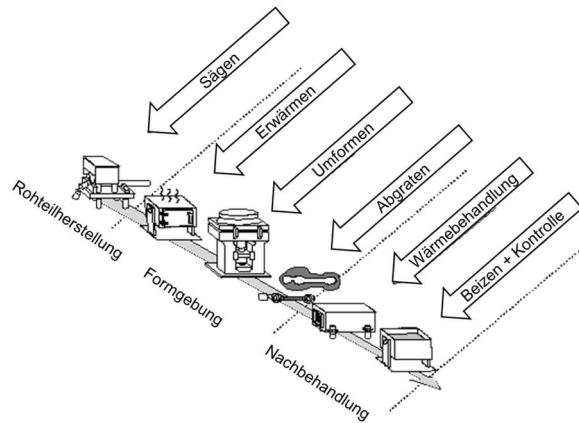


Abbildung 8: Prozesskette beim Schmieden¹⁶

Die Materialkombination, die im Projekt verwendet werden soll, ist eine mit keramischen Nanopartikeln versehene Magnesiumlegierung. Derzeit befindet sich der AM60-Nanokomposit und sein Herstellungsprozess auf Technology Readiness Level (TRL) 3. Es konnte gezeigt werden, dass die AlN-Nanopartikel, die mit Hilfe eines ultraschallunterstützten Tütengusses in eine AM60-Schmelze eingebracht werden, zu einer signifikanten Kornfeinung führen¹⁴. Dieser Werkstoff ist im Labor reproduzierbar herstellbar. Im Projekt sollen die Konzentration der Nanopartikel und deren Größe variiert werden. Darüber hinaus soll ein High-Shear-Dispersion Prozess für die Herstellung des Komposits implementiert werden, da eine ultraschallbasierte Technik in einem industriellen Umfeld und einem kontinuierlichen Guss nicht umsetzbar erscheint. Getestet werden die Werkstoffe auf Mikrostruktur, Härte und Duktilität. Der am besten geeignete Ausgangswerkstoff wird strang-, oder fließgepresst und geschmiedet. Durch die Weiterverarbeitung der Halbzeuge verändern sich die mikrostrukturellen und mechanischen Eigenschaften des Hybridwerkstoffs. Daher werden Parameterstudien (Temperatur, Umformgrad, Umformgeschwindigkeit) durchgeführt, um Werkstoff und Prozess aufeinander abzustimmen. Im weiteren Verlauf des Projektes werden bei den Industriepartnern Prototypen hergestellt, mit denen TRL7-8 erreicht wird.

1.5. Zusammenarbeit mit anderen Stellen

Zusammenarbeit mit anderen Stellen fand nicht statt.

¹⁶ Polley W. G.: Untersuchungen zum Gravurfüllungsverhalten beim Präzisionsschmieden von Aluminiumknetlegierungen; VDI-Verlag (1998).

2.1. Eingehende Darstellung der Verwendung der Zuwendung und des erzielten Ergebnisses im Einzelnen, mit Gegenüberstellung der vorgegebenen Ziele

Im Folgenden werden die Ziele eines jeden Arbeitspaketes genannt und im Weiteren die Arbeiten mit ihren Ergebnissen aufgelistet.

AP 1.1	Auswahl von drei geeigneten Werkstoffkombinationen mit optimalen Eigenschaftsprofilen, mit denen das Projekt fortgesetzt wird
---------------	--

Die Magnesiumlegierung AM60, eine kommerziell erhältliche Druckgusslegierung mit breiter Verwendung im Automobilsektor, wurde als Matrixlegierung für den Nanokomposit gewählt. Die Nennzusammensetzung ist Mg-6Al-0,4Mn. Um die Entflammbarkeit zu verringern, wurde eine zusätzliche Legierung mit 1,0 Gewichtsprozent Calcium gegossen. Die Legierung AM60-1Ca wurde schließlich mit 1 Gewichtsprozent AlN-Nanopartikeln versehen, die eine durchschnittliche Partikelgröße von etwa 500 nm, 60-70 nm und 40 nm bei einer Reinheit von 99 % haben. Mit Hilfe einer Apparatur mit hoher Scherkraft wurden die Nanopartikel AlN₅₀₀, AlN₆₀₋₇₀ und AlN₄₀ in die AM60- und AM60-1Ca-Schmelze eingebracht. Das Rühren unter High-Shearing-Bedingungen bei einer Geschwindigkeit von 1000 U/min dauerte 10 Minuten. Nachdem die Werkstoffe in einem Ofen auf 720°C erhitzt und zehn Minuten lang gerührt worden waren, wurden sie in zylindrische Stahlformen mit einem Durchmesser von 52 mm und einer Höhe von 250 mm gegossen. Die Formen waren zuvor auf etwa 400 °C erhitzt worden. Die gefüllten Kokillen wurden mit einer Geschwindigkeit von 3 mm/s in ein Wasserbad unter dem Ringofen abgesenkt, um eine gerichtete Erstarrung einzuleiten. Ar + 1 Vol% SF₆ wurde während des gesamten Gießprozesses als Schutzgas verwendet. Tabelle 3 zeigt die Zusammensetzung der Werkstoffe.

Tabelle 3: Zusammensetzung der Legierungen und Nanokomposite in Gew.-%.

Werkstoff	Mg	Al	Mn	Ca
AM60	94,65	5,02	0,26	0,0001
AM60-1Ca	93,03	5,76	0,27	0,86
AM60/1AlN ₅₀₀	93,74	5,90	0,27	0,0001
AM60-1Ca/ 1AlN ₅₀₀	93,45	5,37	0,26	0,82
AM60/1AlN ₆₀₋₇₀	93,67	5,96	0,27	0,0001
AM60-1Ca/ 1AlN ₆₀₋₇₀	93,38	5,40	0,26	0,87
AM60/1AlN ₄₀	93,99	5,65	0,27	0,0001
AM60-1Ca/1AlN ₄₀	92,69	6,13	0,26	0,82

Außerdem werden Bolzen der AM60, AM60-1Ca, AM60/1AlN₅₀₀, AM60-1Ca/ 1AlN₅₀₀, AM60/1AlN₆₀₋₇₀, AM60-1Ca/ 1AlN₆₀₋₇₀, AM60/1AlN₄₀, AM60-1Ca/1AlN₄₀ stranggepresst.

Zur Herstellung von Rundstäben mit einem Durchmesser von 10 mm und einem Strangpressverhältnis von 1:25 wurden indirekte Strangpressversuche bei 300 °C mit Pressgeschwindigkeiten von 0,6, 4,4, 6,6 und 8,0 mm/s durchgeführt. Die Profile kühlen nach dem Austritt aus der Matrize auf Raumtemperatur ab. Durch Verformung und dynamische Rekristallisation verändert der Strangpressprozess die Mikrostruktur des Materials drastisch. In der Regel beeinflussen die keramischen Nanopartikel die Ausbildung der Mikrostruktur und die Rekristallisation und damit auch die mechanischen Eigenschaften der stranggepressten Profile.

Mikrostruktur

Die Mikrostruktur der einzelnen Werkstoffe wurde lichtmikroskopisch untersucht. Die Proben wurden mit SiC- Schleifpapier (800-2500) geschliffen, nachdem sie in eine kalte Einbettmasse (Demotec 30) eingebettet worden waren. Für das letzte Polieren wurden Diamantsuspension und OPS (Oxidpoliersuspension) verwendet. Die polierten Proben wurden 5-10 Sekunden lang mit einer Pikrinsäure-Standardlösung geätzt, die 6 g Pikrinsäure, 20 mL destilliertes Wasser, 6,5 mL Essigsäure und 140 mL Ethanol enthält. Die Aufnahmen wurden unter polarisiertem Licht gemacht, um die Kornstruktur des Gussmaterials besser sichtbar zu machen.

In Abbildung 9 ist die Korngröße der Strukturen im Gusszustand dargestellt. Aus der Abbildung ist ersichtlich, dass mit der Zugabe von AlN₅₀₀-, AlN₆₀₋₇₀- und AlN₄₀-Nanopartikeln zu AM60 eine Reduzierung der Korngröße erzielt wurde.

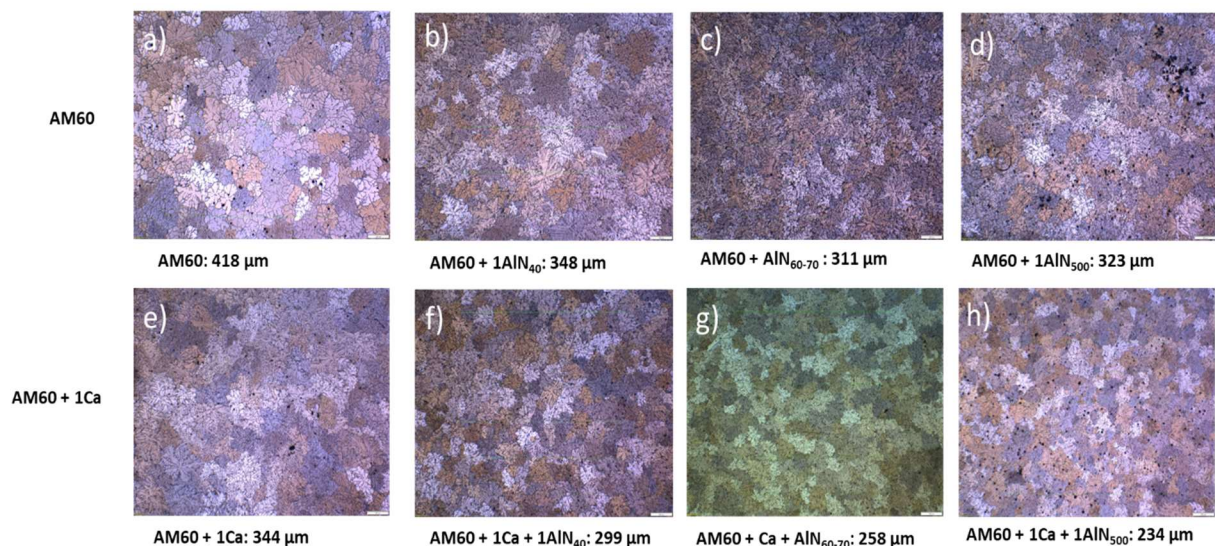


Abbildung 9: Mikrostrukturen der gegossenen Werkstoffe. 1a), 1b), 1c), 1d), 1e), 1f), 1g) und 1h) zeigen AM60, AM60/1AlN₄₀, AM60/1AlN₆₀₋₇₀, AM60/1AlN₅₀₀, AM60-1Ca, AM60-1Ca/1AlN₄₀, AM60-1Ca/1AlN₆₀₋₇₀ und AM60-1Ca/1AlN₅₀₀.

Die Korngröße für AM60/1AlN₄₀, AM60/1AlN₆₀₋₇₀ und AM60/1AlN₅₀₀ lag bei 348 µm, 311 µm bzw. 323 µm, und die Reduzierung der Korngröße im Vergleich zu AM60 betrug 17 %, 26 % bzw. 23 %. Bei Zugabe von AlN-Nanopartikeln zur AM60-1Ca wurde eine weitere Verringerung der Korngröße festgestellt. Die Korngröße für AM60-1Ca, AM60-1Ca/1AlN₄₀, AM60-1Ca/1AlN₆₀₋₇₀, AM60-1Ca/1AlN₅₀₀ lag bei 344 µm, 299 µm, 258 µm bzw. 234 µm und die Verringerung der Korngröße im Vergleich zu AM60 betrug 18 %, 28 %, 38 % bzw. 44 %. Diese Auswirkung wurde bereits in anderen Untersuchungen festgestellt und mit der Entwicklung einer Al₂Ca-Phase in Verbindung gebracht. In allen Proben werden globulare Kristalle beobachtet.

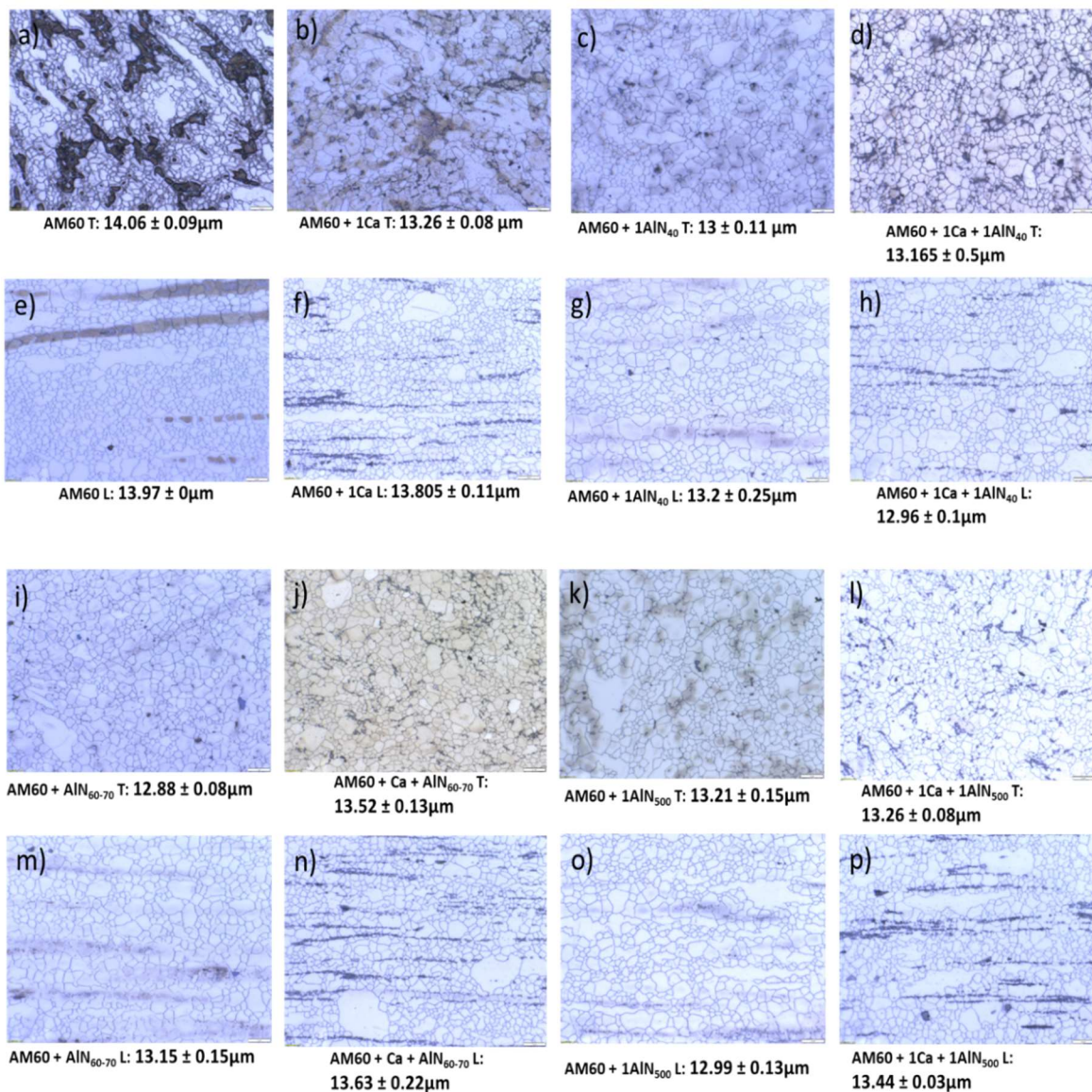


Abbildung 10: Mikrostrukturen der stranggepressten Werkstoffe. a) und e) zeigen AM60, b) und f) zeigen AM60-1Ca, c) und g) zeigen AM60/1AlN₄₀, d) und h) zeigen AM60-1Ca/1AlN₄₀, i) und j) zeigen AM60/1AlN₆₀₋₇₀, k) und n) zeigen AM60-1Ca/1AlN₆₀₋₇₀, l) und o) zeigen AM60/1AlN₅₀₀, m) und p) zeigen AM60-1Ca/1AlN₅₀₀. 'T' zeigt Aufnahmen transversal zur Strangpressrichtung und das 'L' Aufnahme longitudinal zur Strangpressrichtung. Dazu sind jeweils die Korngrößen angegeben.

Abbildung 10 zeigt die Mikrostrukturen von AM60, AM60-1Ca und den Nanokompositen im stranggepressten Zustand. Nach dem Strangpressen ist das Korngefüge von AM60, AM60-Ca und den Nanokompositen deutlich gefeint, und die zweiten Phasen sind parallel zur Strangpressrichtung dispergiert. Partikelstränge, die sich horizontal durch die Mikrostruktur in Strangpressrichtung bilden, werden in einigen AlN-haltigen Nanokompositen beobachtet. AM60, AM60-Ca und die Nanokomposite, die mit einer Geschwindigkeit von 0,6 mm/s gepresst wurden (Abbildung 10), weisen eine Mikrostruktur auf, die teilweise rekristallisiert ist. Die verbleibenden länglichen Körner verlaufen parallel zur Strangpressrichtung und bilden den nicht rekristallisierten Bereich, während der rekristallisierte Bereich hauptsächlich aus äquiaxialen, kleinen Körnern besteht. Die Korngröße bei der AM60-Ca-Legierung und den Nanokompositen ist geringer als bei AM60.

Härte

Ein EMCO- Prüfgerät, Modell M2C010, wurde verwendet, um bei der Vickers-Härteprüfung (HV). Es wurde dabei 30 Sekunden lang eine Kraft von 5 kgf auf das Material ausgeübt. An jedem Probekörper wurden zehn Eindrücke gemacht und die Mittelwerte ermittelt. Tabelle 4 zeigt die Werte der Mikrohärtigkeit. Durch die Zugabe von Legierungselementen und Nanopartikeln zu AM60 wird eine leichte Erhöhung der Mikrohärtigkeit erreicht. Der Anstieg der Härte im Vergleich zu AM60 ist zurückzuführen auf a) das Vorhandensein härterer Nanopartikel, b) den Dispersionshärtungseffekt der Nanopartikel und Ausscheidungen in der AM60-Matrix, die die Bewegung von Versetzungen behindert.

Tabelle 4: Mikrohärtigkeit der untersuchten Werkstoffe

Werkstoff	Mikrohärtigkeit (HV)
AM60	42,8
AM60-1Ca	46,1
AM60 + 1AlN ₄₀	47,4
AM60-1Ca + 1AlN ₄₀	45,2
AM60 + 1AlN ₆₀₋₇₀	48,3
AM60-1Ca + 1AlN ₆₀₋₇₀	44,6
AM60 + 1AlN ₅₀₀	46,5
AM60-1Ca + 1AlN ₅₀₀	46,2

Mechanische Eigenschaften

Tabelle 5 zeigt die Resultate der Druckversuche bei Raumtemperatur für die AM60-Legierungen und Nanokomposite im Gusszustand.

Tabelle 5: Ergebnisse der Druckversuche bei Raumtemperatur an allen gegossenen Werkstoffen

No.	Composition	0.2% CYS (MPa)	UCS (MPa)	Fracture Strain (%)
1	AM60	62	318	19
2	AM60-1Ca	70 (↑13%)	324 (↑2%)	18 (↓5%)
3	AM60/1AlN ₅₀₀	71 (↑15%)	340 (↑7%)	19 (0%)
4	AM60-1Ca/1AlN ₅₀₀	70 (↑13%)	343 (↑8%)	20 (↑5%)
5	AM60/1AlN ₆₀₋₇₀	74 (↑19%)	327 (↑3%)	17 (↓11%)
6	AM60-1Ca/1AlN ₆₀₋₇₀	69 (↑11%)	330 (↑4%)	18 (↓5%)
7	AM60/1AlN ₄₀	72 (↑16%)	331 (↑4%)	18 (↓5%)
8	AM60-1Ca/1AlN ₄₀	73 (↑18%)	336 (↑6%)	17(↓11%)

Die Druckversuchsergebnisse zeigen, dass mit der Zugabe von AlN₅₀₀, AlN₆₀₋₇₀ und AlN₄₀ zu AM60 und mit der Zugabe von Ca die Festigkeit und Plastizität erhöht wurden. AM60/1AlN₅₀₀ und AM60-1Ca/1AlN₅₀₀ weisen eine Druckdehngrenze (CYS) von etwa 71 MPa bzw. 70 MPa auf, welche fast 15 % bzw. 13 % über der des Grundmaterials (62 MPa) liegt. Die Druckfestigkeit von AM60/1AlN₅₀₀ und AM60-1Ca/1AlN₅₀₀ liegt bei 340 MPa bzw. 343 MPa und damit fast 7 % bzw. 8 % höher als die des Grundmaterials (318 MPa). Während die Zugabe von nanoskaligen AlN-Partikeln zu einer Erhöhung der Festigkeit führen kann, wird bei Nanoverbundwerkstoffen mit einer Zugabe von kleineren Nano-Partikeln, d.h. AM60/1AlN₆₀₋₇₀, AM60-1Ca/1AlN₆₀₋₇₀, AM60/1AlN₄₀ und AM60-1Ca/1AlN₄₀, ein Rückgang der Bruchdehnung beobachtet, was trotz der Orowan-Verstärkung nicht ideal ist. Von allen Zusammensetzungen weisen AM60/1AlN₅₀₀ und AM60-1Ca/1AlN₅₀₀ eine bemerkenswerte Kombination aus höherer Druckdehngrenze, Druckfestigkeit und Bruchdehnung auf.

AP 1.2	Parameter der neuen Werkstoffe für die Stofffluss- und Prozesssimulationen
---------------	---

Die durch Druckversuche ermittelten Fließkurven für AM60 und AM60+Ca+AlN bei 350 °C sind beispielhaft in Abbildung 11 dargestellt. Es wurde festgestellt, dass mit den Druckversuchen zuverlässige Werte für die Fließspannung der untersuchten

Werkstoffe bis zu Umformgraden von maximal 0,5–0,6 ermittelt werden konnten. Insbesondere die kalziumhaltigen Legierungen versagten aufgrund ihrer geringeren Duktilität teilweise schon bei geringeren Umformgraden, wie beispielsweise in Abbildung 11a bei einer Dehnrates von 10^1 s^{-1} dargestellt. Auch bei 10^0 s^{-1} trat ein graduell Versagen auf, das von der Maschine nicht detektiert wurde. Die Fließkurven ohne Kalzium wiesen geeigneteren Verläufe auf, wie in Abbildung 11b erkennbar ist.

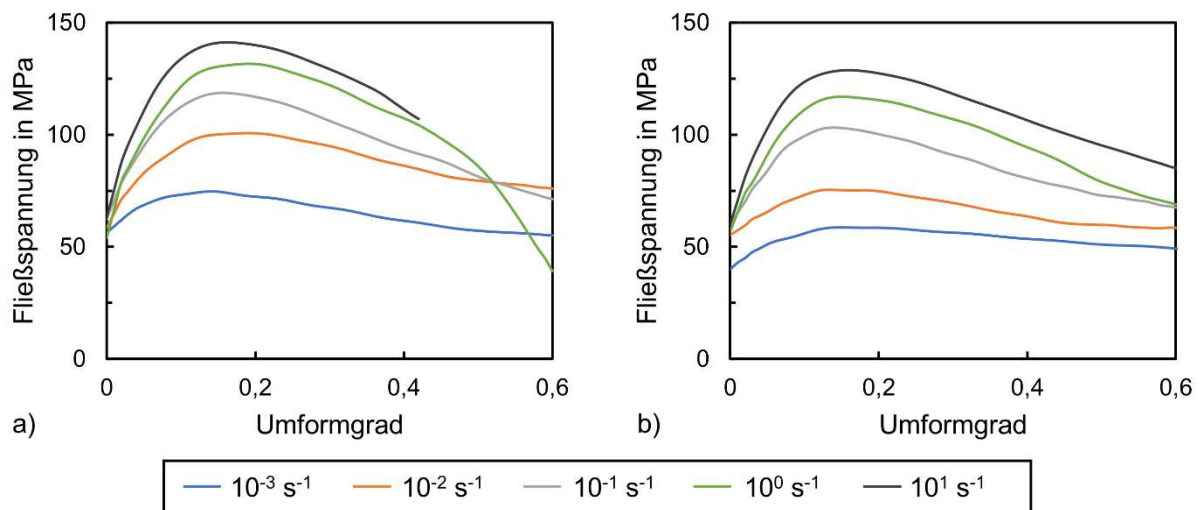


Abbildung 11: Fließkurven bei 350 °C und unterschiedlichen Dehnraten für a) AM60+Ca+AlN und b) AM60.

Insgesamt zeigten alle untersuchten Werkstoffe ein ähnliches Materialverhalten wie das Ausgangsmaterial AM60. Bei geringen Umformgraden zeigten alle Materialien eine Verfestigung mit steigendem Umformgrad. Wie es für einige Magnesiumlegierungen charakteristisch ist, wiesen auch diese Werkstoffe bei höheren Umformgraden, hier bei Umformgraden größer als ca. 0,2, ein entfestigendes Verhalten auf. Die Fließspannungen unterscheiden sich nur geringfügig, wobei das kalziumhaltige Nanokomposit durch höhere Fließspannungen bei allen Dehnraten charakterisiert wird.


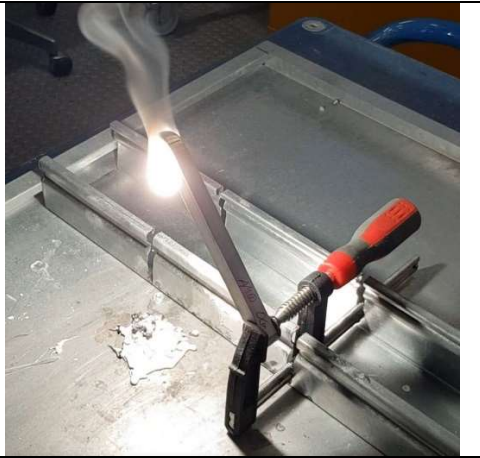

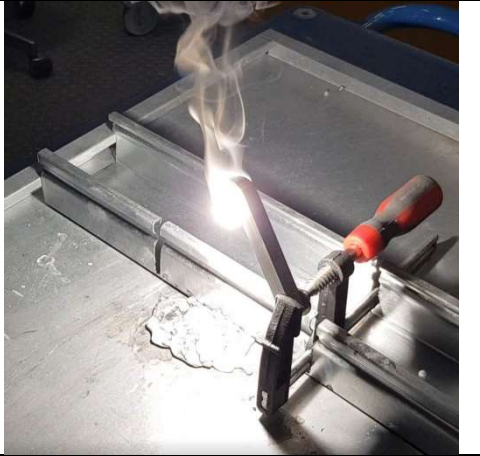


AP 1.3 Definition der Flammpunkte für einen späteren Einsatz in der Luftfahrt

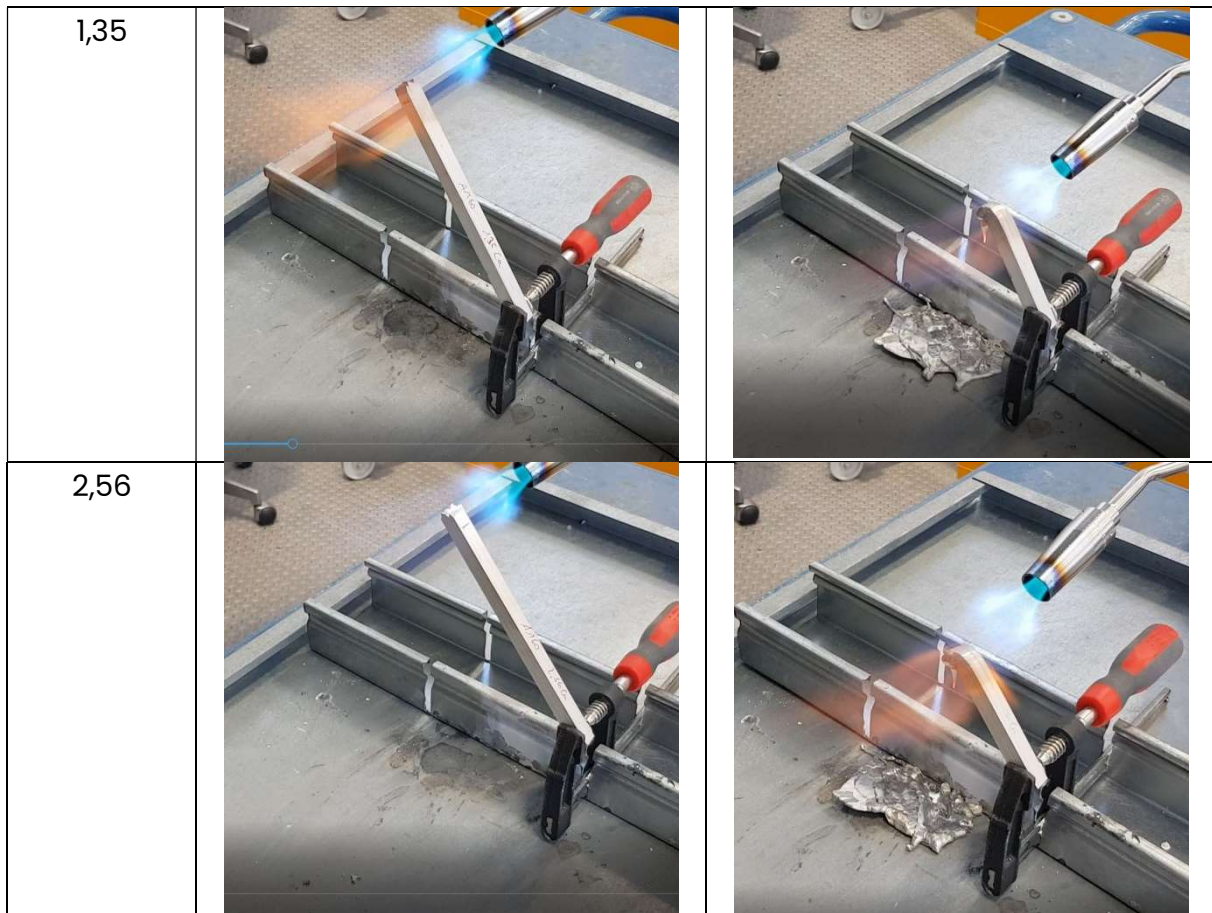
Entgegen der Planung konnte die Ermittlung der Flammpunkte bei der **LMpv** nicht durchgeführt werden, und wurde ersetzt durch die Untersuchung der Entflammbarkeit der stranggepressten – also ebenfalls umgeformten – Profile in Abhängigkeit vom Calcium-Gehalt am **Hereon**. Zu diesem Zweck wurden quadratische Profile mit 10 mm Breite in einer Schraubzwinde befestigt, die aufrecht

in einem Stahlprofil steht. Dieser Aufbau befand sich auf einer Stahlplatte, um herabfallende Schmelze sofort zu kühlen und zur Erstarrung zu bringen. Das Profil wurde mit einem Gasbrenner erhitzt (GT2000, CFH, Marl, Deutschland), die eine maximale Temperatur von 800°C an der Flammenspitze erreichen kann. Wenn das Profil beginnt, hell zu brennen, wird die Flamme entfernt, um festzustellen, ob der Brand von automatisch erlischt oder ohne weitere Wärmezufuhr weiterbrennt.

Es wurden Untersuchungen an AM60 + xCa durchgeführt, mit $x = 0\%, 0,54\%, 0,9\%, 1,35\%$, und $2,56\%$ Ca. Es zeigte sich, dass erst ab einem Gehalt von 0,9 Gew% Calcium kein Entflammen mit heller, weißer Flamme mehr stattfand. Dies geschah nur bei der AM60 und AM60-0,54Ca. Diese Flamme brannte auch bei Entfernen des Brenners exotherm weiter und konnte sich damit selbst erhalten. Ab einem Gehalt von 0,9% Ca schmolz das Material und tropfte herab, geriet aber nicht in Brand, siehe Tabelle 6. Als Ergebnis wurde daher einen Gehalt von 1 Gew% Calcium für ausreichend und geeignet erachtet, keine Entzündbarkeit bei hohen Temperaturen zu gewährleisten.

Tabelle 6: Abbildungen des Entflammversuche in Abhängigkeit vom Calcium-Gehalt

Ca-Gehalt [Gew%]		
0		
0,54		
0,9		



AP 2.1	Bestimmung aller relevanter Daten und Entwurf eines Konzepts zur Fertigung mit dem neuen Werkstoff
---------------	---

Die Analyse des Prozesses und der Geometrien des bei der **Weisensee** zu fertigenden Bauteiles hätten der Definition dieses Bauteiles durch die **Weisensee** bedurft. Diese Definition fand nicht statt und die **Leuphana** konnte somit nach dem Ausscheiden der **Weisensee** dieses AP nicht bearbeiten.

AP 2.2	Stofffluss des neuen Materials analysieren und bewerten
---------------	--

Das Gussmaterial wurde bei verschiedenen Temperaturen und Stempelgeschwindigkeiten von einem Durchmesser von 50 mm auf 10 mm stranggepresst. Abbildung 12 zeigt die Presskräfte für drei verschiedene Kombinationen von Strangpressparametern für beide Materialien.

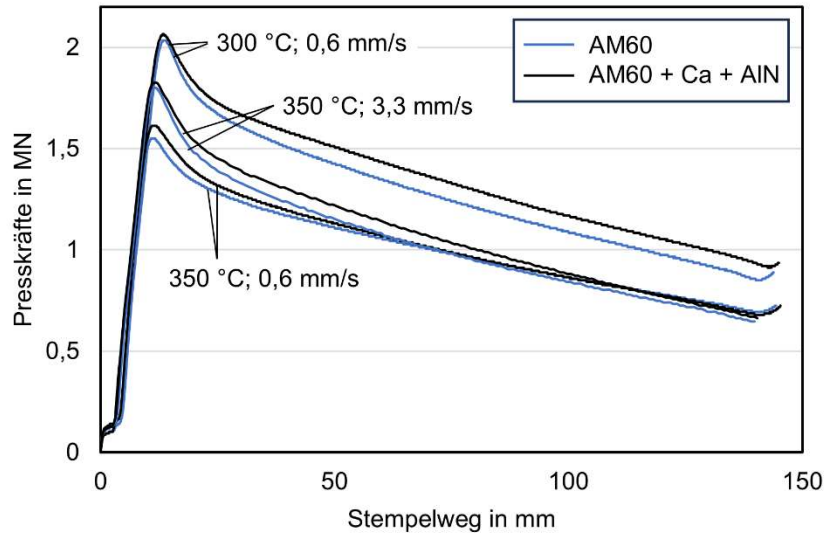


Abbildung 12: Presskräfte bei verschiedenen Temperaturen und Pressgeschwindigkeiten bei einem Pressverhältnis von 1:25.

Erwartungsgemäß waren die Presskräfte bei höheren Temperaturen und niedrigeren Geschwindigkeiten geringer. Bei höheren Pressgeschwindigkeiten war der Kraftabfall während des Strangpressens stärker, da sich das Material stärker erwärmte. Bei allen untersuchten Strangpressparametern waren die Kräfte für das Material mit Kalzium und Nanopartikeln etwas höher, wobei die Unterschiede in der maximalen Presskraft nur zwischen 1,31 % (350 °C; 3,3 mm/s) und 7,14 % (400 °C; 0,6 mm/s) liegen. Dies stimmt mit den ermittelten Fließkurven überein. Bei 400 °C wiesen die Profile beider Werkstoffe nach dem Strangpressen Heißrisse auf, was auf die Grenzen des Prozessfensters unterhalb von 400 °C hinweist. Bei 350 °C und 3,3 mm/s zeigte nur AM60 + Ca + AlN Risse, während bei AM60 keine Risse beobachtet wurden. Dies deutet auf eine etwas geringere Umformbarkeit des neuen Werkstoffs bei hohen Temperaturen hin, was vermutlich auf die durch den Kalziumzusatz verringerte Duktilität zurückzuführen ist.

Für die bei 400 °C stranggepressten Profile wurden keine Druckversuche durchgeführt, da alle Profile Heißrisse aufwiesen. Die Ergebnisse der Druckversuche bei Raumtemperatur für die anderen Rundprofile sind in Abbildung 13 dargestellt. Die Abweichungen sind bei den stranggepressten Proben geringer als beim Gussmaterial, da das Gussmaterial mehr Inhomogenitäten wie Poren, größere Körner und stärkere Abweichungen in der Korngröße aufgrund der Erstarrung von der Wand zum Kern aufweist.

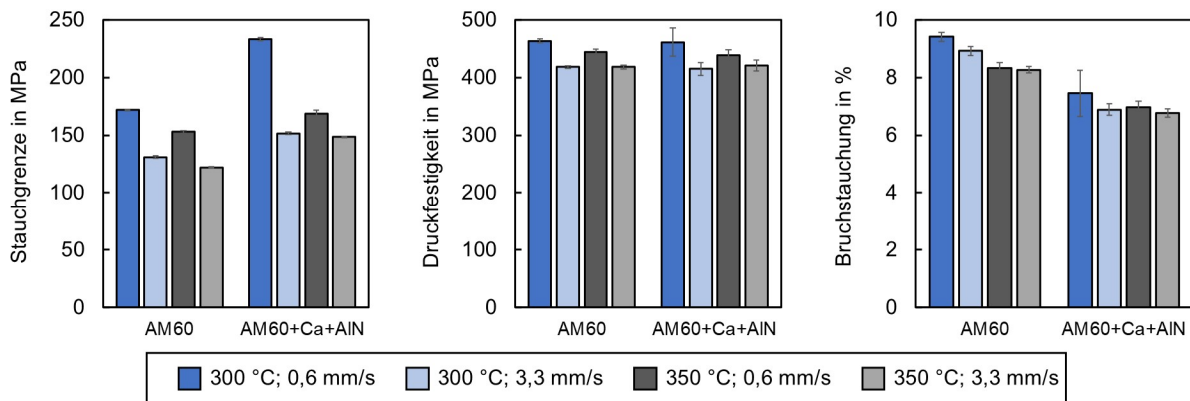


Abbildung 13: Mechanische Druckeigenschaften des stranggepressten Materials bei Raumtemperatur.

Die Staugrenze des neuen Materials ist bei allen Strangpressparametern höher als die des AM60. In der endgültigen Druckfestigkeit wurde jedoch kein Unterschied festgestellt. Dies kann durch die Duktilität erklärt werden, die bei dem Nanokomposit um ca. 20 % geringer ist. Obwohl die Spannungs-Stauchungs-Kurve des Nanokomposits durchweg höher liegt als die des AM60, führt der Bruch bei geringeren Stauchungen zu einer ähnlichen Druckfestigkeit. Die mittleren Korngrößen des Nanokomposits sind bei allen Parameterkombinationen kleiner (Abbildung 14).

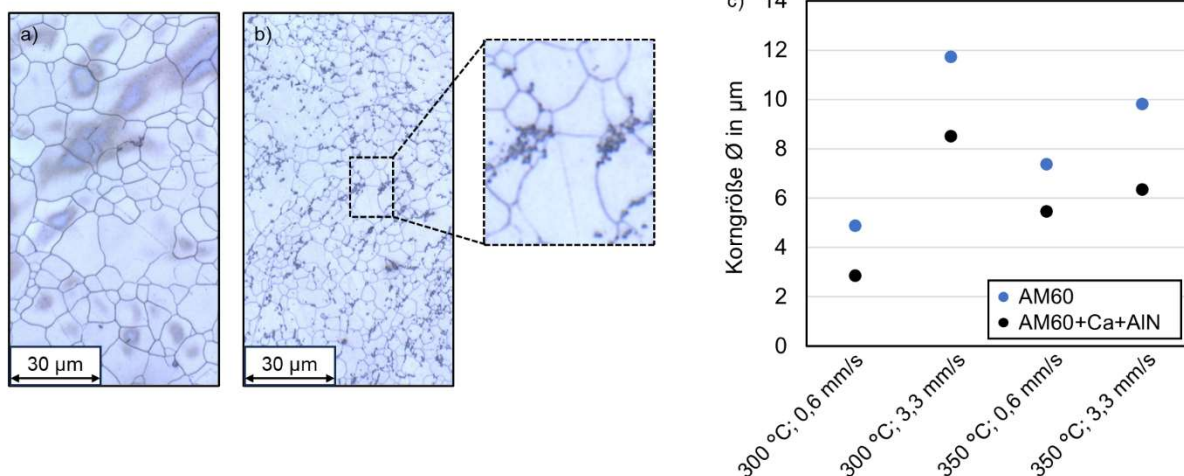


Abbildung 14: (a) Mikrostruktur der stranggepressten Profile bei 350 °C und 3,3 mm/s von (a) AM60 und (b) AM60 + Ca + AlN; (c) Übersicht der durchschnittliche Korngrößen der stranggepressten Profile.

Dies ist auf die unterschiedliche dynamische Rekristallisation während des Strangpressens zurückzuführen. Die Nanopartikel fördern die Kornkeimbildung und unterdrücken gleichzeitig das Kornwachstum, was zu kleineren Korngrößen führt. Die bereits im Gusswerkstoff beobachtete kornfeinende Wirkung der Nanopartikel blieb somit auch nach dem Strangpressen erhalten. Bei höheren Temperaturen und

höheren Strangpressgeschwindigkeiten weisen beide Werkstoffe größere Körner auf, da die rekristallisierten Körner nach der Keimbildung stärker wachsen.

Wie bereits zuvor beobachtet, traten sekundäre Phasen auf, die unter Belastung eine rissfördernde Wirkung haben können, was die geringere Duktilität bei den Druckversuchen erklären könnte. Ein weiterer Grund können noch vorhandene Nanopartikelagglomerationen sein, die ebenfalls die Rissbildung begünstigen. Der Einfluss der Kornfeinung auf die mechanischen Eigenschaften kann z.B. durch die Hall-Petch-Beziehung beschrieben werden, die die Stauch- oder Streckgrenze mit der durchschnittlichen Korngröße in Beziehung setzt:

$$\sigma_y = \sigma_0 - k_y \cdot d^{-1/2}$$

Dabei ist σ_y die Stauchgrenze, σ_0 die Reibspannung, k_y die Hall-Petch-Konstante und d der Korndurchmesser. Mit den Daten aus Abbildung 13 und Abbildung 14 konnten die Reibspannung und Hall-Petch-Konstante für beide Werkstoffe bestimmt werden:

AM60: $\sigma_0 = 37,82 \text{ MPa}$; $k_y = 298,36 \text{ MPa} \cdot \mu\text{m}^{1/2}$

AM60+Ca+AlN: $\sigma_0 = 16,91 \text{ MPa}$; $k_y = 361,87 \text{ MPa} \cdot \mu\text{m}^{1/2}$

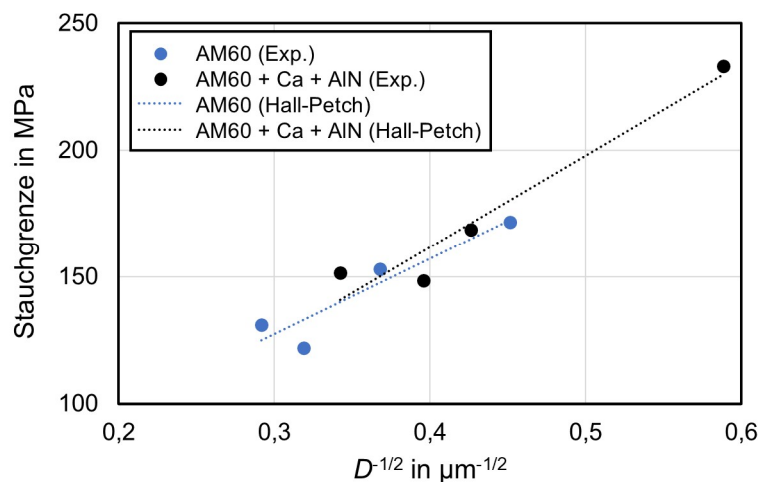


Abbildung 15: Hall-Petch-Beziehung zwischen der Stauchgrenze und Korngröße der untersuchten Werkstoffe.

Aus dem Zusammenhang zwischen Korngröße und Stauchgrenze in Abbildung 15 ist erkennbar, dass der verstärkende Effekt des Nanokomposits hauptsächlich auf eine Verkleinerung der Korngröße zurückzuführen ist. Dies war zu erwarten, da bei einer Partikelgröße von 500 nm der Einfluss anderer Verstärkungsmechanismen wie der Orowan-Verstärkung vernachlässigbar ist.

Zur Untersuchung des Gefüges wurden EBSD-Messungen durchgeführt. Abbildung 16 zeigt, dass alle Werkstoffe ein dynamisch rekristallisiertes Gefüge aufweisen. Lediglich bei 300 °C und 0,6 mm/s ist das Gefüge in AM60 nur teilweise rekristallisiert, welches an den vereinzelt, in Strangpressrichtung deformierten Körnern zu erkennen ist (Abbildung 16a) und zu inhomogenen Korngrößen führt. Bei den gleichen Strangpressparametern war das Gefüge des verstärkten Materials bereits vollständig rekristallisiert und sehr feinkörnig (Abbildung 16b). Bei allen anderen Strangpressparametern wiesen beide Werkstoffe ein vollständig rekristallisiertes Gefüge auf. Alle Werkstoffe zeigten eine für Magnesiumwerkstoffe typische starke Orientierung der Basalebene parallel zur Strangpressrichtung (Abbildung 16e-f). Bei Betrachtung der Polfiguren fällt auf, dass die Basalebene des Nanokomposits in Strangpressrichtung etwas stärker gerichtet sind als bei AM60, was auf eine stärkere Ausprägung der Textur hindeuten könnte.

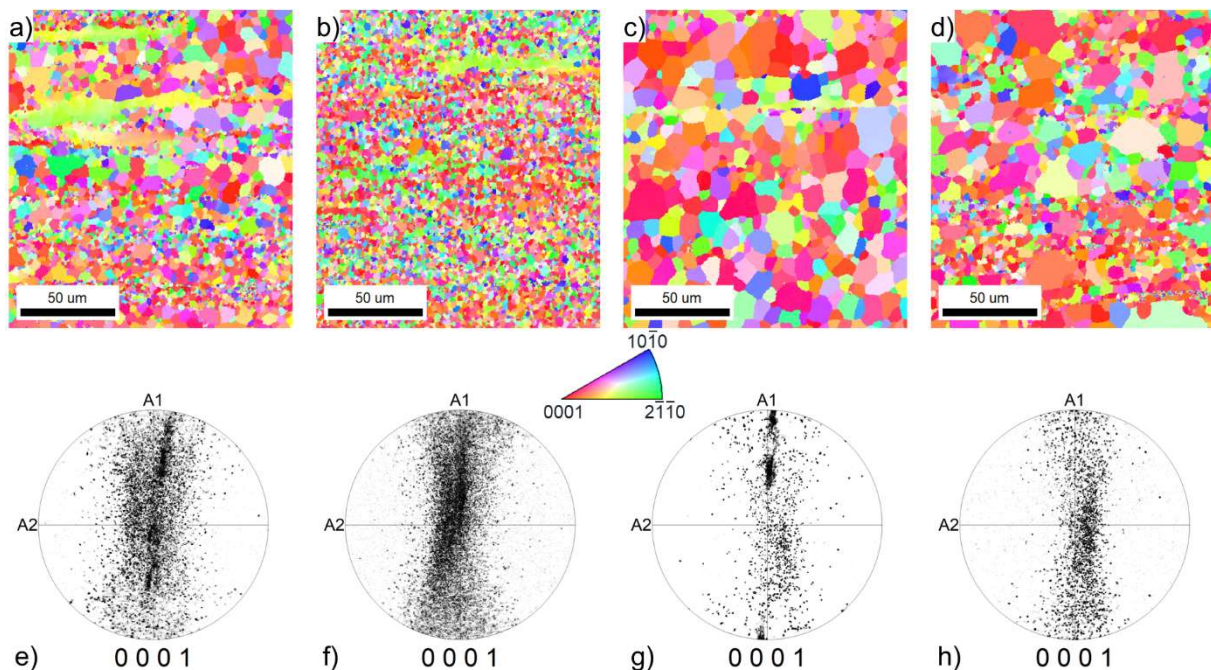


Abbildung 16: EBSD-Messungen der bei 300 °C stranggepressten 10 mm-Rundprofile: a)-d) Mikrostruktur; e)-f) Polfiguren; a)/e) AM60, 0,6 mm/s; b)/f) AM60+Ca+AlN, 0,6 mm/s; c)/g) AM60, 3,3 mm/s; d)/h) AM60+Ca+AlN, 3,3 mm/s.

Um den Einfluss des Umformgrades auf den Werkstoff zu untersuchen, wurden Rundprofile mit Durchmessern von 10 mm, 20 mm und 30 mm, entsprechend Umformgraden von 3,22, 1,83 und 1,02, stranggepresst. Auch hier zeigt sich, dass die Presskräfte beim Nanokomposit bei allen Umformgraden etwas höher sind (Abbildung 17). Die Kräfte fürs Strangpressen von Strängen mit 20 mm und 30 mm

unterscheiden sich nur geringfügig und hauptsächlich gegen Ende des Pressvorgangs.

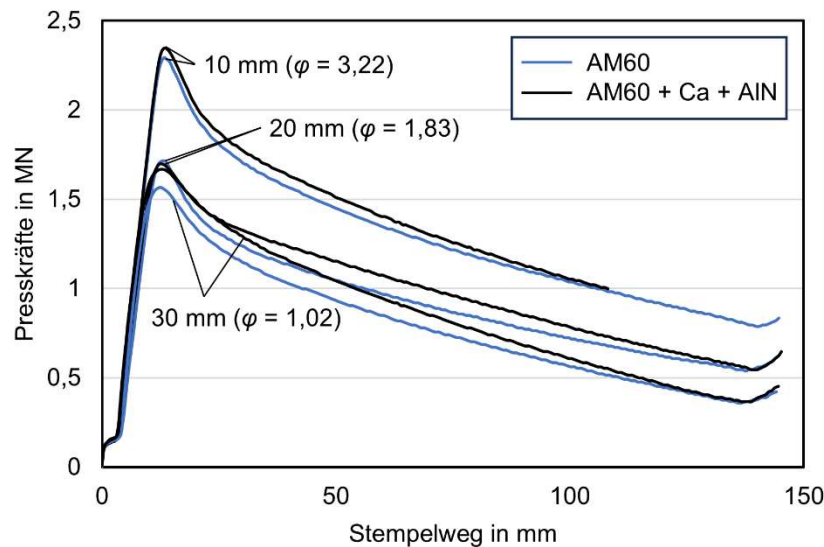


Abbildung 17: Presskräfte bei verschiedenen Umformgraden bei einer Temperatur von 300 °C und einer Stempelgeschwindigkeit von 3,3 mm/s.

Numerisches Modell für die Stoffflusssimulation

Für das Finite-Elemente-Simulationsmodell wurde eine Lagrange-Formulierung verwendet, die die Simulation der Matrizenfüllung ermöglicht und das damit verbundene transiente Verhalten der Zustandsgrößen, wie beispielsweise der Temperatur, berücksichtigt. Hierfür wurde ein Viertelmodell aufgebaut, das die Berechnung des vollständigen Spannungs- und Dehnungstensors erlaubt. Zur vollständigen Abbildung des Prozesses umfasst das Modell den Bolzen, den Rezipienten, den Stempel und die Matrize. Während Matrize und Rezipient an einer festen Position gehalten werden, wird der Stempel mit der vorgegebenen Stempelgeschwindigkeit in Richtung der Matrize bewegt. Um die Komplexität zu reduzieren, werden die Werkzeuge in der Simulation als starre Körper angenommen. Dementsprechend wird hierbei lediglich das thermische Verhalten der Werkzeuge berücksichtigt, wobei die thermischen Eigenschaften des Werkzeugstahls aus der Materialbibliothek von QForm UK entnommen wurden.

Für das Materialmodell für die Stoffflusssimulation wurden die in AP 1.2 aufgenommenen Fließkurven verwendet. Die Strangpressversuche haben gezeigt, dass sich die Presskräfte des Nanokomposits und des AM60 nur um wenige Prozent unterscheiden. Daher wird nur ein Materialmodell für die beiden Werkstoffe erstellt, für das die Fließkurven des AM60 verwendet werden. Die Fließkurven aus den Druckversuchen, die bis zu Umformgraden von etwa 0,5–0,6 aufgenommen wurden,

wurden für die Simulation manuell angepasst. Für höhere Umformgrade, wie sie auch beim Strangpressen auftreten, wurde die letzte im Druckversuch aufgenommene Fließspannung angenommen. Zusätzlich wurde darauf geachtet, dass keine Überschneidung der Fließkurven auftritt. Die für das Materialmodell verwendeten Fließkurven sind in Abbildung 18 dargestellt.

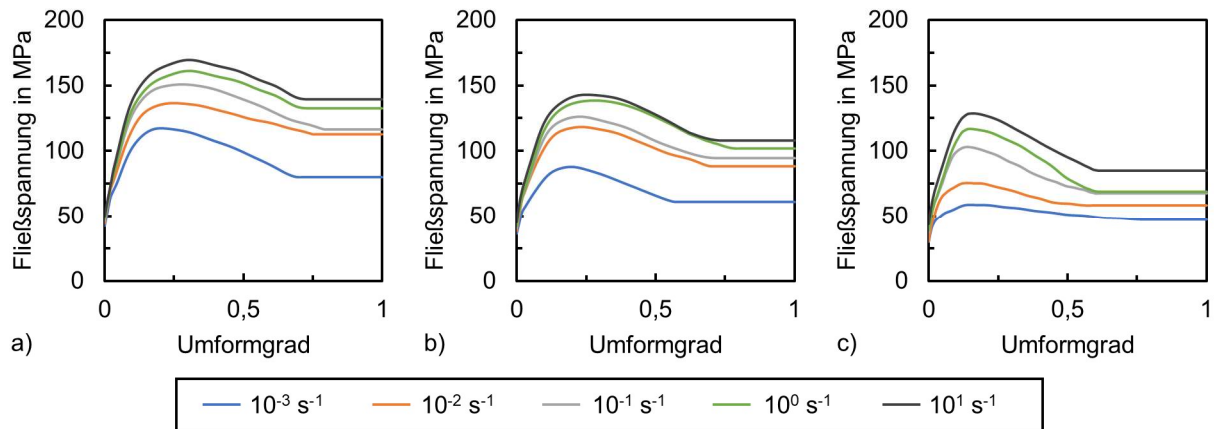


Abbildung 18: Fließkurven für die Stoffflusssimulation bei verschiedenen Dehnraten und Temperaturen: (a) 250 °C; (b) 300 °C; (c) 350 °C.

Zusätzlich wurden der Wärmeaustausch zwischen Bolzen und Werkzeugen sowie der Wärmeeintrag aufgrund von Deformation und Reibung in der Simulation berücksichtigt. Die Reibung zwischen Bolzen und Werkzeugen wird durch das Reibgesetz nach Levanov¹⁷ beschrieben.

$$\tau = m (\sigma_F / \sqrt{3}) (1 - \exp(-1.25 \sigma_K / \sigma_F)),$$

wobei die Reibspannung τ aus dem konstanten Reibwert $m = 1$, der Fließspannung σ_F und dem Kontaktdruck σ_K berechnet wird.

Die Validierung des Simulationsmodells erfolgte anhand der Presskraftverläufe der Strangpressversuche. Dazu wurden alle experimentell durchgeführten Versuche auch numerisch simuliert. Nach dem Stauchen des Bolzens auf den Containerdurchmesser steigt die Kraft an, bis das erste Material durch die Matrize gepresst wird (Abbildung 19). Der Kraftanstieg ist in der Simulation steiler als im Experiment, da die Werkzeuge in der FEM-Simulation als starr angenommen wurden und sich die Werkzeuge und Maschinenteile in der Realität bei den hohen Kräften um einige Millimeter elastisch verformen. Die simulierten Kraftverläufe stimmen gut

¹⁷Levanov A.: Improvement of metal forming processes by means of useful effects of plastic friction. Journal of Materials Processing Technology 72 (1997) 314–316. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(97\)00191-X](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(97)00191-X).

mit den experimentellen Daten überein und die Kräfte werden nur geringfügig unterschätzt. Die Abweichungen der Maximalkräfte liegen zwischen 2 % bis 8 %. Lediglich bei 300 °C und 3,3 mm/s (10 mm Matrize) treten größere Abweichungen von 16 % zwischen den simulierten und experimentellen Kräften auf.

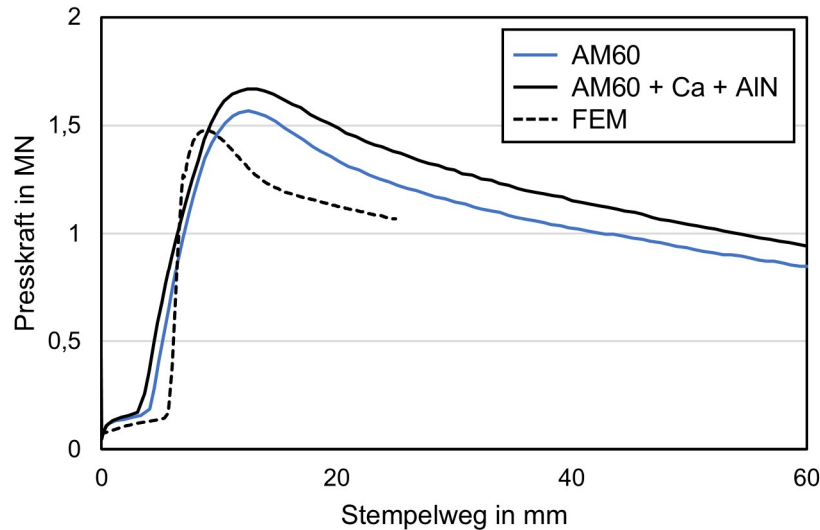


Abbildung 19: Vergleich der Presskräfte bei 300 °C und 3,3 mm/s (30 mm Matrize) zwischen Experiment und Simulation.

Mithilfe der Stofffluss- und der thermischen Simulation konnten die Dehnungen, Dehnraten und Temperaturen bei den unterschiedlichen Strangpressparametern untersucht werden. Bei kleineren Matrizendurchmessern treten größere Dehnungen und Dehnraten auf, die zu einer teils starken Temperaturentwicklung im Werkstoff führen (Abbildung 20).

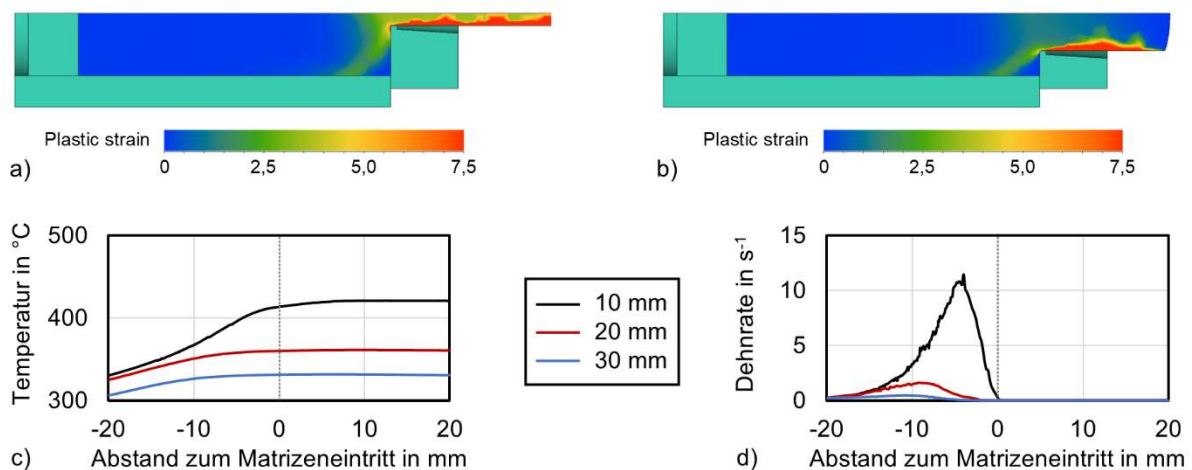


Abbildung 20: Plastische Dehnungen bei (a) 10 mm und (b) 30 mm Matrizendurchmesser (300 °C; 3,3 mm/s); (c) Temperaturentwicklung und (d) Dehnrate bei verschiedenen Matrizendurchmessern.

Ein gängiger Ansatz zur Beschreibung des Zusammenhangs zwischen Temperatur, Umformgrad und Umformgeschwindigkeit ist die Zener-Hollomon-Gleichung, bei

der eine temperaturkompensierte Dehnrate Z aus der Temperatur T und der Dehnrate $\dot{\varepsilon}$ über die Aktivierungsenergie Q des vorherrschenden thermisch aktivierten Prozesses mit der Fließspannung σ und einer Anzahl materialspezifischer Parameter (A, α, n) beschrieben wird¹⁸

$$Z = \dot{\varepsilon} \cdot \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A \cdot \sinh(\alpha \cdot \sigma)^n.$$

Mit $Q = 185 \text{ kJ/mol}$ für AM60¹⁹ konnte die temperaturkompensierte Dehnrate Z für die verschiedenen Pressparameter ermittelt werden. Dazu wurden die aus der Simulation ermittelten Temperaturen beim Matrizeneintritt verwendet, um die Temperaturentwicklung durch die Umformung zu berücksichtigen. Die mittlere Dehnrate wurde nach Feltham mit

$$\dot{\varepsilon} = \frac{6D_0^2 v_{st} \ln R}{D_0^3 - D_1^3}$$

berechnet, wobei D_0 und D_1 Bolzen- und Strangdurchmesser, v_{st} die Stempelgeschwindigkeit und R das Strangpressverhältnis aus D_0^2/D_1^2 sind. Die Ergebnisse sind in Tabelle 7 dargestellt.

Tabelle 7: Zener-Hollomon-Parameter der durchgeführten Strangpressexperimente und -simulationen.

Matrizen- Temperatur [°C]	Stempel- geschw. [mm/s]	Matrizen- durchmesser [mm]	Temperatur Simulation [°C]	Mittlere Dehnrate [s ⁻¹]	Zener- Hollomon [10 ¹² s ⁻¹]	ln(Z) [-]
300	0,6	10	354	0,233	599,14	34,03
300	3,3	10	428	1,285	77,91	31,99
350	0,6	10	398	0,233	58,52	31,7
350	3,3	10	471	1,285	12,45	30,15
300	3,3	20	360	0,775	1420,58	34,89
300	3,3	30	332	0,516	4807,01	36,11

¹⁸ Donati L, Tomesani L, Schikorra M, Khalifa NB, Tekkaya AE: Friction model selection in FEM simulations of aluminium extrusion. IJSURFSE 4 (2010) 27. <https://doi.org/10.1504/IJSURFSE.2010.029627>.

¹⁹ Bassani P, Gariboldi E, Tuissi A: Calorimetric analysis of AM60 magnesium alloy. J Therm Anal Calorim 80 (2005) 739–747. <https://doi.org/10.1007/s10973-005-0723-5>.

Der aus dem Modell ermittelte Parameter kann wiederum über den Zusammenhang

$$d_{\text{Rxx}} = k \cdot Z^{-m}$$

mit der experimentell ermittelten, rekristallisierten Korngröße d_{Rxx} korreliert werden, wobei m und k materialspezifische Parameter sind²⁰. Abbildung 21 zeigt den Zusammenhang zwischen der temperaturkorrigierten Dehnrates und rekristallisierten Korngröße für die 10 mm-Stränge. Die Proben bei 300 °C und 0,6 mm/s Dehnrates sind nicht dargestellt, da das Gefüge des AM60 bei diesen Parametern nicht vollständig rekristallisiert war. Insgesamt wird der lineare Zusammenhang durch die Ergebnisse gut abgebildet, insbesondere für AM60, wobei mehr Datenpunkte die Aussagekraft weiter unterstreichen würden. Der Zusammenhang belegt, dass das Wachstum der rekristallisierten Körner aufgrund von einer Erhöhung der Temperatur oder Verringerung der Dehnrates entsteht.

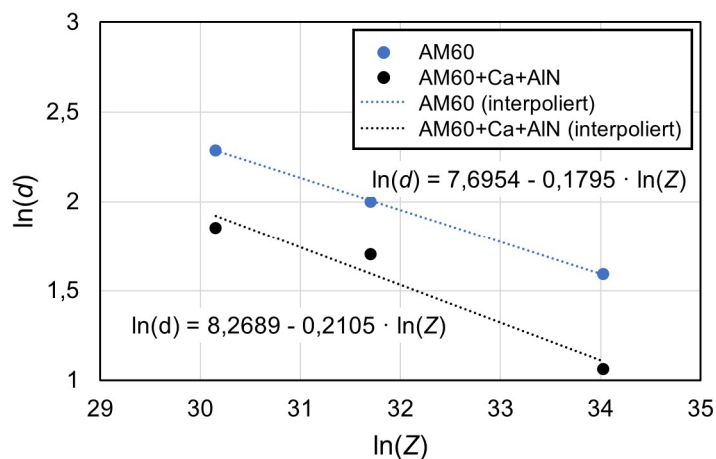


Abbildung 21: Zusammenhang zwischen durchschnittlicher rekristallisierter Korngröße d und Zener-Hollomon-Parameter Z .

Obwohl nicht in den Arbeitspaketen vorgesehen, wurden Versuche unternommen, die flammfesten, AlN-nanopartikelhaltige AM60 zu Drähten strangzupressen, um ein Vormaterial für das drahtbasierte Additive Manufacturing (AM) zu erhalten, das bei Schweißverfahren mit Laser oder Lichtbogen sicher nicht brennt und gleichzeitig bei der Erstarrung eine feinkörnige Mikrostruktur und eine gute Festigkeit aufweist. Die Untersuchungen an dem Material und die durch einen Wire Arc Direct Energy Deposition (WADED)-Prozess aufgebauten Wände sind in einem Paper

²⁰ Roberts W, Ahlblom B: A nucleation criterion for dynamic recrystallization during hot working. Acta Metallurgica 26 (1978) 801–813. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(78\)90030-5](https://doi.org/10.1016/0001-6160(78)90030-5).

beschrieben²¹. Die Streckgrenze des durch den WADED-Prozess aufgebauten Wände liegt bei 131 MPa sowohl in vertikaler wie auch in horizontaler Richtung. Diese Isotropie der Festigkeit ist bemerkenswert und konnte in anderen Untersuchungen von additiv gefertigten Wänden noch nicht erreicht werden.

Numerische Stoffflusssimulation

Für die Simulation des Stoffflusses beim Gesenkschmieden wurde das gleiche Materialmodell wie bereits für das Strangpressen verwendet, welches ebenfalls für AM60 und den Nanokomposit validiert wurde. Der Aufbau des Modells erfolgte in der Simulationssoftware DEFORM und als Achtelmodell unter Ausnutzung der Symmetrieebenen, um die Rechenzeit zu verkürzen. Für die Schmiedesimulation wurde ebenfalls eine Lagrange-Formulierung verwendet. Der Zylinder mit einem Durchmesser von 28 mm und einer Höhe von 50 mm wurde als deformierbarer Körper mit 58112 Tetraeder-Elementen abgebildet. Nur die modularen Einsätze wurden als CAD-Modell importiert und die Werkzeuge wurden als starr angenommen. Die Bewegung der hydraulischen Presse wurde durch eine vertikale Bewegung des Stempels mit 1 mm/s, wie im Experiment, abgebildet. Als Reibmodell wurde das Scher-Reibmodell angenommen und eine Sensitivitätsanalyse durchgeführt, um einen geeigneten Reibwert für die Simulation auszuwählen (Abbildung 24a). Auch hier zeigte sich, wie bei der Stoffflusssimulation des Strangpressprozesses, eine gute Übereinstimmung der Kraftverläufe mit den experimentellen Daten.

Die Finite-Elemente-Simulation konnte zur Vorhersage und Analyse des Formfüllverhaltens während der Umformung verwendet werden, wie in Abbildung 22b dargestellt ist. Zunächst wird der Zylinder zwischen Stempel und Matrize gestaucht. Die benötigte Kraft bleibt gering, sodass bis zu einem Stempelweg von 30 mm nur Kräfte von ca. 120 kN auftreten. Bis zu einem Stempelweg von 34,5 mm steigt die Kraft etwas stärker an, wenn die unteren Ecken gefüllt werden und das Material beginnt, in den Wandbereich zu fließen. Dabei entsteht aufgrund der Reibung direkt unter der horizontalen Stempelfläche eine Totzone, in der kaum Material fließt. Stattdessen fließt das Material von weiter unten in den Wandbereich, wie an den Dehnungen, z.B. bei 34,5 mm, zu erkennen ist. Die größten Dehnungen des Materials treten im Wandbereich auf. Für die Füllung des Wandbereichs sind hohe Kräfte erforderlich, da aufgrund der Schräge von 4° zusätzliche

²¹ Dieringa H., Nienaber M., Giannopoulou D., Isakovic J., Bohlen J., Kujur M.S., Ben Khalifa N., Klein T., Gneiger S.: Novel Magnesium Nanocomposite for Wire-Arc Directed Energy Deposition; Materials 17 2 (2024) 500. doi.org/10.3390/ma17020500

Druckspannungen in vertikaler Richtung durch den Stempel eingebracht werden. Aufgrund der großen Oberfläche und des hohen Normaldrucks im Wandbereich sind die Kräfte beim Füllen des Wandbereichs zudem stark vom verwendeten Reibkoeffizienten abhängig und steigen bei hohen Reibkoeffizienten schnell an. Bei guter Schmierung des Stempels liegt der Kraftverlauf des Experiments zwischen den simulierten Kraftverläufen mit einem Reibwert von $m = 0,3$ und $m = 0,5$, sodass in der Realität von einem Reibwert um $m = 0,4$ ausgegangen werden kann.

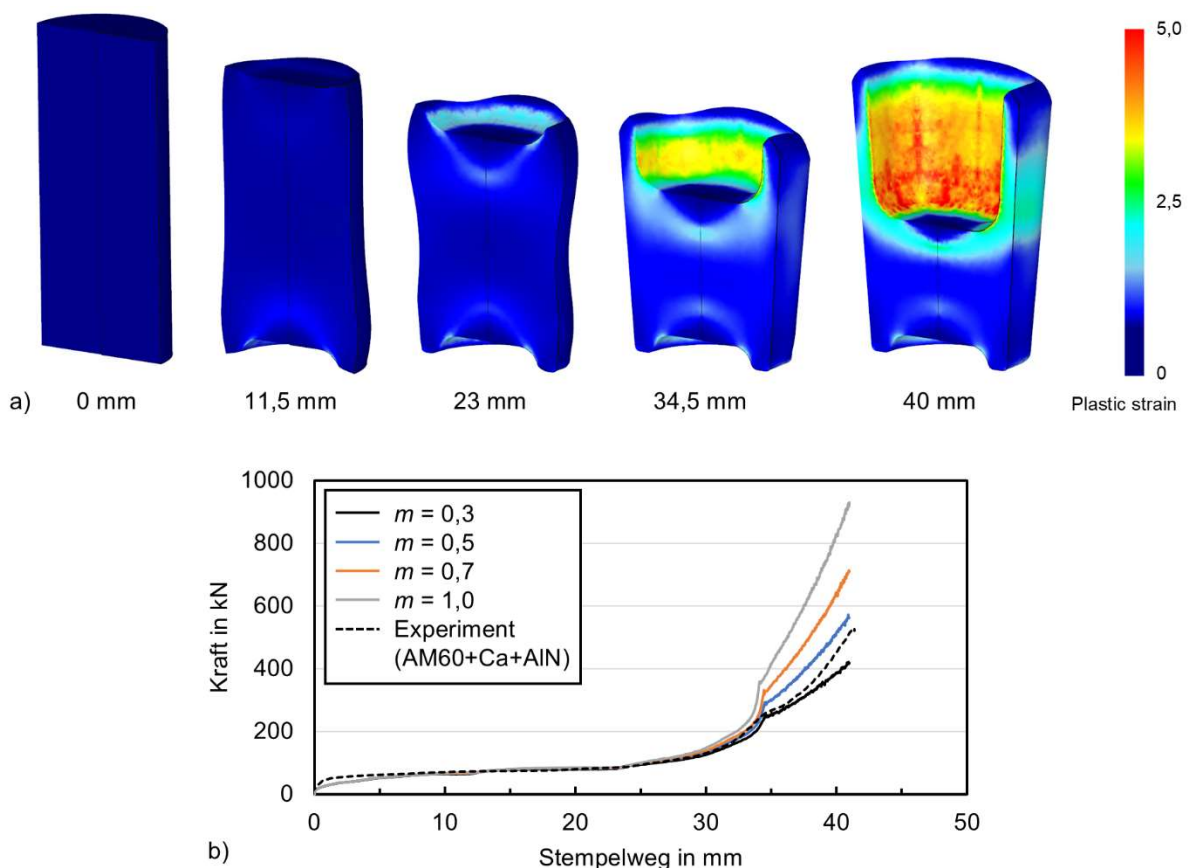


Abbildung 22: Stoffflusssimulation bei 300 °C Werkzeug- und Werkstücktemperatur, 1 mm/s Stempelgeschwindigkeit: a) Plastische Dehnungen zu verschiedenen Zeitpunkten (Stempelweg) beim Schmieden der Bechergeometrie; b) Sensitivitätsanalyse des Reibkoeffizienten.

AP 2.3	Umformparameter und die Prozess-Mikrostruktur-Zusammenhänge der Umformprozesse
---------------	---

Aus den stranggepressten zylindrischen Stäben wurden dogbone-förmige Zugproben (in Anlehnung an die Normen DIN 50143 und 50144 mit einem

Durchmesser von 6 mm und einer Länge von 30 mm) und Druckproben (11 mm Durchmesser und 17 mm Höhe) für die mechanische Prüfung hergestellt.

Tabelle 8 zeigt die Zugfestigkeitsdaten für die stranggepressten Werkstoffe AM60, AM60-Ca, AM60/AlN und AM60-Ca/AlN. Tabelle 9 zeigt die Druckfestigkeiten der Werkstoffe AM60, AM60-Ca, AM60/AlN und AM60-Ca/AlN.

Tabelle 8: Ergebnisse der Zugversuche bei Raumtemperatur an den extrudierten Werkstoffen

Werkstoff	0,2% TYS	UTS	Ductility (%)
AM60	235,78 ± 2,9	295,13 ± 3,18	18,59 ± 1,1
AM60-1Ca	235,56 ± 3,6 (0%)	310,88 ± 0,9 (↑5%)	17,83 ± 0,6 (↑4%)
AM60-1AlN ₅₀₀	214,3 ± 9,1 (↓9%)	302,06 ± 7,13 (↑2%)	18,55 ± 0,5 (0%)
AM60-1Ca/1AlN ₅₀₀	225,38 ± 1,9 (↓4%)	299,8 ± 0,7 (↑1%)	18,69 ± 0,8 (0%)
AM60/1AlN ₆₀₋₇₀	221,39 ± 3,5 (↓6%)	310,21 ± 0,2 (↑5%)	21,08 ± 0,6 (↑13%)
AM60-1Ca/1AlN ₆₀₋₇₀	227,73 ± 3,4 (↓3%)	304,49 ± 0,6 (↑3%)	16,62 ± 0,9 (↓10%)
AM60/1AlN ₄₀	219,76 ± 2,5 (↓7%)	305,56 ± 0,4 (↑3%)	19,99 ± 0,7 (↑7%)
AM60-1Ca/1AlN ₄₀	214,8 ± 4,7 (↓9%)	303,28 ± 2,2 (↑3%)	16,13 ± 1,4 (↓13%)

Tabelle 9: Ergebnisse der Druckversuche bei Raumtemperatur an den extrudierten Werkstoffen

Werkstoff	0,2% CYS	UCS	Fracture Strain (%)
AM60	167,9 ± 3,0	431,42 ± 3,8	9,04 ± 0,4
AM60-1Ca	202,02 ± 7,9 (↑20%)	422,43 ± 5,6 (↓2%)	8,3 ± 0,2 (↓8%)
AM60-1AlN ₅₀₀	181,72 ± 1,7 (↑8%)	420,07 ± 7,7 (↓3%)	9,38 ± 0,2 (↑4%)
AM60-1Ca/1AlN ₅₀₀	175,73 ± 2 (↑5%)	404,74 ± 6,6 (↓6%)	8,66 ± 0,1 (↓4%)
AM60/1AlN ₆₀₋₇₀	181,51 ± 1,2 (↑8%)	430,9 ± 5,2 (0%)	9,84 ± 0,2 (↑9%)
AM60-1Ca/1AlN ₆₀₋₇₀	191,41 ± 1,7 (↑14%)	383,55 ± 3,7 (↓11%)	7,91 ± 0 (↓12%)
AM60/1AlN ₄₀	175,05 ± 1,5 (↑4%)	403,21 ± 1,1 (↓6%)	9,09 ± 0,1 (0%)
AM60-1Ca/1AlN ₄₀	179,93 ± 1,8 (↑7%)	384,18 ± 7,93 (↓11%)	8,26 ± 0,2 (↓8,6%)

Die Werkstoffe wurden bei Raumtemperatur mit einer Umformrate von 10⁻³/s im Zugversuch geprüft: Es wurde im Vergleich zu AM60 keine signifikante Verbesserung der Streckgrenze (0,2% TYS) festgestellt. Bei AM60-Ca, AM60-1AlN500, AM60-

1Ca/1AlN500, AM60/1AlN60-70, AM60-1Ca/1AlN60-70, AM60/1AlN40 und AM60-1Ca/1AlN40 ist hingegen eine leichte Verbesserung der Zugfestigkeit (UTS) im Vergleich zur Basis AM60 festzustellen. Nur bei AM60-1Ca, AM60/1AlN60-70 und AM60/1AlN40 ist eine Zunahme der Duktilität im Vergleich zu AM60 zu beobachten. Es kann davon ausgegangen werden, dass die $(Mg,Al)_2Ca$ -Phase und die Nanopartikel als potenzielle Rissauslöser fungieren; das frühe Versagen führt zu nur mäßigen Bruchdehnungen und einer geringen Zugfestigkeit. Auch die Anwesenheit von AlN-Partikelagglomeraten kann Auswirkungen auf die Rissausbreitung haben.

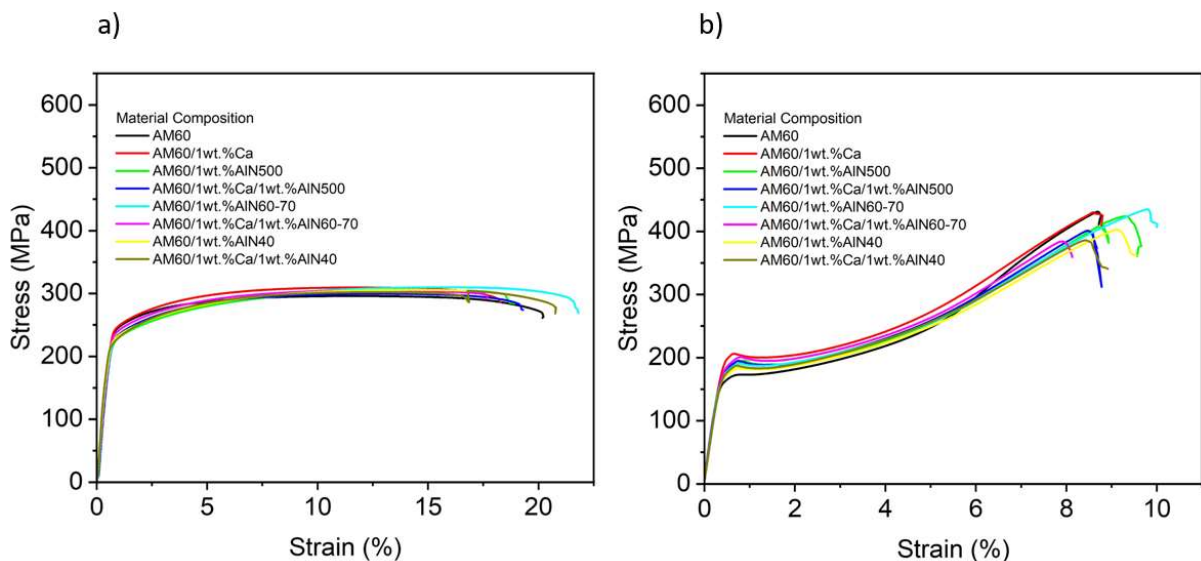


Abbildung 23: Spannungs-Dehnungskurven der a) Zug- und b) Druckversuche bei Raumtemperatur der stranggepressten Werkstoffe.

Aus den Daten in Tabelle 9 geht hervor, dass die Streckgrenzen im Druckversuch für AM60-Ca, AM60-1AlN₅₀₀, AM60-1Ca/1AlN₅₀₀, AM60/1AlN₆₀₋₇₀, AM60-1Ca/1AlN₆₀₋₇₀, AM60/1AlN₄₀ und AM60-1Ca/1AlN₄₀ höher sind als für AM60. Auch die Druckfestigkeit von AM60 ist höher als die der anderen Materialien. Die Bruchdehnung sind bei AM60-Ca, AM60-1Ca/1AlN₅₀₀, AM60-1Ca/1AlN₆₀₋₇₀ und AM60-1Ca/1AlN₄₀ geringer als bei der AM60. Daraus lässt sich schließen, dass die Agglomeration der Nanopartikel und die Calcium-haltigen Ausscheidungen zu den niedrigeren Werten der Druckfestigkeit beiträgt. Durch die Zugabe von Ca und Nanopartikeln zu AM60 kommt es außerdem zu einer Verringerung der Bruchdehnung bei gleichzeitiger Erhöhung der Streckgrenze dieser Nanokomposite. Darüber hinaus zeigen Abbildung 23 a) und b) hohe Kaltverfestigungsraten sowohl bei Zug- als auch bei Druckversuchen bei Raumtemperatur, bis diese versagen. Insgesamt ist die Verbesserung der Festigkeit von AM60-Nanokompositen auf folgende Faktoren zurückzuführen: (a) gute Dispersion der Nanopartikel, (b) Kornfeinung, (c) Übertragung der Last vom Grundmaterial auf die Nanopartikel, (d) Differenz der

Elastizitätsmoduli und der Wärmeausdehnungskoeffizienten von Partikeln und Matrix, was zur Bildung von Versetzungen führt, und (e) Orowan-Verstärkung aufgrund der Anwesenheit von Nanopartikeln.

Entwicklung des Schmiedewerkzeugs

Für die Untersuchungen zum Gesenkschmieden in AP 2.3 wurde an der **Leuphana** in Zusammenarbeit mit der **Weisensee** ein modulares Gesenkschmiedewerkzeug konstruiert und ausgelegt, welches die Untersuchung der grundlegenden Umformparameter beim Gesenkschmieden ermöglicht. Das Gesenkschmiedewerkzeug wurde für die im Antrag veranschlagten 29.750 € (brutto) beschafft. Die Spezialsoftware DEFORM für die Stoffflusssimulation wurde wie veranschlagt für 9.326,63 € (brutto) beschafft und für die hier gezeigten Simulationen verwendet. In der Vorhabenbeschreibung wurde eine rotationssymmetrische Geometrie vorgeschlagen. Stattdessen wurde nun eine Bechergeometrie (Höhe ca. 60 mm) mit vier Symmetrieebenen und ebenen Wänden gewählt, da aus den Wänden bei Bedarf mit geringem Aufwand ebene Probekörper für Biege-, Zug- und andere Untersuchungen entnommen werden können. Zu diesem Zweck weisen die Wände parallele Flächen auf. Der Winkel der Wände beträgt 4° , um ein Entformen zu ermöglichen. Die Geometrie ermöglicht die Untersuchung verschiedener Dehnungszustände in einem Bauteil. Insbesondere in den Wänden werden sehr hohe Dehnungen erreicht.

Das Gesenkschmiedewerkzeug wurde modular konzipiert, sodass auch Einsätze mit anderen Geometrien verwendet werden können. Die Stempel- und Matrizeneinsätze werden mit Schrauben im Werkzeugober- bzw. -unterteil befestigt. Nach dem Schmieden kann das Werkstück mit einem Auswerfer ausgeworfen werden. Die Befestigungen wurden so konstruiert, dass das Werkzeug in einer hydraulischen Presse des Herstellers Röcher mit einer maximalen Kraft von 2,7 MN eingesetzt werden kann. Um die Temperatur des Werkzeugs präzise regeln zu können, wurde ein elektrisches Heizgerät mit Heizpatronen und Thermoelementen verwendet. Die Heizleistung wurde anhand der Massen der Werkzeugelemente so ausgelegt, dass ein Aufheizen auf mindestens 350°C in einer halben Stunde möglich ist. Dazu wurden im Werkzeugoberenteil vier ($2 \cdot 2.200\text{ W} + 2 \cdot 1.600\text{ W}$) und im Werkzeugunterteil sechs ($6 \cdot 1.600\text{ W}$) Heizpatronen verwendet. Zur thermischen Isolierung des Werkzeugs vom Pressentisch werden Glimmerplatten mit einer Dicke von 30 mm verwendet. Abbildung 24 zeigt CAD-Zeichnungen des Gesenkschmiedewerkzeugs und des Bauteils.

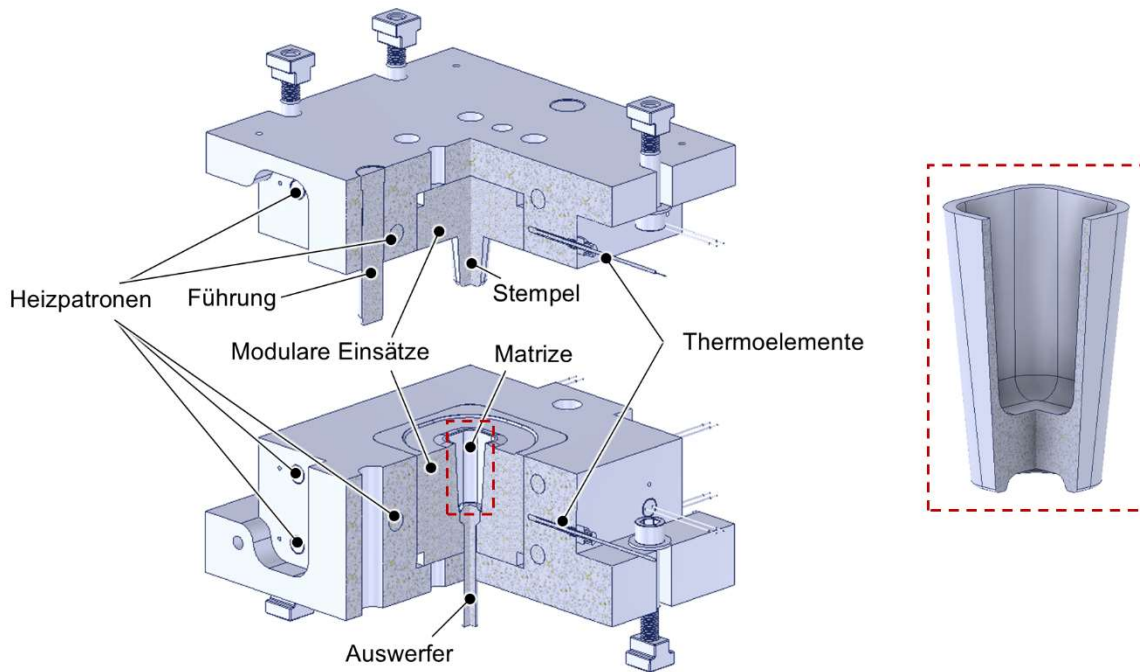


Abbildung 24: CAD-Zeichnung des Gesenkschmiedewerkzeugs und des Bauteils.

Experimentelle Untersuchung

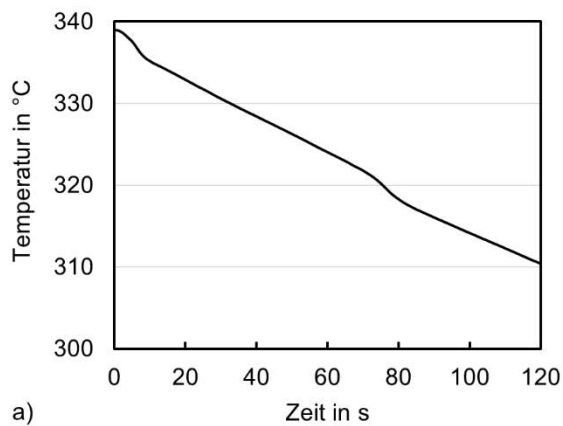
Für die experimentellen Schmiedeuntersuchungen wurden Bolzen mit einer Höhe von 60 mm und einem Durchmesser von 28 mm aus den gegossenen Bolzen und dem stranggepressten Material (30 mm Matrize) entnommen. Zunächst wurde synthetischer Trennstoff auf Wasserbasis verwendet. Beim ersten Versuch zeigte sich jedoch, dass die Schmierwirkung für die Werkzeuggeometrie mit kleinem Winkel in den Wänden nicht ausreichend war, sodass das Werkstück nicht in der Matrize verblieb, sondern nach der Umformung am Stempel hing und nur durch Abfräsen einer Seite wieder entfernt werden konnte. Daher wurde später auf einen graphitbasierten Trennstoff (Condat G-Start) umgestellt und zunächst nur der Stempel geschmiert. Die Matrize wurde bei den ersten Versuchen nicht geschmiert, damit das Werkstück nach dem Versuch in der Matrize verbleibt. Bei späteren Versuchen wurde auch die Matrize geschmiert, da sich gezeigt hat, dass das Werkstück bei ausreichender Stempelschmierung dennoch in der Matrize verbleibt und die Oberflächenqualität durch die Matrizenschmierung verbessert werden konnte. Insgesamt konnten Bauteile mit 14 Parameterkombinationen ausgewertet werden (Tabelle 10). Untersucht wurden der Einfluss der Werkzeug- und Werkstücktemperatur, des Werkstoffs, der Unterschied zwischen dem stranggepressten und dem Gussmaterial sowie der Einfluss der Schmierung.

Tabelle 10: Versuchsübersicht und Presskräfte bei der experimentellen Gesenkschmiedeuntersuchung.

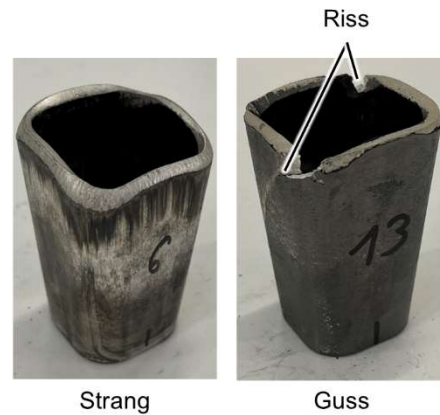
Nr.	Werkzeug- Temperatur [°C]	Werkstück- Temperatur [°C]	Material [-]	Strang/Guss [-]	Werkzeug- Schmierung [-]	Maximale Presskraft [kN]
1	250	250	AM60+Ca+AlN	Strang	Stempel	805
2	250	300	AM60+Ca+AlN	Strang	Stempel	890
3	250	350	AM60+Ca+AlN	Strang	Stempel	758
4	250	300	AM60	Strang	Stempel	664
5	250	350	AM60	Strang	Stempel	715
6	250	300	AM60+Ca+AlN	Guss	Stempel	771
7	250	300	AM60	Guss	Stempel	736
8	250	350	AM60+Ca+AlN	Guss	Stempel	803
9	250	350	AM60+Ca+AlN	Guss	St./Matrize	602
10	250	350	AM60	Guss	St./Matrize	606
11	250	350	AM60+Ca+AlN	Guss homog.*	St./Matrize	502
12	250	350	AM60	Guss homog.*	St./Matrize	540
13	300	300	AM60+Ca+AlN	Strang	St./Matrize	531
14	300	350	AM60+Ca+AlN	Strang	St./Matrize	491

*Homogenisiert für 24 h bei 350 °C.

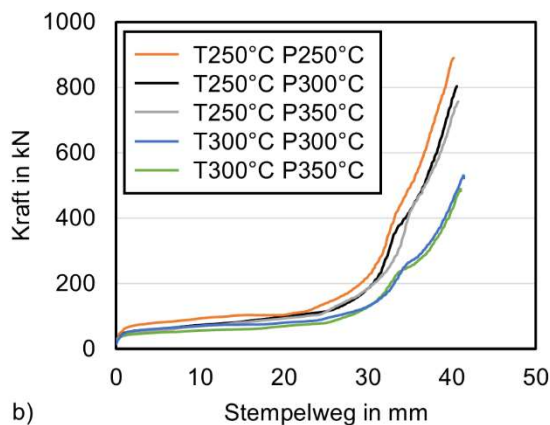
Die Zylinder wurden vor den Versuchen eine halbe Stunde im Umluftofen auf die Werkstücktemperatur erhitzt. Um die genaue Temperatur des Werkstücks zu Beginn der Umformung zu ermitteln, wurde ein Zylinder mit mehreren Bohrungen und Thermoelementen in diesen versehen, um die Erwärmung des Materials im Ofen und das Abkühlen nach der Entnahme zu bestimmen. Nach 30 Minuten ist der Zylinder auf eine Temperatur von ca. 10 °C unter der Solltemperatur erwärmt. In der Zeit bis zum Umformbeginn (20-30 s) kühlt er um maximal weitere 10 °C ab (Abbildung 25a). Es wurde daher davon ausgegangen, dass nur geringe Abweichungen von der Solltemperatur auftreten.



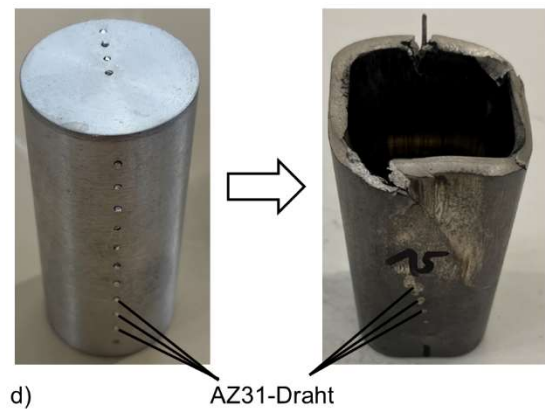
a)



c)



b)



d)

Abbildung 25: a) Abkühlung eines Zylinders an der Luft bei Raumtemperatur; b) Kräfte bei verschiedenen Werkzeug- (T) und Werkstücktemperaturen (P) (Schmierung des Stempels bei $T250^{\circ}\text{C}$, Schmierung von Stempel und Matrize bei $T300^{\circ}\text{C}$); c) Vergleich zwischen stranggepresstem und Gussmaterial; d) Visioplastische Untersuchung.

Wie in der Simulation hatte die Schmierung auch in den Experimenten vor allem einen Einfluss auf die Füllung des Wandbereichs, wodurch gegen Ende der Umformung höhere Kräfte erforderlich waren, wenn nur der Stempel geschmiert wurde. Der Kraftbedarf für die Umformung konnte zudem sowohl durch eine höhere Werkzeug- als auch eine höhere Werkstücktemperatur reduziert werden (Abbildung 25b). Die Temperatur wirkte sich auch auf den Kraftbedarf zu Beginn der Umformung aus, der aufgrund der geringen Kontaktfläche zum Werkzeug hauptsächlich durch die Fließspannungen des Materials bestimmt wird. Wie schon zuvor bei den temperierten Druckversuchen und beim Strangpressen, war auch hier der Kraftbedarf für die Umformung des Nanokomposits geringfügig höher als beim AM60. Der Kraftbedarf zum Schmieden des Gussmaterials scheint etwas geringer als zum Schmieden des stranggepressten Materials zu sein, jedoch traten bei allen Gussproben Riss im Wandbereich der gefertigten Bauteile auf (Abbildung 25c). Hinsichtlich der Ausprägung der Rissbildung konnte kein Unterschied zwischen dem AM60 und dem Nanokomposit festgestellt werden. Auch das Homogenisieren des Gussmaterials hatte keine Auswirkungen auf die Rissbildung.

Wie im Antrag beschrieben, wurden zusätzlich visioplastische Untersuchungen durchgeführt. Dies erwies sich als herausfordernd, da zwar für visioplastische Untersuchungen von Aluminium bereits Werkstoffkombinationen bekannt sind, die einen ausreichenden farblichen Kontrast aufweisen, jedoch für Magnesiumwerkstoffe bisher keine visioplastischen Untersuchungen durchgeführt wurden. Basierend auf den Untersuchungen von Zhang et al.²², die AM60 und AZ31 durch Rührreibschweißen miteinander verbunden haben und Kontraste zwischen den beiden Werkstoffen erkennbar waren, wurde AZ31 als Werkstoff für die visioplastischen Untersuchungen ausgewählt. Dieses hat zusätzlich den Vorteil, dass die mechanischen Eigenschaften ähnlich denen von AM60 sind und daher die Umformung nur geringfügig beeinflusst wird. In die Zylinder wurden Löcher mit einem Durchmesser von 1,1 mm, auf der einen Seite horizontal, auf der anderen Seite vertikal, eingebracht (Abbildung 25d). In die Bohrungen wurde AZ31-Draht mit einem Durchmesser von 1 mm eingeschoben. Nach der Umformung war der AZ31-Draht von außen noch gut vom AM60 zu unterscheiden (erkennbar z. B. rechts in Abbildung 25d), jedoch hat sich die Ebene, in der diese eingebracht wurden, durch die Umformung verschoben, sodass kein Schnitt möglich war. In Zukunft sollten daher zunächst Untersuchungen an rotationssymmetrischen Geometrien oder beim Strangpressen von Rundprofilen durchgeführt werden. Es hat sich in den durchgeführten Untersuchungen gezeigt, dass die Werkstoffkombination von AZ31/AM60 aufgrund des farblichen Kontrastes und der ähnlichen mechanischen Eigenschaften ein großes Potenzial für visioplastische Untersuchungen an Magnesium bietet.

An den umgeformten Bauteilen waren aufgrund von stark deformierten Körnern, insbesondere im Wandbereich, keine Untersuchungen der Mikrostruktur (weder lichtoptisch, noch EBSD) möglich. Zur Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften wurden Härteprüfungen nach Vickers (HV 5) durchgeführt. Im Boden- und Wandbereich der geschmiedeten Becher wurden jeweils 10 Messungen durchgeführt (Abbildung 26). Höhere Umformtemperaturen beim Schmieden resultierten in geringeren Härtewerten. Alle Bauteile weisen im Boden eine geringere Härte als in den Wänden auf, da bei der Ausformung der Wände deutlich höhere Umformgrade erreicht werden (s. Abbildung 24). Die Differenz ist bei den Bauteilen, die aus dem Gussmaterial geschmiedet wurden, größer, da das stranggepresste

²² Zhang J, Chen X, Xia D, Huang G, Tang A, Jiang B, Pan F: Improving performance of friction stir welded AZ31/AM60 dissimilar joint by adjusting texture distribution and microstructure. *Materials Science and Engineering: A* 778 (2020) 139088. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139088>

Material bereits vor dem Schmieden ein feineres Gefüge aufweist. In den Wänden sind die Unterschiede zwischen Strang- und Gussmaterial nur gering. Der Nanokomposit weist durchweg höhere Härtewerte auf. Während das Homogenisieren des Gussmaterials nicht auf die Umformung auswirkte, weisen die Bauteile aus dem homogenisierten Material geringere Härtewerte auf, sodass eine Homogenisierung des Materials nach dem Gießen hier keine Vorteile bringt.

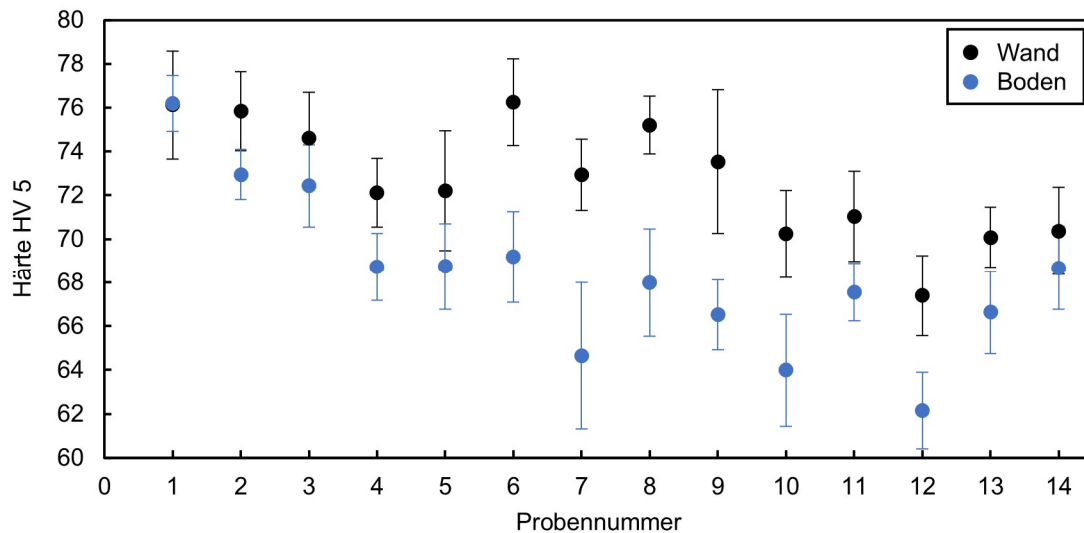


Abbildung 26: Härtewerte der mit unterschiedlichen Parametern geschmiedeten Bauteile (s. Tabelle 10).

AP 2.4	Die begleitende Prozesssimulation ermöglicht die optimale Einstellung der Umformparameter sowie Analyse und Lösung von Herausforderungen der Umformung, die während der Fertigung mit einem neuen Material auftreten
---------------	---

Für die Darstellung des Digitalen Zwillings ist die Prozessbeschreibung aus AP2.1 Voraussetzung. Diese konnte jedoch, wie oben beschrieben, nicht durchgeführt werden, weil die Definition des Bauteils durch die **Weisensee** nicht erfolgt ist und die **Leuphana** konnte somit nach dem Ausscheiden der **Weisensee** das AP 2.4 nicht bearbeiten.

AP 3.1	Industrielle Nutzbarkeit der Kombination einer Dispersionseinrichtung mit dem diskontinuierlichen Strangguss oder Bandguss bei der LMPv
---------------	--

Die High-Shear-Anlage des **Hereon** wurde im Jahr 2022 zweimal zur **LMpv** gebracht, um dort an die Anlagen der Schmelzeinrichtung angepasst zu werden. Alle zusätzlichen Befestigungsvorrichtungen wurden mitgeliefert. Die **LMpv** passte die Geräte an ihre Schmelzeinrichtung und den Bandguss an und versuchte, den Wirkraum der Anlage zu definieren. Es wurden nach einigen Modifikationen und Änderungen der Einbau-Höhe Abgüsse vorgenommen.

AP 3.2	Bewertung der Materialeigenschaften zur Identifikation der optimalen Integration der Dispersionsanlage
---------------	---

Da die **LMpv** zu keiner Zeit Proben zur Verfügung stellte, die mit dem High-Shear-Gerät des **Hereon** bei der **LMpv** im Bandguss hergestellt wurden, konnten keine Mikrostrukturanalysen durchgeführt werden.

AP 4.1	Herstellung eines Halbzeuges durch diskontinuierlichen Strangguss- bzw. Bandguss
---------------	---

Die **LMpv** hat kein Halbzeug für die weitere Prozessierung bei der **Weisensee** erstellt. Da die **Weisensee** nun nicht mehr im Projekt tätig ist, entfällt die Notwendigkeit, Vormaterial herzustellen. **Hereon** hat kleine Mengen Vormaterial hergestellt, um für das kleine Werkzeug, das **Leuphana** bei der **Weisensee** hat fertigen lassen, Material zum Schmieden bereitzustellen.

AP 4.2	Definition der notwendigen Umformparameter
---------------	---

Weisensee hat im Rahmen der Beauftragung zur Herstellung des kleinen Werkzeuges für die **Leuphana** Simulationen durchgeführt, die der korrekten Auslegung des Werkzeuges dienen. An der **Leuphana** konnte mit dem neuen, von der **Weisensee** gefertigten Werkzeug geschmiedet werden. Die Fließkurven, die zur Simulation dienen, waren die Fließkurven, die am **Hereon** in AP 1 und 2 an dem im **Hereon** abgegossenen Material aufgenommen wurden, da die **LMpv** zu keiner Zeit Vormaterial hergestellt hatte.

AP 4.3	Herstellung geschmiedeter Bauteile aus Magnesium-Nanokompositen
---------------	--

Die **Weisensee** hat zu keiner Zeit Bauteile definiert und hergestellt. Durch den Verkauf der beiden KMU **Weisensee** und **LMpv** ist es nicht mehr zur Umsetzung und Herstellung von Demonstratoren oder Bauteilen gekommen.

AP 5.1	Qualifizierung des Nanokomposit-Bauteiles für Anwendungsfälle
---------------	--

Die **Weisensee** hatte in Aussicht gestellt, dass ein Bauteil, gefertigt mit einem bereits in dem Unternehmen vorhandenen Schmiedewerkzeug, aus dem Mg-Nanokomposit gefertigt werden könne. Dies hat den großen Vorteil, dass ein reales Bauteil, welches aus einer Aluminium- oder Magnesiumlegierung hergestellt und im Einsatz ist, zum Vergleich herangezogen werden kann. Die mikrostrukturellen und mechanischen Eigenschaften beider Teile hätten verglichen werden können, es hätte eine Abschätzung des Gewichtseinsparpotentials durchgeführt werden können und weitere Tests (Korrosion, Ermüdungsversuche, etc.) hätten durchgeführt werden können.

Wegen des Verkaufs der **Weisensee** kam es nicht zur Herstellung dieser Bauteile. Die **LMpv** hatte daher keine geschmiedeten Teile vorliegen, die charakterisiert werden konnten.

AP 6.1	Herstellung des Demonstrators und Erreichen des TRL7
---------------	---

Die Herstellung eines Demonstrators bei der **Weisensee** aus Vormaterial, hergestellt bei der **LMpv** ist nicht mehr durchgeführt worden, da beide Unternehmen durch ihren Verkauf frühzeitig aus dem Projekt ausgeschieden sind. Das Ziel, einen TRL von 7 mit dem Demonstrator zu erreichen ist nicht erreicht worden.

AP 6.2	Bewertung der neuen Werkstoffe/Technologien im Hinblick auf die Reduzierung von CO₂-Equivalenten
---------------	--

Die Durchführung einer Lebenszyklusanalyse kann nur an einem konkreten Bauteil, dem Demonstrator, durchgeführt werden. Da dieses nie definiert wurde, konnte die Analyse und damit das Ziel des AP 6.2 die Bewertung des neuen Werkstoffs bzw. der neuen Technologie bezüglich Reduzierung von CO₂-Äquivalenten nicht durchgeführt werden.

AP 7.1	Transfer in die Wirtschaft/Öffentlichkeit mit Hilfe von Videos, Publikationen, Messeauftritten
---------------	---

Im Rahmen des Projektes waren Veröffentlichungen geplant, die die Eigenschaften des geschmiedeten Bauteils aus einem Magnesium-Nanokomposit den Eigenschaften des gleichen Bauteils aus einer Aluminiumlegierung oder einer unverstärkten Magnesiumlegierung gegenüberstellen. In Ermangelung dieses Bauteiles ist die Anzahl der Veröffentlichungen geringer, als bei Projektbeginn erwartet. Im Rahmen des Vorhabens sind folgende Veröffentlichungen erfolgt:

1. Dieringa H., Nienaber M., Giannopoulou D., Isakovic J., Bohlen J., Kujur M.S., Ben Khalifa N., Klein T., Gneiger S.: Novel Magnesium Nanocomposite for Wire-Arc Directed Energy Deposition; *Materials* 17 2 (2024) 500. doi.org/10.3390/ma17020500
2. Kruse M., Kujur M.S., Dieringa H., Ben Khalifa N.: Efficient production of nanoparticle reinforced magnesium matrix composites by high-shear stir casting and hot extrusion; W.-G. Drossel et al. (Eds.): WGP 2024, LNPE, pp. 1–8, 2025 (im Druck).
3. Dieringa H.: Magnesium-based Nanocomposites – Processing, Properties and Potentials; Vortrag auf der ICSAAM 2023, 10.–14.09.2023 Zakynthos/Griechenland.
4. Dieringa H.: Herstellung, Eigenschaften und Potentiale von Mg-Nanokompositen; Vortrag auf dem 24. Symposium Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde der DGM, 22.–24.05.2024 in Freiburg.
5. Dieringa H., Nienaber M., Giannopoulou D., Bohlen J., Ben Khalifa N., Klein T., Gneiger S.: Magnesium-Nanokomposit-Draht für die Additive Fertigung mit dem WA-DED Prozess; Vortrag auf den Leichtmetalltagen 2024 „Light Metals Innovations for Environmental and Economic Sustainability“, 26.–27.09.2024 in Saalfelden/Österreich.

Der in AP 7 umzusetzende Branchen- und materialübergreifender Wissenstransfer konnte sehr erfolgreich auf der Veranstaltung zum Tag der Deutschen Einheit durchgeführt werden, die am 02. und 03. Oktober 2023 in Hamburg stattfand (Abbildung 27). Auf unserem Leichtbau-Stand wurden zwei Tage hunderte Besucher über die Vorteile des metallischen Leichtbaus im Allgemeinen und über das Projekt OptUm-MagNa im Besonderen informiert.



Abbildung 27: Bilder vom Tag der Deutschen Einheit 2023 in Hamburg an der Binnenalster

Auch ein Jahr später waren wir auf der Veranstaltung zum Tag der Deutschen Einheit in Schwerin auf dem Stand unseres Sitzlandes Schleswig-Holstein vertreten, siehe Abbildung 28. Über drei Tage kamen wieder hunderte Besucher, die Informationen über den metallischen Leichtbau mit Magnesium im Allgemeinen und das Projekt OptUm-MagNa im Besonderen einholten. Auch der Schleswig-Holsteinische Ministerpräsident Daniel Günther ließ sich Details zum Leichtbau mit Magnesium und seinen Nanokompositen erklären.



Abbildung 28: Tag der Deutschen Einheit 2024 in Schwerin mit Stand zum Thema Leichtbau mit Magnesium und Mg-Nanokompositen. Der Schleswig-Holsteinische Ministerpräsident Daniel Günther lässt sich Details erklären.

In einem PodCast mit dem Titel „Wie werden Autos zu Leichtgewichtern?“ beschäftigt sich der OptUm-MagNa-Koordinator mit den Chancen für den Auto- und Flugzeugbau durch den Einsatz leichter Metalle oder Composite. Denn weniger Gewicht spart Energie, CO2 und Geld. Es wird erklärt, worauf es bei der Verwendung von Magnesium ankommt und welche Rolle China dabei spielt. Der PodCast ist auf der Seite des Institutes für Material- und Prozessdesign verlinkt und kann gehört werden auf Spotify oder RTL+.

https://www.hereon.de/institutes/materials_process_design/hybrid_materials_and_processes/index.php.de

<https://open.spotify.com/episode/2nylbuj4d2uOs6S5IJ18O1>

<https://plus.rtl.de/podcast/schneller-schlau-der-kurze-wissenspodcast-von-pm-uch0ndjrunlxy/wie-werden-autos-zu-leichtgewichtern-y4lxeixmhrcs9>

2.2. Eingehende Darstellung der wichtigsten Positionen des zahlenmäßigen Nachweises

Die Verwendungsnachweise wurden von den einzelnen Verbundpartnern an den Projektträger übermittelt.

2.3. Eingehende Darstellung der Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Arbeit

Das Projekt hat wie schon beschrieben erheblich unter dem Ausscheiden der beiden KMU **Weisensee** und **LMpv** gelitten. Nicht alle Arbeiten konnten durchgeführt werden, insbesondere die Hochskalierung vom Labormaßstab der Werkstoff- und Halbzeugherstellung auf industriellen Maßstab und die damit verbundenen Arbeiten fehlen und damit ist die Anhebung auf einen TRL von 7 oder 8 am Ende des Projektes gescheitert.

Für die beiden wissenschaftlichen Partner **Leuphana** und **Hereon** gilt, dass die durchgeführten Arbeiten zur Entwicklung eines Magnesium-Nanokomposites nicht ohne die Förderung hätten stattfinden können, weil die Mittel für Legierungen,

Partikel, technische Ressourcen und Personal nicht hätten getragen werden können. Alternative Finanzierungsmöglichkeiten standen nicht zur Verfügung.

2.4. Eingehende Darstellung des voraussichtlichen Nutzens, insbesondere der Verwertbarkeit des Ergebnisses im Sinne des fortgeschriebenen Verwertungsplans

Die Projektpartner **Hereon** (Dr. Dieringa) und **Leuphana** (Prof. Ben Khalifa) haben bei der DFG im Juni 2024 einen Sachbeihilfeantrag mit dem Titel „Qualifizierung eines magnesiumbasierten In-Situ-Nanokomposits für das Strangpressen“ eingereicht. Dieser Antrag wurde im März 2025 positiv beschieden. Es wird auf akademischer Ebene daher weiter an der Entwicklung geeigneter magnesiumbasierter Werkstoffe für die Umformung – hier dem Strangpressen – gearbeitet.

2.5. Eingehende Darstellung des während der Durchführung des Vorhabens dem ZE bekannt gewordenen Fortschritts auf dem Gebiet des Vorhabens bei anderen Stellen

Aktuelle Recherchen haben keine neuen Veröffentlichungen Dritter gegenüber dem in der Vorhabenbeschreibung dokumentierten Stand der Technik ergeben. Es wird weltweit nur an wenigen Orten an der Entwicklung von magnesiumbasierten Nanokompositen gearbeitet, die für die Umformung verbesserte Eigenschaften aufweisen.

2.6. Eingehende Darstellung der erfolgten oder geplanten Veröffentlichungen des Ergebnisses nach Nr. 6

Im Rahmen des Projektes waren Veröffentlichungen geplant, die die Eigenschaften des geschmiedeten Bauteils aus einem Magnesium-Nanokomposit den Eigenschaften des gleichen Bauteils aus einer Aluminiumlegierung oder einer unverstärkten Magnesiumlegierung gegenüberstellen. In Ermangelung dieses Bauteiles ist die Anzahl der Veröffentlichungen geringer, als bei Projektbeginn erwartet. Im Rahmen des Vorhabens sind folgende Veröffentlichungen erfolgt:

1. Dieringa H., Nienaber M., Giannopoulou D., Isakovic J., Bohlen J., Kujur M.S., Ben Khalifa N., Klein T., Gneiger S.: Novel Magnesium Nanocomposite for Wire-Arc Directed Energy Deposition; *Materials* 17 2 (2024) 500. doi.org/10.3390/ma17020500
2. Kruse M., Kujur M.S., Dieringa H., Ben Khalifa N.: Efficient production of nanoparticle reinforced magnesium matrix composites by high-shear stir

casting and hot extrusion; W.-G. Drossel et al. (Eds.): WGP 2024, LNPE, pp. 1–8, 2025 (im Druck).

3. Dieringa H.: Magnesium-based Nanocomposites – Processing, Properties and Potentials; Vortrag auf der ICSAAM 2023, 10.-14.09.2023 Zakynthos/Griechenland.
4. Dieringa H.: Herstellung, Eigenschaften und Potentiale von Mg-Nanokompositen; Vortrag auf dem 24. Symposium Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde der DGM, 22.-24.05.2024 in Freiburg.
5. Dieringa H., Nienaber M., Giannopoulou D., Bohlen J., Ben Khalifa N., Klein T., Gneiger S.: Magnesium-Nanokomposit-Draht für die Additive Fertigung mit dem WA-DED Prozess; Vortrag auf den Leichtmetalltagen 2024 „Light Metals Innovations for Environmental and Economic Sustainability“, 26.-27.09.2024 in Saalfelden/Österreich.