

Herstellung einer stabilen Hybridverbindung im
Aluminiumdruckguss mittels lasertechnisch erzeugter
Oberflächenstrukturierung von Kupfereinlegern

dem Fachbereich Produktionstechnik
der
UNIVERSITÄT BREMEN

zur Erlangung des Grades
Doktor der Ingenieurwissenschaften (Dr.-Ing.)
vorgelegte

Dissertation
von
M.Sc. Nane Nolte

Gutachter*innen:

Prof. Dr. rer. nat. Bernd Mayer, Universität Bremen

Prof. Dr.-Ing. Babette Tonn, Technische Universität Clausthal

Tag der mündlichen Prüfung: 30.04.2024

Eidesstattliche Erklärung

Hiermit erkläre ich, Nane Nolte, die vorliegende Dissertation gemäß der Promotionsordnung (Dr.-Ing) der Universität Bremen des Fachbereichs 4 (Produktionstechnik) vom 20.08.2020 selbstständig und ausschließlich unter Verwendung der angegebenen Quellen und Hilfsmittel angefertigt zu haben.

Gemäß § 5 Abs. 1 Ziffer 3 versichere ich, dass ich mich bisher weder einem Promotionsverfahren unterzogen noch ein solches beantragt habe. Darüber hinaus erkläre ich, dass ich die Ordnung der Universität Bremen zur Sicherung guter wissenschaftlicher Praxis zur Kenntnis genommen habe und diese umsetzen werde.

Ich versichere zudem, dass die eingereichte elektronische Version meiner Dissertation mit dem Titel „Herstellung einer stabilen Hybridverbindung im Aluminiumdruckguss mittels lasertechnisch erzeugter Oberflächenstrukturierung von Kupfereinlegern“ identisch mit der eingereichten gebundenen Fassung ist und bin damit einverstanden, dass die Arbeit mit qualifizierter Software auf Plagiatsvorwürfe untersucht werden kann.

Ort, Datum

Unterschrift

Danksagung

Ich möchte mich zunächst bei meinem Doktorvater Herrn Prof. Dr. Bernd Mayer, Institutsleiter des Fraunhofer IFAM, für die Unterstützung und Betreuung dieser Arbeit herzlich bedanken. Außerdem möchte ich mich für das große Engagement zur Förderung der Promovierenden des Fraunhofer IFAM unter anderem durch die Doktorandenseminare bedanken, welche mir die Möglichkeit zur internen Vernetzung, wissenschaftlichen Diskurs und Raum für fachliche Fragestellungen boten sowie durch die kompetente und liebevolle Organisation von Anja Sander stets einen besonderen Charme aufzeigten. Außerdem möchte ich Frau Prof. Dr. Babette Tonn vom Institut für Metallurgie der Technischen Universität Clausthal meinen großen Dank für das Zweitgutachten dieser Arbeit sowie ihre Bereitschaft aussprechen.

Ich danke insbesondere meinen Vorgesetzten Dr. Ralph Wilken, Abteilungsleiter der Plasmatechnik und Oberflächen, und Dr. Thomas Lukasczyk, Gruppenleiter der Lasertechnik, für die stets entgegengebrachte Unterstützung, Wertschätzung und Vertrauen sowie der Möglichkeit, meiner Neugier und Leidenschaft für flüssiges Metall im Rahmen der Promotion nachzugehen und diese um die der Lasertechnologie ergänzen zu können. Des Weiteren möchte ich Dr. Thomas Lukasczyk sowohl als meinem Gruppenleiter als auch Betreuer der Dissertation meinen großen Dank für die Freiheit, den stetigen Rückhalt sowie die Ermutigung und Förderung auch in schwierigen Phasen aussprechen. Diese Unterstützung sowie viele fachliche Diskussionen und Anregungen halfen mir sehr meine Fähigkeiten als Wissenschaftlerin weiterentwickeln und diese Arbeit anfertigen zu können.

Während der Promotionszeit konnte ich zudem eine große Hilfsbereitschaft meines Kollegiums am Fraunhofer IFAM erfahren, wobei ich für diese vielfältige Unterstützung äußerst dankbar und glücklich bin. Besonders den Mitarbeitenden meiner Arbeitsgruppe möchte ich für die Hilfe, angenehme Zusammenarbeit und Rücksicht vor allem in der Endphase der Dissertation danken. Dabei standen mir meine Kollegen Finn Heidbreder und Andreas Keil stets mit ihrer fachlichen Expertise, kreativen Lösungsansätzen und technischen Geschick zur Seite. Des Weiteren bin ich unserem ehemaligen studentischen Mitarbeiter Henrik Nobel für die tatkräftige Unterstützung zur Anfertigung der zahlreichen Versuchsproben dankbar. Darüber hinaus konnte ich durch die Zusammenarbeit mit meinem geschätzten Kollegen Dr. Uwe Specht neben einem stets humorvollen Austausch außerdem von einer Vielzahl kreativer Anregungen profitieren und bin besonders für die fortlaufend kompetente Unterstützung seit der Betreuung meiner Masterarbeit äußerst dankbar. Weiter möchte ich Dr. Markus Veltrup für seine große Hilfsbereitschaft herzlich danken, die mir insbesondere bei lasertechnischen Fragestellungen sehr weiterhalfen. Der gesamten Abteilung Plasmatechnik und Oberflächen möchte ich meinen Dank aussprechen, wobei ich hier besonders Jost Degenhardt, Annika Stalling, Dirk Salz und Christoph Regula für ihre Hilfe, fachkundigen Rat und technischen Unterstützung danken möchte.

Ebenfalls danke ich besonders Christoph Pille, Abteilungsleiter Gießereitechnik, für die großzügige Bereitstellung des Technikums sowie der Versuchsmittel zur Durchführung mehrerer umfangreicher Gießkampagnen, ohne die ich die experimentellen Versuche dieser Arbeit nicht hätte realisieren können. Maßgeblich unterstützt wurde ich bei der Durchführung der Gießversuche von Carsten Wohltmann und Timo Schafenberg, denen ich für ihren Einsatz sehr danke und die Zusammenarbeit trotz der fordernden Experimente stets eine große Freude war. Auch für die hilfreiche Unterstützung simulativer Fragestellungen und den fachlichen Austausch möchte ich mich bei Timo Schafenberg und Adrian Struß herzlich bedanken. Weiter möchte ich auch Dr. Marco Haesche und Dr. Jörg Weise für die wissenschaftlichen Anregungen und Diskussionen zu gießtechnischen Themengebieten danken.

Darüber hinaus möchte ich Meiken Adebahr und Markus Hempel meinen großen Dank für die großzügige Bereitstellung des Messraumes und -instrumente der Abteilung elektrische Antriebe sowie den freundlichen und hilfreichen fachlichen Austausch aussprechen. Daneben bedanke ich mich außerdem herzlich für die hilfsbereite Unterstützung von Ralf Gentsch für das Drucken meines konstruierten Messaufbaus, Dr. Karsten Thiel für die schnelle Unterstützung zu den metallografischen Aufnahmen und fachlichen Austausch sowie Heidi Adam für die zahlreichen Literaturbestellungen.

Zudem bin ich meinen Kollegen Thomas Rahn, Simon Schmidt, Jonas Wirries, Thorben Brenner, Robin van der Auwera und Gerrit Wulf neben den fachlichen Unterstützungen vor allem für ihre Freundschaft dankbar. Die Hilfsbereitschaft, das gelegentliche Schleichen zum Automaten und der Beistand waren mir besonders in der Promotionszeit eine große Hilfe. Ebenso möchte ich mich für die großartige Unterstützung bei meinen Freunden außerhalb des Fraunhofer IFAM bedanken. Insbesondere Maren und Jan Moschall sowie Sven Zielesniak danke ich für ihr unermüdliches Engagement bei dem Korrekturlesen der Dissertation, ihre liebevolle Unterstützung und die langjährige Freundschaft. Außerdem möchte ich mich herzlich bei Birgit und Eberhard für die Ermutigungen und Unterstützung bedanken. Auch meiner guten Freundin Claudia Fantz möchte ich meinen großen Dank für die stets aufbauenden Worte, die Unterstützung, das Zeigen neuer Perspektiven und die freundschaftliche Verbundenheit aussprechen.

Mein unendlicher Dank gilt meiner Familie. Hierfür möchte ich zum einen meinen Großeltern Christa und Hans Nolte für ihre Unterstützung, Umsorgung und den Garten danken. Doch vor allem meinen Eltern Dagmar und Thomas Nolte sowie meiner großen Schwester Christine Nolte verdanke ich es, sowohl das Studium als auch die Promotion abzuschließen zu können. Ich bin euch dankbar für den Zuspruch, das Vertrauen und die bedingungslose Unterstützung, die ich mein gesamtes Leben von euch erfahren durfte.

Veröffentlichungen

Die im Rahmen des Promotionsvorhabens angefertigten Arbeiten sind in die Dissertation eingeflossen und wurden in verschiedenen Medien veröffentlicht. Diese sind nachfolgend aufgeführt, wobei die in Punkt 2 gelistete wissenschaftliche Publikation „Investigation of the Microstructure and Properties of Aluminum–Copper Compounds Fabricated by the High-Pressure Die Casting Process“ in einem anerkannten Journal mit peer-review-Verfahren erschienen ist.

Publikationen

1. *High Strength Al-Al Compound Casting*

Nane Nolte

Veröffentlicht am 05. August 2020 in SpotlightMetal (heute EUROGUSS 365)

Internationales Onlineportal des Fachmedienhauses Vogel Businee Media

2. *Investigation of the Microstructure and Properties of Aluminum–Copper Compounds Fabricated by the High-Pressure Die Casting Process*

Nane Nolte, Thomas Lukasczyk, Bernd Mayer

veröffentlicht am 05. August 2022 in Metals 12 (8)

Konferenzbeiträge

1. *Laser Surface Pretreatment for Aluminium-Aluminium Compound Casting: Effects of Surface Topography and Wetting Behavior*

Nane Nolte, Uwe Specht, Martin Fischer, Thomas Lukasczyk, Ralph Wilken

FEMS EUROMAT2019 European Congress and Exhibition on Advanced Materials and Processes

Stockholm, Schweden 1.-5. September 2019

2. *Untersuchung mikrostrukturierter Oberflächen durch Laserbehandlung zur Erzeugung formschlüssiger Al-Al Verbundstrukturen im Druckgussverfahren*

Nane Nolte

EUROGUSS Internationale Fachmesse für Druckguss: Technik, Prozesse, Produkte

Nürnberg, Deutschland 08.-10. Juni 2022

Kurzfassung

In der vorliegenden Arbeit wird die Verbunderzeugung zwischen Aluminium und Kupfer im Druckgussverfahren untersucht und deren Verbesserung durch eine neuartige Vorbehandlung durch eine Laserstrukturierung vorgestellt. Prozessbedingt kommt es, verglichen mit anderen Gießverfahren wie beispielsweise dem Strang- oder Kokillenguss, im Druckgussverfahren zu kurzen Taktzeiten sowie niedrigen Form- und Schmelzetemperaturen, woraus ein sehr viel geringeres Diffusionsvorkommen resultiert. Dadurch ist die stoffschlüssige Anbindung durch intermetallische Phasen stark erschwert und die Erzeugung mechanisch stabiler Aluminium-Kupfer Verbunde im Druckgussverfahren mit blanken Einlegern aktuell nicht möglich. Die Zielsetzung der Arbeit liegt daher in der Entwicklung einer Vorbehandlung der Kupfereinleger, welche die Verbundfestigkeit signifikant steigert und gut in den Fertigungsprozess integrierbar ist. Als weitere Bedingung gilt die ausreichend gute elektrische Leitfähigkeit der erzeugten Verbunde, um eine technische Anwendung für elektrische Kontaktierungen zu ermöglichen. Die Arbeit zeigt die Untersuchung des Referenzzustandes in Form von blanken angegossenen Einlegern sowie die der Wechselwirkungen der Laserstrahlung mit dem Kupfersubstrat. Auf Grundlage dieser wurden verschiedene Strukturtypen abgeleitet und angegossen. Neben der metallografischen Analyse der Grenzflächenschichten wurden als weitere Prüfmethode Zugversuche und die Messung des elektrischen Verbundwiderstandes genutzt, um die Verbundeigenschaften zu charakterisieren. Die Versuchsergebnisse zum Referenzzustand zeigen, dass die Verbundproben für technische Anwendungen ausreichend gute elektrische Leitfähigkeiten aufzeigen. Allerdings ist die stoffschlüssige Anbindung so gering, dass es zu einer vernachlässigbaren Verbundfestigkeit kommt und der Stand der Forschung somit bestätigt werden konnte. Auch bei verbesserten thermischen Bedingungen durch eine Modifikation der Probengeometrie und der Gießparameter lässt sich kein wesentlicher Zuwachs der Festigkeit erreichen. Werden hingegen laserstrukturierte Einleger angegossen, kommt es abhängig vom Strukturtyp aufgrund der formschlüssigen Verklammerung der Verbundkomponenten zu Festigkeiten von bis zu 63 MPa. Die strukturierten Verbundproben weisen zur Referenz vergleichbare elektrische Leitfähigkeiten auf. Aufgrund von fluiddynamischen Effekten bei der Formfüllung bilden sich entlang der Angussflächen Zonen aus, bei denen es zu einer Trennung durch die verbleibende Oxidschicht sowie der Bildung intermetallischer Phasen jeweils mit oder ohne länglichen Hohlräumen entlang der Grenzflächenschicht kommt. Wird die Oberflächenstruktur in den Zonen der verbleibenden Oxidschicht positioniert, können sowohl die elektrischen als auch mechanischen Verbundeigenschaften deutlich verbessert werden. Durch die formschlüssige Anbindung stellt die geringe prozessbedingte Diffusionsaktivität zwischen Aluminium und Kupfer für die Verbundbildung folglich keine Beeinträchtigung mehr dar. Daher lassen sich trotz des niedrigen Temperaturregimes im Druckguss durch die Verwendung der laserinduzierten Vorbehandlung stabile und elektrisch ausreichend gut leitende Verbunde erzeugen. Somit stellt die vorgestellte Füge-technologie mittels Laserstrukturierung einen innovativen Forschungsansatz mit hohem Potential für eine industrielle Anwendung dar.

Abstract

The work examines the formation of aluminum-copper compounds via high pressure die casting process and presents enhancement by means of a novel type of pretreatment using laser structuring. Compared to other casting processes such as continuous casting or permanent mold casting, high pressure die casting process has short cycle times and low molding and melt temperatures, which results in a much lower diffusion rate. Therefore, material bonding by intermetallic phases is strongly limited and the formation of mechanically stable aluminum-copper compounds via high pressure die casting process using blank inserts is currently not possible. The aim of this work is to develop a pretreatment of the copper inserts that significantly increases the bond strength and can be easily integrated into the manufacturing process. As a further condition the electrical conductivity of the casted compounds should be sufficiently good to be used for a technical application in electrical contacting. As reference bare cast-on inserts are investigated as well as the interactions of the laser radiation with the copper substrate. Based on this, several structure types were designed and cast on. Metallographic analysis of the interfacial layer formation was used and compound properties were characterized by tensile shear tests as well as by measurement of the electrical compound resistance. The experimental results show that the reference has sufficiently good electrical conductivities for technical applications. However, there is such a minor formation of intermetallic phases in the interfacial layer that in some cases compound fatigue failure occurred as soon as the specimen was removed from the casting mold, which confirmed the state of the art. Even with enhanced thermal conditions by modifying the specimen geometry and casting parameters no significant increase in strength can be achieved. If, on the other hand, laser-structured copper inserts are cast on, depending on the structure type, bond strengths of up to 63 MPa are achieved due to the interlocking of the compound components. Here, the structured composite samples exhibit comparable electrical conductivities to the reference. Due to fluid dynamic effects during mold filling locally dependent zones are formed along the cast-on surfaces. Depending on the zone, separation through the remaining oxide layer occurs as well as the formation of intermetallic phases, each with or without longish cavities along the interfacial layer. If the surface structure is placed in the zones of the remaining oxide layer, both the electrical and mechanical compound properties can be significantly enhanced. As a result of the form-fit bonding the minor diffusion activity between aluminum and copper caused by the process no longer affects the formation of the compound. Therefore, despite the low temperature regime in die casting stable compounds with sufficiently good electrical conductivity can be produced by using laser structuring pretreatment. Since previously only compounds by means of a material bond using low-melting coatings on inserts were feasible in high pressure die casting, the presented joining technology via laser structuring represents an innovative research approach with high potential for an industrial application.

Inhaltsverzeichnis

1. Einleitung	1
2. Stand der Technik.....	3
2.1. Verbundguss.....	3
2.1.1. Verbundausbildung.....	4
2.1.2. Aluminium-Kupfer Verbundguss.....	7
2.1.3. Eigenschaften gegossener Aluminium-Kupfer Verbunde.....	13
2.1.4. Vorbehandlungen zur Steigerung der Verbundfestigkeit	15
2.1.5. Zusammenfassung Verbundguss	17
2.2. Oberflächenstrukturierung mittels Lasertechnologie	19
2.2.1. Aufbau und Funktionsweise eines Lasers.....	19
2.2.2. Energieeinkopplung und Prozessregime in der Oberflächenbearbeitung.....	20
2.2.3. Erzeugung von Oberflächenstrukturen mittels Sublimationsabtragen	22
2.2.4. Laserbearbeitung von Kupferoberflächen	25
3. Zielsetzung	35
4. Material und Methode	37
4.1. Material.....	37
4.2. Versuchs- und Messmethoden.....	39
4.2.1. Versuchsmethodik	39
4.2.2. Verwendete Prüfmethode	44
5. Ergebnisse und Diskussion.....	51
5.1. Referenzprobe Aluminium-Kupfer Verbund.....	51
5.2. Modifikation der Probengeometrie.....	61
5.3. Modifikation der thermischen Bedingungen	68
5.4. Oberflächenstrukturierung mittels Lasermaterialbearbeitung	78
5.4.1. Untersuchung der Strukturbildung in Abhängigkeit der Laserparameter.....	78
5.4.2. Strukturauswahl für Verbundgusseperimente.....	97
5.4.3. Einfluss der Oberflächenstruktur auf die Verbundeigenschaften	102
5.4.4. Reduzierung der Oxidschichtdicke der strukturierten Einleger.....	119
5.4.5. Einfluss der Strukturierungsstrategie.....	123
5.4.6. Strukturinfiltration bei veränderten thermischen Bedingungen.....	133
5.4.7. Beeinflussung der Verbundeigenschaften bei veränderter Strukturfläche	140
6. Zusammenfassung	144
7. Ausblick.....	147
8. Literaturverzeichnis.....	149
Anhang	156

1. Einleitung

Kupfer zeichnet sich mitunter durch seine hervorragende Leitfähigkeit von sowohl Wärme als auch elektrischem Strom aus und ermöglicht somit eine besonders effiziente Nutzung in den Anwendungsbereichen zur Erzeugung, Übertragung oder Nutzung von Energie. [Kupf23b] Mit einer Dichte von $8,96 \text{ g/cm}^3$ weist der Werkstoff allerdings ein hohes spezifisches Gewicht auf. Die hohen Kosten sowie die weltweit begrenzte Verfügbarkeit von Kupfer stellen neben dem hohen Gewicht aus wirtschaftlicher Sicht einen großen Nachteil des Materials dar. Um dennoch dem komplexen Anforderungsprofil moderner Baugruppen gerecht werden zu können, stellen Werkstoffverbunde, also das Verbinden verschiedenartiger Materialien und die damit einhergehende lokale Anpassung von Bauteileigenschaften, eine geeignete Alternative dar. [Iß195] Da Aluminium im Vergleich zu Kupfer sowohl ein geringeres Gewicht aufweist als auch kostengünstiger ist, eignet es sich besonders für eine Substitution. Dabei lässt sich die gegenüber Kupfer geringere elektrische Leitfähigkeit des Aluminiums mit einer Anpassung des Volumens kompensieren. Entsprechend des großen Potentials zur Gewichtsbeziehungweise Kostensenkung resultiert ein großes Interesse an geeigneten Füge-technologien von Aluminium und Kupfer.

Der Verbundguss zeichnet sich hierbei als ein besonders effizientes Verfahren aus, da sich der Fügeprozess in den Urformvorgang selbst integrieren lässt und somit sowohl die Prozesszeiten als auch -kosten reduziert werden können. Neben der hohen Produktivität sowie Wirtschaftlichkeit dieser Technologie stellen eine Steigerung der Komplexität gegossener Bauteile und die Möglichkeit einer Funktionsintegration in Form von eingießbarer Sensorik oder medienfördernden Kanälen weitere Vorteile dar. Insbesondere in den letzten 15 Jahren lässt sich ein gesteigertes Interesse an der Werkstoffkombination aus Aluminium und Kupfer für gießtechnisch erzeugte Verbunde erkennen. In den Studien wurden dabei eine Vielzahl verschiedener Gießverfahren wie beispielsweise der Strangguss, Niederdruckguss und Kokillenguss untersucht. [Xie07], [Bakk21], [Tava16] Unabhängig von den Gießverfahren wurde in den bisherigen Betrachtungen stets eine stoffschlüssige Anbindung zwischen den Metallen durch die Bildung intermetallischer Phasen fokussiert. Dabei konnte mittels Auslagerungsversuchen von Aluminium- Kupfer Verbunden gezeigt werden, dass die Ausbildung der intermetallischen Phase jeweils von der Höhe und Dauer der thermischen Belastung abhängig ist. [Li120] Durch Veränderung verschiedener Prozessparameter wie der Gießtemperatur ([Greß21], [Pint20]), -geschwindigkeit ([Lian10], [Su11a]) oder der Vorwärmtemperatur des Einsatzes ([Tava16], [Hu16]) war es somit möglich, Einfluss auf die Mischphasenbildung in der Grenzflächenschicht zu nehmen.

Die intermetallischen Phasen von Aluminium und Kupfer weisen allerdings, verglichen zu ihren Grundmaterialien, einen deutlich höheren elektrischen Widerstand sowie härteres und spröderes Materialverhalten auf. Dadurch sind die Mischphasen besonders anfällig für Risse und können bereits bei einer Phasendicke von $2,5 \text{ }\mu\text{m}$ ([Abba01]) einen Wechsel von duktilem zu sprödem Bruchverhalten

bewirken. Zudem ist aus Studien bekannt, dass ein Anstieg der Mischphasendicke mit einer sinkenden Verbundfestigkeit einhergeht ist. [Braun92], [Lee05], [Tava16], [Li20] Somit stellen die intermetallischen Phasen einen elementaren Einflussfaktor auf die elektrischen und mechanischen Eigenschaften gegossener Aluminium-Kupfer Verbunde dar.

Bedingt durch die geringeren Formtemperaturen, Bauteildicken und hohe Abkühlraten des Druckgussverfahrens kommt es in der Grenzflächenschicht, verglichen zu den zuvor erwähnten Gießverfahren, zu deutlich niedrigeren Temperaturen zwischen Einleger und Schmelze, wodurch erschwerte Diffusionsbedingungen resultieren. Diese werden in den Untersuchungen von Freytag im Rahmen seiner Dissertation zum Aluminium-Kupfer Verbundguss ebenfalls beschrieben. Da unbehandelte Bleche nach dem Angießen keine Anbindung zur Aluminiumkomponente aufzeigten, integrierte Freytag eine Vorbehandlung der Kupfereinleger in Form einer Beschichtung mit einer niedrigschmelzenden Zinklegierung. Mittels dieser konnten stoffschlüssige Anbindungen in Höhe von 75 MPa erreicht werden. [Frey19] Eine Beschichtung der Einleger kann allerdings zusätzliche aufwendigere Produktionsschritte und damit einen Anstieg der Prozesszeit und -kosten bewirken. Durch die kurzen Zykluszeiten sowie den hohen Automatisierungsgrad zählt der Druckguss zu einem sehr produktiven Fertigungsverfahren, bei dem die Prozesszeit einen elementaren Faktor darstellt und daher aus wirtschaftlicher Sicht besonders zu berücksichtigen gilt. Zudem kann sich der Beschichtungswerkstoff negativ auf die elektrische Leitfähigkeit des Verbundes auswirken.

Im Rahmen dieser Arbeit soll die Ausbildung der Grenzflächenschicht zwischen Kupfereinlegern und angegossener Aluminiumschmelze im Druckguss untersucht und relevante Einflussfaktoren identifiziert werden, um ein grundlegendes Verständnis der Verbundbildung unter den gegebenen Prozessbedingungen zu gewinnen. Außerdem soll eine Vorbehandlung entwickelt werden, welche sowohl gut in den Fertigungsprozess integrierbar ist als auch die Herstellung mechanisch stabiler und elektrisch gut leitender Verbunde im Druckgussverfahren ermöglicht. Hierfür wird eine laserinduzierte Oberflächenstrukturierung der Kupfereinleger entwickelt, welche als wirkenden Verbundmechanismus nicht wie in vorherigen Untersuchungen den Stoff-, sondern einen Formschluss anstrebt. Dabei soll die Aluminiumschmelze beim Angießen in die strukturierten Einleger infiltrieren, wodurch eine formschlüssige Anbindung ausgebildet wird. Durch die Verklammerung der Komponenten wird zum einen eine hohe mechanische Verbundfestigkeit und zum anderen durch die strukturbedingte Vergrößerung der Kontaktfläche zwischen Aluminium und Kupfer ein geringerer elektrischer Verbundwiderstand erwartet. Durch den Wechsel des Verbundmechanismus von stoffschlüssiger Anbindung mittels intermetallischer Phasen zur formschlüssigen durch eine laserinduzierte Oberflächenstrukturierung wird das bedingt durch das niedrige Temperaturregime im Druckguss geringe Diffusionsvorkommen folglich obsolet. Die zur Verbunderzeugung vermeintlichen Defizite des Druckgussverfahrens lassen sich somit unter Verwendung einer laserinduzierten Vorbehandlung der Einleger gezielt nutzen, wodurch ein neuer, wissenschaftlicher Forschungsansatz zum gießtechnischen Fügen von Aluminium und Kupfer aufgezeigt werden kann.

2. Stand der Technik

In diesem Kapitel sollen die wesentlichen Grundlagen zur gießtechnischen Verbundbildung allgemein sowie zwischen Aluminium und Kupfer vorgestellt und ein Überblick zum aktuellen Stand der Technik gegeben werden. Zudem wird auf die Verbundeigenschaften der Werkstoffpaarung eingegangen und festigkeitssteigernde Mechanismen, wie beispielsweise einer laserinduzierten Strukturierung der Oberfläche, vorgestellt. Neben den grundlegenden Mechanismen der Lasermaterialbearbeitung werden außerdem die Wechselwirkungen der Laserstrahlung mit Kupfer als Substrat sowie die für die vorliegende Arbeit relevanten Studien vorgestellt.

2.1. Verbundguss

Der Verbundguss kann nach Ißleib et al. in zwei Verfahrensvarianten unterteilt werden. Hierbei wird unterschieden in I) Bildung eines Werkstückes durch das Gießen verschiedener Schmelzen in eine Form und II) Bildung eines Ergänzungsstückes aus flüssigem Metall zu einem Werkstück. Die Einteilung der Verfahrensvarianten sowie ihrer Untergruppen sind in Abbildung 1 dargestellt und zeigen die weiteren Aufteilungen der Variante I in gleichzeitiges beziehungsweise aufeinanderfolgendes Gießen sowie die Unterscheidung für die Variante II des Ergänzungsstückes in geometrisch unbestimmt beziehungsweise bestimmt. [Iß195]

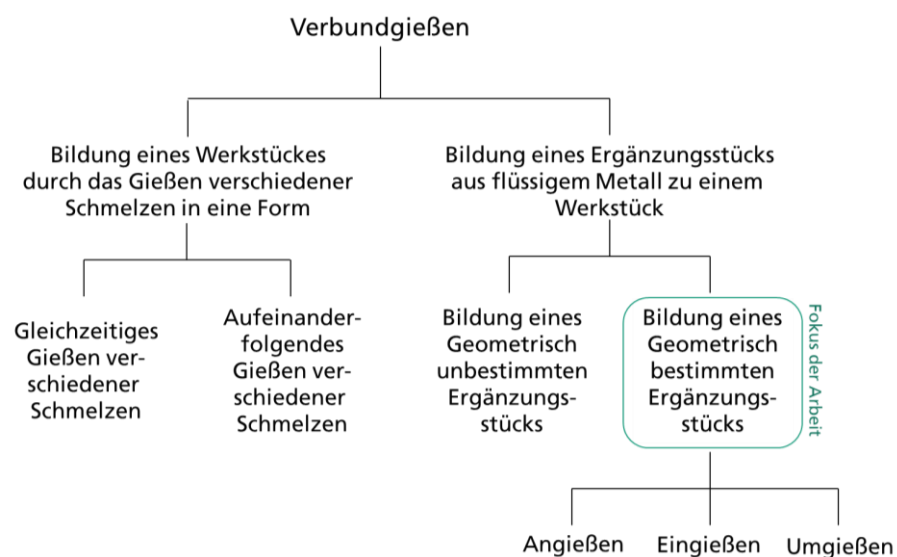


Abbildung 1: Einteilung der Verfahrensvarianten des Verbundgusses nach Ißleib et al. [Iss95a]

Die im Rahmen der vorliegenden Arbeit durchgeführten Untersuchungen beziehen sich auf die Bildung eines Ergänzungsstückes aus flüssigem Metall zu einem Werkstück. Daher wird im Folgenden ausschließlich auf die zweite Verbundgussvariante eingegangen.

Verbundgussverfahren der Untergruppe geometrisch unbestimmter Ergänzungsstücke können unter anderem Tauchverfahren darstellen, wie beispielsweise das Al-Fin Verfahren. Hierbei wird ein vorgewärmtes Werkstück aus austenitischem Gusseisen in eine Aluminium-Basis Legierung getaucht. Durch Diffusion bildet sich in der Grenzfläche zwischen Aluminium und Gusseisen eine festhaftende

intermetallische Bindschicht aus FeAl_3 . Die durch das Tauchen aufgebraute Verbundschicht weist keine definierte Geometrie auf und ist somit nicht reproduzierbar. Sie wird als Vorbehandlung für den anschließenden Kokillen- oder Druckgussprozess mit der Basislegierung verwendet und verbessert die stoffschlüssige Anbindung mit dem umgossenen Verbundgussstück. [Hude96] Weitaus häufiger werden jedoch Werkstoffverbünde mit geometrisch bestimmten Ergänzungsstücken gegossen. Diese lassen sich, wie in Abbildung 2 dargestellt, durch ihre geometrische Anbindung zum Grundkörper klassifizieren in das An-, Ein-, und Umgießen eines Ergänzungsstückes. Im Rahmen dieser Arbeit werden Blecheinleger sowohl an- als auch eingegossen. Häufig ergeben sich durch den ergänzten Grundkörper oder dessen Oberflächen verschiedene Funktionalisierungen, welche sich abhängig von der jeweiligen Anbindungsform unterscheiden. [Schi18] Diese stellen für Materialverbunde mit angegossenem Einleger oftmals das Bereitstellen einer geeigneten Anbindungsfläche für nachgeschaltete Fügeschritte dar. [Dörr08], [Eipp08], [Jorg14], [Roet14] Während das Angießen häufig einseitig erfolgt, geschieht die Anbindung beim Eingießen über mehrere Seiten des Einlegers. Die verbleibenden freien Seiten erfüllen anschließend meist bestimmte Oberflächeneigenschaften, wie beispielsweise eine verbesserte Beständigkeit gegenüber Verschleißerscheinungen. [Yosi76], [Lind90], [Laem94], [Schm98] Umgossene Einleger sind vollständig von dem Ergänzungsstück umgeben und somit von außen im Verbundbauteil optisch nicht erkennbar. Sie dienen hauptsächlich einer lokalen Eigenschaftsänderung wie beispielsweise der Steigerung der Festigkeit oder Reduktion des Gewichtes. [Brin01], [Schne07], [Wink06], [Daik06]

2.1.1. Verbundausbildung

Um einen Grundkörper und ein Ergänzungsstück gießtechnisch stoffschlüssig fügen zu können, müssen nach Ißleib und Lange hinsichtlich der Oberflächenbeschaffenheit sowie der thermischen Bedingungen im Prozess gewisse Voraussetzungen erfüllt sein. Sind diese gegeben, kann eine Grenzflächenreaktion erfolgen und ein stabiler Verbund ausgebildet werden. Zwingend erforderlich sind laut der Autoren dafür:

- Direkter Kontakt zwischen den zu fügenden Metallen ohne Fremd- oder Oxidschichten
- Mischbarkeit der Fügekomponenten, sodass die Ausbildung von Mischkristallen oder intermetallischen Phasen möglich ist
- Flächenhafte Benetzung des Grundkörpers mit der flüssigen oder thixotropen Komponente
- Thermische Bedingungen müssen gewährleisten, dass mindestens eine Fügekomponente im flüssigen bzw. thixotropen Zustand für ein bestimmtes Zeitintervall verbleibt, sodass eine homogene Verbundzone ohne Hohlräume entsteht. Erfolgt der Verbundguss mittels eines druckbeaufschlagten Gießverfahrens, kann das Zeitintervall jedoch reduziert werden

Die Oberfläche der Fügekomponenten lässt sich mittels unterschiedlicher Behandlungen von störenden oxidischen, organischen oder anderen Verunreinigungen befreien, sodass die Kontaktfläche der reinen Metalle maximiert werden kann. [Iss95b] Es sei jedoch angemerkt, dass das Erzeugen eines gänzlich

„reinen“ Kontaktes der zu fügenden Metalloberflächen technisch unmöglich ist, da es stets zu atomaren Verunreinigungen oder Oxidationen kommt. Im Gießprozess selbst können beispielsweise Verunreinigungen anteilig durch die fließende Schmelze abtransportiert werden. Hier gilt es zu berücksichtigen, dass die kontaminierte Schmelze bevorzugt ins umgebende Medium oder in Überläufer geleitet werden sollte. Der gezielte Einsatz von Wirkmedien kann einen zusätzlichen Schutz der Oberfläche bewirken. Schutzgase oder ein Vakuum können die Oxidation beispielsweise stark reduzieren. Ergiebiger ist jedoch der Einsatz von Flussmitteln. Die üblicherweise beim Löten verwendeten Flussmittel ermöglichen ein Lösen der vorhandenen Oxide an der Metalloberfläche. Sie weisen eine geringe Sauerstoffdurchlässigkeit auf und bewirken eine verbesserte Benetzbarkeit mit der Schmelze. [Iss95b]

Alternativ zu Flussmitteln können die Einleger gereinigt und mit einer niedrignschmelzenden Beschichtung versehen werden. Dadurch werden geringere Wärmemengen benötigt, um den Beschichtungswerkstoff aufzuschmelzen und einen durchgehenden Stoffschluss in der Grenzflächenschicht zu erzeugen. Als nachteilig erweist sich die Notwendigkeit eines zusätzlichen Arbeitsschrittes und die daraus resultierenden steigenden Kosten. Zudem kann das Verbleiben der Zwischenschicht in der Verbundzone zu störenden Materialeigenschaften führen. [Iss95b] [Lang97]

Für einen direkten Kontakt der Metalle ist zudem eine flächenhafte Benetzung der Werkstoffoberfläche mit der Schmelze notwendig. Hierfür ist es erforderlich, dass mindestens eine der Fügekomponenten für einen ausreichend langen Zeitraum im flüssigen oder thixotropen Zustand ist, um die technische Rauheit der festen Komponente zu kompensieren und sich entlang der möglichst vollständigen Kontaktfläche anzulegen. [Iss95b] Abhängig von der Viskosität der Schmelze und des Benetzungsvermögens der anzugießenden (beschichteten) Werkstoffoberfläche ergeben sich unterschiedliche Benetzungswinkel α .

Das Benetzungsvermögen einer Oberfläche lässt sich modellhaft wie in Abbildung 2 mit einem Wassertropfen beschreiben. Mittels der Größe des Benetzungswinkels kann das Benetzungsvermögen klassifiziert werden. Eine sehr gute Benetzung liegt beispielsweise wie in Abbildung 2 links vor. Misst der Benetzungswinkel α weniger als 30° , so handelt es sich noch um eine gute Benetzung. Bei Werten ab $> 90^\circ$ wird keine ausreichende Benetzung mehr erreicht. [Habe08]

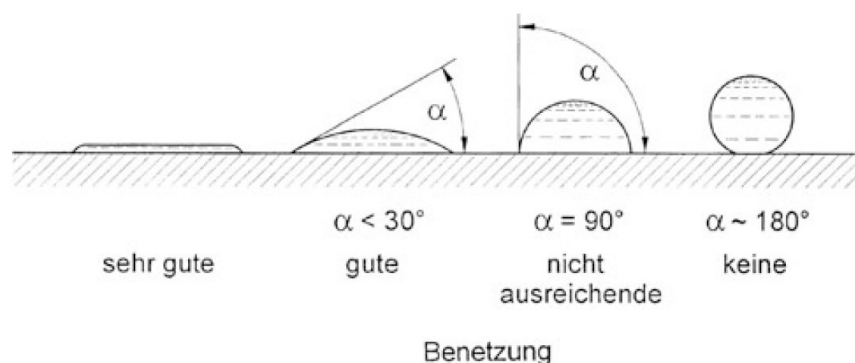


Abbildung 2: Unterschiedliche Benetzungsarten flüssiger Komponenten auf fester Werkstoffoberfläche [Habe08]

Erfolgt eine angemessene Benetzung, sodass ein direkter Kontakt zwischen (beschichtetem) Einleger und Schmelze hergestellt ist, müssen sie eine Mischbarkeit aufweisen. Diese zeichnet sich durch die Ausbildung von Mischkristallen und/oder intermetallischen Phasen aus. Erst durch den wechselseitigen atomaren Austausch in der Kontaktzone kann ein fester Verbund mit kohäsivem Charakter entstehen. [Iss95b] [Iss95c] Abhängig von der Werkstoffpaarung können zwischen dem Aufschmelzen und Abkühlen Kristallisationsvorgänge auftreten, bei denen Spannungsfelder ausgebildet werden. Weiter kann es zu Lösungs- oder Ausscheidungsprozessen sowie polyamorphen Umwandlungen kommen. Neben den Werkstoffeigenschaften stellen die thermischen Bedingungen eine entscheidende Einflussgröße dar. [Lang97] Das Benetzungs- und Diffusionsverhalten sowie die entstehenden Eigenspannungen sind maßgeblich abhängig von den Temperaturverhältnissen in der Grenzfläche. Elementare Größe ist dabei die Ausgleichstemperatur T_{KF} . Sie stellt sich ein, sobald an der Kontaktfläche der Verbundmaterialien θ_{KF} ein Temperaturgleichgewicht von Einleger- und Schmelzetemperatur vorherrscht. Die dafür notwendige Zeitspanne ist abhängig vom Gießverfahren sowie der Verbundmaterialeigenschaften. Nach Ißleib et al. lässt sich die Ausgleichstemperatur T_{KF} gezielt steuern durch:

- Vorwärmtemperatur des Einlegers
- Gießtemperatur
- Verhältnis Masse der Schmelze zur kontaktierten Einlegeroberfläche
- Verhältnis Masse der Schmelze zur Einlegermasse

Die Abhängigkeiten zwischen der Ausgleichstemperatur T_{KF} an der Grenzfläche und der Gießtemperatur sowie der Vorwärmtemperatur sind in Abbildung 3 verdeutlicht.

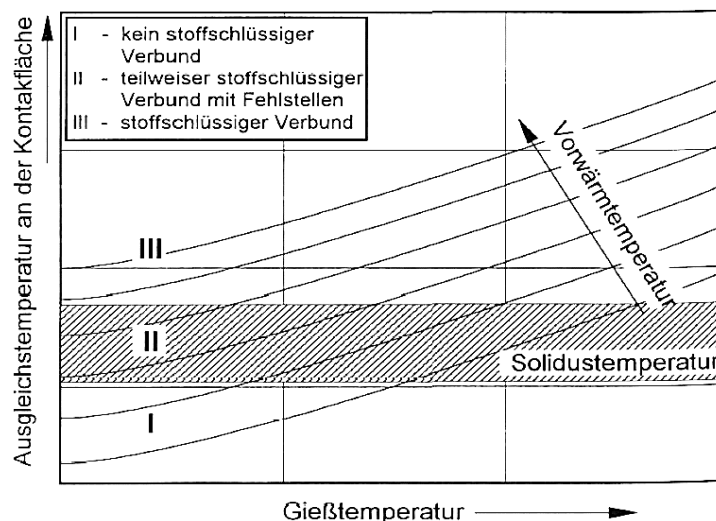


Abbildung 3: Ausgleichstemperatur an der Kontaktfläche in Abhängigkeit der Vorwärmtemperatur des Einlegers und der Gießtemperatur bei konstanten geometrischen Parametern nach [Iss95b]

Um einen vollständig stoffschlüssigen Verbund zu erreichen, gilt es stets eine Ausgleichstemperatur zu erreichen, die im Bereich III liegt. Dabei wird der Einfluss der Vorwärmtemperatur der Einleger besonders von den Autoren betont. [Iss95b], [Iss95c]

2.1.2. Aluminium-Kupfer Verbundguss

Insbesondere in den letzten 15 Jahren wurden verschiedene Gießverfahren zur Erzeugung von Aluminium-Kupfer Verbunden untersucht, was durch das gesteigerte Interesse geeigneter Füge-technologien dieser Materialkombination erklärt werden kann. Diese sind in der Abbildung 4 aufgeführt und nach Ißleib et al. eingeordnet. Für das Bilden eines Werkstücks aus mehreren Schmelzen werden häufig kontinuierliche Gießverfahren wie das Stranggießen verwendet. Grundlegende Untersuchungen führten Xie et al. 2007 mit einer speziell entwickelten vertikalen Stranggussanlage durch. Dabei wurde mithilfe zweier übereinander gelagerter Öfen Aluminium als Kern- und Kupfer als Mantelmaterial aufgeschmolzen. Aus dem oberen Tiegel wurde mithilfe eines Graphitrohres der Aluminiumkern erzeugt, der anschließend mit Kupferschmelze umgossen wurde. Die erzeugten Verbunde wiesen eine gleichmäßige Mantelschichtdicke auf, die durchgehend stoffschlüssig am Aluminiumkern angebunden war. Die entstandene Zwischenschicht aus Aluminium-Kupfer Mischphasen wies eine Dicke von 40 μm auf. Mittels Stempelversuchen konnten Verbundfestigkeiten von 63 MPa erreicht werden, wobei kein Versagen an der Grenzflächenschicht auftrat. Die Autoren geben als wichtige Einflussfaktoren auf die Verbunderzeugung die thermischen Bedingungen in der Verbundzone an, welche durch die Gießgeschwindigkeit und -temperatur sowie die Positionierung der Kühleinheit beeinflusst werden konnten. [Xie07]

Liang et al. verwendeten ebenfalls übereinander angeordnete Tiegel, wobei das flüssige Kupfer zuerst in eine zylindrische Form mit einem Kerndummy floss. Dieser wurde anschließend entfernt und der Hohlraum mit flüssigem Aluminium aufgefüllt. Die erzeugten Verbundstangen wurden anschließend im hydrostatischen Strangpress- und Ziehverfahren zu Verbunddrähten gezogen. Es konnte gezeigt werden, dass häufiger Kupfer in Aluminium diffundiert als Aluminium in Kupfer, wodurch es zur Ausbildung eines vergrößerten innenliegenden Aluminiumkerns kam. Dieser Effekt ließ sich laut der Autoren mit der geringeren inneren atomaren Bindungskraft von flüssigem Aluminium erklärt, wodurch die benötigte Aktivierungsenergie des Kupfers zur Diffusion geringer ist. Die verringerte Diffusion von Aluminium in Kupfer bewirkte eine hohe Ausbildung von α -Mischkristallen sowie ein verbessertes Umformverhalten. Zudem konnte gezeigt werden, dass eine Steigerung des thermischen Eintrages zu einem Anstieg der Mischphasendicke führte. Dabei erfolgte insbesondere durch die Gießgeschwindigkeit und -temperatur der Kupferschmelze eine Beeinflussung des thermischen Eintrages. Die Gießtemperatur des Aluminiums spielte im Rahmen der Untersuchungen eine untergeordnete Rolle. Die erzeugten Verbundschichten wiesen eine Breite von bis zu 1,5 mm auf, was allerdings zu einem spröden und zu Rissen neigenden Materialverhalten führte. Dennoch konnte eine Verbundfestigkeit von 55 MPa erreicht werden. [Lian10]

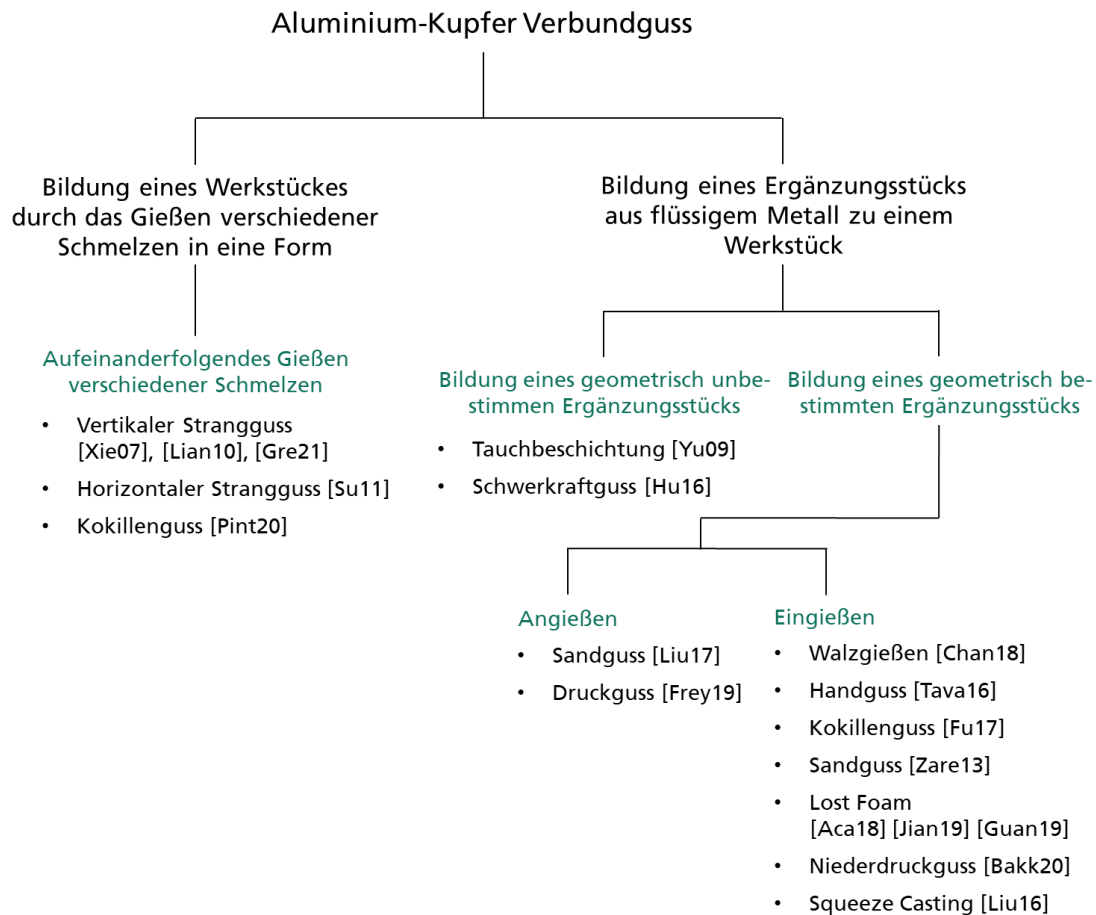


Abbildung 4: Einteilung der Gießverfahren nach Ißleib et al. [Iss95a] der vorherigen Untersuchungen zum Aluminium-Kupfer Verbundguss

Ein Jahr später veröffentlichten Su et al. eine Studie zum horizontalen Stranggießen von Kupfer ummanteltem Aluminium. In der Untersuchung wurden Parameter wie die Länge des Gussrohres, die Gießtemperatur des Aluminiums, Kühlung und Gießgeschwindigkeit untersucht, um gleichmäßige Dicken der Aluminium- und Kupferkomponenten sowie eine feste Anbindung zu erzeugen. Die Autoren beschrieben, dass die Verbundqualität und Prozessstabilität besonders von dem Kernfüllprozess des Aluminiums und der Kontrolle der Grenzflächenschichtreaktion abhängig ist. Dabei sei die kontinuierliche Zufuhr der Aluminiumschmelze entscheidend gewesen, um Poren oder Kaltläufer an der Grenzfläche zu vermeiden. Insgesamt konnten in Stempelversuchen Verbundfestigkeiten zwischen 41 und 68 MPa erreicht werden. Dabei lagen die höchsten Festigkeiten von ca. 68 MPa bei den Verbunden mit der geringsten intermetallische Phasendicke von 75 μm vor, welche bei einer Gießtemperatur von 790°C und mittleren Ziehgeschwindigkeit von 87 mm/min hergestellt wurden. [Su11a]

Greß veröffentlichte im Rahmen seines Dissertationsvorhabens eine sehr umfangreiche Arbeit zur Verfahrensentwicklung zum vertikalen Verbundguss rotationssymmetrischer Halbzeuge. Der Verbund erfolgte zwischen einem Messingkern CuZn37 und einer Mantelschicht aus den Aluminiumlegierungen EN AW-5083, EN AW-6060 beziehungsweise EN AW-7075. Die systemische Entwicklung von einem

statischen zu einem kontinuierlichen und vertikalen Verbundstranggussprozess wurde zusätzlich durch Simulationen der thermischen Bedingungen in der Verbundzone begleitet. Insbesondere die Gießtemperatur sowie -geschwindigkeit stellen entscheidende Faktoren für die Verbundausbildung und damit -festigkeit dar. Mittels zusätzlicher Kenngrößen wie der maximalen Temperatur an der Messingsubstratoberfläche und der Verweilzeit über 550°C konnte auf eine Korrelation zwischen der Ausbildung der Grenzflächenschicht und den thermischen Bedingungen an der Substratoberfläche geschlossen werden. Es konnte experimentell gezeigt werden, dass die notwendige Verweilzeit für einen stoffschlüssigen Verbund durch die maximale Temperatur nachweislich beeinflusst wird. Um eine großflächig kohäsive Anbindung erzielen zu können, waren bei einer minimalen Verweilzeit von 11 s eine maximale Temperatur von mindestens 615°C nötig. [Greß21]

Pintore et al. verwendeten für ihre Untersuchungen zur Verbundbildung zwischen einer Aluminium- und Kupferschmelze den Kokillenguss. Hierfür nutzten sie eine Kokille mit beweglicher Trennwand. Dadurch konnte zunächst die Kupferkomponente und nach Entnahme der Trennwand die Aluminiumschmelze in die halbseitig gefüllte Kokille gegossen werden. Die sich zwischen den Metallen ausbildende Grenzflächenschicht wurde in Abhängigkeit der Volumenverhältnisse der Metalle sowie der Substrattemperatur untersucht. Es wurde gezeigt, dass eine Erhöhung der Gießtemperatur oder des Verhältnisses ($V_{Cu} > V_{Al}$) ein Temperaturanstieg in der Grenzflächenschicht bewirkt. Dadurch kommt es zu einem Anstieg der Diffusion des Kupfers in das flüssige Aluminium und einem Zuwachs der Phasendicke. Weiter wurden die mechanischen sowie elektrischen Verbundeigenschaften mittels verschiedener Prüfverfahren untersucht. Es wurde gezeigt, dass die Dicke der intermetallischen Phasen sowohl auf die Biege- als auch auf die Zugscherfestigkeit keinen relevanten Einfluss ausübt. Das Versagen erfolgte stets entlang der brüchigen und spröden intermetallischen Phasen, wodurch die Verbundfestigkeit durch die schwächste Phase limitiert wurde. Zudem ist die Streuung der Versuchsergebnisse groß, was allerdings auch auf verfahrensabhängige Gussfehler, wie beispielsweise Gaseinschlüsse, zurückgeführt wurde. Insgesamt ergaben sich Festigkeiten zwischen 45 MPa und 59 MPa. Der elektrische Widerstand hingegen nahm mit dem Wachstum der intermetallischen Phasendicke zu. Sowohl die Substrattemperatur als auch das Volumenverhältnis ($V_{Cu} > V_{Al}$) übten einen Einfluss auf den spezifischen elektrischen Widerstand aus, sodass sich Werte zwischen $\rho_{Cu-Al} = 2.8 \mu\Omega \text{ cm}$ und $\rho_{Cu-Al} = 3.9 \mu\Omega \text{ cm}$ ergaben. [Pint20]

Insbesondere in den letzten fünf bis acht Jahren gab es einen Zuwachs an Untersuchungen von Verbundgussverfahren der nach Ibleib und Lange definierten zweiten Gruppe. Für das Verbundgießen eines Werkstücks mittels Ergänzungsstücks werden hauptsächlich geometrisch bestimmte Einleger verwendet. Eine Ausnahme stellt hier zum Beispiel die Untersuchung von Yu et al. dar. Sie verwendeten ein Tauchverfahren, bei dem sowohl blanke als auch beschichtete Kupferbleche in die Aluminiumschmelze getaucht wurden. Dabei variierte die Temperatur der Schmelze und die Zeitlänge des Eintauchens. Die intermetallische Phasendicke nahm mit der Eintauchdauer sowie der Schmelztemperatur zu. Des Weiteren wurde beschrieben, dass mittels Kaliumflouridbeschichtung

sowohl die Benetzung der Schmelze als auch die Haftfestigkeit der Aluminiumschicht am Kupfersubstrat deutlich verbessert werden können. Außerdem ergab sich ein spezifischer elektrischer Widerstand von $1,767 \times 10^{-2} \Omega\text{mm}^2/\text{m}$. [Yu09]

Die Arbeiten von Hu et al. können ebenfalls zu dem Verbund zwischen einem festen Kupfereinleger und einem gegossenen Ergänzungsstück mit geometrisch unbestimmter Kontur zugewiesen werden. Sie verflüssigten Aluminium im Vakuum und ließen die Schmelze auf ein Kupfersubstrat tropfen. Das entstandene Mikrogefüge in der Grenzflächenschicht sowie die Verbundeigenschaften wie die elektrische Leitfähigkeit und die mechanische Festigkeit wurden in Abhängigkeit der Gieß- und Vorwärmtemperatur untersucht. Hu et al. berichteten ebenfalls von einer Zunahme der intermetallischen Phasendicke bei steigender Grenzflächenschichttemperatur. Insgesamt konnten Verbundfestigkeiten von 25 MPa und elektrische Leitfähigkeiten von $5,29 \times 10^5$ bis $3,83 \times 10^5$ S/cm erreicht werden. [Hu16]

Chang et al. nutzten das Walzgießen als kontinuierliches Verbundgussverfahren. Bei diesem Verfahren trifft die Aluminiumschmelze auf jeweils ein unterhalb und oberhalb verlaufendes Kupferband, welche durch einen zusätzlichen Anpressdruck zweier Walzen gefügt werden. In dieser Studie wurde der Diffusionsvorgang sowie die Grenzflächenschichtbildung während der Erhitzungs- und Abkühlungsvorgänge simuliert und mit den Versuchsergebnissen verglichen. Dabei konnte festgestellt werden, dass die Diffusionsrate der Kupferatome deutlich höher ist als die der Aluminiumatome. Verantwortlich dafür ist laut den Autoren die Größe der Kupferatome. Diese sind kleiner als die der Aluminiumatome. Es ist für Kupferatome leichter, in die Zwischenräume des Aluminiumgitters einzudringen. [Chan18]

Zwei Jahre zuvor veröffentlichten Tavassoli et al. ihre Studie zur intermetallischen Phasenbildung von Aluminium-Kupfer Verbunden und deren Eigenschaften in Abhängigkeit der Vorwärm- und Gießtemperatur. Die Verbunde wurden durch händisches Gießen des flüssigen Aluminiums in 1 mm dicke Kupferrohre erzeugt, welche nach 60 s in nassem Sand abkühlten. Es konnte gezeigt werden, dass mit zunehmendem Wärmeeintrag die intermetallische Phasendicke angestiegen ist. Dabei sank die Verbundfestigkeit mit Zunahme der Phasendicke. Die Diskrepanz reichte von 10 N/cm bei 800°C heißer Schmelze und 300°C Vorwärmtemperatur zu 126 N/cm bei 700°C Schmelze- und 25°C Vorwärmtemperatur. Tavassoli et al. erklärten den rapiden Festigkeitsverlust durch die spezifischen intermetallischen Phasen Al_2Cu_3 und Al_3Cu_4 . Diese weisen eine besonders hohe Härte und geringe Bruchdehnung auf und provozieren damit ein frühzeitiges Verbundversagen sowie den Wechsel vom duktilen zum spröden Bruchverhalten. Wurden die Parameter jedoch gezielt angepasst, konnte in dem intermetallischen Phasensaum die Entstehung der Phasen Al_2Cu_3 und Al_3Cu_4 verhindert und gute Haftfestigkeiten erreicht werden. Der spezifische elektrische Widerstand der Verbundproben hingegen nahm unabhängig vom Phasentyp mit dem Wachstum der Phasenbreite zu. [Tava16]

Die zunehmende intermetallische Phasendicke in Abhängigkeit der Gießtemperatur wurde ebenfalls in den Untersuchungen von Fu et al. beschrieben. In ihrer Studie wurden Kupferstäbe als Einleger mittig

in eine Gussform positioniert und anschließend mit einer Aluminiumschmelze bei unterschiedlichen Gießtemperaturen vergossen. Die Autoren verweisen dabei auf die Entstehung von Hohlräumen in der Grenzfläche bei zu geringen Gießtemperaturen. Bei zu hohen Gießtemperaturen wuchsen die intermetallischen Phasen hingegen massiv an und die Geometrie des Stabquerschnitts wurde deutlich verformt. [Fu17]

Sehr ähnliche Versuche führten Zare et al. durch, indem sie Kupferstäbe als Einleger in eine Sandform positionierten und diese mit flüssigem Aluminium umgossen. Ihre Untersuchungen fokussierten insbesondere die Ausbildung der Grenzflächenschicht. Neben der Ausbildung verschiedener intermetallischer Phasen wurden außerdem Hohlräume beschrieben, deren Entstehung laut der Autoren auf verbliebende Oxidschichtreste zurückzuführen sind. [Zare13] Weitere Verbundgussuntersuchungen mittels Sandguss führten Liu et al. durch. Als Einleger wurden 3 mm starke Kupferplatten an jeweils zwei Seitenwänden einer Sandform positioniert und die Form mit Aluminiumschmelze ausgegossen. Dabei wurden drei verschiedene Kavitäten verwendet, bei denen der Abstand der Kupferbleche zueinander jeweils 20 mm, 40 mm und 75 mm betrug. Somit konnte der Einfluss des Massenverhältnisses von Aluminium und Kupfer auf die thermischen Bedingungen in der Grenzflächenschicht untersucht werden. Die Autoren gaben an, dass für einen Abstand von 40 mm die höchsten Verbundfestigkeiten von 32 MPa erreicht worden sind. Weiter wurden Untersuchungen zum Abkühlverhalten durchgeführt, bei dem die Abkühlgeschwindigkeit verändert und unter Verwendung des Aluminium-Kupfer Phasendiagramms ein Modell zur Entstehung der intermetallischen Phasen abgeleitet wurde. [Liu17]

Im Lost Foam Gießverfahren besteht die Gussform ebenfalls aus Sand, allerdings im ungebundenen und nicht wie bei den zuvor beschriebenen Untersuchungen von Zare et al. und Liu et al. im festen Zustand. Acar et al. nutzten für ihre Verbundguss Experimente ein Positivmodell aus Polystyrol, in das sie einen Kupferstab eingeklebten. Nach dem Auftrag einer Schichte auf das Positivmodell wurde es in binderlosen Quarzsand eingesetzt. Durch Vibration erfolgte die Verdichtung des Sandes, sodass er als stabile Gießform genutzt werden konnte. Die Aluminiumschmelze wurde mit unterschiedlichen Temperaturen auf das Modell gegossen. Das Polystyrolmaterial zersetzte sich aufgrund der hohen Temperaturen, sodass das Aluminium in die entstandenen Kavitäten fließen konnte. Dabei ergaben sich bei zu geringer Gießtemperatur keine metallurgischen Verbunde. Bei zu großer Temperaturerhöhung kam es zum Auflösen der Kupferatome in dem Aluminium und dem Ausbilden von Hohlräumen. [Aca18]

Ein Jahr später veröffentlichte eine Arbeitsgruppe aus Beijing ihre Ergebnisse, die ebenfalls im Lost Foam Verfahren eingegossene Kupferstäbe untersuchten. Darin stellten neben ihren Versuchen zur Verbundfestigkeit außerdem Modelle für den Bildungsmechanismus der Mischphasen vor. Jian et al. beschreiben dabei gleichmäßige und fehlerfreie Grenzflächen, die aus intermetallischen Phasen bestehen. Diese wiesen eine besonders hohe Härte auf und wären laut den Autoren verantwortlich für das spröde Bruchverhalten der Proben. Es wurden maximale Festigkeiten von 28 MPa bei einer

Gießtemperatur von 800°C erreicht. [Jian19] In der Veröffentlichung der Arbeitsgruppe von Guan et al. wurden die Gießtemperaturen variiert und die Abhängigkeit auf die mechanische Festigkeit untersucht. Bei einer Gießtemperatur von 800°C kam es allerdings zu einer Festigkeit von 81 MPa. Neben den Verbundfestigkeiten wurde außerdem die Morphologie an der Grenzflächenschicht untersucht. Dabei führte eine zu geringe Gießtemperatur zu Porendefekten in der Grenzflächenschicht und zu hohen Gießtemperaturen zu einem starken Wachstum der intermetallischen Phasen. [Guan19]

Bakke et al. nutzten für ihre Versuche das Niederdruckgussverfahren, bei dem die Schmelze turbulenzarm unter leichtem Druck in die Gussform läuft. Dabei wurden Kupferrohre mit Aluminiumschmelze eingegossen und der Einfluss des Flussmittels NOCOLOK Cs Flux untersucht. Das Flussmittel sollte das Kupfer- bzw. Aluminiumoxid reduzieren und durch den direkten Metallkontakt eine verbesserte Anbindung ermöglichen. Es wurde jedoch festgestellt, dass das Flussmittel einen gegenteiligen Effekt bewirkte. In der Grenzfläche sammelten sich Flussmittelreste an, die eine metallurgische Anbindung verhinderten. Bei unbehandelten Proben hingegen konnte eine intermetallische Phasenbildung beobachtet werden, die einen signifikanten Anstieg der Härte in der Grenzflächenschicht verursachte. Die Autoren führten dies auf die festigkeitssteigernde Wirkung der in dem Aluminium gelösten Kupferatome sowie die harten intermetallischen Phasen zurück. [Bakk21]

Deutlich höhere Drücke treten beim Squeeze Casting Verfahren auf, welches Liu et al. für ihre Untersuchungen nutzten. Dafür erzeugten sie zunächst einen Verbund aus einem mechanisch polierten Blecheinleger und einer Aluminiumschmelze, welcher anschließend mithilfe einer integrierten isostatischen Presse mit Druck beaufschlagt wurde. In der Studie variierte der Druck zwischen 30 und 110 MPa und Gießtemperatur zwischen 680 °C und 740 °C. Die Autoren berichteten, dass zwischen der reinen Kupferoberfläche und der Aluminiumschmelze aufgrund der vorhandenen Oxidschicht kein flächiger metallurgischer Verbund ausgebildet und die Festigkeit hauptsächlich durch mechanische Kräfte erzeugt wurde. Insgesamt ergaben sich Festigkeiten zwischen 17 MPa und 26 MPa. Die Erhöhung der Gießtemperatur bewirkte eine Steigerung der ausgebildeten intermetallischen Phasendicke, was auf die gesteigerte Diffusionszeit, insbesondere jedoch auch die -rate, zurückzuführen ist. Der Härtezuwachs in der Grenzflächenschicht kann durch die kompaktere Mikrostruktur der intermetallischen Phasen begründet werden. Als weitere Verbundeigenschaft wurde der elektrische Widerstand untersucht, der mit zunehmender Gießtemperatur beziehungsweise intermetallischer Phasendicke anstieg und bei sehr leicht steigendem Druck fiel. [Liu16]

Klose et al. verfolgten einen ähnlichen Ansatz, wobei sie als Gießverfahren den Druckguss wählten. Sowohl das Druckguss- als auch das Squeeze Verfahren nutzen einen Anpressdruck zur Nachverdichtung. Das Gießen beim Squeeze-Verfahren erfolgt allerdings unter Schwerkraft, während die Schmelze beim Druckguss bereits unter Wirken eines hohen Druckes in die Form gepresst wird. Klose et al. verwendeten in ihrer Studie Kupferplatten, die in die Druckgussanlage eingelegt und angegossen wurden. Sie gaben allerdings an, dass aufgrund der sehr kurzen Zykluszeiten Hilfsstoffe zum Fügen erforderlich sind. Weitere Untersuchungen zu reinen Aluminium-Kupfer Verbunden werden

nicht aufgeführt. Die Kupferplatten wurden mit unterschiedlichen niedrigschmelzenden Zinklegierungen beschichtet, welche das Erzeugen thermisch gut leitender Aluminium-Kupfer Verbunde ermöglicht. [Klos18] Beteiligt an dieser Studie war unter anderem Patrick Freytag, der nur ein Jahr später seine Dissertation zum Aluminium-Kupfer Verbundguss mittels Druckguss veröffentlichte. Er beschrieb den Druckgussprozess als geeignet zum An-, Ein- und Umgießen von Einlegern. Gleichzeitig führte er auf, dass eine Benetzung von unbehandelten Kupferoberflächen durch eine Aluminiumschmelze nicht möglich sei. Dabei verwies er auf seine Experimente, bei denen trotz mechanischer Reinigung, Entfettung und Vorwärmen der Kupfereinleger keine stoffschlüssige Verbindung erreicht werden konnte. Das Gussstück bildete zwar den Kupfereinleger ab, dieser ließ sich laut Freytag jedoch ohne Kraftaufwand lösen. Daher wurden keine weiteren Untersuchungen bezüglich Parameter- oder Geometrieadjustierungen durchgeführt, sondern eine Beschichtung als festigkeitssteigernde Behandlung gewählt. [Frey19]

2.1.3. Eigenschaften gegossener Aluminium-Kupfer Verbunde

In Abbildung 5 ist das binäre Aluminium-Kupfer Phasendiagramm dargestellt. Es zeigt die hohe Komplexität des Systems durch die vielfältigen möglichen Mischphasen. Mithilfe fortschrittlicher und zunehmend präziseren Analysemethoden konnten insbesondere die Phasen mit höherem Kupferanteil stetig ergänzt werden. [Ponw11]

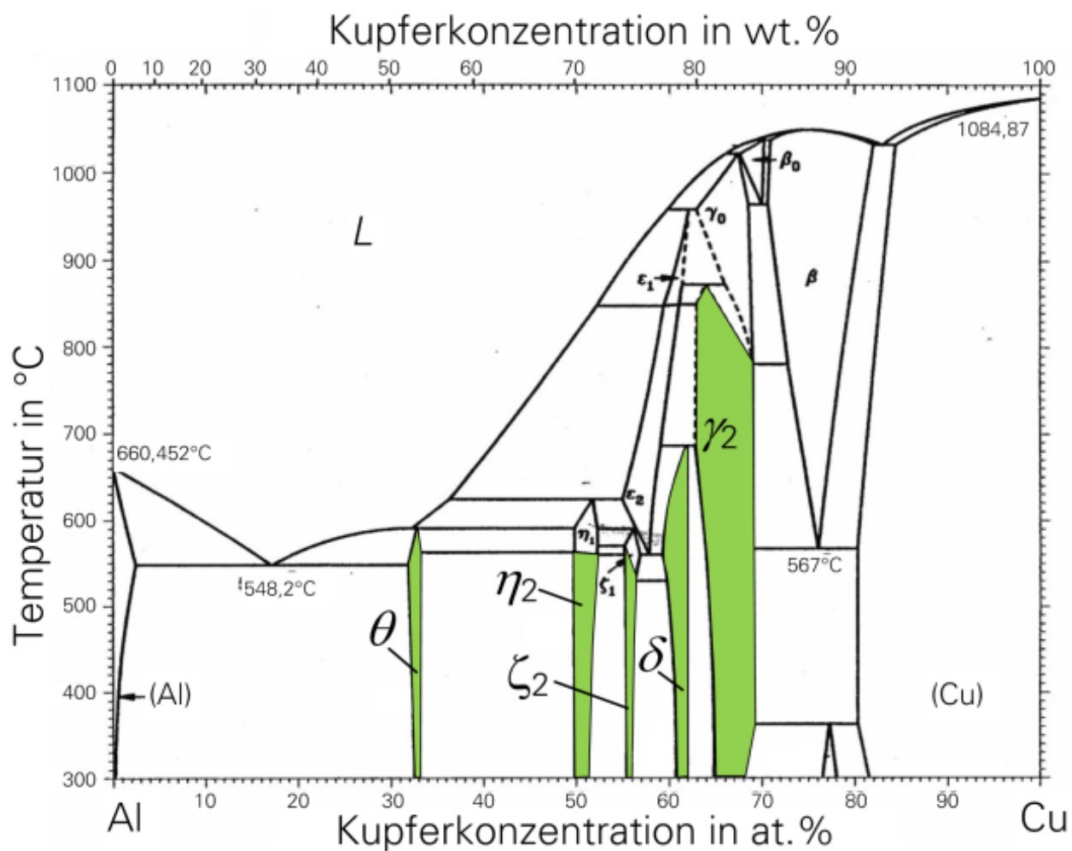


Abbildung 5: Binäres Phasendiagramm von Aluminium und Kupfer mit den wichtigsten intermetallischen Phasen [Pfei15]

Das binäre Aluminium-Kupfer Phasendiagramm kann allgemein in drei verschiedene Bereiche eingeteilt werden. Beginnend bei Aluminium bis zu 0,1% Kupfer liegt der erste Teil, in dem Kupfer vollständig gelöst werden kann. Von 0,1 - 53 Gew.-% wird der zweite Teil begrenzt, in dem das Eutektikum bei 33 Gew.-% und einer Temperatur von 547 °C gebildet wird. Dieser besteht aus der intermetallischen θ -Phase Al_2Cu und Al-Mischkristallen. Werden allein die ersten beiden Teile des Phasendiagramms betrachtet kann von einem eutektischen System gesprochen werden. Der dritte Teil ab 53 Gew.-%. setzt sich allerdings aus mehreren komplexen intermetallischen Phasen zusammen. Diese zählen zu den Hume-Rothery-Phasen, dessen Zusammensetzung nicht stöchiometrisch ist, sondern durch das Verhältnis der Valenzelektronen zur Gesamtanzahl der Atome bestimmt wird. Daher zeigen sie verhältnismäßig große Phasenbreiten auf. Die angegebene Formel der jeweiligen intermetallischen Phase gibt dabei lediglich die idealisierte und nicht die tatsächliche Zusammensetzung der Phasen an. [Ried19] In der Tabelle 1 sind die jeweiligen Phasen des binären Aluminium-Kupfer Systems zusammen mit relevanten Eigenschaften aufgeführt. Dabei kommt es bei den intermetallischen Phasen aufgrund ihrer komplexen Kristallstrukturen zu deutlichen Abweichungen gegenüber den Reinetallen.

Tabelle 1: Relevante Eigenschaften der intermetallischen Phasen von Aluminium und Kupfer [Brau92], [Ponw11]

Phase	Struktur	Cu [wt. %]	Bildungstemperatur [°C]	Gitterstruktur	Spez. elektr. Widerstand		Härte [HV]
					$\frac{\Omega \cdot \text{mm}^2}{\text{m}}$		
α	Al	0	660	kubisch fz	2,78		38
θ	Al_2Cu	52 - 55	591	tetragonal rz	8		413
η_2	AlCu	70 – 72	580	orthorhombisch rz	11,4		648
ζ_2	Al_3Cu_4	75	597	monoklin	12,2		624
δ	Al_2Cu_3	78	684	kubisch rz	13,4		180
γ_2	Al_4Cu_9	80 - 84	874	kubisch rz	14,2		35
β	Cu	100	1083	kubisch rz	1,78		42

Eine elementare Größe für die Anwendung elektrischer Kontaktierungen stellt die elektrische Leitfähigkeit dar. Diese sinkt bei den intermetallischen Phasen mit zunehmendem Kupfergehalt und ist gegenüber dem reinen Aluminium und Kupfer signifikant kleiner. Braunovic und Aleksandrov begründeten in ihrer Untersuchung zu Aluminium-Kupfer Verbunden die verringerte elektrische Leitfähigkeit mit einer verringerten Anzahl freier verfügbarer Elektronen durch die erhöhte Bindungsenergie in den intermetallischen Phasen. [Brau92] Somit wirkt die Dicke der intermetallischen Phasen als entscheidender Einflussfaktor auf den Gesamtwiderstand von Aluminium-Kupfer Verbunden. Die Entstehung und das Wachstum der Mischphasen hängt von der Dauer und Höhe des thermischen Eintrages in der Grenzflächenschicht ab. Li et al. zeigten in ihrer Studie diesen Zusammenhang durch Auslagerungsversuche auf. In der Untersuchung wurden Aluminium-Kupfer Verbunde durch Explosionsschweißen sowie anschließendem Kaltwalzen hergestellt und bei verschiedenen Temperaturen unterschiedlich lange ausgelagert. Dabei konnte gezeigt werden, dass die

intermetallische Phasenbreite mit zunehmender Auslagerungstemperatur und –zeit anstieg. Die Autoren berichten, dass die elektrische Leitfähigkeit zunächst durch die Auslagerung von vier Stunden verbessert werden konnte. Dieser Anstieg kann allerdings durch die Reduzierung der Defektkonzentration erklärt werden, da beim Glühen Versetzungen und Kristalldefekte abgebaut werden können. Ab Auslagerungszeiten von über vier Stunden kommt es zu einer stetigen Reduzierung der elektrischen Leitfähigkeit. [Li20] Auch in Untersuchungen zu gießtechnisch gefügten Aluminium-Kupfer Verbunden konnte der durch das intermetallische Phasenwachstum einhergehende Verlust der elektrischen Leitfähigkeit bereits aufgezeigt werden. [Hu16], [Pint20], [Liu16], [Tava16]

Ein weiteres Charakteristikum der teilweise um das 17-fache härteren intermetallischen Phasen ist das harte und spröde Materialverhalten. Bei Aluminium-Kupfer Verbunden, welche mittels Reibschweißen gefügt wurden, konnte gezeigt werden, dass ab einer intermetallischen Phasenbreite von 2 μm die Grenzflächenschicht deutlich anfälliger für Rissbildung und dadurch porös wurde. Neben der sinkenden elektrischen Leitfähigkeit des Verbundes wurde aufgrund der Defekte in der Grenzflächenschicht insbesondere ein Verlust dessen Festigkeit beschrieben. [Brau92] Den Wechsel von einem duktilen zum spröden Bruchverhalten untersuchten Abbasi et al. und gaben ihn für eine intermetallischen Phasenbreite von 2,5 μm an. [Abba01] Der Verlust der Verbundfestigkeit mit steigender intermetallischer Phasendicke konnte außerdem in mehreren Untersuchungen gießtechnisch gefügter Aluminium-Kupfer Verbunde gezeigt werden. [Lian10], [Su11a], [Tava16], [Fu17], [Liu17]

2.1.4. Vorbehandlungen zur Steigerung der Verbundfestigkeit

Wie zuvor gezeigt, kann die mechanische Festigkeit gegossener Aluminium-Kupfer Verbunde mittels Vorbehandlung der Einlegeroberfläche durch eine Beschichtung verbessert werden. Hierdurch ist eine Verbesserung der stoffschlüssigen Anbindung möglich, wobei die Beschichtung zusätzlich als eine Barrierschicht wirken kann, welche die intermetallische Phasenausbildung unterbindet. Hu et al. verwendeten für ihre gegossenen Aluminium-Kupfer Verbunde eine Nickelbeschichtung, welche die Diffusion zwischen Aluminium und Kupfer verhindert und dadurch als Sperrschicht fungiert. Die Autoren berichten, dass durch die Nickelbeschichtung ein Ausbilden der elektrisch schlecht leitenden Aluminium-Kupfer Mischphasen verhindert werden konnte. Dadurch ließ sich mittels beschichteten gegenüber reinen Aluminium-Kupfer Verbunden sowohl die elektrische Leitfähigkeit als auch mechanische Festigkeit steigern. [Hu16] Kommt es aufgrund schlechter thermischer Verhältnisse zu keinem durchgehenden stoffschlüssigen Verbund zwischen Aluminium und Kupfer, kann eine Beschichtung der Kupfereinleger mit einem niedrigschmelzenden Material die Anbindung verbessern. Liu et al. berichten im Rahmen ihrer Untersuchungen, dass aufgrund der vorhandenen Oxidschicht kein flächiger metallurgischer Verbund erzeugt werden konnte. Die Verbundfestigkeit resultierte hauptsächlich aus der kraftschlüssigen Aluminium-Kupfer Anbindung. Daher wurden die Kupfereinleger mit dem bereits bei niedrigen Temperaturen schmelzenden Zink beschichtet, sodass eine Durchmischung mit der Aluminiumschmelze stattfinden konnte. Dies ermöglichte die Ausbildung eines

stoffschlüssigen Verbundes, der gegenüber des kraftschlüssigen eine höhere mechanische Festigkeit aufzeigte. [Liu16]

In der Studie von Klose et al. sowie der Dissertationsschrift von Freytag wurden ebenfalls Zinkbeschichtungen zur Steigerung der Verbundfestigkeit verwendet, da sich laut Autoren keine stoffschlüssige Verbindung zwischen Aluminium und Kupfer im Druckguss herstellen ließ. Das von ihnen verwendete hochproduktive Druckgussverfahren weist sehr kurze Prozesszeiten und niedrige Formtemperaturen auf und wird zum Herstellen dünnwandiger Bauteile verwendet. Die niedrigen Temperaturen sowie schnelle Abkühlung ermöglichen deutlich weniger Diffusion in der Grenzflächenschicht gegenüber anderen Gießverfahren, wie beispielsweise dem Kokillen- oder Sandgussverfahren, wodurch die Ausbildung eines stoffschlüssigen Verbundes stark beeinträchtigt ist. [Klose18], [Frey19]

Aktuell scheinen sich die Untersuchungen im Aluminium-Kupfer Verbundguss ausschließlich auf eine stoffschlüssige Anbindung zu fokussieren. Greß et al. führten in ihren Untersuchungen unter anderem die Wichtigkeit einer kohäsiven gegenüber einer mechanischen Verbindung auf. Dies begründeten sie mit der gesteigerten Verbundfestigkeit der stoffschlüssigen Aluminium-Kupfer Verbunde im Vergleich zu den mittels Aufschumpfens kraftschlüssigen. [Greß20] Prinzipiell lassen sich mittels der Fügemechanismen Form- und Kraftschluss geringere Kräfte übertragen als durch stoffschlüssigen Verbindungen, dennoch zeigen sie ein großes Potential für einen alternativen Ansatz auf. Dies wird in verschiedenen Untersuchungen zum Hybridguss deutlich, welche sich auf einen formschlüssigen Verbund konzentrieren.

Im Aluminium-Aluminium Verbundguss wird ein Stoffschluss beispielsweise durch die Oxidschicht verhindert, da diese erst bei sehr hohen Temperaturen von 2050°C schmilzt. Die Trimet AG nutzte daher einen form- statt stoffschlüssigen Verbund zur Fertigung von Zylinderkurbelgehäusen aus Aluminium für hochbelastete Motoren. Sie gossen zur Steigerung des Verschleißverhaltens ein Strukturelement aus einer übereutektischen Legierung im Squeeze Casting Prozesses ein. Dessen Mantelfläche wurde mechanisch strukturiert, sodass sich beim Gießen eine Verklammerung zwischen Schmelze und Einlegeroberfläche und daraus resultierend eine hohe Verbundfestigkeit ergab. [Trim09] Den gleichen Ansatz verwendeten Toyo Kogyo Co Ltd in ihren Patentschriften sowie Kenneth John Jones für die Untersuchungen zum Aluminium-Stahl Verbundguss. Erstere befassen sich mit der Herstellung eines Rotorgehäuses aus Aluminium, bei dem eine Lauffläche aus hochfestem Stahlblech zur Steigerung der Verschleißfestigkeit angegossen wurde. Durch eine vorherige mechanische Bearbeitung wurde das Stahlblech strukturiert und bildete beim nachgeschalteten Druckgussprozess durch Verklammerungen mit der Aluminiumschmelze einen formschlüssigen Verbund. Bedingt durch die unterschiedlichen Ausdehnungskoeffizienten der Werkstoffe wirkt durch den Materialschrumpfung ein zusätzlicher Kraftschluss. [Toyo74] Ein weiteres Beispiel ist die Erfindungsmeldung von Jones für das Unternehmen AE Plc, welcher eine Kolbenringeinlage aus Eisen entwickelte, wodurch ebenfalls die

Verschleißfestigkeit gesteigert und weiter die Wärmeleitfähigkeit verbessert werden konnte. Durch eine Oberflächenstrukturierung der innenliegenden Angussfläche konnte sich mit der Aluminiumschmelze ein „Sperreingriff“ ausbilden und ein fester formschlüssiger Verbund erzeugt werden. [Jone81]

Lao nutzt ebenfalls das Druckgussverfahren, um strukturierte Stahleinleger mit Aluminium anzugießen. Zur Erzeugung der Oberflächenstrukturierung nutzte er allerdings keine mechanische Bearbeitung, sondern eine Oberflächenstrukturierung mittels Laserstrahlung. Mit dieser erzeugt er schmale Vertiefungen mit Öffnungsgrößen zwischen 0,1 - 0,01 mm. Die Vertiefungen wurden aufgrund der hohen wirkenden Kräfte mit Aluminiumschmelze vollständig befüllt und erzeugten eine formschlüssige Verbindung. In seiner Dissertation geht Lao nicht auf die maximal erreichten Verbundfestigkeiten ein, führt jedoch auf, dass der Spalt zwischen Stahleinleger und Aluminiumkomponente durch die Oberflächenstruktur gegenüber einer unbehandelten Fläche deutlich geringer und somit weniger anfällig für Korrosion war. [Lao11], [Lao13]

Forschende des Fraunhofer IFAM sowie die Autorin dieser Arbeit meldeten ein Patent für eine Oberflächenstrukturierung mittels Lasertechnologie an. Als Anwendung wurde unter anderem die Vorbehandlung von Einlegern für das Angießen im Druckgussverfahren angegeben. Die laserinduzierten Vertiefungen der Oberflächenstruktur weisen im Gegensatz zu Laos Strukturen einen Hinterschnitt in kleinerer Größenordnung auf. Durch die hinterschnittige Ausformung der Vertiefungen lassen sich hohe Kräfte übertragen und der Verbund nicht zerstörungsfrei trennen. [Ifam18] Untersuchungen zeigten, dass unter Verwendung dieser hinterschnittigen Oberflächenstrukturierung Verbundfestigkeiten im Aluminium-Aluminium Verbundguss von über 138 MPa erreicht werden konnten. [Nolt19] Verglichen mit stoffschlüssigen Anbindungen beispielsweise durch Zinkbeschichtungen, die maximale Festigkeiten von 65 MPa erreichten, stellt dies eine Verdopplung dar und verdeutlicht das große Potential dieser Vorbehandlung. [Schw17]

2.1.5. Zusammenfassung Verbundguss

Der gegenwärtige Stand der Technik zeigt auf, dass die Verbunderzeugung im Aluminium-Kupfer Verbundguss unabhängig vom verwendeten Verfahren nahezu ausschließlich durch einen angestrebten Stoffschluss zwischen Einleger und Schmelze nach den von Ißleib und Lange aufgestellten Kriterien erfolgt. Neben einem direkten Kontakt der Metalle sowie einer guten Benetzung durch die Schmelze stellen insbesondere die thermischen Bedingungen, von denen die stoffschlüssige Anbindung in Form von intermetallischen Phasen abhängt, einen Forschungsschwerpunkt dar. Diese wurden beispielsweise durch eine Modifikation der Gießgeschwindigkeit, der Schmelze- und/oder Formtemperatur sowie dem Masseverhältnis zwischen Einleger und Schmelze verändert. Bleibt eine mischphasenbedingte Anbindung trotz modifizierter Prozessparameter aus oder sollen diese generell vermieden werden, verbleibt als Alternative eine Beschichtung der Einleger mit einer niedrig schmelzenden Legierung. Mittels dieser Vorbehandlung kann die Mischphasenbildung zwischen Aluminium und Kupfer und

damit ihr sprödes Materialverhalten umgangen werden, bedarf allerdings durch mehrere Reinigungs- sowie Beschichtungsschritte einen höheren Aufwand.

Es wird deutlich, dass es aktuell zur stoffschlüssigen Anbindung keine alternative gießtechnische Fügetechnologie gibt. Aufgrund geringer Diffusionsaktivität bei Gießverfahren mit niedrigem Temperaturregime, wie beispielsweise dem Druckguss, lassen sich mechanisch stabile Verbunde gemäß des aktuellen Standes der Technik ausschließlich mittels beschichteter Einleger realisieren. Basierend auf der umfassenden Literaturrecherche zeigt sich, dass es aktuell keine Forschungen zum gießtechnischen Fügen unter Wirkung eines zur stoffschlüssigen Anbindung alternativen Verbundmechanismus wie dem Kraft- oder Formschluss gibt und somit eine Lücke im aktuellen Wissensstand besteht.

2.2. Oberflächenstrukturierung mittels Lasertechnologie

Im Rahmen dieses Kapitels werden die relevanten Grundlagen der Laserbehandlung zur Strukturzeugung erläutert. Dafür wird zunächst der Aufbau und die Funktionsweise eines Lasersystems mit den jeweiligen Prozessgrößen näher beschrieben und anschließend die Wechselwirkung zwischen Substrat und Laserstrahlung dargestellt. Abschließend wird auf die Laserbearbeitung von Kupfersubstraten und die dabei auftretenden Herausforderungen eingegangen.

2.2.1. Aufbau und Funktionsweise eines Lasers

Laserstrahlung wird erzeugt, indem einem laseraktiven Medium Energie durch ein Pumpsystem zugeführt und somit stimuliert wird. Sobald das aktive Medium angeregt ist, sendet es Photonen aus, welche durch einen Resonator verstärkt werden. Damit eine Verstärkung erfolgen kann, muss es zur sogenannten „Besetzungsinversion“ kommen. Dies ist der Zustand, bei dem die Anzahl angeregter Atome größer ist als die der Atome im Grundzustand. Über einen Resonator, der jeweils über einen vollständig reflektierenden sowie einen teildurchlässigen Spiegel verfügt, werden die Photonen mehrfach durch das laseraktive Medium geleitet, wodurch es zur weiteren Emission kommt. Der Spiegelabstand im Resonator beträgt dabei ein Vielfaches der halben Wellenlänge, wodurch aus dem Emissionsspektrum nur bestimmte Wellenlängen verstärkt werden. Außerdem werden nur die senkrecht zur Spiegeloberfläche auftreffenden emittierten Photonen mehrfach reflektiert und entsprechend verstärkt. Die Auskopplung der erzeugten Laserstrahlung erfolgt über den teildurchlässigen Spiegel. Hierbei gilt es, die Teildurchlässigkeit des Spiegels entsprechend der Laserquelle anzupassen. Dadurch wird sichergestellt, dass ausreichend Strahlung zur Stimulation angeregter Elektronen im System verbleibt. Unter Verwendung steuerungstechnischer Komponenten wird die erzeugte Laserstrahlung mittels Spiegel und flexiblen Glasfasern weitergeleitet sowie über Linsen fokussiert. Dadurch können hohe Energiedichten erreicht und fertigungstechnisch genutzt werden. [Klock07] [Hüge09]

Lasertypen können nach ihrem aktiven Medium selbst oder deren Merkmalen eingeteilt werden. Dies können beispielsweise ihre Aggregatzustände oder Geometrie sein. Eine weitere gängige Unterteilung ist zudem durch den Betriebsmodus des Lasers gegeben. Hier wird zwischen dem Dauerstrich- und Pulsbetrieb unterschieden. Im Dauerstrichbetrieb (cw-Betrieb für continuous wave) erfolgt eine kontinuierliche Auskopplung aus dem Resonator, wodurch eine dauerhafte Emission der Laserstrahlung erfolgt. Unter Verwendung einer Güteschaltung kann beim Pulsbetrieb (pw-Betrieb für pulsed wave) der Resonator mittels eines elektro-optischen Schaltelementes mit ultrakurzen Schaltzeiten blockiert und bei einer ausreichend hohen Inversionsrate geöffnet werden. Dadurch können kurze Pulse mit einer Länge von 10-500 ns bei Wiederholraten von bis zu 100 kHz erzeugt werden. Hier lassen sich gegenüber dem Dauerstrichbetrieb deutlich höhere Leistungsdichten erzielen, weshalb dieser Betriebsmodus insbesondere durch die Kombination mit den geringen Wechselwirkungszeiten für die Oberflächenbearbeitung genutzt wird. [Eich10] [Klock07] Zum Einsatz kommen hauptsächlich CO₂-, Nd:YAG- und Faserlaser sowie vermehrt Excimer- und Diodenlaser. [Stee10]

2.2.2. Energieeinkopplung und Prozessregime in der Oberflächenbearbeitung

Bei der Laserbearbeitung kommt es zur Aufteilung in Absorption, Reflexion und Transmission der Strahlung. Abhängig von der Wellenlänge der Laserstrahlung, ihrer Polarisierung, dem Einfallswinkel und den spezifischen Materialwerten des Substrates sowie der Temperatur und der Oberflächenbeschaffenheit variieren die jeweiligen Anteile. Entscheidend für die Oberflächenbearbeitung ist dabei die absorbierte Energie, welche in Wärme umgewandelt wird. Ein Teil der absorbierten Leistung wird aufgrund von Wärmeleitung aus der Bearbeitungszone als Verlustleistung ins Werkstückinnere geleitet. Zudem ergeben sich geringe Verluste aus der thermischen Strahlung sowie einer durch Gasströmung bedingten konvektiven Wärmeabfuhr, die jedoch zu vernachlässigen sind. [Hüge09]

Neben der absorbierten Energie wirken sich die Intensität sowie die Wechselwirkungsdauer der Laserstrahlung entscheidend auf die Temperatursbildung in der Wechselwirkungszone aus und bestimmen damit das Prozessregime. Dies ist schematisch für metallische Werkstoffe in Abbildung 6 aufgeführt, wobei die angegebenen Intensitäten nur als Richtwert dienen und abhängig von den jeweiligen Werkstoffeigenschaften sowie der Wellenlänge des Lasers sind. Die durch die Erhöhung der Intensität der Laserstrahlung auftretenden Phänomene werden jeweils für unterschiedliche Fertigungsverfahren genutzt.

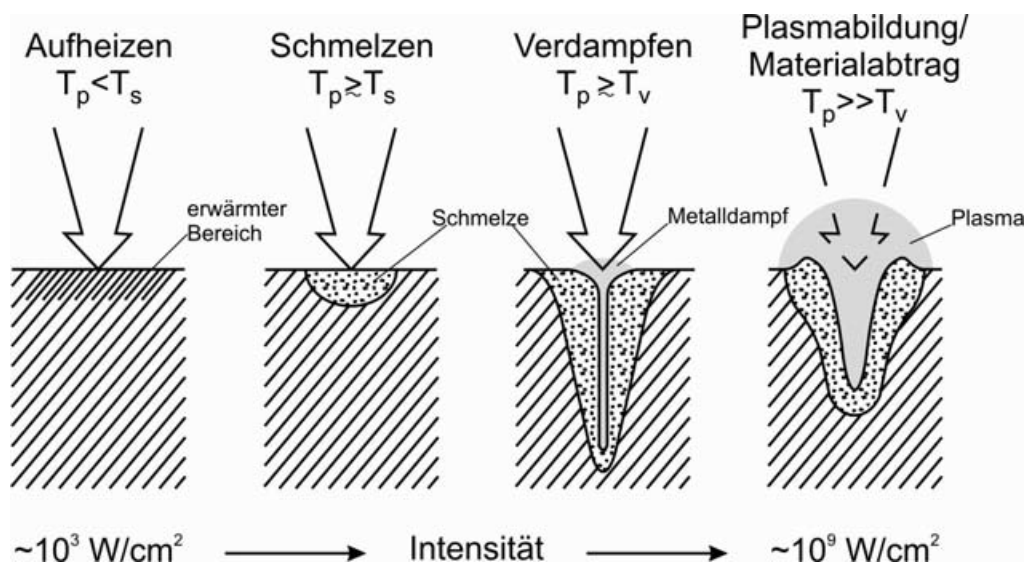


Abbildung 6: Abhängigkeit der Strahlintensität auf die Temperatursbildung in der Wechselwirkungszone nach [Hüge09]

Geringe Leistungsdichten von 10^3 bis etwa 10^4 W/cm^2 bewirken bei einem hinreichend großen Werkstoffvolumen in der Wechselwirkungszone eine Temperatursbildung im Bereich unterhalb der Schmelztemperatur T_s . Die durch die applizierte Laserstrahlung eingebrachte Wärme bewirkt in der Oberflächenschicht des Werkstücks eine Veränderung des Gefüges und wird technisch als Härtebehandlung eingesetzt. Wird mittels Steigerung der Laserleistung oder stärkere Fokussierung die Intensität der Laserstrahlung erhöht, kommt es zum Überschreiten der Schmelztemperatur T_s und folglich zur Schmelzbadausbildung. Die in diesem Zustand verwendeten Leistungsdichten treten

ebenfalls beim Wärmeleitungsschweißen auf. Das Überschreiten der Verdampfungstemperatur T_V erfolgt durch eine weitere Erhöhung der eingestrahnten Leistungsdichte von 10^5 bis zu 10^6 W/cm². Dabei kommt es durch den Rückstoßdruck des verdampfenden Materials im Schmelzbad zur Ausbildung einer in das Werkstück wachsenden Kapillare. Während der Durchmesser in etwa dem des fokussierten Laserstrahls entspricht, hängt die Breite der seitlich umgebenen Schmelze von der Einwirkzeit des Laserstrahls ab. In der Lasermaterialbearbeitung kommen diese Leistungsdichten beim Laserschneiden sowie Tiefschweißen vor. Mit einer weiteren Steigerung der Leistungsdichte von 10^7 bis 10^8 W/cm² wird die Verdampfungsrate erhöht. Dadurch bildet sich in der Wechselwirkungszone ein Druck von bis zu mehreren Kilobar aus, der die umliegende Schmelze hinausschleudert. Es bildet sich oberhalb der Einwirkzone ein Plasma durch die Ionisierung von Teilen des Metaldampfes sowie des Umgebungsgases, welches die Energieeinkopplung in das Material beeinflusst. Dieser Mechanismus wird zum Materialabtrag genutzt, wie zum Beispiel dem Bohren oder der Oberflächenstrukturierung, welche im Folgekapitel näher beschrieben wird. [Hüge09]

Neben der Höhe der Leistungsdichte bestimmt zusätzlich die Wechselwirkungsdauer der Laserstrahlung die jeweilige Prozesstechnologie der Laserbearbeitung. In Abbildung 7 sind die verschiedenen Verfahrenstechnologien mit den jeweils resultierenden Aggregatzuständen des Substrates in Abhängigkeit von der Bestrahlungsdauer und Intensität aufgeführt.

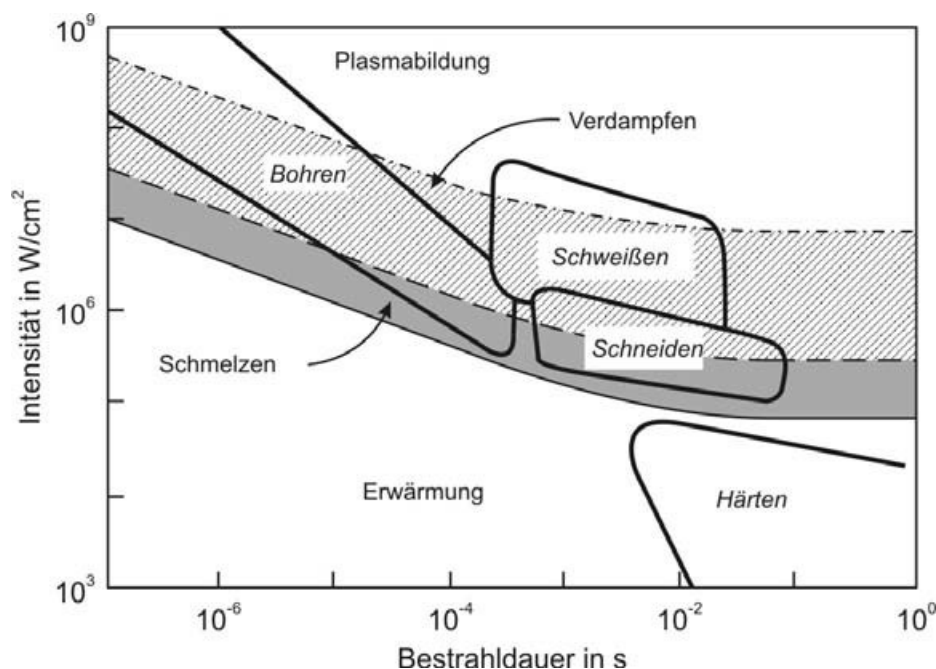


Abbildung 7: Einordnung von Laserbearbeitungstechnologien in Abhängigkeit der Strahlintensität sowie –dauer nach [Hüge09]
 Fertigungstechnisch kann das im Rahmen dieser Arbeit verwendete Sublimationsabtragen, wie in Abbildung 7 gezeigt, dem Bohren zugewiesen werden und wird im Folgenden näher beschrieben.

2.2.3. Erzeugung von Oberflächenstrukturen mittels Sublimationsabtragen

Abhängig von der Art der lateralen Formgebung der zu strukturierenden Oberflächentopografie wird das Abtragen durch Laserstrahlung prozesstechnisch unterschieden in das „Maskenabbildungsverfahren“ und das „schreibende Verfahren“. Die Verfahren sind schematisch in Abbildung 8 gezeigt. Die zwischen Strahlquelle und Werkstück liegende Maske bestimmt durch die Geometrie ihrer Ausschnitte die Bereiche, durch welche die Laserstrahlung passieren und auf die Werkstoffoberfläche treffen kann. Somit wird ausschließlich der durch die Maskengeometrie begrenzte Bereich der Oberfläche bearbeitet. Für das Maskenabbildungsverfahren werden häufig Excimerlaser verwendet, welche ein Top-hat Profil aufweisen wie in Abbildung 8 gezeigt. Dieses zeichnet sich durch große Strahlquerschnitte mit homogener Intensitätsverteilung aus.

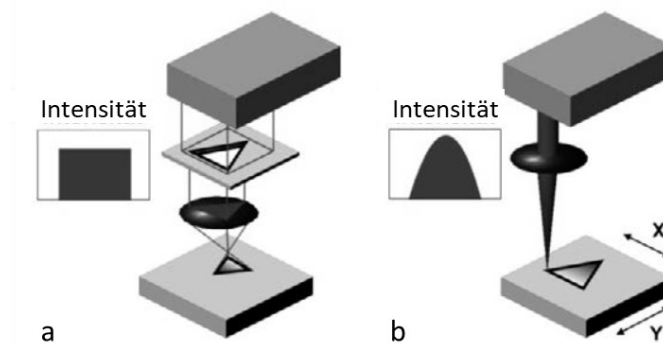


Abbildung 8: Sublimationsabtragen jeweils als Maskenabbildungsverfahren in a und schreibendes Verfahren in b [Hüge09]

Im Gegensatz dazu werden bei dem schreibenden Verfahren gut fokussierbare Festkörperlaser verwendet, deren Intensitätsprofil einer Gaußkurve entspricht. [Hüge09] Mit diesen können sehr hohe Pulsspitzenleistungen erzielt werden, sodass Material direkt sublimieren und somit abgetragen werden kann. Dieser Vorgang ist in Abbildung 9 schematisch gezeigt. Dabei trifft die gepulste Laserstrahlung auf das Substrat und koppelt in der randzonennahen Oberfläche ein. Die Laserstrahlung wird umgewandelt in thermische Energie, wodurch ein schlagartiger Wechsel des Aggregatzustandes von fest zu gasförmig erfolgt. Es kommt zur Ausbildung eines sehr hohen Gasdrucks des sublimierten Materials, welcher über eine Expansion abgebaut wird. Dabei kann bei der Expansion umliegendes aufgeschmolzenes Material mit ausgetrieben werden. Pro Laserpuls entsteht so ein paraboloidförmiger Materialabtrag aus der Werkstückoberfläche. Zurück bleibt ein kraterförmiges Nöpfchen wie schematisch in Abbildung 9 gezeigt. Der Abtragprozess sowie die Nöpfchengeometrie ist dabei maßgeblich abhängig von der zur Verfügung stehenden Strahlintensität, die als Fluenz F bezeichnet wird. Sie errechnet sich nach Gleichung (1) aus dem Quotienten der Pulsenergie E und Spotfläche d_F :

$$F = \frac{E}{\frac{1}{4} \cdot (d_F)^2 \cdot \pi} \quad (1)$$

Je höher die Fluenz ist, desto mehr Material wird sublimiert. Abhängig von der Fluenz ist zudem ein hybrider Materialabtrag möglich. Bei einer Kombination aus Sublimations- und Schmelzabtrag kann es zu Ansammlungen redeponierten Materials entlang der Näpfchenkontur auf der Werkstückoberfläche kommen, sodass ein Schmelzkranz wie in Abbildung 9 rechts ausgebildet wird.

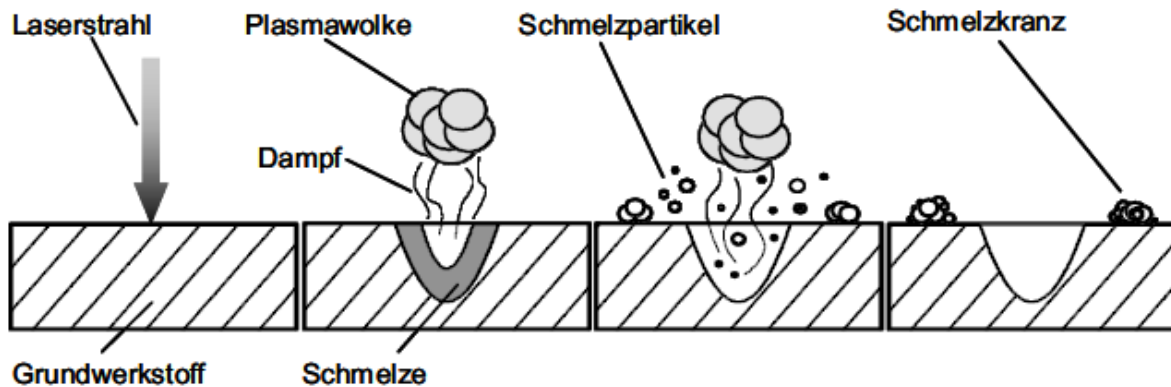


Abbildung 9: Schematische Darstellung der Wechselwirkung zwischen Substrat und Laserstrahlung [Klock07]

Neben der Fluenz sind die werkstofftechnischen Eigenschaften des Substrates, die verwendete Optik und die Laserprozessparameter weiter entscheidend für die Näpfchenausformung hinsichtlich der Tiefe und des Durchmessers. Somit kann durch gezielte Parametersteuerung und Wahl der Optik Einfluss auf die Geometrie genommen werden. Durch eine Erhöhung der Laserleistung, Verringerung des Fokaldurchmessers oder der Pulslänge kann beispielsweise die Strahlintensität gesteigert werden. Insbesondere die Pulslänge wirkt sich auf die Erzeugung der Schmelze aus. Je kürzer die Pulse sind, desto mehr Material wird sublimiert und weniger Schmelzerückstände sammeln sich entlang des Randes des Näpfchens an. Dies wird in Abbildung 10 deutlich ersichtlich. Während die Bohrung in a mit einer Pulslänge von 200 fs eine hohe Konturschärfe aufweist und auf einen hauptsächlichen Abtrag durch Sublimation schließen lässt, weist die bei einer Pulslänge von 3,3 ns erzeugte Bohrung in b entlang des gesamten Randes Schmelzerückstände auf, weshalb auf einen kombinierten Materialabtrag aus der sowohl flüssigen als auch gasförmigen Phase geschlossen werden kann.

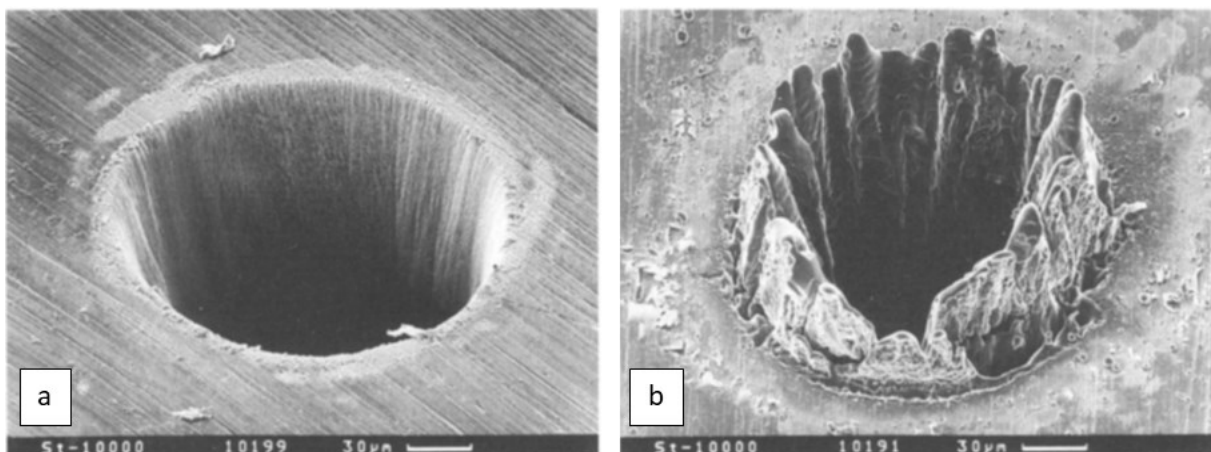


Abbildung 10: REM-Aufnahmen einer lasergebohrten 100 µm dicken Stahlfolie mit jeweils einer Pulslänge von 200 fs in a ($F=0,5 \text{ J/cm}^2$) und 3,3 ns in b ($F=4,2 \text{ J/cm}^2$) nach [Chic96]

Neben der hohen Präzision der Materialbearbeitung treten deutlich geringere thermische Verluste auf, wodurch für die Bohrung a mit kurzer Pulsdauer weniger Energie als für die Bohrung b mit längerer Pulsdauer benötigt wird. [Chic96] Die Näpfchengeometrie lässt sich zudem weiter über die Strukturierungsstrategie beeinflussen. [Klock07] Es kann zwischen zwei Scanmodi unterschieden werden: dem regulären Scanmodus und dem Pointmodus. Dabei werden die Laserpulse bei dem regulären Scanmodus mit einer kontinuierlichen Scangeschwindigkeit auf die Bauteiloberfläche appliziert. Somit ergibt sich der Abstand zwischen zwei Näpfchen aus der Scangeschwindigkeit, Pulsfolgefrequenz sowie der Pulslänge. Beim Pointmodus hingegen verharrt der Laserscanner an einer fixen Position während mehrere aufeinanderfolgende Laserpulse an derselben Stelle appliziert werden. Nachdem der letzte von jeweils n Pulsen appliziert wurde, wird die nächste Position angefahren und ein weiteres Pulspaket appliziert. Werden hingegen sehr niedrige Scangeschwindigkeiten verwendet, sinkt der räumliche Pulsabstand signifikant, wodurch eine Annäherung einer punktuellen Wiederholung der applizierten Laserpulse im regulären Scanmodus ermöglicht werden kann. Die punktuelle Wiederholung von Laserpulsen wird beispielsweise in der Fertigungstechnik beim Perkussionsbohren genutzt, um im Vergleich zum Einzelpulsbohren größere Tiefen bei höheren Schlankheitsgraden erzielen zu können. Erfolgt das Abtragen des Materials stückweise, so kann wie in Abbildung 11 rechts graphisch gezeigt, gegenüber dem Einzelpulsbohren die benötigte Pulsenergie reduziert und zudem kleinere Näpfchen- beziehungsweise Bohrungsdurchmesser realisiert werden. [Klock07]

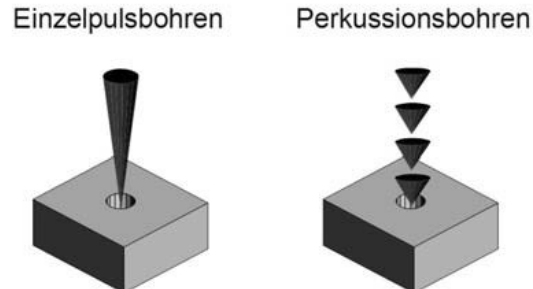


Abbildung 11: Schematische Darstellung des Laserbohrens links: Einzelpulsbohren rechts: Perkussionsbohren [Hüge09]

Die Näpfchen- beziehungsweise Bohrungstiefe kann über die punktuell wiederholte Anzahl der Laserpulse gesteuert werden. Mittels Simulation des Perkussionsbohrens kann zudem gezeigt werden, dass es bei größeren Tiefen zu Vielfachreflexionen an den Seitenwänden und dem Grund der Vertiefung kommt. Diese bewirkt einen erhöhten Abtrag pro Puls sowie eine Formveränderung am Boden der Vertiefung wie in Abbildung 12 gezeigt. Unabhängig von dem verwendeten Scanmodus kann mittels einer geometrisch definierten Anordnung von Näpfchen die Topografie der Werkstückoberfläche gezielt verändert werden. Durch eine linienförmige und dichte Aneinanderreihung gelasierter Näpfchen können wie in Abbildung 13 gezeigt durchgehende Nuten erzeugt werden. Werden mehrere Bearbeitungsbahnen parallel abgefahren, können abhängig von der Größe des seitlichen Versatzes entweder Material flächig abgetragen (siehe 3D-Abtrag in Abbildung 13) oder höherwertige, periodische Oberflächenstrukturen erzeugt werden.

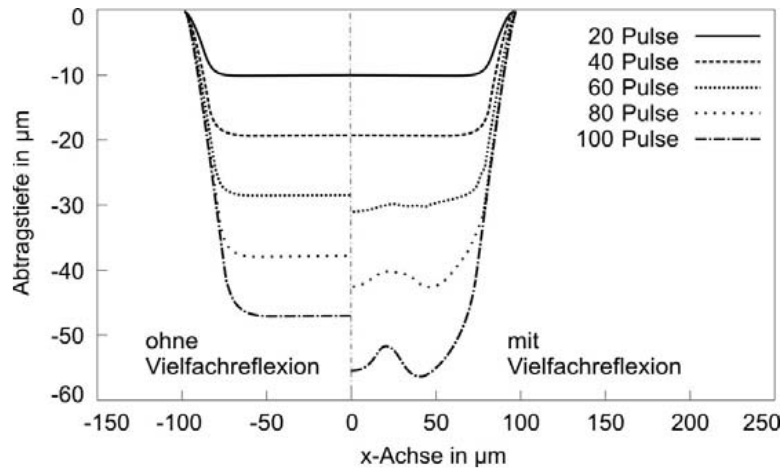


Abbildung 12: Simulierte Abtragstiefe in Abhängigkeit der Pulsanzahl ohne (links) und mit Vielfachreflexion (rechts) [Hüge09]

Abhängig von den geometrischen Parametern wie dem Vorschub pro Puls beziehungsweise dessen Überlapp sowie des Bahnversatzes können verschiedenste Oberflächenstrukturen gezielt erzeugt werden. [Hüge09] Diese können Größenordnungen von einigen Milli- bis zu wenigen Mikrometern aufweisen und werden industriell hauptsächlich für das Bohren, Beschriften und Strukturieren von planaren Bauteilen verwendet. [Klock07]

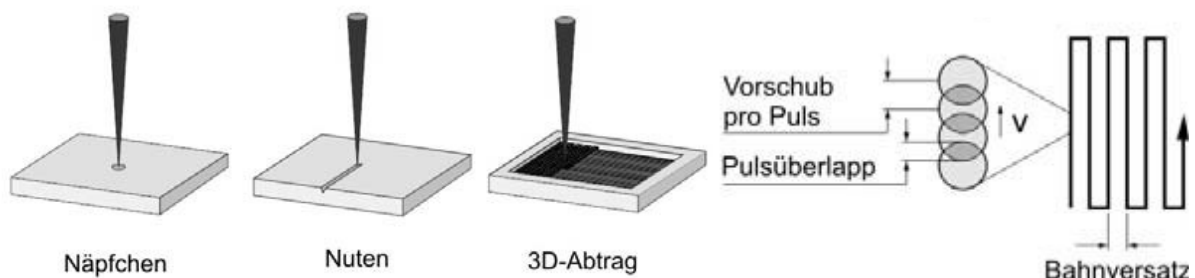


Abbildung 13: Verschiedene Abtragsstrategien mit schematischer Darstellung der geometrischen Parameter [Hüge09]

2.2.4. Laserbearbeitung von Kupferoberflächen

Das Strukturieren von Kupferoberflächen wird hauptsächlich verwendet, um das Benetzungs- und Adhäsionsverhalten sowie die Reibungs- und Verschleißfestigkeit zu beeinflussen. So lassen sich beispielsweise Frost [Tour09] und Korrosion [Liu07] auf Kupferoberflächen durch eine Strukturierung deutlich reduzieren und technische Oberflächen somit schützen. Durch die spezifische Oberflächentopografie wird ein hydrophobes Benetzungsverhalten erreicht und es bildet sich eine schützende Luftschicht aus.

Selbstreinigungseffekte basieren auf demselben Wirkmechanismus und lassen sich insbesondere für optisch relevante Oberflächen nutzen. [Zhao21] Weiter kann das Adhäsionsverhalten durch eine laserinduzierte Oberflächenstrukturierung deutlich gesteigert werden, was bei der Herstellung von Lithium-Ionen-Batterien genutzt werden kann. Hier ist eine ausreichend hohe Haftfestigkeit des

Elektrodenmaterials auf den Stromabnehmern ein wichtiger Einflussfaktor für die Lebensdauer der Batterie und kann mittels Laserbehandlung deutlich verbessert werden. [Zhen16]

Abhängig von dem Lasertyp, bzw. den verwendeten Prozessparametern lassen sich verschiedene Strukturtypen in jeweils unterschiedlichen Größenordnungen erzielen. So werden bei geringen Fluenzen und sehr kurzen Pulslängen im Piko- und Femtosekundenbereich wellenartige Nanostrukturierungen erzeugt – sogenannte LIPSS (Laser-induced periodic surface structures). Die Ausbildung dieser periodischen Wellenstrukturen im Nanometerbereich ist ein universelles Phänomen, welches bei fast allen Materialien mit linearer, polarisierter Laserstrahlung unter Verwendung spezifischer Parameter erreicht werden kann. Aufgrund der vielseitigen Anwendungen wie beispielsweise dem Einfärben von technischen Oberflächen, der Oberflächenbesiedlung durch bakterielle Biofilme oder der Verbesserung der tribologischen Eigenschaften von Metalloberflächen nahmen in der jüngeren Vergangenheit die Forschungsarbeiten deutlich zu. [Bons17] Wird hingegen mit einer längeren Pulsdauer im Nanosekundenbereich gearbeitet, können gegenüber den LIPSS deutlich größere Strukturdimensionen im Mikrometerbereich erzeugt werden. Im Rahmen dieser Arbeit werden ausschließlich Oberflächenstrukturen dieser Größenordnung erzeugt und untersucht. Daher wird im Folgenden weiter auf die Oberflächenstrukturierung mittels ns-gepulsten Laser eingegangen werden. Entsprechende weitere Informationen bezüglich der LIPSS Strukturen sind der einschlägigen Literatur zu entnehmen.

Generell ergeben sich für die Oberflächenstrukturierung im Mikrometer-Bereich von Kupfer zwei hauptsächliche werkstofftechnische Herausforderungen. Zum einen ist dies die hervorragende Wärmeleitfähigkeit des Werkstoffes. Sie bewirkt den schnellen Abtransport der thermischen Energie von der Wechselwirkungszone in das Werkstückinnere. Zum anderen ist es die Abhängigkeit der Wellenlänge der Laserstrahlung auf den Absorptionsgrad. Kupfer zeigt für ein breites Wellenlängenspektrum einen sehr geringen Absorptionsgrad auf, wodurch nur ein geringer Anteil der Laserstrahlung in die Werkstoffoberfläche eingekoppelt und in thermische Energie umgewandelt wird. [Tang12] Dies wird in Abbildung 14 deutlich, die den Absorptionsgrad in Abhängigkeit der Wellenlänge für verschiedene Werkstoffe zeigt.

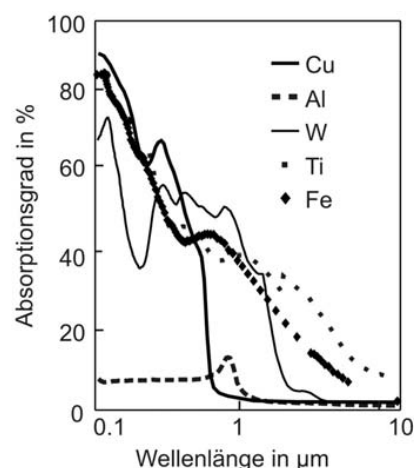


Abbildung 14: Absorptionsgrad in % in Abhängigkeit der Wellenlänge in µm für verschiedene Werkstoffe [Hüge09]

Somit gilt es durch eine entsprechende Wahl der Prozessparameter, wie der Strahlintensität oder Wellenlänge, eine ausreichend hohe Energieeinkopplung zu erhalten, um einen entsprechenden Materialabtrag erzielen zu können. In den aktuellen Untersuchungen zur Oberflächenstrukturierung auf Kupfersubstraten werden hauptsächlich Laser mit einer Wellenlänge von 352 nm sowie in dem Bereich von 1060 nm bis 1070 nm untersucht. Die Wahl höherer Wellenlängen im Nahinfrarotbereich trotz des deutlich niedrigeren Absorptionsgrades (siehe Abbildung 14) begründet sich durch die häufige industrielle Nutzung dieser Lasersysteme. Im Folgenden werden entsprechend der genutzten Wellenlängen und Anwendungsbereiche die Ergebnisse der aktuellen Veröffentlichungen vorgestellt.

Wellenlänge 532 nm

Tang und Abdolvand veröffentlichten 2011 eine Untersuchung zur Erzeugung von Oberflächenstrukturen auf Kupfersubstrat sowie deren Bildungsmechanismus. Hierfür verwendeten sie einen gepulsten Nd:YVO₄ Nanosekunden Laser, mit dem sie bei einer Scangeschwindigkeit von 10 mm/s rillen- und gitterartige Strukturen erzeugten. Aufgrund der niedrigen Geschwindigkeit ergibt sich bei einer Frequenz von 30 kHz eine punktuelle Wiederholung von 1800 Pulsen. Während der Bearbeitung treffen die 12 ns langen Pulse mit einer Gauß'schen Intensitätsverteilung auf das Kupfersubstrat, wodurch Material mittels Sublimation im Spotzentrum abgetragen sowie umliegendes Material durch Wärmeleitung aufgeschmolzen wird. Das verflüssigte Material bildet einen Schmelzeteich, dessen Lebensdauer in etwa der Zeit zwischen den Pulsen von ca. 10 µs beträgt. Die Pulse treffen dadurch nicht auf eine feste, sondern flüssige Werkstoffoberfläche. Der entstehende Gasdruck des sublimierten Materials bewirkt ein hydrodynamisches Austreiben der Schmelze. Durch den Temperaturgradienten erstarrt das aufgeschmolzene Material an der Oberfläche und bildet eine charakteristische Oberflächentopografie aus. [Tang11] Die Strukturen wurden in den Abständen ihrer Bearbeitungsbahnen zwischen 30 µm und 80 µm variiert, wodurch die in Abbildung 15 gezeigten Oberflächentopografien erzeugt werden konnten. Erst ab einem Abstand von 40 µm ergeben sich gleichmäßige Strukturen, wobei die Länge einer Periode (gemessen von Tal zu Tal) mit wachsendem Bearbeitungslinienabstand steigt. Ihre Größe ist gleich dem Abstand zwischen den benachbarten Gräben. Es wird angegeben, dass die Wechselwirkung zwischen Laserstrahlung und Substrat für die linienförmigen Strukturen identisch mit den gitterartigen sind. [Tang11] Ein Jahr später wurden Folgeversuche von Tang et al. veröffentlicht, bei denen die optischen Eigenschaften der Oberflächenstrukturierung, wie das Adsorptionsverhalten untersucht und eingestellt wurden. Das Adsorptionsverhalten der strukturierten Kupfersubstrate konnte gegenüber der blanken Kupferoberfläche signifikant verbessert werden. Bei Bahnabständen von 50 µm, 60 µm und 70 µm konnte eine Absorption von über 97 % im Spektralbereich von 250 nm bis 750 nm erzielt werden. Dieser Effekt kann auf zwei Absorptionsmechanismen zurückgeführt werden. Zum einen weist die Kupferoberfläche nach der Oberflächenstrukturierung einen im Vergleich zur unbehandelten Oberfläche um den Faktor drei höheren Sauerstoffgehalt auf. Zum anderen befinden sich auf der Oberfläche feinverteilte Nanopartikel, welche auch nach einer Ätzbehandlung verbleiben. Sowohl die Oxidschicht

als auch die feine Nanostrukturierung bewirken eine Beeinflussung des Absorptionsverhaltens. [Tang12]

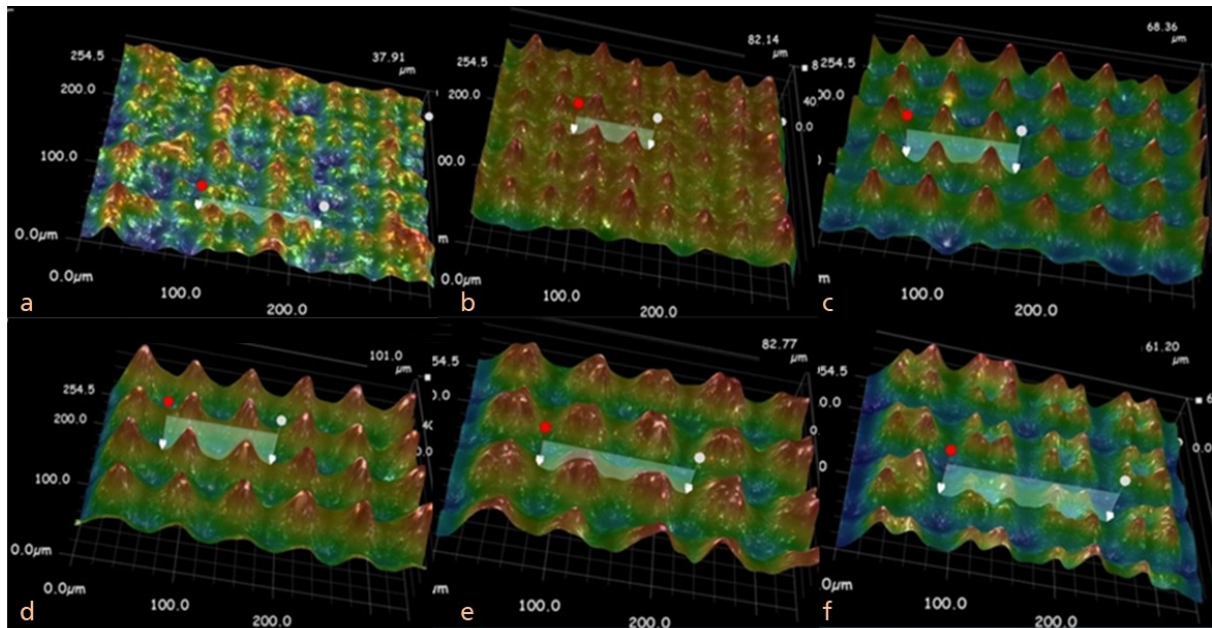


Abbildung 15: Oberflächentopografie gelasierter Kupfersubstrate mit jeweils variierendem x- und y-Abstand von 30 µm bis 80 µm und unterschiedlicher Strukturausbildung mit jeweiligen Abständen von Tal zu Tal von 42 µm in b; 53 µm in c; 59 µm in d; 67 µm in e und 81 µm in f. [Tang11]

Sehr ähnliche Untersuchungen führten Ma et al. durch, um superhydrophobe Kupferoberflächen zu erzeugen. Sie verwendeten ebenfalls einen Nanosekunden Laser und veränderten die Abstände zwischen den Bearbeitungsbahnen in x- und y-Richtung. Ergänzend wurden die Scangeschwindigkeiten variiert und der Einfluss auf die sich ergebenden Gitterstrukturen (vgl. Abbildung 16 a) untersucht. Abhängig von der Laserfluenz und den Abständen der Bearbeitungsbahnen kam es zu Ablagerungen von Nanopartikeln auf der erzeugten Mikrostruktur, wie in Abbildung 16 b gezeigt, kommen und unterscheiden sich in Größe, Form und Verteilung. Durch eine Wärmebehandlung konnte das Benetzungsverhalten der erzeugten hierarchischen Strukturen von superhydrophil zu superhydrophob verändert werden. [Ma19]

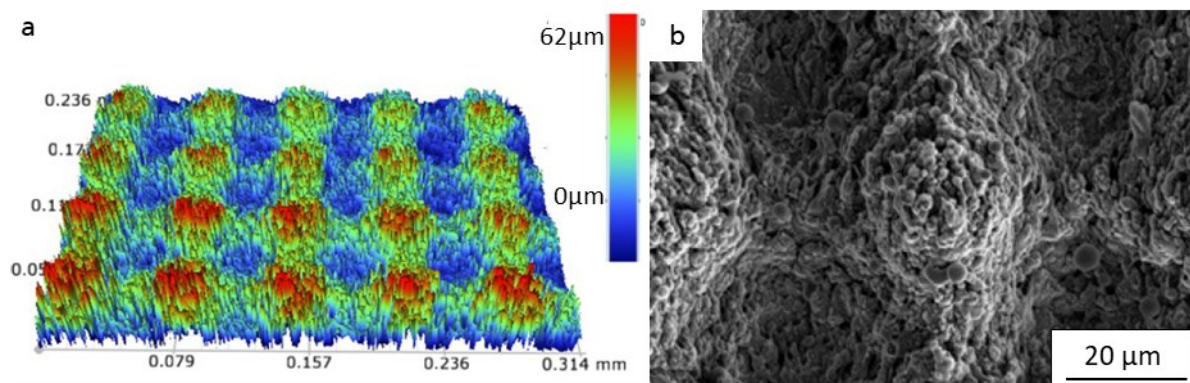


Abbildung 16: Dreidimensionale Darstellung der Topografie in a sowie REM Aufnahme der Nanostruktur in b einer mit einer Scangeschwindigkeit von 1300 mm/s und 5 µm Abstand erzeugten Oberflächenstruktur. [Ma19]

Zhao et al. nutzen ebenfalls ein gepulstes Nanosekunden Lasersystem, um superhydrophobe Kupferoberflächen zu erzeugen. Sie verwendeten allerdings unterstützend zur Laserstrukturierung der Kupferprobe eine Ultraschallbehandlung, wodurch das Kupfersubstrat in Vibration versetzt wurde. Durch die Ultraschallschwingung konnte gegenüber einer konventionell erzeugten Oberfläche eine höhere Rauheit erreicht werden. Dies bewirkte eine reduzierte Kontaktfläche zwischen strukturierter Kupferoberfläche und Flüssigkeitstropfen, wodurch sich ein superhydrophobes Benetzungsverhalten einstellen konnte. Zur Strukturierung wurde die Scangeschwindigkeit zwischen 100 mm/s und 900 mm/s sowie der Abstand der Bearbeitungsbahnen zwischen 0,01 mm und 0,1 mm variiert. Dabei stellten sich ähnlich wie bei Ma et al. sowie Tang und Abdolvand gitterartige Strukturen ein. Auf der REM-Aufnahme in Abbildung 17 sind jeweils die Mikro- in a und die Nanostruktur in b und c gezeigt. Diese wiesen bei einer niedrigen Scangeschwindigkeit von 100 mm/s und einem Bearbeitungsbahnabstand von 0,06 mm die größten Kontaktwinkel, also ein möglichst hydrophobes Benetzungsverhalten, auf. [Zhao21]

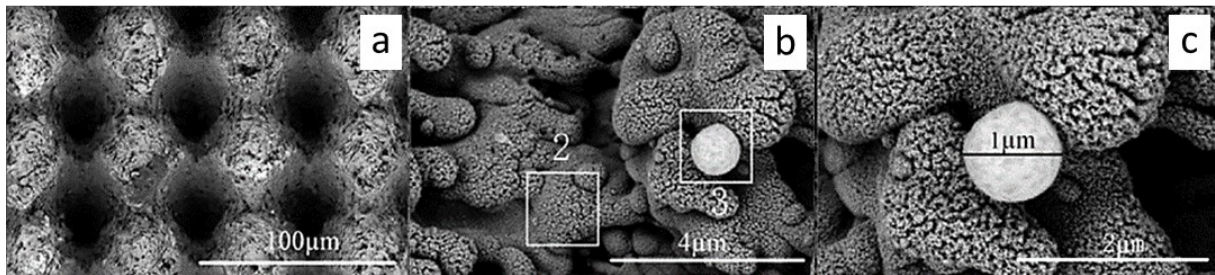


Abbildung 17: Oberflächentopografie nach der Laserstrukturierung mit Nanostrukturierung (2) in b und reinen Kupferpartikeln (3) in b und c nach [Zhao21]

In der Arbeit von Liu et al. wurden Kupferoberflächen für Klebungen mittels Oberflächenstrukturierung vorbehandelt. Dafür wurde ein gepulster und frequenzverdreifachter Nd:YAG Nanosekunden Laser verwendet. Bei der Strukturierung kam es allerdings lediglich zum Aufschmelzen des Substrates. Dennoch konnten laut den Autoren netzartige Strukturen erzeugt werden, welche fingerartige Vorsprünge im Nanometerbereich wie Abbildung 18 aufzeigten. Die netzartigen Strukturen erreichten aufgrund des ausbleibenden Sublimierens lediglich Höhen bis zu 6 µm. Dennoch konnte eine Verbesserung der mechanischen Festigkeit durch eine Laservorbehandlung der Kupferoberfläche festgestellt werden. Bei einer gesteigerten Scangeschwindigkeit von 12 mm/s und hohen Fluenz von 7,13 J/cm² konnte die Verbundfestigkeit geringfügig von den Referenzwerten mit 18 MPa auf 21 MPa gesteigert werden. Das Dehnungsverhalten hingegen wurde deutlich verbessert. [Liu21]

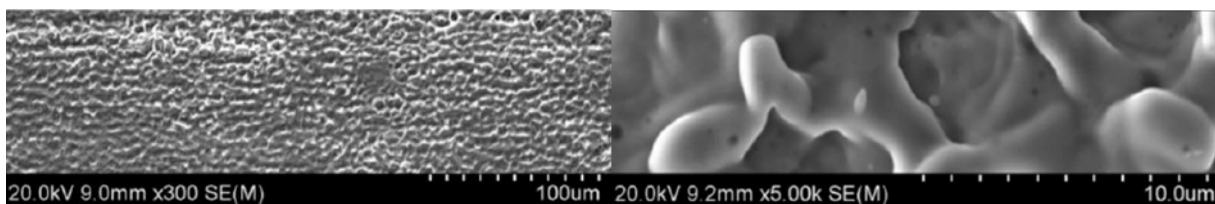


Abbildung 18: REM-Aufnahme der laserstrukturierten Kupferoberfläche mit unterschiedlicher Vergrößerung nach [Liu21]

Da es bei den Ergebnissen von Liu et al. lediglich zum Aufschmelzen der Kupferoberfläche gekommen ist, ist davon auszugehen, dass die Strahlintensität für den Materialabtrag mittels Sublimation zu gering war (siehe Abbildung 6). Es wäre möglich, dass mit der Frequenzumwandlung ein Leistungsverlust einherging und dadurch die Pulsleistung reduziert wurde. Aufgrund des hohen Absorptionsgrades müsste bei der verwendeten Wellenlänge von 355 nm eine gute Einkopplung in das Kupfersubstrat gewährleistet sein (siehe Abbildung 14).

Wellenlängenbereich 1060-1070 nm

Mora et al. strukturierten Zugscherproben aus Kupfer wie in Abbildung 19 gezeigt unter Verwendung eines gepulsten Nanosekundenlasers bei unterschiedlichen Laserfluenzen zwischen $0,70 \text{ J/cm}^2$ bis $2,35 \text{ J/cm}^2$. Es konnte aufgezeigt werden, dass die Rauigkeit der Oberflächenstruktur mit zunehmender Fluenz steigt und sich positiv auf die Verbundfestigkeit auswirkt. Die maximalen Verbundfestigkeiten von 30-32 MPa wurden mit den höchsten Laserfluenzen erreicht. Neben der deutlichen Steigerung der Verbundfestigkeit gegenüber der Referenz von 17 MPa erfolgte außerdem ein Wechsel des Bruchverhaltens vom Adhäsions- zu Kohäsionsbruch. [Mora21] Besonders herauszustellen ist, dass Mora et al. ein Lasersystem mit einer Wellenlänge in dem Bereich von 1060-1070 nm verwendeten, welche einen signifikant geringeren Absorptionsgrad im Vergleich zu Liu et al. aufweist. Dennoch erreichten Mora et al. durch ihre Laserstrukturierung weitaus höhere Steigerungen der Verbundfestigkeit, was für den Leistungsverlust spricht.

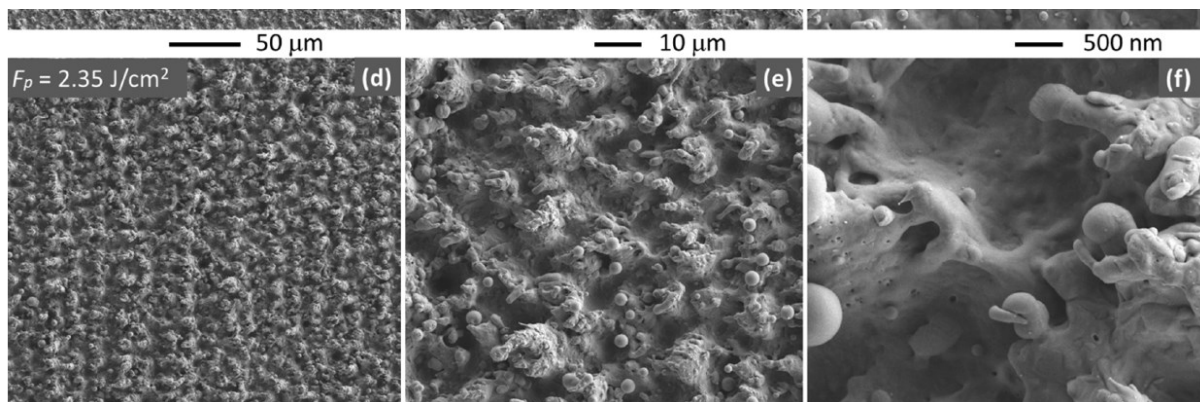


Abbildung 19: REM-Aufnahme mit einer verwendeten Fluenz von $F=2,35 \text{ J/cm}^2$ nach [Mora21]

Zheng et al. konnten sehr ähnliche Ergebnisse in ihren Untersuchungen erzielen, bei denen sie Kupferoberflächen mit einem Pikosekundenlaser der Wellenlänge 1064 µm strukturierten. Dabei erzeugten sie mittels der gewählten Parameter ausreichend hohe Fluenzen, um eine Substruktur im Nanometerbereich auf der Mikrostruktur zu erzeugen. Während die Referenzproben eine Verbundfestigkeit von ca. 22 MPa erreichten, konnte durch die hierarchischen Graben- sowie Gitterstrukturen wie in Abbildung 20 gezeigt eine signifikante Steigerung der Verbundfestigkeit von jeweils 32 MPa und 35 MPa erreicht werden. [Zhen16]

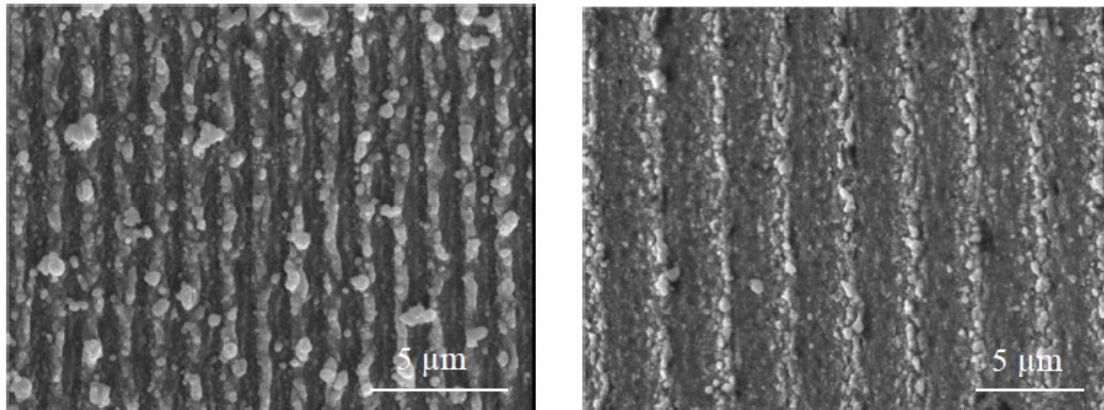


Abbildung 20: REM-Aufnahme zweier Oberflächenstrukturierungen mit jeweils unterschiedlichen Abständen der Bearbeitungsbahnen von 1,3 μm links und 3 μm rechts nach [Zhen16]

Weiter gibt es mehrere Untersuchungen zur Modifikation des Benetzungsverhaltens von Kupferoberflächen. Auch hier werden gepulste Nanosekundenlaser im Nahinfrarot Bereich mit Wellenlängen zwischen 1060 nm und 1070 nm trotz niedrigem Absorptionsgrad verwendet. He et al. erzeugten beispielsweise auf Kupferoberflächen Gitterstrukturen durch Rillen, wie in Abbildung 21 a gezeigt, wobei die Abstände der Bearbeitungsbahnen zwischen 50 μm und 300 μm variierten. Das anfängliche superhydrophile Benetzungsverhalten wurde durch ein Niedertemperaturglühen in ein superhydrophobes umgewandelt.

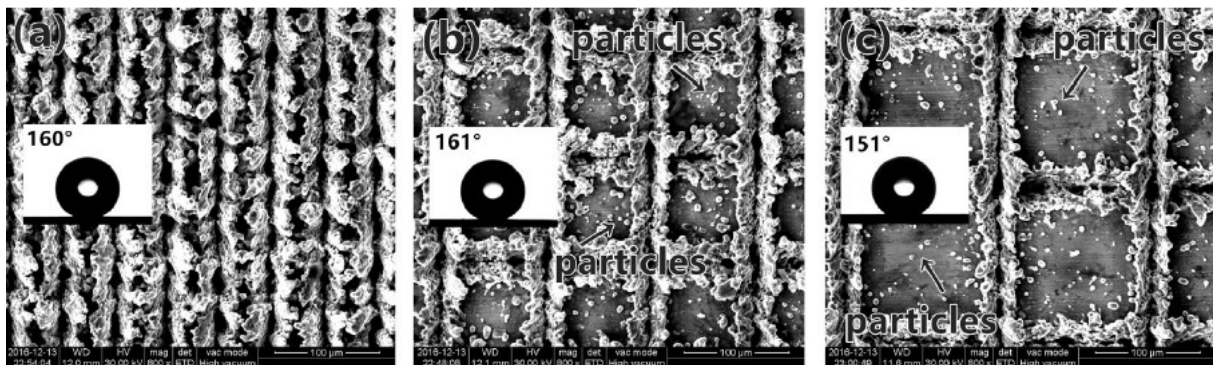


Abbildung 21: Oberflächentopografie und Kontaktwinkel laserstrukturierter Kupferoberflächen mit unterschiedlichen Abständen der Bearbeitungslinien von 50 μm (a), 100 μm (b) und 150 μm (c) nach [He17]

Zudem konnte eine Abhängigkeit zwischen Rillenabstand und Adhäsionskraft zwischen strukturierter Kupferoberfläche und Wassertropfen beobachtet werden (siehe Abbildung 21 b und c). Dabei nimmt die Adhäsionskraft mit wachsenden Rillenabstand zu. Diese Eigenschaft kann unter anderem für den Transport von Tröpfchen genutzt werden. [He17]

Yan et al. untersuchten ebenfalls das Benetzungsverhalten strukturierter Oberflächen, wobei sie Bronze anstatt Kupfer untersuchten. Sie gaben an, dass eine Änderung von superhydrophil zu superhydrophob ebenfalls durch eine Lagerung in IPA für drei Stunden erzeugt werden konnte. Der Wechsel des Benetzungsverhaltens wurde durch die Absorption und Anlagerung organischer Substanzen auf den Bronzeproben erklärt. Die besten Benetzungsergebnisse der hierarchischen Strukturen wurden bei

einem Abstand der Bearbeitungsbahnen von $100\ \mu\text{m}$ und einer Laserfluenz von $4,5\ \text{J}/\text{cm}^2$ erzielt. Abbildung 22 zeigt REM-Aufnahmen der Mikro- in a sowie der Nanostrukturierung in b und c. [Yan17]

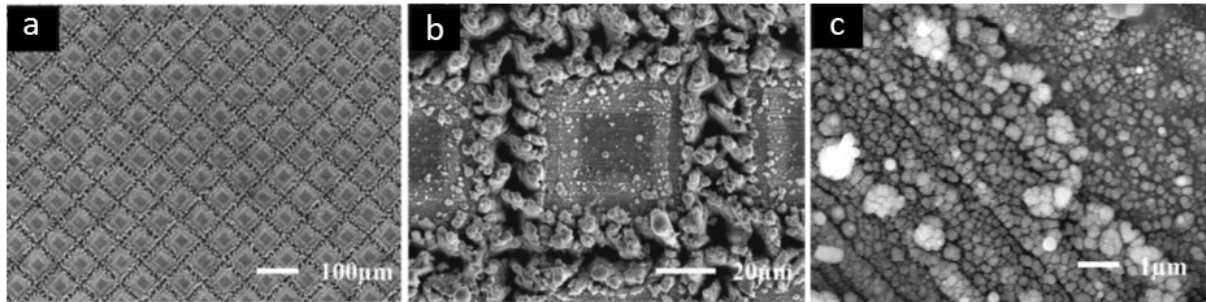


Abbildung 22: REM-Aufnahme der flächigen Oberflächenstrukturierung (a) sowie einem Struktursegment (b) und einer Nahaufnahme mit Mikro- / Nanopartikelansammlungen nach [Yan17]

Die mit der Strukturierung einhergehende Vergrößerung der Oberfläche nutzten Orman et al. für die Optimierung des Wärmeübergangs von Poolsiedern. Mit einem gepulsten Faserlaser im Nanosekundenbereich wurden Kupferscheiben so strukturiert, dass durchgehende Rillen erzeugt wurden, die sich in Höhe, Breite und Abständen zueinander unterschieden. Es konnte gezeigt werden, dass die laserinduzierte Oberflächengeometrie einen signifikanten Einfluss auf den abgeleiteten Wärmestrom bedeutete. Die Wärmeübertragung konnte insbesondere bei tiefen Rillen deutlich verbessert werden, was auf die vergrößerte Oberfläche zurückzuführen ist. [Orma20]

Long et al. untersuchen in ihrer umfangreichen Arbeit den Entstehungsmechanismus sowie verschiedene Einflussparameter von hierarchischen Mikro- und Nanostrukturen auf Kupferoberflächen, welche mittels ns-Laser erzeugt wurden. Dabei unterschieden sich ihre Scanstrategie von den zuvor vorgestellten Arbeiten zu rillen- und gitterartigen Oberflächenstrukturen. Long et al. verwendeten deutlich geringere Abstände der Bearbeitungsbahnen, sodass die erzeugten Gräben von dem jeweils folgenden „überschrieben“ wurden. So konnten bei einer Spotgröße von $32\ \mu\text{m}$ und einem Abstand der Bearbeitungslinien von $15\ \mu\text{m}$ sehr fein verteilte Oberflächentopografien wie in Abbildung 23 a erzeugt werden. Durch die Wahl der Scangeschwindigkeit von $10\ \text{mm}/\text{s}$ kam es bei der Frequenz von $100\ \text{kHz}$ zu ca. 300 Pulsen pro Spot. Die Entstehung der Mikrostruktur wurde ähnlich wie bei Tang und Abdolvand durch den Rückstoßdruck des sublimierten Materials erklärt. [Tang11] Laut Autoren bewirkt dieser das Austreiben von umliegendem verflüssigtem Material, welches anschließend randnah erstarrt. Aufgrund der geringen verwendeten Abstände der Bearbeitungsbahnen kommt es zum Aufwachsen des laserinduzierten wiederverfestigten Materials in den erzeugten Gräben und dadurch zu einer erhabenen Oberflächenstruktur. Es wird zudem auf die Bildung der Nanostrukturierung eingegangen, welche auf die laserinduzierten Plasmen zurückgeführt wurden. Die Ausbildung von Plasmen resultiert dabei aus der schnellen Verdampfung und Phasenumwandlung. Die Plasmen können sich in der Atmosphäre nicht frei ausdehnen und werden stark eingeeengt, wodurch sie mit anderen Teilchen in ihrer Umgebung kollidieren. Die verstärkten Kollisionen führen zu Ausbildungen komplexer Nanoansammlungen und Oxidation. Mit den an der Oberfläche befindlichen Schmelzschichten reagieren die Nanoansammlungen

weiter und lagern sich schließlich an der Substratoberfläche ab, wodurch es zu Ausbildungen von baumwollartigen Nanostrukturen kommt. Die untersuchte Nanostruktur setzte sich aus vielen feinen CuO-Nanopartikeln zusammen, welche einen Durchmesser von weniger als 10 nm aufzeigten. Long et al. betrachteten zudem den Einfluss der Pulslänge auf die Strukturausbildung, indem sie Strukturen mit Pulslängen von jeweils 20 ns und 100 ns untersuchten (vgl. Abbildung 23). Diese bildeten unterschiedliche Höhen von 50 μm für 20 ns lange Pulse und 10 μm für 100 ns lange Pulse aus. Die Ausbildung höherer Oberflächenstrukturen bei kürzeren Pulslängen wurde auf die Absorptionstiefe zurückgeführt. Bei kurzen Laserpulsen wird gegenüber größeren Pulslängen ein größerer Teil sublimiert, wodurch sich ein entsprechend höherer Gasdruck ausbildet. Je größer der Gasdruck ist, desto größer ist die Höhe des verflüssigten Materials, welches hinausgeschleudert werden und zu feinen Mikrosäulen erstarren kann. Lange Pulse führen hingegen zu einer erhöhten thermischen Durchdringung, wodurch gegenüber kurzen Pulsen ein größerer Schmelzesee ausgebildet und weniger Material sublimiert werden kann. Der daraus resultierende geringe Gasdruck bewirkt die Ausbildung grober und flacher Mikrostrukturen. Die Pulslänge wirkt sich neben der Ausbildung der Mikro- auch auf die Nanostruktur aus. Ein schwächerer Verdampfungsprozess, wie bei langen Pulsen, bewirkt einen geringeren Materialabtrag und somit weniger Teilchen die zu komplexen Nanoaggregaten und schließlich baumwollartigen Nanostrukturen ausbilden können. Neben der Pulslänge konnte zudem gezeigt werden, dass die Höhe der Oberflächenstrukturierung über die Änderung der Laserpulsenergie reguliert werden kann. [Long18]

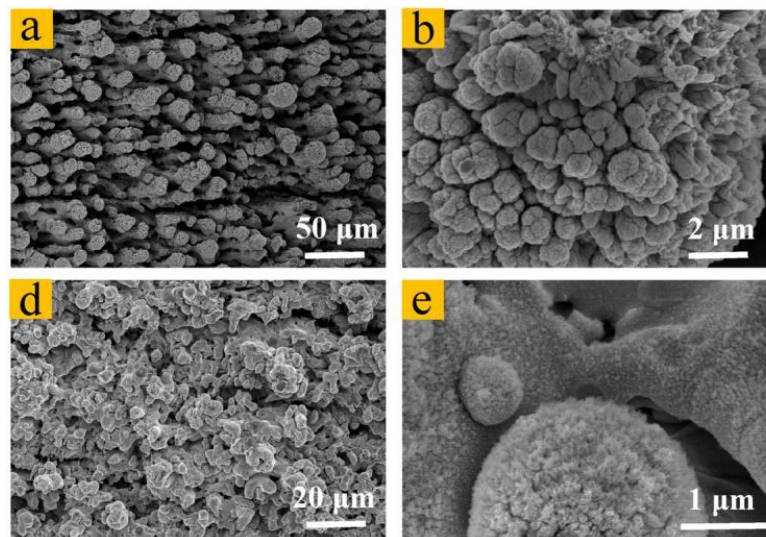


Abbildung 23: REM-Aufnahmen der hierarchischen Oberflächentopografie (a und d) und Nahaufnahme der Nanostrukturierung mit einer verwendeten Pulslänge von jeweils 20 ns (b) und 100 ns (e) nach [Long18]

In einer weiteren Studie untersuchten Long et al. die Beeinflussung der Prozessparameter Pulslänge, -energie, Scangeschwindigkeit sowie die Abstände der Bearbeitungslinien auf die Ausbildung der Mikro- und Nanostruktur. Dabei wurde die Oberflächentopografie besonders von dem Abstand der Bearbeitungslinien beeinflusst. Sowohl für kurze Pulslängen von 20 ns wie in Abbildung 24 als auch für lange von 100 ns in Abbildung 25 wurde bei einer Erhöhung von 15 μm Abstand auf 30 μm

beziehungsweise auf 50 μm keine Nanostrukturierung auf der Oberfläche festgestellt. Diese fehlte ebenfalls auf den Oberflächen, welche mit reduzierter Pulsenergie bei Pulslängen von 100 ns strukturiert wurden. Die Scangeschwindigkeit wies dagegen einen deutlich geringeren Einfluss auf. Die bei kurzen Pulslängen von 20 ns erzeugten Strukturen zeigten ein stabileres Verhalten auf. Sowohl bei Steigerung der Scangeschwindigkeit als auch bei reduzierter Pulsenergie konnten Nanostrukturen auf der Oberfläche festgestellt werden. [Long18c]

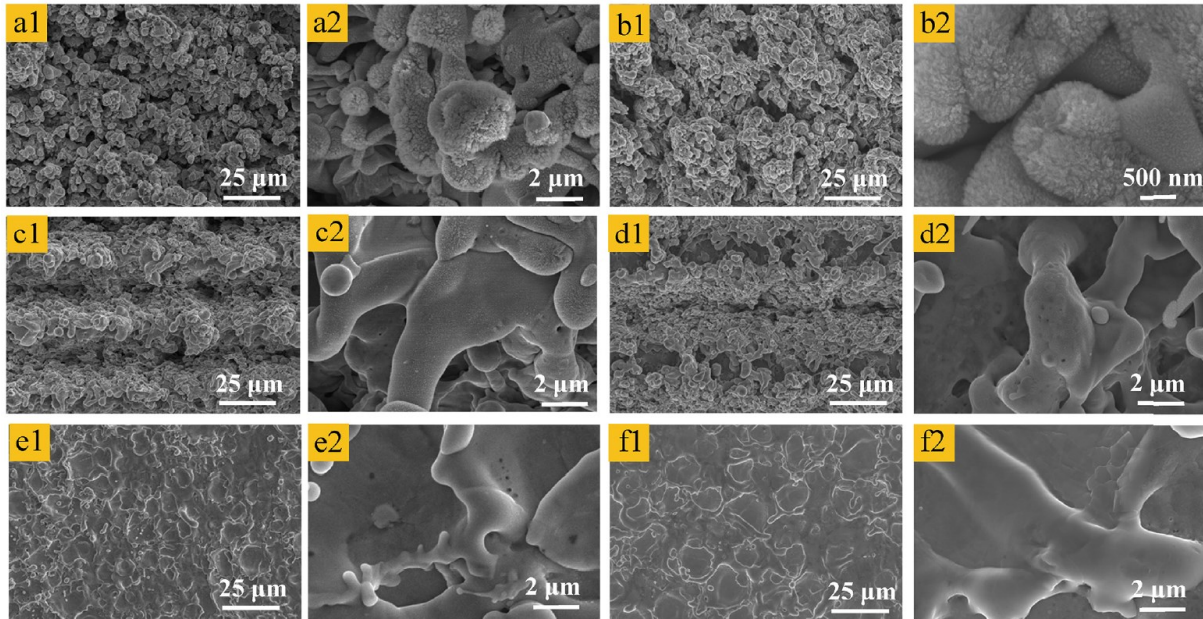


Abbildung 24: Laserinduzierte Oberflächenstrukturen mit einer Pulslänge von 100 ns und den Parametern $e=160\mu\text{J}$, $d=10\mu\text{m}$, $v=30\text{mm/s}$ für a1 und a2, $e=160\mu\text{J}$, $d=10\mu\text{m}$, $v=200\text{mm/s}$ für b1 und b2, $e=160\mu\text{J}$, $d=30\mu\text{m}$, $v=10\text{mm/s}$ für c1 und c2, $e=160\mu\text{J}$, $d=50\mu\text{m}$, $v=10\text{mm/s}$ für d1 und d2, $e=80\mu\text{J}$, $d=10\mu\text{m}$, $v=10\text{mm/s}$ für e1 und e2 und $e=48\mu\text{J}$, $d=10\mu\text{m}$, $v=10\text{mm/s}$ für f1 und f2 nach [Long18c]

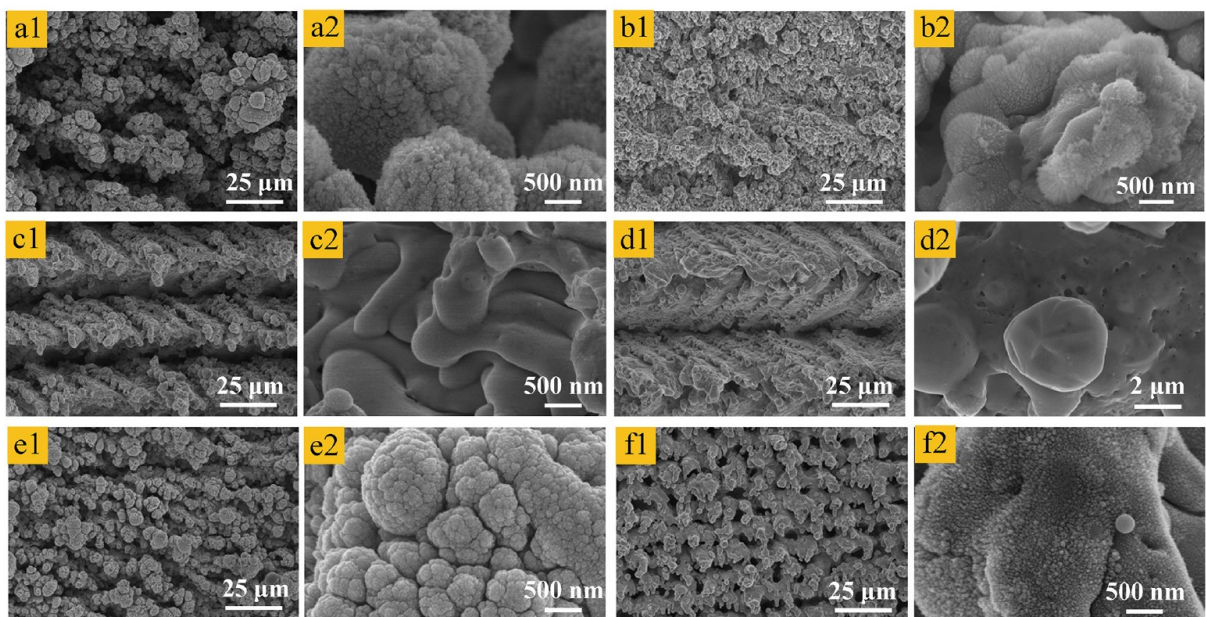


Abbildung 25: Laserinduzierte Oberflächenstrukturierung mit einer Pulslänge von 20 ns und den Parametern $e=160\mu\text{J}$, $d=10\mu\text{m}$, $v=30\text{mm/s}$ für a1 und a2, $e=160\mu\text{J}$, $d=10\mu\text{m}$, $v=200\text{mm/s}$ für b1 und b2, $e=160\mu\text{J}$, $d=30\mu\text{m}$, $v=10\text{mm/s}$ für c1 und c2, $e=160\mu\text{J}$, $d=50\mu\text{m}$, $v=10\text{mm/s}$ für d1 und d2, $e=64\mu\text{J}$, $d=10\mu\text{m}$, $v=10\text{mm/s}$ für e1 und e2 und $e=32\mu\text{J}$, $d=10\mu\text{m}$, $v=10\text{mm/s}$ für f1 und f2 nach [Long18c]

3. Zielsetzung

Aus den bisherigen Untersuchungen zum Aluminium-Kupfer Verbundguss wird deutlich, dass unabhängig vom verwendeten Gießverfahren die thermischen Bedingungen in der Aluminium-Kupfer Grenzflächenschicht entscheidend für die Verbundausbildung sind. Sowohl die Höhe der Temperatur als auch die Dauer der thermischen Einwirkung muss ausreichend hoch sein, um mittels Diffusion durchgehende stoffschlüssige Anbindungen in Form von intermetallischen Phasen ausbilden zu können. Zugleich gilt es, die Phasendicke für das thermisch bedingte Wachstum der intermetallischen Phasen zu limitieren, um einem versprödungsbedingten Versagen des Verbundes entgegenzuwirken und eine möglichst hohe elektrische Leitfähigkeit gewährleisten zu können. Da es im Druckgussverfahren jedoch prozessbedingt zu einer geringfügigen Mischphasenbildung kommt, wird im Rahmen der vorliegenden Arbeit ein neuer wissenschaftlicher Ansatz vorgestellt, dem die nachfolgende Forschungshypothese zugrunde liegt und es zu beweisen gilt.

Die Modifikation der Einlegertopografie mittels laserinduzierter Oberflächenstrukturierung erlaubt, trotz des niedrigen Temperaturregimes im Druckgussverfahren, die Erzeugung einer mechanisch stabilen sowie elektrisch gut leitenden Aluminium-Kupfer Verbindung durch eine formschlüssige Verklammerung.

Für die Charakterisierung der mechanischen Verbundeigenschaften dienen die aus den zuvor vorgestellten Studien erreichten Verbundfestigkeiten mittels stoffschlüssiger Anbindung in Form von intermetallischen Phasen als Orientierung. Diese variieren abhängig vom Gießverfahren, wobei gemäß Literatur hauptsächlich Werte zwischen 41 MPa - 68 MPa [Su11], 45 MPa - 56 MPa [Pint20] und 55 MPa [Lian10] erreicht werden. Gemittelt ergibt sich somit eine Festigkeit von circa 55 MPa, die als mechanisch stabil bewertet werden kann. Zur Beurteilung der elektrischen Eigenschaften wird der Gütefaktor genutzt. Dieser wird hauptsächlich für die Bewertung der Güte stromführender Verbindungen wie beispielsweise Stromschienen verwendet. [Böhm05] Basierend auf der zu beweisenden Forschungshypothese leitet sich die nachfolgende Zielstellung ab.

Das Ziel der vorliegenden Arbeit besteht aus der Verbesserung der mechanischen und elektrischen Eigenschaften im Druckgussverfahren erzeugter Aluminium-Kupfer Verbunde durch eine laserinduzierte Vorbehandlung der Einleger.

Entsprechend der Abbildung 26 lässt sich die Bearbeitung der oben genannten Zielstellung der Arbeit in jeweils drei wesentliche Forschungsschwerpunkte unterteilen.

- 1) Grundlegende Untersuchungen der Verbundausbildung angegossener und unbehandelter Einleger sowie der Beeinflussung relevanter Prozessparameter im Druckgussverfahren
- 2) Analyse der Wechselwirkung ns-gepulster Laserstrahlung mit Reinkupfer sowie Adaption eines geeigneten Prozessfensters zur Entwicklung und Erzeugung einer Oberflächenstrukturierung für eine formschlüssige Anbindung im Druckgussverfahren

3) Analyse der relevanten Einflussfaktoren auf die mechanischen und elektrischen Verbundeigenschaften wie der:

- Strömungsdynamik der Schmelze
- Strukturlage
- Strukturgeometrie



Abbildung 26: Schematische Darstellung des Vorgehens der Arbeit

4. Material und Methode

In diesem Kapitel werden die verwendeten Materialien sowie die jeweiligen Versuchsaufbauten der Oberflächenstrukturierung mittels Lasertechnologie und der Druckgussversuche zum Anbeziehungsweise Eingießen der Kupfereinleger beschrieben. Des Weiteren werden die für die Charakterisierung der erzeugten Oberflächentopografie sowie der Verbundeigenschaften genutzten Analysemethoden vorgestellt und erklärt.

4.1. Material

Kupfer

Als Einlegermaterial für die Verbundgussversuche wurde Reinkupfer, im Folgenden Kupfer, mit der Werkstoffbezeichnung Cu-ETP (ehemals E-Cu58) gewählt. Das durch elektrolytische Raffination hergestellte Kupfer mit Restsauerstoffgehalt weist einen Mindest-Kupfergehalt von 99,99% auf. Durch die hohe Reinheit und den geringen Anteil weiterer Legierungselemente beziehungsweise Verunreinigungen können möglichst hohe elektrische und thermische Leitfähigkeiten erreicht werden. [Kupf23] Die nach DIN EN festgelegte chemische Zusammensetzung ist in Tabelle 2 aufgeführt.

Tabelle 2: Chemische Zusammensetzung des Reinkupfers Cu-ETP (CW004A) nach DIN EN [Kupf23]

Material	Cu	Bi	O	Pb	Ag	Sonstige
Gew.-%	99,9000	0,0005	0,0400	0,0050	0,0150	0,0300

In Tabelle 3 sind zudem die relevanten physikalischen Eigenschaften des Kupfers vermerkt.

Tabelle 3: Physikalische Eigenschaften von Kupfer in Abhängigkeit der Temperatur *nach [Bane05]

Temperatur [°C]	Dichte ρ [kg/m ³]	Spez. Wärmekapazität c_p [J/kg*K]	Wärmeleitfähigkeit λ [W/(mK)]
190 °C	8800	402,3	389,5
290 °C	8700	412,3	385,5

Die 1,5 mm starken gewalzten Bleche wurden bereits vom Hersteller BIKAR METALLE GmbH auf die entsprechenden Einlegermaße von 40 mm x 100 mm getrennt. Dabei wurde als Trennverfahren das Wasserstrahlschneiden gewählt, um einen möglichst geringen thermischen Eintrag in das Kupfermaterial zu erhalten.

Aluminium

Zum Anbeziehungsweise Eingießen der Einleger wurde die Druckgusslegierung mit der Bezeichnung Rotoren-Al 99,7R des Herstellers Rheinfelden verwendet. Genau wie das zuvor beschriebene Material der Kupfereinleger zeichnet sich die Aluminiumlegierung mit einem hohen Reinheitsgrad aus. Mit einem Aluminiumanteil von 99,7% ergeben sich ebenfalls hohe elektrische und thermische

Leitfähigkeiten für die Druckgusslegierung. [Rhei23] Die chemische Zusammensetzung ist in Tabelle 4 aufgeführt.

Tabelle 4: Chemische Zusammensetzung der Aluminiumdruckgusslegierung Al99,7-E nach [Rhei23]

Material	Al	Cu	Si	Fe	Mn	Mg	Bi	Zn	Ti	Pb	Sb
Gew.-%	99,64	0,002	0,134	0,181	0,004	0,001	0,007	0,015	0,001	0,003	0,005

Die relevanten physikalischen Eigenschaften des Reinaluminiums, im Folgenden Aluminium bezeichnet, sind in Tabelle 5 vermerkt.

Tabelle 5: Physikalische Eigenschaften von Aluminium in Abhängigkeit der Temperatur nach [Taka89]

Temperatur [°C]	Dichte ρ [kg/m ³]	Spez. Wärmekapazität c_p [J/kg*K]	Wärmeleitfähigkeit λ [W/(mK)]
740 °C	2357	1086	92
800 °C	2325	1086	94

Da es beim Aufschmelzen und Warmhalten des Aluminiums zur Aufnahme von Wasserstoff oder anderen Verunreinigungen kommen kann, welche eine Qualitätsminderung der Schmelze bedeuten können, ist eine Vorbehandlung zum Entgasen der Schmelze notwendig. Daher wurde vor den Druckgussversuchen stets eine Behandlung der Schmelze mit einem Impeller-System durchgeführt. Dieses ermöglicht durch die Verteilung feiner inerte Gasblasen mittels eines Impellerrotors in der Schmelze ein Abbinden des vorhandenen Wasserstoffs. [Wark05]

4.2. Versuchs- und Messmethoden

4.2.1. Versuchsmethodik

Verbundgussversuche mittels Druckgussanlage

Elementar für die Durchführung der Verbundgussversuchsreihen der vorliegenden Arbeit ist die Druckgussanlage. Um die Kupferbleche an-, beziehungsweise einzugießen wurde eine Kaltkammer-Druckgussanlage des Typs SC N 66 der Firma Bühler, wie in Abbildung 27 dargestellt, verwendet.



Abbildung 27: Kaltkammer Druckgussmaschine SC N 66 des Herstellers Bühler [Bühl17]

Der Prozessablauf für die Herstellung einer Aluminium-Kupfer Verbundprobe ist in Abbildung 28 schematisch dargestellt. Hierfür werden im ersten Schritt die Einlegerbleche gemäß Abbildung 28 1 in die bewegliche Formhälfte des geöffneten Werkzeugs platziert. Um ein Verrutschen der Kupferbleche in dem temperierten Werkzeug zu verhindern, wurden diese mithilfe eines hitzebeständigen Klebstoffs (Ethyl-Cyanoacrylat) fixiert. Anschließend verfährt die bewegliche Formhälfte und schließt die Form. Die maximale Schließkraft der verwendeten Druckgussanlage beträgt 6615 kN. [Büle17] Mithilfe einer automatisierten Dosiereinheit wird eine entsprechend des Gießgewichts definierte Menge Aluminiumschmelze aus dem nebenstehenden Tiegel entnommen und in die vorgewärmte Gießkammer gegeben (Abbildung 28, Schritt 2). Durch schlagartiges Verfahren des Gießkolbens kann die Schmelze, wie in Abbildung 28 im Schritt 3 gezeigt, kontrolliert beschleunigt werden, sodass sie innerhalb von Millisekunden in die Kavität gepresst und über einen Nachdruck schließlich nachverdichtet werden kann (Abbildung 28, Schritt 4). Aufgrund der dünnen Wandstärken und niedrigen Werkzeugtemperaturen erfolgt die Abkühlung und ausreichende Verfestigung des Gussteils bereits nach kurzer Zeit. Durch Auffahren der beweglichen Formhälfte und Ausfahren der Auswerfer aus der Form kann das Gussteil manuell entnommen werden (Abbildung 28, Schritt 5). Abschließend wird das Werkzeug auf Anhaftungen oder Beschädigungen kontrolliert und mit Trennmittel neu benetzt und getrocknet.

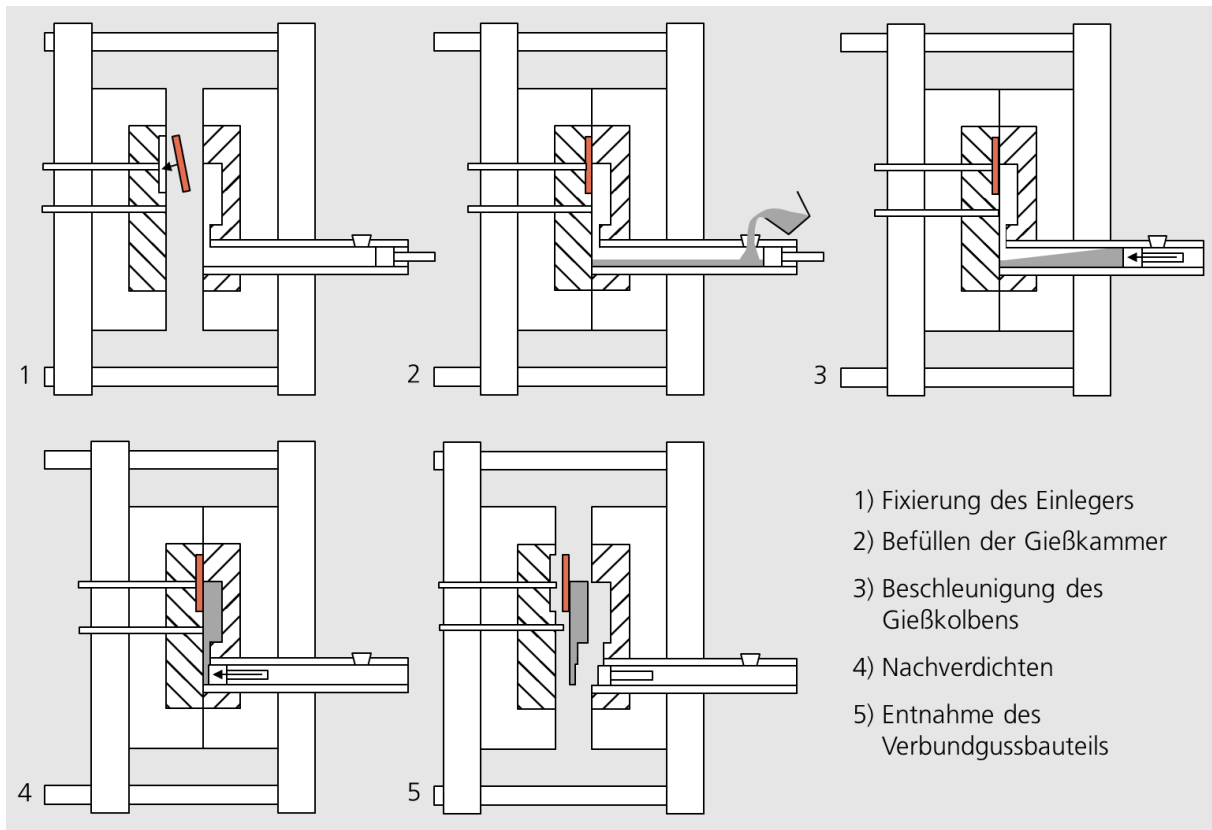


Abbildung 28: Schematische Darstellung des Verbundguss Prozessablaufs

In Abbildung 29 sind jeweils die bewegliche in a und die feste Formhälfte in b des verwendeten Gießwerkzeuges dargestellt. Von dem Anguss gehen jeweils vier Kavitäten ab, mit denen zwei Blecheinleger jeweils an- beziehungsweise eingegossen werden können.



Abbildung 29: Geöffnetes Gießwerkzeug mit der beweglichen (a) und festen Formhälfte (b)

Die vierfingrigen Gussteile wurden nach Entnahme aus der Gussform bei Raumtemperatur abgekühlt und anschließend die Angüsse mechanisch getrennt. Die Probengeometrie der an- und eingegossenen Bleche ist in Abbildung 30 schematisch in ihrer Drauf- (oben) sowie Schnittansicht (unten) dargestellt.

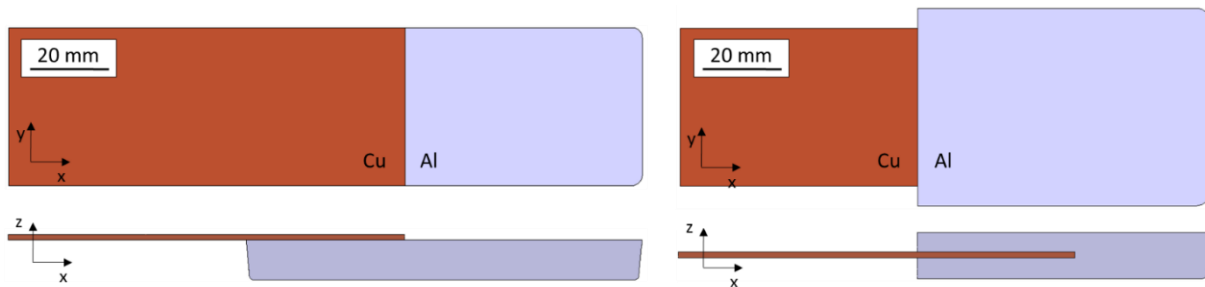


Abbildung 30: Schematische Darstellung der Probengeometrie für angegossene (links) sowie eingegossene (rechts) Kupfereinleger jeweils in der Draufsicht (oben) sowie Schnittansicht (unten).

Durch das An- beziehungsweise Eingießen der Bleche ergeben sich unterschiedlich große Verbundflächen zwischen der Aluminium- und Kupferkomponente. Während sich die Fläche für die angegossenen Proben mit $40 \text{ mm} \times 40 \text{ mm}$ zu einer Größe von 1600 mm^2 ergibt, setzt sich die Fläche der eingegossenen mit $2 \times 40 \text{ mm} \times 40 \text{ mm} + 3 \times 1,5 \text{ mm} \times 40 \text{ mm}$ aus der Vorder- und Rückseite sowie den Blechseiten zusammen zu 3380 mm^2 .

Oberflächenstrukturierung mittels IR-Lasersystem

Die Untersuchungen der Wechselwirkungen der Laserstrahlung mit dem Kupfersubstrat sowie die daraus entwickelte Laserbehandlung zur Oberflächenstrukturierung der Einleger erfolgte mithilfe eines Nd:YAG Lasersystems im Nahinfrarotbereich und dem in Abbildung 31 gezeigten Versuchsaufbau. Der diodengepumpte Laser des Herstellers cleanLASER weist eine Wellenlänge von $\lambda = 1064 \pm 4 \text{ nm}$ auf. Wie bereits im Kapitel 2.2.4 beschrieben, kommt es somit im Vergleich zu Lasersystemen mit geringerer Wellenlänge zu einem niedrigeren Absorptionsgrad. Allerdings sind Systeme im beispielsweise grünen Wellenlängenbereich mit $\lambda = 532 \text{ nm}$ mit deutlich höheren Anschaffungskosten verbunden und daher industriell weniger etabliert. Mit der Entwicklung der laserinduzierten Strukturierung von Kupfereinlegern wird allerdings eine Vorbehandlung für die Anwendung in der industriellen Fertigung mit Druckgussverfahren angestrebt. Es wurde im Rahmen dieser Arbeit daher bewusst ein kommerziell verfügbares Lasersystem gewählt. Über eine Regelung der Strahlquelle kann die auf 100 W begrenzte Leistung des cl100 Lasersystems reguliert und eine maximale Pulsenergie von 1 mJ erreicht werden. Die Frequenz ist zwischen 100 kHz und 200 kHz einstellbar und es können Pulslängen von bis zu minimal $\tau = 100 \text{ ns}$ realisiert werden. [Clea17] Die Strahlübertragung erfolgt über eine flexible optische Faser zu einer 2D-Laser-Scanoptik, mit der über die Bewegung verbauter Spiegel das Umlenken der Laserstrahlung und dadurch das definierte Bearbeiten von Oberflächen ermöglicht wird. Als Schutz vor der Laserstrahlung dient die Laserkammer, welche aus Edelstahlwänden besteht und ein Sichtfenster aus Laserschutzglas aufweist. Über eine Absaugung werden die beim Lasern entstehenden Stäube

entfernt. Zudem wird über eine Interlockschaltung gewährleistet, dass der Betrieb ausschließlich bei verschlossener Laserkammer erfolgen kann. Somit sind die Anforderungen des Laserschutzes gegeben.

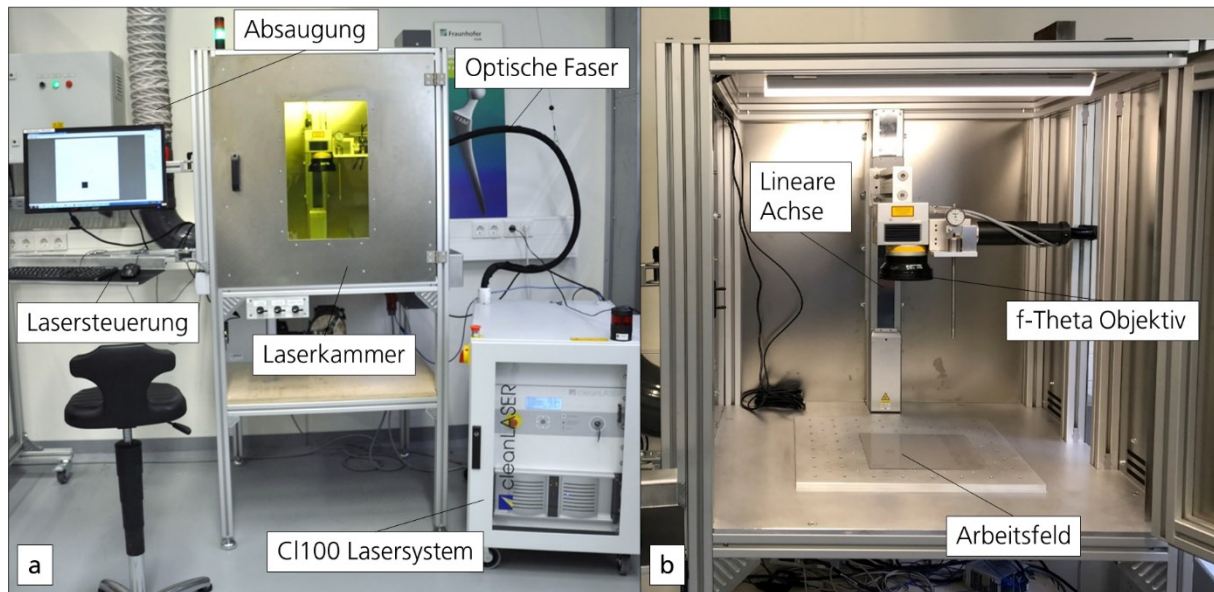


Abbildung 31: Versuchsaufbau für die Oberflächenstrukturierung der Kupfereinleger mit dem cl100 Lasersystem

Die Laserkammer weist außerdem eine elektrisch verfahrbare z-Achse auf, mit der die Optik über eine Steuerung auf den jeweils benötigten Arbeitsabstand positioniert werden kann. Die präzise Einstellung über die z-Achse stellt einen wesentlichen Faktor für die Wiederholgenauigkeit der Probenfertigung dar. Dadurch können die teilweise sehr geringen Toleranzgrenzen des Fokusabstandes der verwendeten f-Theta Objektive reproduzierbar eingestellt werden. Abweichungen ober- oder unterhalb der Toleranz könnten in einem signifikanten Verlust der Strahlintensität resultieren. Aufgrund dieser Sensitivität wurden die Kupfereinleger für eine Versuchsreihe stets hintereinander und vollständig bei derselben Position gelasert, um eine möglichst hohe Reproduzierbarkeit zu ermöglichen. Die Bedienung des Lasers sowie die Einstellung der Prozessparameter

- Laserleistung [%]
- Pulsfolgefrequenz [kHz]
- Scangeschwindigkeit [mm/s]
- Wiederholungsrate

erfolgt mithilfe der Scan2D Software. Über die Software wird außerdem die Scanfelposition und -größe für die Laserbearbeitung festgelegt und als „Job“ definiert. Über die Option „filling“ können die räumlichen Abstände der gepulsten Laserstrahlung in x-Richtung sowie die Scanstrategie angepasst werden. Die Abstände der Laserpulse in y-Richtung ergeben sich hingegen aus der gewählten Scangeschwindigkeit dividiert durch die Pulsfolgefrequenz, wie in Gleichung (2) gezeigt.

$$\Delta y = \frac{\text{Scangeschwindigkeit}}{\text{Pulsfolgefrequenz}} \quad (2)$$

Wie schematisch in Abbildung 32 links dargestellt, ergibt sich für konstante Parameter mit steigender Scangeschwindigkeit somit eine Vergrößerung der räumlichen Abstände der Pulse in y-Richtung beziehungsweise ein unterschiedlich hoher Überlapp. Aus den räumlichen Abständen in x-Richtung ergeben sich außerdem die Abstände der gelaserten Bearbeitungsbahnen (siehe Abbildung 32, rechts).

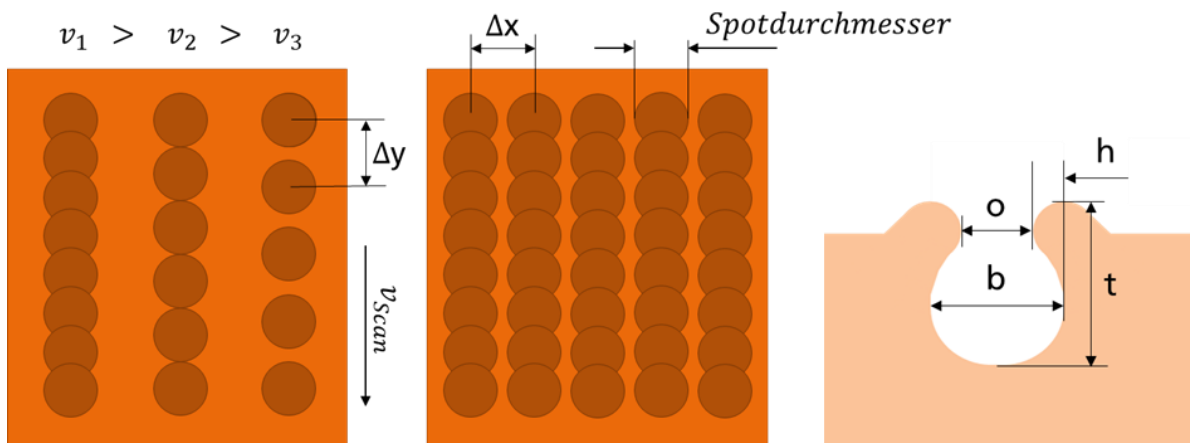


Abbildung 32: Grafische Darstellung der räumlichen Pulsabstände (links und mittig) sowie der geometrischen Größen laserinduzierter Vertiefungen (rechts)

Durch Variation der Prozessparameter lassen sich mittels Laserbearbeitung periodische Oberflächenstrukturen definierter Geometrie erzeugen. Dabei eignen sich für eine mechanisch stabile Verklammerung zwischen Einleger und Schmelze besonders Konturen, bei denen die Breite b größer als der Öffnungsdurchmesser o ist und dadurch ein Hinterschnitt h wie in Abbildung 32 rechts entsteht. Zudem sollte für eine vollständige Infiltration ein Aspektverhältnis zwischen Breite b und Tiefe t beachtet werden, bei dem die Tiefe t nicht größer als die zweifache Breite b sein sollte. [Nolt19]

Reinigung der Kupfereinleger mittels Beizen

Aufgrund der großen Oxidationsaffinität des Kupfers kommt es bei dem Strukturieren der Oberfläche der Kupfereinleger zu einer Aufdickung der Oxidschicht. Wie in Abbildung 33 links gut erkennbar, zeigt sich die Steigerung der Oxidschichtdicke durch eine dunkelbraune Verfärbung der Oberflächenstruktur. Die Oxidschicht kann als Fremdschicht auf dem Kupfersubstrat sowohl die elektrische Leitfähigkeit reduzieren als auch einen Stoffschluss reduzieren beziehungsweise verhindern. [Iss95b] [Brau06] Da die Zielstellung der vorliegenden Arbeit jedoch darin besteht, elektrisch gut leitfähige und mechanisch stabile Verbunde zu erzeugen, werden die strukturierten Kupfereinleger teilweise vor den Verbundgussversuchen durch Beizen chemisch gereinigt. Um die gelaserte Oberflächenstruktur möglichst wenig anzugreifen und hauptsächlich das aufgedickte Oxid zu reduzieren, wurde eine milde Beize auf Essigbasis verwendet. Tang et al. führten in ihren Untersuchungen auf, dass die von ihnen erzeugte laserinduzierte feine Nanostruktur auf den Kupferoberflächen auch nach der chemischen Reinigung mittels Essigsäure verblieb. Daher wurden für die Oxidentfernung jeweils 400 ml Essigsäure und 40 g Natriumchlorid bei Raumtemperatur in einem

Becherglas miteinander vermengt und ausgewählte Kupferbleche mit einer Beizdauer von 15 Minuten behandelt. Anschließend wurden die Proben mit Isopropanol abgespült und mit Druckluft getrocknet. Die Reinigung der Kupfereinleger erfolgte jeweils maximal 20 Stunden vor dem An- beziehungsweise Eingießen. Die gereinigte Oberfläche eines strukturierten Kupferbleches ist in Abbildung 33 rechts im Vergleich zur gelaserten und oxidierten Probe links abgebildet.

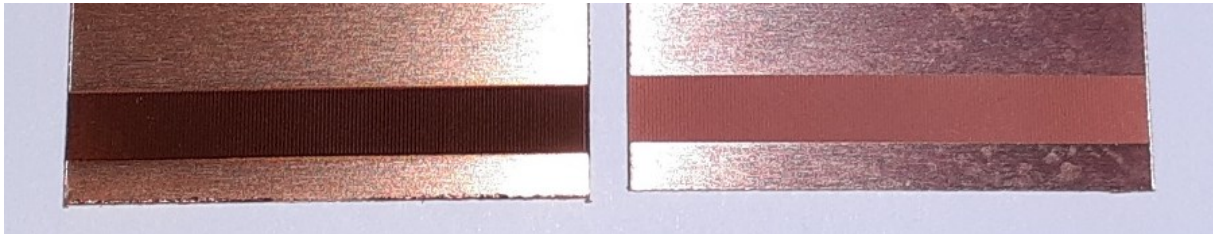


Abbildung 33: Strukturierte Kupferblecheinleger jeweils links vor und rechts nach der Entfernung der durch den Laserprozess aufgedickten Oxidschicht

4.2.2. Verwendete Prüfmethoden

Die im Rahmen dieser Arbeit erzeugten Verbundproben wurden mittels verschiedener Prüfmethoden auf ihre Eigenschaften untersucht. Neben der Zugprüfanlage wurde dafür außerdem ein eigenständig entwickelter und aufgebauter Versuchsaufbau für die Messung des elektrischen Verbundwiderstandes verwendet. Die Grenzflächenschichten wurden mittels Rasterelektronenmikroskopie Aufnahmen von Schliffen analysiert, welche aufgrund der hohen Anzahl selbst präpariert wurden.

Prüfung der mechanischen Eigenschaften

Die Prüfung der mechanischen Festigkeit der Verbundgussproben erfolgte mit der in Abbildung 34 gezeigten Zwick-Roell-Prüfmaschine Z020 in Anlehnung der Zugscherprüfung nach DIN EN 1465. Während die eingegossenen Verbundproben, wie in Abbildung 34 (rechts) gezeigt, regulär eingespannt wurden, erfolgte die Fixierung der angegossenen Verbundgussproben asymmetrisch in einem Keilschraubprobenhalter, wie in Abbildung 34 (mittig). Die Keilschraubprobenhalter ermöglichen ein Ausgleichen der unterschiedlichen Stärken des Kupferblechs und der Aluminiumkomponente, sodass das Verbiegen der angegossenen Verbundgussproben während der Prüfung reduziert werden kann. Aufgrund der Probengeometrie verlaufen die angreifenden Kräfte jeweils mittig durch die Verbundkomponenten und nicht entlang einer Wirklinie, wie bei den eingegossenen Proben. Da die Verbundwerkstoffe kein unendlich steifes, sondern elastisch-plastisches Materialverhalten aufweisen, kommt es zur Ausbildung von drei unterschiedlichen sich überlagernden Spannungen in der Verbundzone.



Abbildung 34: Zwick-Roell-Prüfmaschine Z020 mit einer maximalen Prüflast von 20 kN links sowie eingespannte angegossene und eingegossene Probengeometrie

Die durch die angreifenden Prüfkraften verursachten Schubspannungen verlaufen parallel zur Fügefläche und sind in Abbildung 35 mit τ_v' gekennzeichnet. Sie bewirken eine Verschiebung der Fügekomponenten. Durch das Längen der Verbundpartner entstehen weitere Schubspannungen parallel zu τ_v' und werden mit τ_e' bezeichnet. Es resultiert ein Biegemoment M_b , welches ein Abschalen der Verbundpartner bewirkt. Daraus resultieren wiederum Zugspannungen orthogonal zur Fügefläche, die in Abbildung 35 als σ_z dargestellt sind.

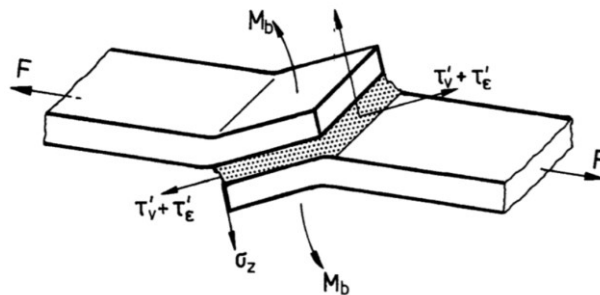


Abbildung 35: Schematische Darstellung einer belasteten angegossenen Verbundprobe mit entsprechender mechanischer Spannungsverteilung [Habe09]

Somit kommt es bei der mechanischen Prüfung einer angegossenen Probe zur Mischbeanspruchung. Die unterschiedlichen Spannungsarten summieren sich, bis die maximale Bruchspannung τ_{max} erreicht ist und es zum Versagen des Verbundes oder eines Fügepartners kommt. Die Verbundfestigkeit errechnet sich dabei nach Gleichung (3) jeweils aus dem Quotienten der maximalen Prüfkraft F_{max} und der Verbundfläche A zu:

$$\tau_{max} = \frac{F_{max}}{A} \quad (3)$$

Prüfung der elektrischen Eigenschaften

Für die Untersuchung der elektrischen Eigenschaften der gegossenen Verbundproben wurde als Prüfmethode die Vier-Leiter Messung gewählt. Diese eignet sich besonders für geringe elektrische Widerstände und ist in Abbildung 36 schematisch dargestellt. Über zwei Leitungen wird ein konstanter elektrischer Strom in die Probe mit dem zu bestimmenden elektrischen Widerstand eingespeist und die elektrische Spannung jeweils unmittelbar vor und hinter dem Messwiderstand über zwei weitere Leiter abgegriffen. Dadurch kann sichergestellt werden, dass die nicht zu vermeidenden Spannungsabfälle der Stromspeiseleitungen die Spannungsmessung nicht beeinflussen. Zudem ergeben sich an den Leitungen der Spannungsmessung aufgrund des hohen Innenwiderstandes des Voltmeters so gut wie keine Spannungsabfälle, da diese als stromlos angesehen werden können. Somit erfolgt weder durch die Kontakt- noch Leitungswiderstände eine Beeinflussung des Messergebnisses, wodurch eine hohe Messpräzision gewährleistet werden kann. [Mühl14]

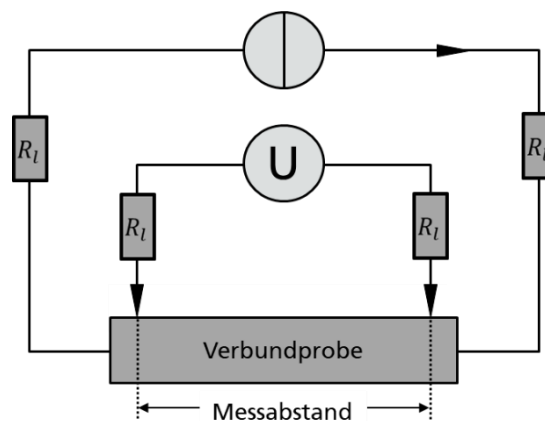


Abbildung 36: Schematische Darstellung einer Vierleitermessung

Wird der gemessene Spannungsabfall U_{Δ} durch den elektrischen Strom I dividiert, kann der elektrische Widerstand R über das Ohm'sche Gesetz wie in Gleichung (4) berechnet werden.

$$R = \frac{U_{\Delta}}{I} \quad (4)$$

Für den Versuchsaufbau wurde eine Probeneinspannung eigenständig entwickelt, welche eine wiederholgenaue Messung sowie Positionierung der Verbundproben ermöglichen. Die Konstruktion gemäß Abbildung 37 wurde mit dem CAD-Programm Autodesk Inventor konstruiert und mittels Rapid Prototyping gedruckt. Die Grundplatte ermöglicht durch die jeweiligen Aussparungen und Anschläge eine genaue Positionierung der Verbundgussproben und verhindert ein Verrutschen. Die brückenähnliche Halterung wird über vier M8 Zylinderschrauben federnd mit der Grundplatte verschraubt. In die gefederte Halterung werden für das Abgreifen der elektrischen Spannung jeweils eine Druckfeder und Messspitze in die zwei Bohrungen eingelassen. Durch das Verschrauben der Abdeckung mit der gefederten Halterung wird über die Druckfedern ein leichter Anpressdruck der

Messspitzen auf die Verbundprobe realisiert, sodass die Oxidschicht an der Metalloberfläche durchdrungen werden kann.

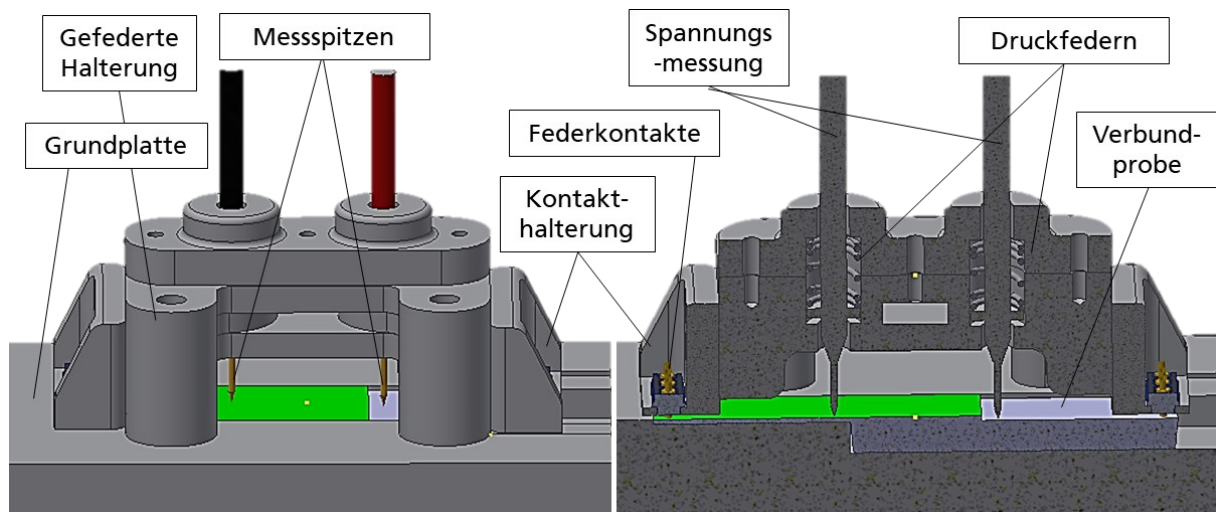


Abbildung 37: CAD-Modell des konstruierten Versuchsaufbaus zur Messung des Spannungsabfalls für die angelegten Verbundgussproben, jeweils in der Norm- sowie Schnittansicht

Somit sind sowohl Anpressdruck als auch Positionierung der Messspitzen für jede Messung konstant. An der gefederten Halterung befinden sich an den Stirnseiten jeweils Halterungen für die elektrischen Kontakte. Die Versuche wurden mit dem in Abbildung 38 gezeigten Versuchsaufbau in einem klimatisierten Messraum mit einer konstanten Temperatur von 20 °C durchgeführt.

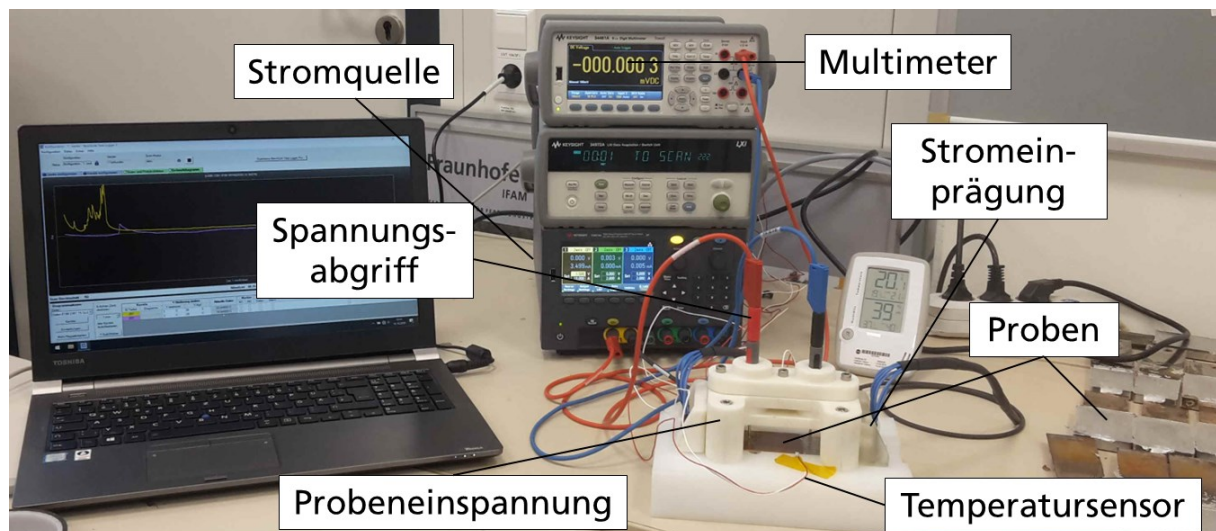


Abbildung 38: Versuchsaufbau zur Bestimmung des elektrischen Verbundwiderstandes der Aluminium-Kupfer Verbundproben mithilfe der Messung des Spannungsabfalls

Dabei ist die Probeneinspannung, wie in Abbildung 38 gezeigt, mit einer Stromquelle sowie Multimeter verbunden. Die Einspeisung des elektrischen Stromes in Höhe von 10 A erfolgt über jeweils sechs federnd gelagerte Kontaktpins an Anfang und Ende der Probe. Durch die linienförmige Einkopplung

des Stroms soll eine gleichmäßige und flächige Verteilung der Stromlinien entlang der Probe erreicht werden (siehe Abbildung 39).

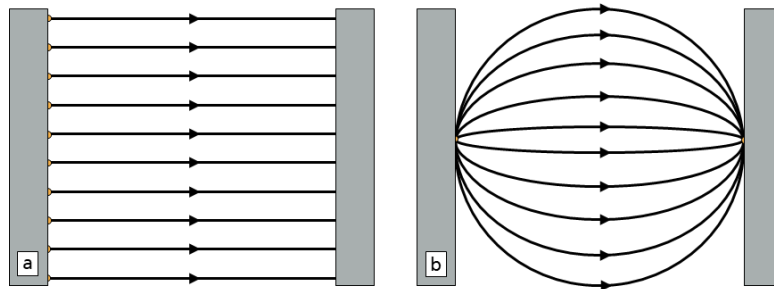


Abbildung 39: Schematische Darstellung des Stromlinienverlaufs für eine linienförmige (a) und punktförmige Einkopplung des elektrischen Stroms (b)

Um eine Eigenerwärmung zu vermeiden, wurden die Messungen mit einer kurzzeitigen Bestromung von maximal 30 s durchgeführt. Die Temperatur der Verbundproben wurde zusätzlich mit einem Sensor während der Prüfung überwacht, wobei sich während der Messzeit keine Veränderung eingestellt hat. Insgesamt wurden für jede Verbundprobe zehn Messungen des Spannungsabfalls durchgeführt, aus denen ein Mittelwert berechnet wurde. Um eine Beeinflussung durch eine thermoelektrische Spannung ausschließen zu können, wurde nach jeder Messung die Richtung des Stromes gewechselt.

Präparation der Schliifproben

Zur Untersuchung der Aluminium-Kupfer Grenzflächenschicht wurden für jede Versuchsreihe Schlifflinien der Verbundproben angefertigt. Um Beschädigungen durch die Schliifpräparation im Verbundbereich der angegossenen Bleche zu vermeiden, wurden diese mithilfe einer Silikonform in einem Epoxid Klebharzsystem eingebettet. Nach vollständiger Aushärtung wurden diese zusammen mit den eingegossenen Proben mechanisch getrennt. Durch die konstante Position der Schliifebene bei 5 mm (gemessen von der Blechunterkante) soll eine Vergleichbarkeit der Schliifproben ermöglicht werden, wobei es zu beachten gilt, dass es sich stets um einen Ausschnitt der Verbundprobe handelt. Um einer Erwärmung des Metalls vorzubeugen, erfolgte die Schliifpräparation unter Verwendung eines Tellerschleifers mit Wasserzufuhr (siehe Abbildung 40). Für die jeweiligen Schleifstufen Plan-, Fein- und Feinstschleifen wurden die Oberflächen sukzessive mit Schleifpapier der Körnung (P320; P800; P1200; P2500) nassgeschliffen und anschließend mit Isopropanol gereinigt.

Lichtmikroskopie

Die Untersuchung und Charakterisierung der laserinduzierten Oberflächentopografien sowie der Verbundproben erfolgte unter Verwendung eines digitalen Keyence Lichtmikroskops des Typs VHX-600K mit einer 54 Millionen Pixel 3-fach CCD-Auflösung (siehe Abbildung 40). Für die lichtmikroskopischen Aufnahmen wurden die Objektive VH-Z-20, VH-Z-100 und VH-Z-500 verwendet, wobei mit einer 20-, 100-, 200- und 500-fachen Vergrößerung gearbeitet wurde.

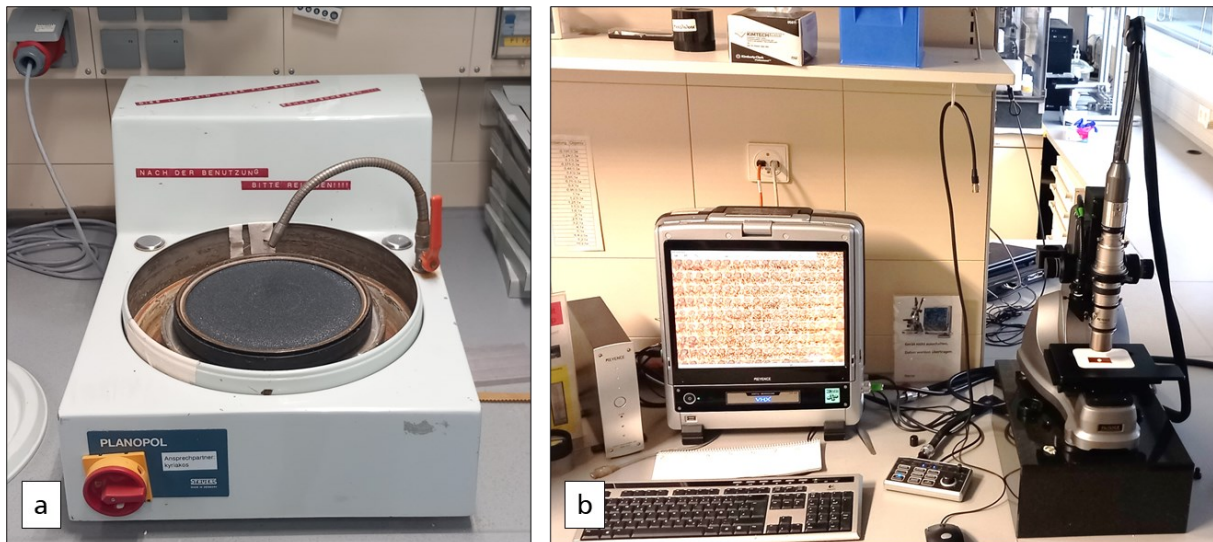


Abbildung 40: Nassschleifer für die Schliifpräparation (a) sowie das verwendete Keyence Lichtmikroskop VHX-600K (b)

Rasterelektronenmikroskopie (REM)

Für die Analyse der Grenzflächenschicht wurde für eine verbesserte Auflösung neben dem Licht- außerdem ein Rasterelektronenmikroskop (REM) des Typs Phenom XL des Herstellers Thermo Fisher verwendet (siehe Abbildung 41). Die Untersuchung erfolgt dabei durch das rasterförmige Scannen der Probenoberfläche mit einem gebündelten Elektronenstrahl. Dabei werden Sekundärelektronen (SE) aus der Oberfläche des zu untersuchenden Substrates geschlagen. Über den SE-Detektor werden diese erfasst und geben Aufschluss über die Oberflächentopografie der Probe. Der BSE-Detektor hingegen registriert die reflektierten Primärelektronen aus dem Elektronenstrahl (Backscattered Electrons) und kann über die Signalintensität der zurückgestreuten Elektronen ein Materialkontrastbild erzeugen. Dadurch eignet sich der BSE-Detektor besonders zur Abbildung der Verteilung verschiedener Materialanteile. [Mach11] Für die Grenzflächenschichtanalyse wurde sowohl der SE- als auch BSE-Detektor verwendet.

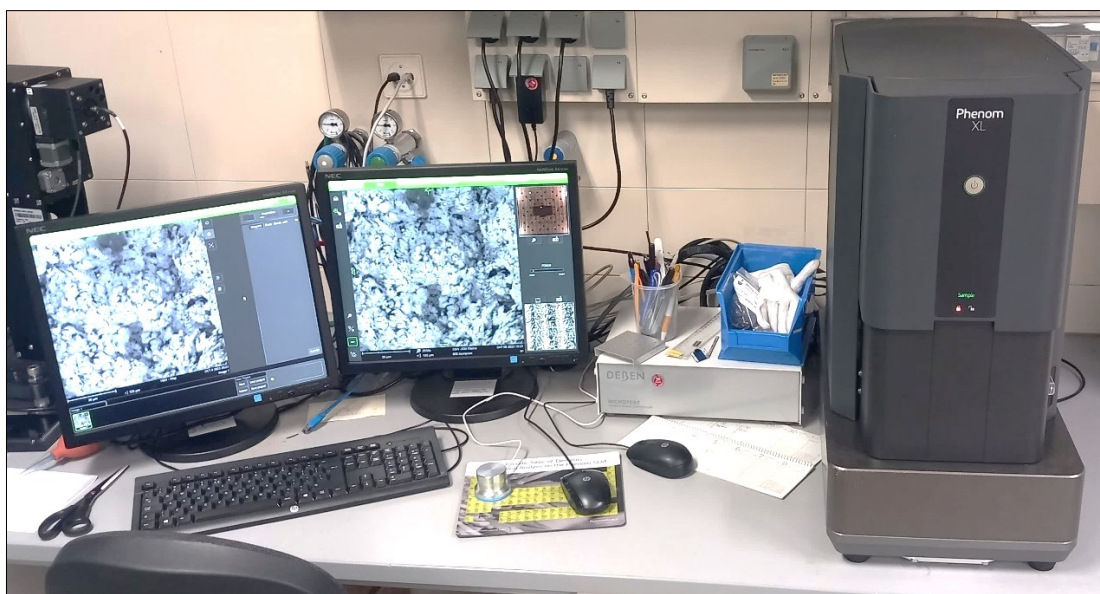


Abbildung 41: Phenom XL Tisch-REM

Elementdispersive Röntgenmikroanalyse (EDX)

Das verwendete REM weist außerdem ein EDX-Spektrometer auf, mit dem die chemische Zusammensetzung der Verbundproben analysiert und ausgebildete intermetallische Phasen identifiziert wurden. Durch den Beschuss energiereicher Primärelektronen auf die Verbundprobe kann diese Röntgenstrahlung emittieren. Die Energie der detektierten Röntgenstrahlung wird analysiert und in einem Spektrum graphisch dargestellt. Dabei gibt die Abszisse der spektrometrischen Kurve die Energieverteilung wieder, welche eine Identifikation der Elementzusammensetzung der untersuchten Probe ermöglicht. Über die Ordinate werden die Ergebnisse/Zeit wiedergegeben, welche eine Quantifizierung der Konzentration der Elemente darstellt. [Wetz00]

5. Ergebnisse und Diskussion

In diesem Kapitel werden die experimentellen Ergebnisse vorgestellt und diskutiert. Dabei wird zunächst die Untersuchung der mechanischen und elektrischen Eigenschaften des Ausgangszustandes druckgusstechnisch gefügter Aluminium-Kupfer Verbunde mittels einer Referenzprobengeometrie vorgestellt. Neben den Referenzproben wird zudem der Einfluss der Probengeometrie sowie der thermischen Prozessparameter (Schließzeit, Schmelze- und Formtemperatur) auf die Verbundeigenschaften untersucht. Anschließend erfolgt die Betrachtung einer laserinduzierten Oberflächenvorbehandlung der Kupfereinleger sowie deren Beeinflussung der mechanischen und elektrischen Eigenschaften des gegossenen Aluminium-Kupfer Verbundes. Die Ergebnisse werden mit vorangegangenen Studien aus dem Stand der Technik verglichen und abschließend bezüglich der Eignung einer industriellen Anwendung bewertet.

5.1. Referenzprobe Aluminium-Kupfer Verbund

Mechanische Festigkeit

Als Referenz wurden unbehandelte, blanke Kupfereinleger entlang einer 40 mm x 40 mm großen Verbundfläche angegossen. Um eine geometriebedingte Beeinflussung der Verbundfestigkeit ausschließen zu können, wurde als Referenz bewusst das Angießen im Vergleich zum Ein- und Umgießen gewählt. So können festigkeitssteigernde Effekte, wie beispielsweise ein Aufschumpfen, ausgeschlossen und die durch den Verbund erreichten mechanischen Festigkeiten gemessen werden.

Die Geometrie der Zugscherproben sowie die einzelnen Prozessschritte für die Verbundgussversuche sind in Kapitel 4.2.1 aufgeführt. Dabei wurden die Prüfkörper entlang ihrer Länge halbiert, um jeweils geeignete Proben für die Schliffpräparation anhand der Messergebnisse der mechanischen Festigkeit auswählen zu können. Für die Gießversuche wurde eine Schließzeit der Form von 10 s sowie eine Form- und Schmelzetemperatur von jeweils 190°C sowie 740°C verwendet. Die weiteren Parameter sind dem Gießprotokoll im Anhang zu entnehmen. Bei der Erzeugung der Referenzproben kam es bereits während der Entnahme der Gussteile aus der Druckgussanlage zum Ablösen einiger Kupferbleche und damit zum Verbundversagen. Die intakt verbliebenen Proben wurden mit einem Probenumfang von $n = 5$ Proben auf ihre mechanische Festigkeit mittels Zugscherprüfung (siehe 4.2.2) untersucht. Die Versuchsergebnisse sind in Tabelle 6 aufgeführt.

Tabelle 6: Versuchsergebnisse für die Prüfung der Zugscherfestigkeit angegossener Aluminium-Kupfer Verbundproben mit einem Probenumfang von $n=5$

Versuchsnummer	Verbundfläche [mm ²]	Maximalkraft [N]	Zugscherkraft [MPa]
177	749	1489,8	1,99
179	754	3337,7	4,43
180	739	2086,6	2,82
183	742	1473,1	1,99
188	738	1543,5	2,09

Mit einer durchschnittlichen Zugscherfestigkeit von $2,66 \pm 1,05$ MPa werden für die Verbundproben nur sehr niedrige Festigkeitswerte erreicht. Zudem ist die Streuung von fast 40 % auffällig hoch, was neben dem Verbundversagen bei Gussteilentnahme eine hohe Prozessinstabilität vermuten lässt.

Abbildung 42 zeigt exemplarisch die Bruchflächen von geprüften Verbundproben mit der jeweils höchsten und niedrigsten maximalen Prüfkraft (siehe Tabelle 6, Probe 179 und 183). Es ist zu erkennen, dass entlang der äußeren Ränder der Angussfläche beider Proben ein schmaler Streifen ohne sichtbare Veränderungen verläuft (jeweils links bei den Aluminium-Proben, rechts bei Kupfer). Daran anschließend treten sowohl auf der Kupfer- als auch auf der Aluminiumseite gräuliche Verfärbungen auf, welche auf eine Wechselwirkung des Kupfers mit der Schmelze hinweisen. Diese sind von ihrer Fläche vergleichbar groß, unterscheiden sich allerdings in ihrer Ausbildungsform deutlich voneinander. Während die Probe 179 wie in Abbildung 42 c gezeigt großflächig dunkelgraue Bereiche in den Wechselwirkungsflächen aufzeigt, treten diese bei der Probe 183 lediglich im vorderen Angussbereich auf. Zusätzlich zur Färbung unterscheiden sich die dunkelgrauen Bereiche von den hellgrauen durch ihre Oberflächentopografie. Während die hellgrauen Bereiche sich in der Höhe und Rauheit nicht von der nativen Blechoberfläche unterscheiden, ist die Fläche der dunkelgrau verfärbten Bereiche erhaben und rau.

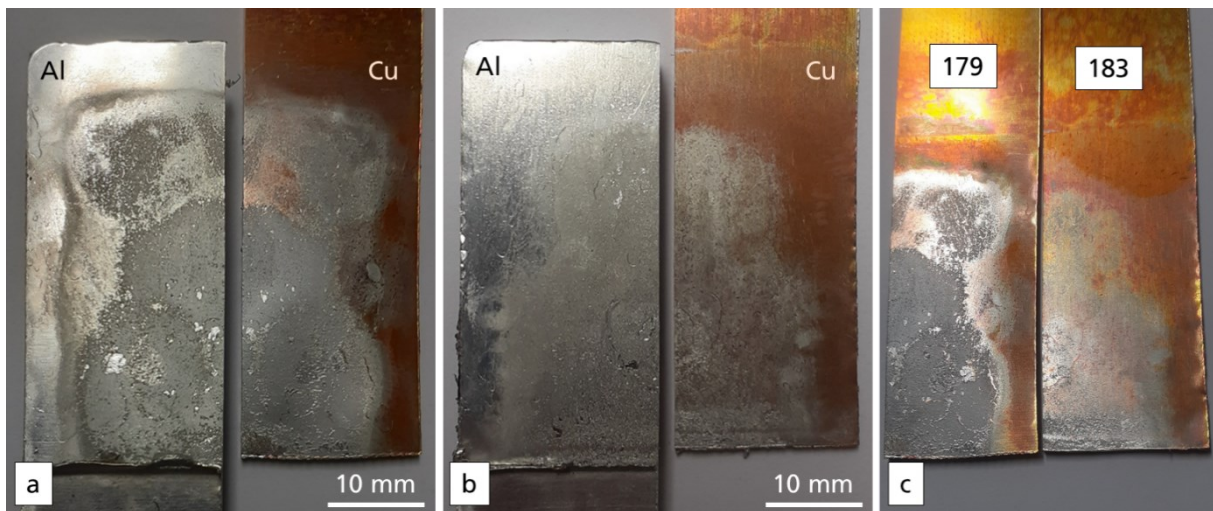


Abbildung 42: Bruchbildaufnahmen angegossener Aluminium-Kupfer Verbundgussproben a) Versuchsprobe 179 mit $\sigma = 4,43$ MPa b) Versuchsprobe 183 mit $\sigma = 1,99$ MPa c) direkter Vergleich der sichtbaren Wechselwirkungsflächen zwischen Kupfereinleger und angegossener Aluminiumkomponente der Proben 179 und 183.

Es kommt bei den Prüfkörpern der angegossenen Referenzproben jeweils untereinander sowie entlang der jeweiligen Angussflächen zu einer inhomogenen und lokal abhängigen Ausbildung von Wechselwirkungsflächen. Die inhomogene Ausbildung der Wechselwirkungsflächen entlang der Angussfläche kann durch das verfahrensspezifische Temperaturprofil entlang der Kavität während des Gießprozesses verursacht werden. Da die Werkzeugtemperatur mit 190 °C deutlich unter der der Schmelztemperatur liegt, wird ein Teil der Wärme entlang des Fließweges an die Form abgegeben. Dadurch kommt es zu einer geringeren thermischen Einwirkung durch die Schmelze bei zunehmender Länge der Einleger. Zudem kann aufgrund der hervorragenden Wärmeleitfähigkeit des

Kupfers ein Großteil der Wärme über die großflächigen freien Seiten des Einlegers an die zunächst umgebende Form und anschließend nach der Gussteilentnahme an die Umgebung abgegeben werden. Somit könnten die unterschiedlich stark ausgebildeten Wechselwirkungszonen des äußeren Randbereichs und der mittleren Angussfläche als Folge des inhomogenen Temperaturprofils resultieren. Die Abweichungen innerhalb der Versuchsreihe, wie bei den Proben 179 und 183 in Abbildung 42 hingegen, könnten durch prozessbedingte Schwankungen verursacht worden sein. Aufgrund der Formfüllung innerhalb weniger Millisekunden kann es zu einem Aufreißen der Schmelzefront kommen, aus dem eine turbulente Strömung resultieren kann. Außerdem kann es insbesondere für Komponenten größerer Bauteilstärke zu einer Rückauffüllung kommen, bei der die Schmelzefront an der Formrückwand auftrifft und eine Art Zerstäubung der Aluminiumschmelze bewirken. Durch das Zerstäuben bildet sich eine Vielzahl von Schmelzetröpfchen statistisch unbestimmter Verteilung aus. [Küns13], [Gies23] Somit können trotz identischer Parameterwahl Inhomogenitäten entstehen.

Der Vergleich der erreichten Verbundfestigkeiten in Tabelle 6 mit den jeweiligen grau verfärbten Wechselwirkungszonen auf den Bruchflächen in Abbildung 42 deutet auf eine Abhängigkeit hin: je größer der Anteil dunkelgrau verfärbter und rauer Wechselwirkungszonen ist, desto höher ist die mechanische Festigkeit. Generell kommt es allerdings bedingt durch die schnelle Wärmeableitung, erst über die Form und anschließend nach Gussteilentnahme an die Umgebung, zu einer sehr hohen Abkühlgeschwindigkeit. Da die Diffusionsrate abhängig von der Temperatur ist, kommt es somit lediglich zur geringfügigen Ausbildung von Wechselwirkungen in Form von stoffschlüssigen Anbindungen und damit einhergehend niedrigen Verbundfestigkeiten. [Weiß18] Somit können die Versuchsergebnisse von Freytag, welcher die Erzeugung von angegossenen Aluminium-Kupfer Verbunden im Druckguss untersuchte, bestätigt werden. [Frey19] Für eine weitere Analyse der Grenzflächenschicht wurden die Referenzproben weiter mittels REM-Aufnahmen sowie EDX-Messungen analysiert.

Analyse der Grenzflächenschicht

Die Aluminium-Kupfer Grenzflächenschicht wurde anhand von Schliffbildern (siehe Kapitel 4.2.2) aus dem vorderen Angussbereich der Referenzproben untersucht. Dabei zeigen die REM-Aufnahmen eine inhomogen ausgebildete Grenzflächenschicht mit einem geringen Anteil stoffschlüssiger Verbindungen auf. Insgesamt lassen sich in der Grenzflächenschicht drei verschiedene Ausbildungsformen identifizieren, die im Folgenden näher beschrieben werden:

- I. Intermetallische Phasen
- II. Oxidschicht
- III. Defekte

Auf der REM-Aufnahme in Abbildung 43 sind die ersten beiden Ausbildungsformen intermetallische Phasen (I) sowie Oxidschicht (II) erkennbar. Es kann davon ausgegangen werden, dass ihre Entstehung auf die bei der Formfüllung herrschenden Spannungszustände sowie der Strömungsdynamik der

Schmelze zurückgeführt werden kann. Dabei kommt es bei der Benetzung der Kupferoberfläche mit der Schmelze zum einen zu einer Erwärmung des Kupfermaterials und zum anderen aufgrund der auftretenden Reibung zum Ausbilden von Schubspannungen. Diese in der Strömungsdynamik als Wandschubspannungen bezeichneten mechanischen Spannungen können ein Aufreißen und Wegspülen der Oxidschicht bewirken. [Zier10] Kommt es somit zu einem direkten Kontakt zwischen Aluminiumschmelze und dem reinem Kupfer werden durch Diffusionsvorgänge intermetallische Phasen ausgebildet. Sie stellen die erste Ausbildungsform (I) und eine stoffschlüssige Verbindung dar. Die Zweite (II) hingegen tritt in den Bereichen auf, in denen die Oxidschicht den wirkenden Schubspannungen standhält und/oder verbleibt. In Abbildung 43 b sind die Ausbildungsformen I außen und II mittig in der Grenzflächenschicht gut erkennbar. Auch bei Gießverfahren, welche mit deutlich geringerem Druck arbeiten, kann dieser Mechanismus beobachtet werden. In den Untersuchungen von Zare et al. wurden im Sandguss unter Atmosphäre Aluminium-Kupfer Verbunde gegossen und eine ähnliche Grenzflächenschichtausbildungen beschrieben. [Zare16]

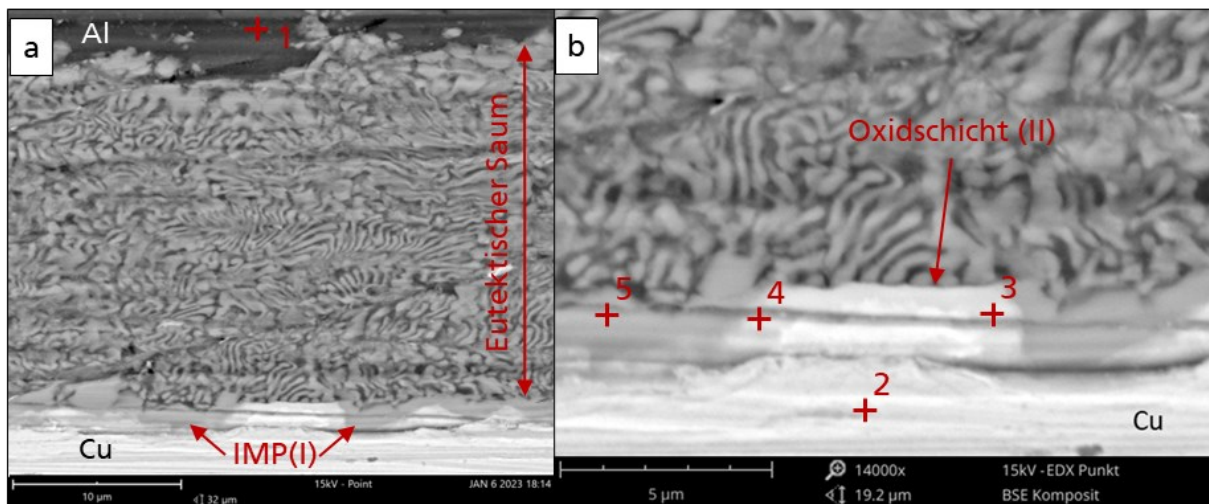


Abbildung 43: REM-Aufnahme der Aluminium-Kupfer Grenzflächenschicht mit den jeweiligen Ausbildungsformen: intermetallische Phasen (IMP(I)) und Oxidschicht (II) einer angegossenen Verbundgussprobe.

Zur Bestimmung der chemischen Zusammensetzungen der Grenzflächenschicht gemäß Abbildung 43, wurden an den Stellen 1-5 EDX-Messungen durchgeführt. Mithilfe der in Tabelle 7 aufgeführten Messergebnisse konnten die intermetallischen Phasen nach Braunovic und Aleksandrov zugeordnet werden. [Brau92]

Tabelle 7: Messergebnisse der EDX-Analyse der angegossenen Aluminium-Kupfer Verbundprobe aus Abbildung 43, wobei Kohlenstoff deaktiviert wurde (siehe Anhang)

Position	Aluminium [wt. %]	Kupfer [wt. %]	Struktur	Phase
1	100	-	Al	α
2	-	100	Cu	β
3	28,28	71,72	AlCu	η_2
4	28,35	71,65	AlCu	η_2
5	47,79	52,21	Al_2Cu	θ

Das Ausbilden stoffschlüssiger Verbunde durch Mischphasenbildung bewirkt bei den untersuchten Proben eine Konturveränderung der Grenzflächenschicht von einer ursprünglich flachen (wie bei Ausbildungsform II in Abbildung 43) zu einer wellenartigen Ausformung. Dabei beträgt die Schichtdicke der intermetallischen η_2 -Phase an der Position 2 und 3 $1,5 \mu\text{m} - 2 \mu\text{m}$. An ihr schließt sich die θ -Phase an, welche unregelmäßig entlang der Grenzflächenschicht in Form und Dicke variiert. Sie ändert sich in Richtung Aluminiumseite von einem anfänglich rundlich ausgebildeten zum lamellaren Gefüge. Zusammen mit den übersättigten α -Mischkristallen bildet die lamellare Phase ein feinstrukturiertes Eutektikum, welches sich in Form eines Saumes entlang der Grenzflächenschicht erstreckt.

Während sich der Aufbau der Grenzflächenschicht aus intermetallischen Phasen und eutektischen Saum in diversen Untersuchungen gleicht, gilt die exakte Abfolge der Grenzflächenschichtausbildung als noch nicht vollständig erforscht. In den bisherigen Untersuchungen zum Entstehungsmechanismus der intermetallischen Phasen werden verschiedene Modelle vorgestellt, welche sich jedoch teilweise widersprechen. [Guan19], [Liu17], [Tava16], [Guan19], [Su11b]

Die Trennung durch Oxidschichten ist die zweite Ausbildungsform. Wie bereits zuvor erwähnt, ist davon auszugehen, dass sie aus den Oxiden resultiert, die den Scherkräften während der Formfüllung standhalten und zwischen Aluminium und Kupfer verbleiben. Dadurch wird das Vermischen beziehungsweise Diffusionsvorgänge verhindert, sodass keine Ausbildung eines Stoffschlusses erfolgen kann. Wie in Abbildung 43 mittig gezeigt verbleibt die Grenzfläche in ihrer ursprünglichen Form. Zudem wird in Abbildung 43 deutlich ersichtlich, dass der eutektische Saum trotz der verbleibenden Oxidschicht-Barriere entlang dieser auf der Aluminiumseite weiter ausbreitet. Dies kann in den Arbeiten von Hu et al. sowie Zare et al. ebenfalls beobachtet werden. [Hu16]

Defekte in der Aluminium-Kupfer Grenzflächenschicht, wie in Abbildung 44 aufgezeigt, werden zu der Ausbildungsform III gezählt. Es handelt sich um Risse, welche auf thermisch induzierte Effekte während der Erstarrung der Aluminiumschmelze zurückgeführt werden können. Da sich das Kupfer durch den Kontakt mit der Aluminiumschmelze erwärmt, dehnt es sich aus. Sobald ein annäherndes Temperaturgleichgewicht erreicht ist, beginnen die Verbundkomponenten abzukühlen, was mit einem Schrumpfen der Metalle einhergeht. Da die Wärmeausdehnungskoeffizienten von Aluminium und Kupfer mit $\alpha_{\text{Al}} = 23,8 \cdot 10^{-6} (1 / \text{K})$ und $\alpha_{\text{Cu}} = 16,8 \cdot 10^{-6} (1 / \text{K})$ voneinander abweichen, kommt es während des Abkühlens zu unterschiedlichen Ausdehnungen der Metalle. [Weiß18] Dies hat wiederum zur Folge, dass Scherkräfte beziehungsweise Eigenspannungen in der Grenzflächenschicht entstehen können. Weisen diese eine gegenüber intermetallischen Phasen höhere Festigkeit auf, können die Eigenspannungen durch Risse abgebaut werden. Insbesondere wenn es ausschließlich zu einer geringen stoffschlüssigen Anbindung wie in Abbildung 44 kommt, kann davon ausgegangen werden, dass die Risse eine Folge von thermisch bedingten Eigenspannungen sind.

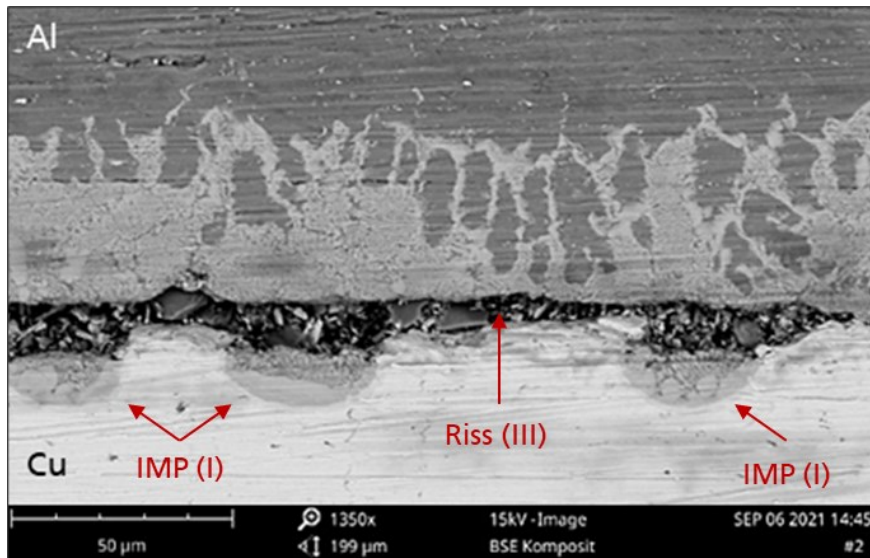


Abbildung 44: REM-Aufnahme der Grenzflächenschicht einer angegossenen Verbundgussprobe mit den Ausbildungsformen I intermetallische Phasen (abgekürzt mit IMP) sowie den Defekten III in Form eines Risses

Neben den in Form von Rissen abgebauten Eigenspannungen können weitere in der Grenzflächenschicht verbleiben, welche sich abhängig von ihrer Ausbildungsform auf die Verbundeigenschaften festigkeitssteigernd oder -senkend auswirken können. Aufgrund der spröden Materialeigenschaften der intermetallischen Phasen lässt sich jedoch eher auf eine negative Beeinflussung der thermisch induzierten Eigenspannung auf die Verbundfestigkeit schließen. Daher könnten die verbliebenden Eigenspannungen bei den Zugscherversuchen zusätzlich zur Prüfkraft gewirkt und somit die niedrige gemessenen Verbundfestigkeit beeinflusst haben.

In der Literatur wird angegeben, dass durch eine Verbesserung der thermischen Bedingungen über Erhöhung der Ausgleichstemperatur T_{KF} eine Steigerung der Diffusionsrate zwischen Schmelze und Einleger erreicht werden kann. Die daraus resultierende vermehrte Ausbildung stoffschlüssiger Verbunde in Form von intermetallischen Phasen lässt sich dabei sowohl durch das Verhältnis aus Schmelzmasse zu Angussfläche als auch der Vorwärm- oder Gießtemperatur beeinflussen. [Iss95b] Demnach könnte durch eine Änderung der Probengeometrie oder der thermischen Gießparameter eine Temperaturerhöhung in der Grenzflächenschicht erreicht und damit die Diffusionsrate zwischen Aluminiumschmelze und Kupfereinleger beziehungsweise die Ausbildung stoffschlüssiger Verbunde in Form von intermetallischen Phasen erhöht werden.

Einen entscheidenden Faktor stellt laut Literatur allerdings auch die Dicke der intermetallischen Phasen dar. In Untersuchungen konnte festgestellt werden, dass mit einem zu starken Wachstum der intermetallischen Phasen ein Sinken der Verbundfestigkeit einhergeht. Hu et al. stellten in ihren Untersuchungen Aluminium-Kupfer Verbunde her, wobei sie die Gießgeschwindigkeit und -temperatur variierten und so die Dicken der ausgebildeten intermetallischen Phasen beeinflussten. Es wurden bei den Verbunden mit den geringsten Phasendicken die höchsten mechanischen Festigkeiten gemessen. [Hu16] Auch bei anderen Fügeverfahren wie dem Reibschweißen konnte der negative Effekt der intermetallischen Phasendicke festgestellt werden. So konnte in der Studie von Cheepu und Susila im

untersuchten Intervall zum Wachstum intermetallischer Phasen bei reibgeschweißten Aluminium-Kupfer Verbunden die lineare Abhängigkeit zwischen dem Sinken der Verbundfestigkeit durch das Wachstum der Dicke der intermetallischen Phase aufgezeigt werden. [Chee20] Abbasi et al. beschrieben in ihren Untersuchungen für den Kaltwalzschweißprozess außerdem eine kritische Phasendicke von 2,5 μm . Oberhalb dieser kritischen Phasendicke nimmt die Verbundfestigkeit drastisch ab und das Verbundversagen ändert sich weiter von elastisch zu spröde. [Abba01] Folglich sollte für einen möglichst festen Aluminium-Kupfer Verbund darauf geachtet werden, dass ein durchgehender stoffschlüssiger Verbund realisiert wird, dessen intermetallische Phasendicke einen Wert von 2,5 μm jedoch nicht überschreitet. Es sei allerdings erwähnt, dass im Druckguss verfahrensbedingt von deutlich geringeren Temperaturen in der Grenzflächenschicht sowie Taktzeiten ausgegangen werden kann als bei den zuvor erwähnten Untersuchungen von [Hu16], [Chee20] und [Abba01]. Somit scheint das Erreichen einer möglichst durchgehenden stoffschlüssigen Anbindung als herausfordernd, wohingegen ein Anstieg der Mischphasendicke von weit über 2,5 μm als unwahrscheinlich zu bewerten ist.

Elektrische Leitfähigkeit

In Tabelle 8 sind die Messergebnisse für die Prüfung elektrischer Eigenschaften nach Kapitel 4.2.2 der angegossenen Referenzproben sowie die der Grundmaterialien Aluminium und Kupfer aufgeführt. Neben dem spezifischen elektrischen Widerstand ist außerdem der gemessene elektrische Widerstand sowie dessen Kehrwert, der elektrische Leitwert, aufgeführt. Während der spezifische elektrische Widerstand primär für den Vergleich zu weiteren Arbeiten zu elektrischen Eigenschaften gegossener Aluminium-Kupfer Verbunde in der Literatur dient, wird in den folgenden Kapiteln dieser Arbeit der geometrieabhängige elektrische Leitwert genutzt, um die Proben untereinander zu vergleichen. Für das Prüfen der Grundmaterialien wurde der elektrische Widerstand von den Kupferblechen sowie der vollausgelaufenen Verbundgeometrie aus Aluminium gemessen. Insbesondere die Prüfung der Vollprobe aus der Aluminiumdruckgusslegierung in der angegossenen Probengeometrie ist wesentlich, um den Einfluss von material- und prozessbedingten Verunreinigungen oder Lunkern auf die elektrischen Eigenschaften einschätzen sowie mit den Literaturwerten vergleichen zu können.

Tabelle 8: Elektrische Eigenschaften der geprüften Referenzproben sowie der Grundmaterialien Aluminium und Kupfer

Versuchsproben- bezeichnung	Elektrischer Widerstand [$\mu\Omega$]	Elektrischer Leitwert [kS]	Spezifischer elektrischer Widerstand [$\Omega\text{mm}^2/\text{m}$]
Cu	1,404	712,500	0,017
Al	5,339	187,301	0,029
177	6,198	161,342	0,050
179	5,571	179,501	0,043
180	5,973	167,420	0,048
183	6,579	151,999	0,054
188	6,604	151,423	0,055

Für die Kupferbleche ergeben sich bei dem spezifischen elektrischen Widerstand keine Abweichungen zwischen den Literatur- und Messwerten. [Kupf23] Mit einem spezifischen elektrischen Widerstand von

$\rho_{Al} = 0,029 \Omega\text{mm}^2/\text{m}$ liegen die Messergebnisse aus Tabelle 8 im angegebenen Toleranzbereich des Herstellers. [Rhei23] Die an der oberen Toleranzgrenze liegenden Werte des spezifischen elektrischen Widerstandes des Gießaluminiums resultieren vermutlich aus der Probengeometrie. Durch die massive und für den Druckguss untypische Probendicke resultiert eine erhöhte Wahrscheinlichkeit für die Ausbildung von Lunkern. Lunker sind Gießfehler, die aufgrund der Materialschwindung bei der Erstarrung von Schmelzen entstehen. Mit steigender Wanddicke ergibt sich innerhalb des Gusstücks ein größer werdendes Temperaturgefälle. Das entstehende erstarrungsbedingte Volumendefizit wird mit noch flüssigem Material höherer Temperatur ausgeglichen und es kommt zu meist mittig des Gussteils angesammelten Hohlräumen, den Lunkern. [Gies23] Sie reduzieren die elektrische Leitfähigkeit des Materials und bewirken dadurch einen Anstieg des elektrischen Widerstandes. Es ist davon auszugehen, dass mittels einer Reduzierung der Wandstärke die Lunkerausbildung und dementsprechend der spezifische elektrische Widerstand gesenkt werden könnte.

Die angegossenen Aluminium-Kupfer Verbunde weisen im Vergleich zu den Grundmaterialien einen höheren spezifischen elektrischen Widerstand auf. Daraus lässt sich schließen, dass es in der Grenzflächenschicht zur Ausbildung von Verlustwiderständen gekommen ist. Verlustwiderstände resultieren unter anderem aus einer reduzierten Kontaktfläche, sodass der elektrische Strom nur partiell fließen kann. Bei elektrischen Kontaktierungen können sich Verlustwiderstände zum Beispiel aus dem Enge- und / oder Fremdschichtwiderstand ergeben. Hohe Rauheiten können beispielsweise dazu führen, dass die Kontaktfläche reduziert wird, wodurch sich Einschnürungswiderstände ergeben. Folglich kann ausschließlich über die sich berührenden Rauheitsspitzen eine Kontaktierung realisiert werden. Die Bereiche, durch die der Strom fließen kann, werden als „A-Spots“ bezeichnet. Summiert stellen sie die Kontaktierungsfläche dar, welche in der Regel kleiner als die theoretisch mögliche Fügefläche ist. Dies kann im Vergleich zu einer ideal glatten Oberfläche zu einer Erhöhung des elektrischen Verbindungswiderstands führen. Der elektrische Verbundwiderstand kann zusätzlich erhöht werden, wenn sich Fremdschichten auf der zu kontaktierenden Oberfläche befinden. Diese können aus Verunreinigungen wie Rückständen von Trennmitteln oder Korrosions- sowie Oxidschichten bestehen. [Brau06]

Da sowohl die intermetallischen Phasen als auch die verbleibende Oxidschicht aufgrund ihrer komplexen Kristallstruktur einen Anstieg des elektrischen Widerstandes bewirken, können die in der Grenzflächenschicht auftretenden Ausbildungsformen I und II als Fremdschichtwiderstand betrachtet werden. [Rapk70] Die intermetallischen Phasen weisen zudem ein sprödes Materialverhalten auf, wodurch die Gefahr für Rissbildung und Verbundversagen steigt. Dadurch kann es wie bei der Ausbildungsform III zu einer reduzierten Kontaktfläche kommen, wodurch sich weitere Verlustwiderstände in Form von Einschnürungswiderständen ausbilden können.

Werden die Proben untereinander verglichen, wird deutlich, dass die Probe 179 nicht nur die höchste Verbundfestigkeit, sondern auch den höchsten elektrischen Leitwert aufzeigt. Die Verbundprobe niedrigster Festigkeit 183 zeigt zusammen mit Probe 188 die schlechtesten elektrischen Leitwerte auf.

Somit kann nicht nur eine Abhängigkeit der intermetallischen Phasen in Bezug auf die mechanischen, sondern auch auf die elektrischen Verbundeigenschaften abgeleitet werden.

Da eine geringe Ausbildung intermetallischer Phasen mit einem niedrigeren elektrischen Leitwert einhergeht, kann davon ausgegangen werden, dass die Verlustwiderstände, welche sich aus einer reduzierten Kontaktfläche oder einer Fremdschicht in Form einer Oxidschicht bilden, höher sind als jene, die aus einer Mischphasenbildung resultieren.

Um die Versuchsergebnisse wissenschaftlich vergleichen und hinsichtlich einer industriellen Anwendung bewerten zu können, wurde der Gütefaktor k_{Ver} entsprechend Referenz [Böhm05] verwendet. Er wird gemäß Gleichung (5) aus dem Verhältnis des Verbundwiderstandes R_{Ver} zum Referenzleiterwiderstand R_{Ref} der gleichen Länge berechnet, wodurch eine Klassifizierung stromführender Verbunde wie in Abbildung 45 möglich ist.

$$k_{Ver} = \frac{R_{Ver}}{R_{Ref}} \quad (5)$$

Laut Böhme gelten elektrische Verbindungen als technisch geeignet, sofern der Gütefaktor zwischen dem theoretisch möglichen niedrigsten Wert von 0,5 und 1 liegt. [Böhm05]

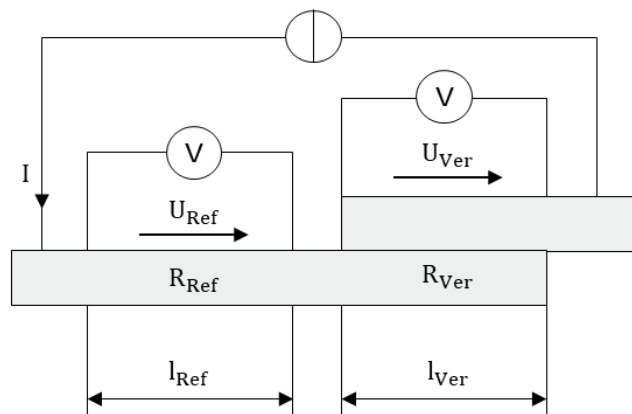


Abbildung 45: Schematische Darstellung des Referenz- und Verbundwiderstandes einer Überlappverbindung zur Berechnung des Gütefaktors

Ursprünglich wird der Gütefaktor für Verbunde verwendet, die aus den gleichen Fügepartnern bestehen. Da sich sowohl Leiterquerschnitt als auch -material der in dieser Arbeit untersuchten Verbundkomponenten unterscheiden, lässt sich der Referenzwiderstand nicht über die Messung eines gleichlangen Leiterstücks bestimmen. Daher wurde dieser als eine theoretische Größe berechnet. Die elektrische Leitfähigkeit des Referenzwiderstandes ergibt sich dabei wie in Gleichung (6) aus der Summe der auf den entsprechenden Volumenanteile bezogenen elektrischen Leitfähigkeiten für Kupfer und Aluminium im Verbundbereich. [Abba01]

$$\rho_{Ref} = \rho_{Al} * \frac{V_{Al}}{V_{Al} + V_{Cu}} + \rho_{Cu} * \frac{V_{Cu}}{V_{Al} + V_{Cu}} \quad (6)$$

Für die weitere Berechnung des Referenzwiderstandes wird eine zum Verbund gleichgroße Leiterlänge sowie eine gemittelte Querschnittsfläche aus der Aluminium- sowie des Kupferkomponente wie in Gleichung (7) verwendet.

$$A_{\text{Ref}} = \frac{A_{\text{Al}} + A_{\text{Cu}}}{2} \quad (7)$$

Somit ergibt sich der theoretische Referenzwiderstand nach Gleichung (8) zu:

$$R_{\text{Ref}} = \rho_{\text{Ref}} * \frac{l_{\text{Ref}}}{A_{\text{Ref}}} \quad (8)$$

Durch die Division des gemessenen elektrischen Widerstandes aus Tabelle 8 mit dem theoretischen Referenzwiderstand ergibt sich nach Gleichung 5 der Gütefaktor. Dieser beträgt für die angegossenen Referenzproben $k_{\text{Ver}} = 0,91$ und gilt damit nach Böhme als technisch geeignet. Der Vergleich zu vorherigen Untersuchungen gießtechnisch gefertigter Aluminium-Kupfer Verbunde zeigt allerdings deutlich bessere elektrische Verbundeigenschaften auf. So konnten Pintore et al. im Kokillenguss sowie Yu et al. mittels Tauchbeschichtung jeweils Aluminium-Kupfer Verbunde erzeugen, deren elektrischer Widerstand zwischen denen der Grundmaterialien lag. [Pint19], [Yu09]

Die Diskrepanz der elektrischen Eigenschaften der im Rahmen dieser Arbeit erzeugten Referenzproben im Vergleich mit den Ergebnissen von Pintore et al sowie Yu et al. kann durch die stark unterschiedlichen thermischen Bedingungen der jeweiligen Gießverfahren erklärt werden. Verglichen zu den bereits zuvor beschriebenen niedrigen thermischen Verhältnissen im Druckgussverfahren können bei den genannten Untersuchungen von Pintore et al. sowie Yu et al. deutlich höhere Temperaturen in der Grenzflächenschicht erreicht und insbesondere gehalten werden. Bedingt durch höhere Formbeziehungsweise Substrattemperaturen sowie begünstigter Massenverhältnisse ist das Potential für die Ausbildung stoffschlüssiger Verbunde zwischen Aluminium und Kupfer deutlich höher.

Die Dicke der intermetallischen Phasen stellt allerdings, wie bereits für die mechanischen Festigkeiten (siehe Kapitel 2.1.3), auch für die elektrischen Verbundeigenschaften eine entscheidende Einflussgröße dar, weshalb es gilt, diese kritisch zu betrachten. Hu et al. zeigten in ihren Untersuchungen neben dem zuvor erwähnten Einfluss der Dicke der intermetallischen Phase auf die mechanischen Eigenschaften weiter den auf die elektrische Leitfähigkeit auf. Sie berichteten, dass eine Zunahme der Phasendicke von 25 μm auf 300 μm einen Verlust der elektrischen Leitfähigkeit von anfänglich $5,29 \times 10^5 \text{ S/cm}$ auf $3,83 \times 10^5 \text{ S/cm}$ bedeutete. [Hu16] Die Ergebnisse wurden durch die Untersuchungen von Braunovic und Aleksandrov bestätigt. Sie stellten einen linearen Zusammenhang zwischen der Abnahme der elektrischen Leitfähigkeit und der Zunahme der Dicke der intermetallischen Phase fest. Der Verlust der elektrischen Leitfähigkeit wurde dabei auf eine Zunahme von Versetzungen und Kristalldefekten wie Leerstellen und Zwischengitteratomen zurückgeführt, welche die Schwingungsfähigkeit der Elektronen beeinträchtigen. [Brau92]

Es gilt daher, die stoffschlüssige Anbindung so weit zu steigern, dass eine durchgehende intermetallische Phasenschicht zwischen Aluminium und Kupfer ausgebildet wird und diese eine möglichst geringe Phasendicke aufweist. Durch den Stoffschluss sowie der durchgehenden Kontaktfläche müssten somit sowohl die mechanischen als auch elektrischen Verbundeigenschaften verbessert werden. Dies könnte beispielsweise mit einer Verbesserung der thermischen Verhältnisse in der Aluminium-Kupfer Grenzflächenschicht möglich sein. Nach Ibleib kann dies jeweils durch eine Anpassung der Geometrie des Gussteils oder der thermischen Gießparameter erreicht werden (vgl. Kapitel 2.1.1). [Iss95b] Daher werden im Folgenden die Untersuchungen von Beeinflussungen der Probengeometrie- beziehungsweise Parameteranpassung auf die ausgebildeten mechanischen sowie elektrischen Verbundeigenschaften vorgestellt werden.

5.2. Modifikation der Probengeometrie

Die thermischen Bedingungen der angegossenen Probengeometrie bewirken durch die großflächigen freien Rückseiten des Kupfereinlegers hohe Abkühlgeschwindigkeiten. Dem wird mit einer Reduzierung der freien Flächen des Kupferbleches sowie einer Änderung des Verhältnisses von Angussfläche zu angegossener Masse entgegengewirkt. Dies sollte mit einer Steigerung der Ausgleichstemperatur einhergehen, wodurch ein erhöhtes Diffusionsvorkommen zu erwarten ist. [Iss95b] Die Ergebnisse der Prüfung der Verbundfestigkeit der 40 mm tief eingegossenen Aluminium-Kupfer Proben sind in der Tabelle 9 aufgeführt.

Entgegen den bisherigen Forschungsergebnissen zeigen die eingegossenen Verbundproben gegenüber den angegossenen mit $3,9 \pm 0,1$ MPa zum Teil nur geringfügig höhere Verbundfestigkeiten auf. Es ist zu vermuten, dass bei den eingegossenen Proben das umgebende Aluminium isolierend wirkt und dadurch in der Grenzflächenschicht eine längere Temperatureinwirkung erfolgt als bei den angegossenen. Dadurch sollten verbesserte Bedingungen für Diffusionsvorgänge vorliegen und die Anzahl stoffschlüssiger Anbindungen erhöht werden. Aufgrund der eingegossenen Probengeometrie müsste es bei der Abkühlung des Aluminiums bedingt durch den Materialschrumpf außerdem zu einem zusätzlichen Kraftschluss zwischen Aluminium und Kupfereinleger kommen. Mit den zusätzlich bei der mechanischen Prüfung wirkenden Reibkräften wären somit deutlich höhere Verbundfestigkeiten zu erwarten gewesen.

Tabelle 9: Versuchsergebnisse für die Prüfung der mechanischen Verbundfestigkeit eingegossener Al-Cu Verbundproben mit einem Probenumfang von $n = 5$

Versuchsnummer	Fläche [mm ²]	Maximalkraft [N]	Verbundfestigkeit [MPa]
30 R	1547,21	5797	3,8
31 R	1566,29	6295	4,0
32 L	1526,10	5797	3,8
32 R	1589,88	6199	3,9
34 L	1566,91	5977,	3,8

Jedoch können trotz der niedrigen Festigkeitswerte durch den Wechsel der Probengeometrie positive Beeinflussungen des mechanischen Verhaltens festgestellt werden. Die eingegossenen Proben erreichen im Vergleich zu den angegossenen eine im Schnitt um den Faktor drei höhere maximale Prüfkraft. Zudem weisen sie eine signifikant niedrigere Streuung auf, was auf einen stabilen Prozess mit guter Reproduzierbarkeit schließen lässt.

Die in Abbildung 46 exemplarisch gezeigte eingegossene Probe wurde nach ihrer mechanischen Prüfung für die Bruchbildanalyse sorgfältig getrennt und untersucht. Dabei weist das Kupferblech mit einer Längung von 10 % eine starke plastische Verformung auf und verdeutlicht damit die gegenüber angegossenem Proben gesteigerten maximalen Prüfkraft. Neben der Formänderung durch die Einschnürung des Blechs fällt die hohe Anzahl dunkelgrauer Verfärbungen auf der Kupfer- sowie Aluminiumoberfläche auf. Diese sichtbaren Wechselwirkungen treten gegenüber den angegossenen Proben hier deutlich stärker und homogener über die Kontaktfläche verteilt auf.

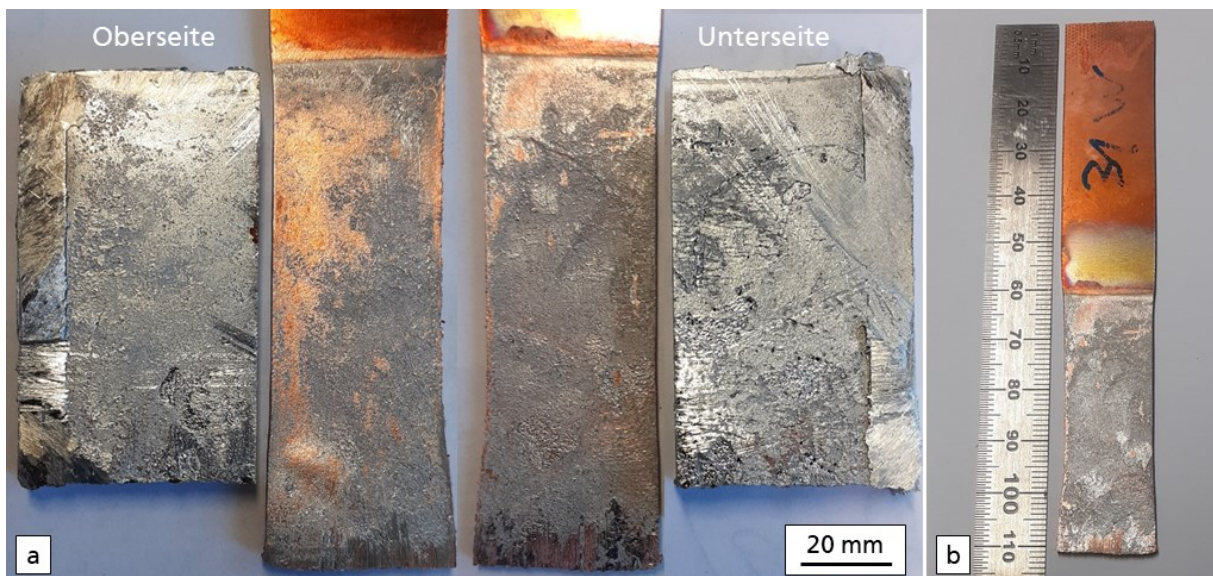


Abbildung 46: Bruchflächen der Ober- und Unterseite der mechanisch geprüften Verbundprobe 31R in a sowie die Darstellung der plastischen Verformung des Kupfereinlegers in b.

Mittels der Simulationssoftware MAGMASOFT wurde der Temperaturverlauf an der Oberfläche der Einleger während der Formfüllung für die an- und eingegossene Probengeometrie mit den verwendeten Gießparametern simuliert. Dieser ist jeweils bei 50 % und 100 % in Abbildung 47 aufgeführt und zeigt, dass es bei den eingegossenen Proben zu einer höheren Temperaturentwicklung während sowie zum Ende der Formfüllung kommt. Durch die doppelt so große Kontaktfläche ist zum einen wie in Abbildung 47 a eine deutlich schnellere Erwärmung des Kupfermaterials zu erwarten. Zum anderen wird die Wärme aufgrund der umliegenden Schmelze vermutlich länger in der Grenzflächenschicht gehalten (siehe Abbildung 47 b). Durch die gleichmäßigere thermische Einwirkung sowie dem Senken der Abkühlgeschwindigkeit durch das isolierend wirkende Aluminium kann der Diffusionsvorgang unterstützt werden, wodurch sich die verstärkte und homogenere Ausbildung der Wechselwirkungsbereiche ein- gegenüber angegossener Proben erklären lassen.

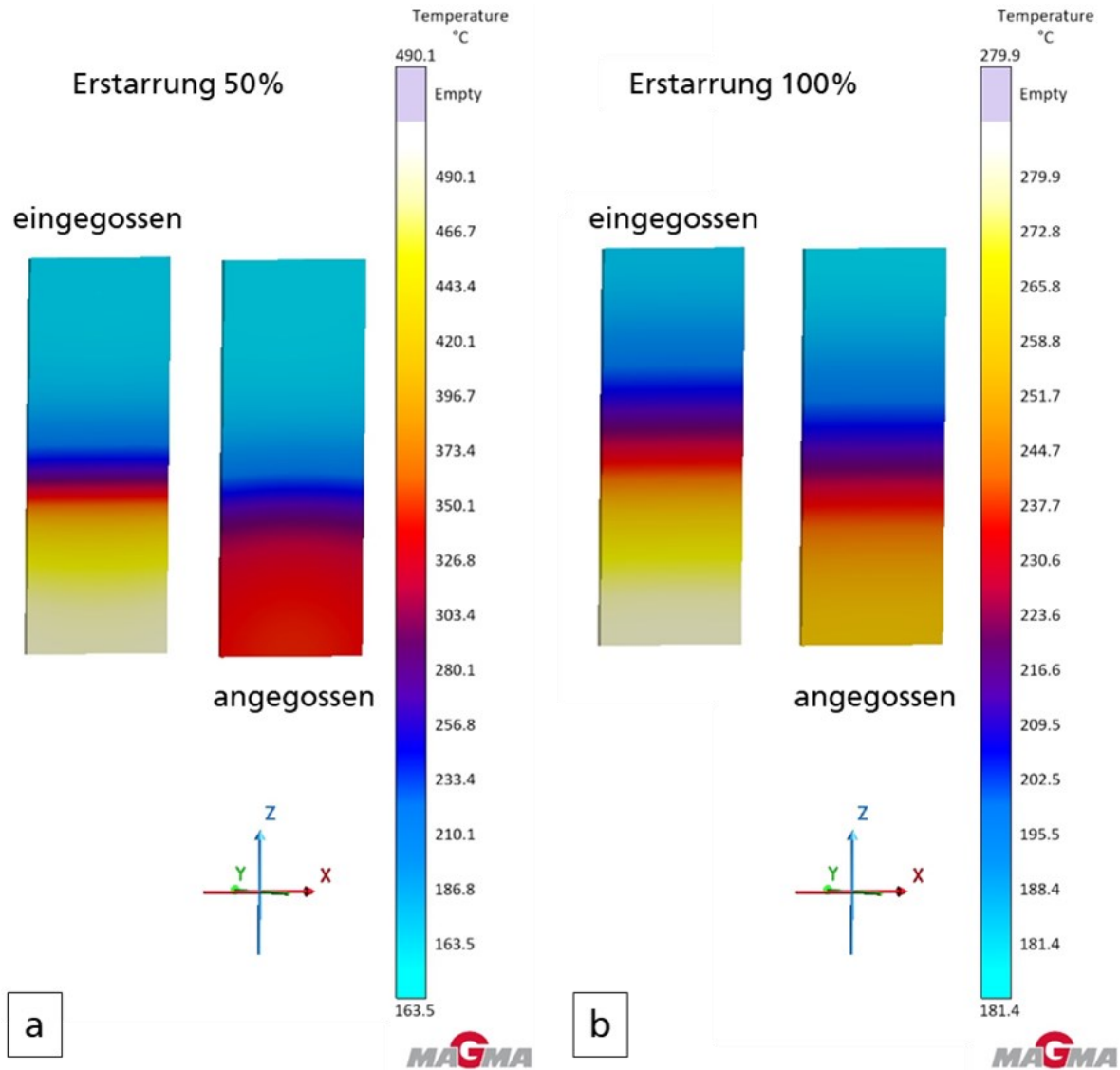


Abbildung 47: Simulation des Temperaturverlaufs während der Erstarrung bei jeweils 50 % (a) und 100 % (b)

Die Versuchsergebnisse zeigen, dass die Geometrieänderung eine Verbesserung der thermischen Bedingungen sowie eine Steigerung der Diffusionsrate beziehungsweise der Anzahl stoffschlüssiger Verbunde bewirkt. Die verbesserten Diffusionsbedingungen sollten sich jedoch in einer deutlich gesteigerten Verbundfestigkeit zeigen. Zur weiteren Untersuchung der Ursachen wurde die Schlibbildanalyse gewählt, deren Ergebnisse im Folgenden vorgestellt werden.

Analyse der Grenzflächenschicht

Die REM-Aufnahme der Schlibprobe eines eingegossenen Kupfereinlegers ist in Abbildung 48 gezeigt, wobei es sich um die untere Grenzflächenschicht handelt. Genau wie bei den angegossenen Blechen in Kapitel 5.1 lassen sich die zuvor vorgestellten Ausbildungsformen I und II identifizieren. Sowohl die Oxidschichten als auch die intermetallischen Phasen weisen bezüglich ihrer Ausbildungsform sowie Dicke keine Unterschiede zu den angegossenen Proben auf.

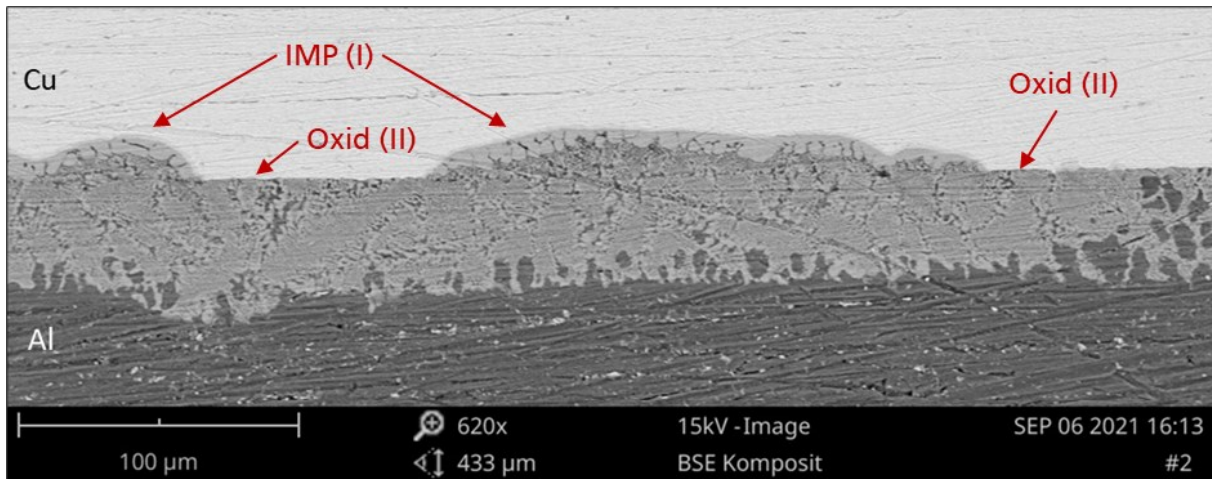


Abbildung 48: REM-Aufnahme einer Schliﬀprobe eines eingegossenen Kupfereinlegers mit den Ausbildungsformen intermetallische Phasen I (abgekürzt mit IMP) sowie der Oxidschicht II

Es treten allerdings bei den eingegossenen Proben in der Grenzflächenschicht neben Rissen außerdem durchgehende lange Hohlräume, wie in Abbildung 49 gezeigt, als Ausbildungsform III auf. Diese Fehlstellen unterscheiden sich sowohl bezüglich ihrer Länge als auch Höhe deutlich von den zuvor vorgestellten Rissen. Während die Risse Höhen im Bereich einiger Mikrometer aufweisen, reichen die der Hohlräume teilweise über 100 µm. Auch die Länge der Hohlräume ist gegenüber denen der Risse um ein Vielfaches größer und erreicht Werte im Millimeterbereich.

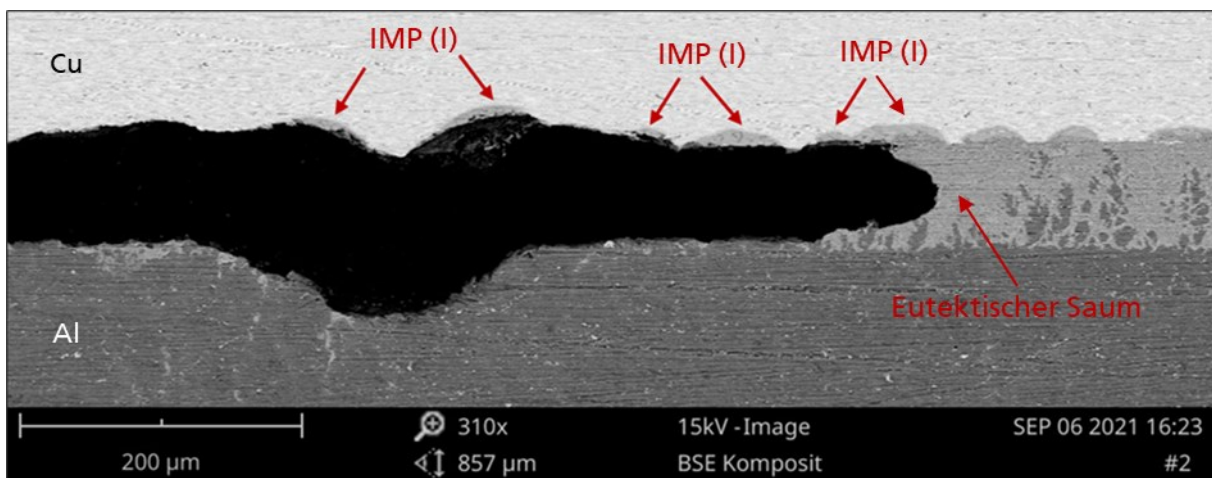


Abbildung 49: REM-Aufnahme der Grenzflächenschicht einer eingegossenen Probe mit einem Hohlraum, welcher an der Oberseite intermetallische Phasen aufzeigt

Der parallel zur Kupferoberfläche verlaufende längliche Hohlraum zeigt eine gleichmäßige Dicke, welche der des eutektischen Saums entspricht. Ein besonderes Charakteristikum der länglichen Hohlräume sind zudem die entlang der Kupferoberfläche auftretenden intermetallischen Phasen, welche in Abbildung 49 gekennzeichnet sind.

Aufgrund der Ausbildung von Mischphasen ist davon auszugehen, dass es an diesen Stellen zuvor zu einem Kontakt zwischen Aluminium und Kupfer gekommen ist. Diese Theorie wird außerdem durch die spezifische Ausformung der Hohlräume bestärkt. Die Oberflächenprofile der Kupfer-beziehungsweise Aluminiumseite des in Abbildung 49 gezeigten Hohlräume gleichen sich stark. Es wird

daher angenommen, dass die Entstehung der Hohlräume auf erstarrungsbedingtes Schrumpfen des Gussmaterials, beziehungsweise auf schlechte Speisungsverhältnisse zurückzuführen sind.

Generell gilt es, beim Gießen eine gerichtete Erstarrung zu erreichen, sodass erstarrungsbedingte Volumendefizite mit entsprechender Speisung kompensiert werden können. Für die angegossenen Proben erfolgt die Erstarrung nach diesem Prinzip. Hier beginnt die Erstarrung aufgrund des Temperaturgradienten voraussichtlich an der Kupferoberfläche und den Formwänden. Während die Erstarrung in Richtung der Probenmitte zum Wärmezentrum erfolgt, kommt es durch den Materialschrumpf zu den beschriebenen Volumendefiziten, welche mit der flüssigen Schmelze aus der Probenmitte gespeist werden. Dies hat zur Folge, dass in dem Bereich, welcher zuletzt erstarrt, Lunker zurückbleiben. In Abbildung 50 b sind diese für die angegossene Geometrie in der Probenmitte in Form von schwarzen Hohlräumen gut erkennbar.

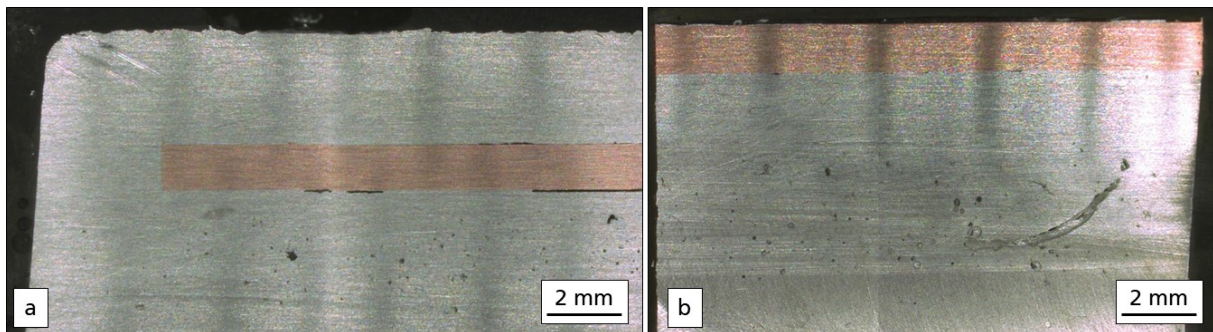


Abbildung 50: Mikroskopie-Aufnahmen der Schliiffproben einer eingegossenen (a) und angegossenen Probe (b)

Für die eingegossenen Kupferbleche startet der Erstarrungsvorgang, genau wie bei den angegossenen Proben, ebenfalls an der Kupferoberfläche sowie an den Formwänden. Aufgrund der hervorragenden Wärmeleitfähigkeit des Kupfers kann von einer raschen Erwärmung des Einlegers durch die Aluminiumschmelze ausgegangen werden. Dadurch kommt es zu einem angenäherten Temperaturgleichgewicht in der Grenzflächenschicht zwischen dem Einleger und der Schmelze. Dies hat zur Folge, dass die Schmelze in diesem Bereich aufgrund der abgegebenen Wärme zu erstarren beginnt und das Kupferblech sich durch die aufgenommene Wärme ausdehnt. Mit weiterer Abkühlung schreiten die Erstarrung der Aluminiumschmelze sowie das Schrumpfen des Kupfermaterials voran. Das sich zusammenziehende Kupfer verbleibt dabei auf der Seite des festeren Verbundes.

Da bei den eingegossenen Proben die obere Aluminiumkammer schmäler als die untere ist, könnte aufgrund der geringeren Dicke eine schnellere Erstarrung und damit festere Anbindung in der Grenzflächenschicht resultieren. Aufgrund des schrumpfenden Materialverhaltens zieht sich der Kupfereinleger zur Seite der festeren Anbindung. Durch den vorherigen Kontakt zur unteren Kupferoberfläche ist das Aluminium allerdings bereits teilweise erstarrt. Dadurch kann in diesem Bereich nicht mehr mit flüssigem Aluminium nachgespeist werden, obwohl dieses potentiell in der unteren Probenmitte noch vorhanden wäre. Dies kann die Bildung der länglichen Hohlräume oder der Bruch von bereits gebildeten stoffschlüssigen Verbunden erklären.

Es ist deutlich erkennbar, dass die Hohlräume einen massiven Einfluss auf die Verbundeigenschaften ausüben und erklärt somit die verhältnismäßig geringen mechanischen Festigkeiten trotz angepasster thermischer Bedingungen. Das Ausbilden von Hohlräumen als Folge der Materialschrumpfung wurde ebenfalls in den Untersuchungen von Hu et al beschrieben. [Hu16] Weit häufiger werden hingegen in der Literatur Hohlräume in der Aluminium-Kupfer Grenzflächenschicht als Folge unzureichender thermischer Bedingungen aufgeführt, welche durch eine erhöhte Wärmeeinwirkung kompensiert werden können. [Guan19], [Fu17], [Greß21], [Lian10]

Demnach könnten mit einer Erhöhung der Gieß-, Form- oder Vorwärmtemperatur der Einleger die thermischen Bedingungen verbessert werden, sodass der schrumpfbedingte Volumenverlust durch eine verbesserte Nachspeisung mit Aluminiumschmelze kompensiert und somit die Bildung der Hohlräume in der Grenzflächenschicht reduziert werden könnte.

Elektrische Leitfähigkeit

In Tabelle 10 sind die Messergebnisse des elektrischen Widerstandes und Leitwerts sowie des spezifischen elektrischen Widerstandes für die eingegossenen Verbundproben aufgeführt.

Tabelle 10: Elektrische Eigenschaften der Grundmaterialien Kupfer und Aluminium sowie der geprüften eingegossenen Proben

Versuchsnummer	Elektrischer Widerstand [$\mu\Omega$]	Elektrischer Leitwert [kS]	Spezifischer elektrischer Widerstand [$\Omega\text{mm}^2/\text{m}$]
Cu	1,404	712,500	0,017
Al	5,339	187,301	0,029
31 L	13,459	74,300	0,048
31 R	12,498	80,013	0,034
32 L	12,982	77,030	0,041
32 R	12,507	79,955	0,035
34 L	12,810	78,064	0,039

Da sich die Leiterlängen, an denen die Spannung abgegriffen wird (siehe Kapitel 4.2.2), für die an- und eingegossene Probengeometrie unterscheiden, weisen sie jeweils deutliche Unterschiede hinsichtlich der geometrieabhängigen Werte des elektrischen Widerstandes sowie Leitwerts auf. Die geometrieunabhängige Größe des spezifischen elektrischen Widerstandes erlaubt hingegen einen Vergleich bezüglich der elektrischen Verbundeigenschaften der jeweiligen Probengeometrien. Mit $\rho_{\text{eingegossen}} = 0,039 \pm 0,0057 \Omega\text{mm}^2/\text{m}$ kann der durchschnittliche spezifische elektrische Widerstand der eingegossenen Verbundproben gegenüber der angegossenen um $0,011 \Omega\cdot\text{mm}^2/\text{m}$ reduziert werden. Somit weisen die eingegossenen im Vergleich zu den angegossenen Proben bessere elektrische Eigenschaften auf. Diese Verbesserung könnte durch die erhöhte Anzahl stoffschlüssiger Verbunde in Form intermetallischer Phasen verursacht werden. Diese weisen zwar schlechtere elektrische Leitfähigkeiten als die verwendeten Grundmaterialien auf und erhöhen somit den elektrischen Gesamtwiderstand, allerdings geht mit ihnen eine Reduzierung der Ausbildungsform II

einher. Genau wie die intermetallischen Phasen weist die Ausbildungsform II (Oxidschichten) einen hohen elektrischen Widerstand auf. [Figu07] Des Weiteren kommt es aufgrund der Trennwirkung der Oxidschicht stets zu einem Spalt zwischen den Komponenten, aus dem weitere Verlustwiderstände resultieren. Die theoretisch möglichen und angestrebten Werte zwischen denen der Grundmaterialien Aluminium und Kupfer konnten allerdings dennoch nicht erreicht werden. Es ist davon auszugehen, dass die verhältnismäßig schlechten elektrischen Eigenschaften, genau wie die mechanischen, durch die länglichen Hohlräume verursacht werden. Mit der Reduzierung der tatsächlichen Kontaktfläche, wie zum Beispiel durch die in Abbildung 49 gezeigten Hohlräume, können sich hohe Verlustwiderstände ausbilden, die zu einer Erhöhung des Gesamtwiderstandes führen. Mit einem durchschnittlichen spezifischen elektrischen Widerstand von $0,039 \Omega \cdot \text{mm}^2/\text{m}$ weisen die eingegossenen Verbundproben einen Gütefaktor von 0,72 auf und können nach Böhme ebenfalls als technisch ausreichend gut bewertet werden. [Böhm05]

Um die elektrischen Verbundeigenschaften der eingegossenen Verbundproben dennoch verbessern zu können, gilt es einen möglichst durchgehenden stoffschlüssigen Verbund zu realisieren, sodass die Kontaktfläche erhöht werden kann. Dies könnte zum Beispiel über eine Optimierung der thermischen Bedingungen in der Aluminium-Kupfer Grenzflächenschicht erreicht werden, sodass bei der Erstarrung das zuvor bereits beschriebene Volumendefizit in der Grenzflächenschicht durch eine Nachspeisung kompensiert werden kann. Mittels einer verbesserten Nachspeisung könnte die Kontaktfläche signifikant vergrößert und der elektrische Verbundwiderstand gesenkt werden. Es ist jedoch zu berücksichtigen, die thermischen Bedingungen lediglich so weit zu verändern, dass eine möglichst durchgehend homogene Grenzflächenschicht und damit möglichst große Kontaktfläche erreicht werden kann. Jeglicher weitere Zuwachs der intermetallischen Phasenbreite bedeutet einen zusätzlichen Anstieg der elektrischen Widerstände und die Gefahr eines Verbundversagens durch Materialversprödung. [Abba01], [Jian19], [Tava16], [Lian10] Denkbar wäre beispielsweise, dass sobald eine homogen ausgebildete Grenzflächenschicht mit einer entsprechend kritischen Phasendicke erreicht ist, diese mittels Abschrecken der Proben rasch herunterzukühlen und das weitere intermetallische Phasenwachstum durch den abrupten Temperaturverlust zu unterbinden.

Um entsprechende Phasendicken im Verbund erreichen zu können, sind jedoch fundierte Kenntnisse zum Wachstumsverhalten der intermetallischen Phasen sowie zur Ausbildung der Grenzflächenschicht nötig. Diese könnten mithilfe simulativ unterstützter Untersuchungen für den Druckgussprozess beziehungsweise für die Probengeometrie ermittelt werden. Sofern sich die Mischphasenbildung in der Grenzflächenschicht zwischen Einleger und Schmelze prognostizieren lässt, könnten in Anbetracht der gezeigten Untersuchungen mittels durchgehend homogenen und dünnen stoffschlüssigen Grenzflächenschichten deutlich niedrigere spezifische elektrische Widerstände für druckgusstechnisch erzeugte Aluminium-Kupfer Verbunde realisiert werden.

5.3. Modifikation der thermischen Bedingungen

Prinzipiell können über die Form-, Schmelze- und Vorwärmtemperatur der Einleger sowie die Formschließzeit die thermischen Bedingungen in der Grenzflächenschicht der Verbundproben für das Druckgussverfahren beeinflusst werden. Aufgrund des geringen Volumens der Einlegebleche sowie der hervorragenden Wärmeleitfähigkeit des Kupfermaterials stellt sich die Vorwärmung der Blecheinleger allerdings als ungeeignet dar. Bereits wenige Sekunden nachdem die Kupferbleche eingelegt werden, nehmen diese die Temperatur des Formwerkzeuges an. Somit entspricht die Temperatur der Kupferblecheinleger beim Schließen der Maschine der des Gießwerkzeuges. Vorwärmtemperaturen oberhalb der Formtemperatur können aufgrund der thermodynamischen Umstände somit nicht reproduzierbar abgebildet werden. Zudem ist das Oxidationsverhalten von Kupfer nicht nur abhängig von der Zeit, sondern außerdem von der Temperatur. Lahiri et al. zeigten diesen Zusammenhang in ihren Untersuchungen. Bereits bei einer Erhöhung der Temperatur von 200 °C auf 300 °C innerhalb weniger Minuten konnte ein Zuwachs der Oxidschichtdicke von 100 nm auf 600 nm gemessen werden. [Lahi98] Die mit dem Vorwärmen bei höheren Temperaturen resultierende dickere Oxidschicht der Kupfereinleger würde eine Barriere für die stoffschlüssigen Anbindungen zwischen Einleger und Schmelze sowie einen Verlust der elektrischen Leitfähigkeit bedeuten. Daher wurde von einer Untersuchung vorgewärmter Einleger abgesehen. Die Untersuchung der Beeinflussung der weiteren thermischen Prozessparameter (Schmelzetemperatur, Formschließzeit und -temperatur) auf die mechanischen und elektrischen Verbundeigenschaften erfolgt nach der in Tabelle 11 aufgeführten Versuchsmatrix mit jeweils n=7 Proben. Durch die Temperaturerhöhung der Form und Schmelze, beziehungsweise durch die Verlängerung der Formschließzeit soll in den Versuchsreihen 39-46 die Ausgleichtemperatur T_{KF} an der Grenzfläche sukzessive erhöht werden. Es wird davon ausgegangen, dass eine Steigerung der Ausgleichtemperatur T_{KF} zu verbesserten Diffusionsbedingungen führt und dadurch die mechanische Festigkeit sowie der elektrische Leitwert gesteigert werden können.

Tabelle 11: Versuchsmatrix zur Untersuchung der Beeinflussung der thermischen Prozessparameter Schmelzetemperatur, Formschließzeit und -temperatur

Versuchsreihe	Schmelzetemperatur [°C]	Formschließzeit [s]	Formtemperatur [°C]
39	740	10	190
40	740	40	190
41	740	10	290
42	740	40	290
43	800	10	190
44	800	40	190
45	800	10	290
46	800	40	290

In Abbildung 51 sind die Versuchsergebnisse der Zugscherprüfung graphisch dargestellt. Es wird deutlich, dass die Dauer der Formschließzeit keinen relevanten Einfluss auf die Verbundfestigkeit

aufzeigt. Lediglich bei einer Form- und Schmelzetemperatur von 190°C und 740°C lassen sich geringe Differenzen der Verbundfestigkeit zwischen den jeweiligen Schließzeiten erkennen. Hierbei bewirkt eine Erhöhung der Formschließzeit von 10 s auf 40 s einen Festigkeitsverlust.

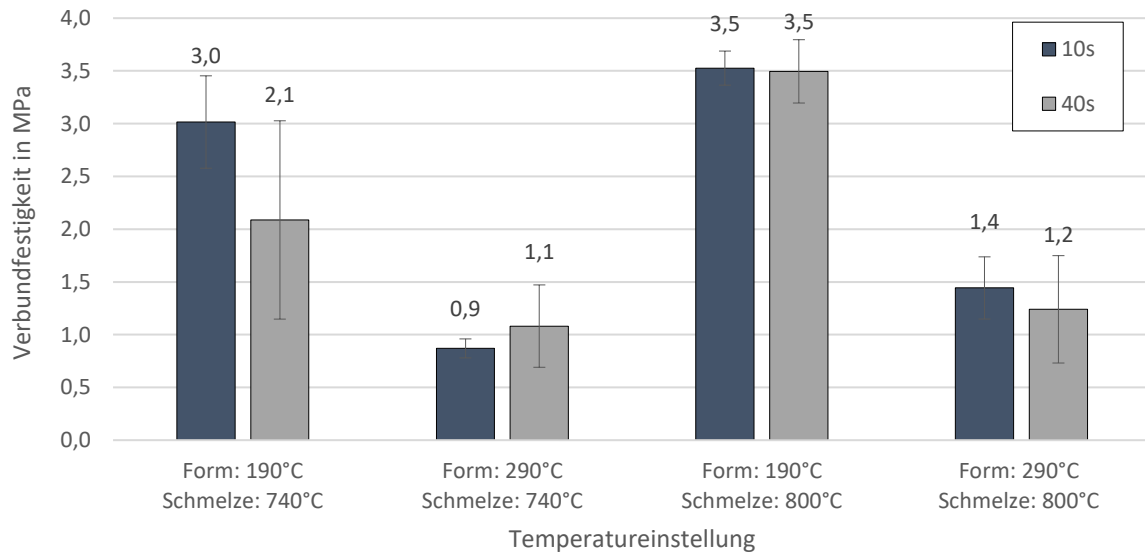


Abbildung 51: Maximal erreichte Festigkeit eingegossener Aluminium-Kupfer Verbunde in Abhängigkeit der thermischen Parameter

Bei Betrachtung der Fehlerindikatoren wird außerdem deutlich, dass die Versuchsreihen kürzerer Schließzeiten aufgrund ihrer geringeren Standardabweichungen eine höhere Reproduzierbarkeit aufzeigen. Um eine möglichst hohe Prozessstabilität zu erreichen, gilt es daher, eine kurze Schließzeit der Gussform zu wählen. Die Verkürzung der Schließzeit bewirkt zudem eine kürzere Taktzeit, welche ein entscheidender Faktor für die Wirtschaftlichkeit des Gießverfahrens darstellt. Daher werden im Folgenden lediglich die Probenreihen mit einer Schließzeit von 10 s miteinander verglichen.

Während die Temperaturerhöhung der Schmelze von 740 °C auf 800 °C eine geringe Steigerung der mechanischen Festigkeit der eingegossenen Proben bewirkt, kommt es bei der Erhöhung der Formtemperatur von 190 °C auf 290 °C zu einem signifikanten Festigkeitsverlust um einen Faktor von circa drei. Der Festigkeitsverlust durch die Erhöhung der Formtemperatur ist zunächst unerwartet. Viel mehr wäre durch die Erhöhung der Werkzeugtemperatur von 190°C auf 290°C zu erwarten gewesen, dass aufgrund einer Steigerung der Ausgleichstemperatur in der Grenzflächenschicht vermehrt Diffusion erfolgt und ein Anstieg der Verbundfestigkeit resultiert.

Die theoretische Ausgleichtemperatur T_{KF} an der Aluminium-Kupfer Grenzfläche lässt sich für die Versuchsreihen näherungsweise mit dem Modell zweier sich berührender Körper nach Baehr und Stephan [Baeh19] mit Gleichung (9) berechnen:

$$T_{\text{Kontakt}} = T_{\text{Einleger}} + \frac{b_{\text{Schmelze}}}{b_{\text{Schmelze}} + b_{\text{Einleger}}} \cdot (T_{\text{Schmelze}} - T_{\text{Einleger}}) \quad (9)$$

mit

- T_{Einleger} Temperatur des Kupfereinlegers zum Zeitpunkt des Gießstarts
 T_{Schmelze} Temperatur der Aluminiumschmelze
 b_{Einleger} Wärmeeindringkoeffizient des Kupferblechs
 b_{Schmelze} Wärmeeindringkoeffizient der Aluminiumschmelze

und

$$b = \sqrt{\lambda \cdot c_p \cdot \rho} \quad (10)$$

mit

- λ Wärmeleitfähigkeitskoeffizient
 c_p spezifische Wärmekapazität
 ρ Dichte

berechnet, ergeben sich die in Tabelle 12 aufgeführten Werte. Der Vergleich der theoretischen Ausgleichtemperaturen T_{KFth} zeigt, dass die Form- gegenüber der Schmelzetemperatur einen deutlich größeren Einfluss auf die Ausbildung des Temperaturregimes in der Grenzfläche aufweist. Während die Erhöhung der Temperatur der Schmelze von 740 °C auf 800 °C lediglich einen Temperaturanstieg in der Grenzfläche von 18 °C bedeutet, liegt dieser für die Erhöhung der Formtemperatur von 190 °C auf 290 °C bei 71°C.

Tabelle 12: Thermische Bedingungen während der Verbundgussversuche

Formtemperatur [°C]	Schmelzetemperatur [°C]	Verbundfestigkeit [MPa]	Theoretische Ausgleichstemperatur[°C]
190	740	3,0	339
190	800	3,5	357
290	740	0,9	410
290	800	1,2	428

Da in den Versuchen ein Anstieg der Verbundfestigkeit lediglich durch eine Erhöhung der Schmelzetemperatur erreicht werden kann und nicht wie in der Theorie aufgeführt durch die Formtemperatur, kann davon ausgegangen werden, dass weitere Einflussfaktoren auf die Stoffschlussausbildung wirken.

Um dies zu prüfen, werden die Schliffbilder der mit den aus Tabelle 12 verwendeten Parametern eingegossenen Kupfereinlegern in Abbildung 52 miteinander verglichen. Auffällig ist zunächst, dass die Grenzflächenschicht der Verbundproben hoher Festigkeit wie a und b verglichen mit der Probe geringster Festigkeit c eine deutlich höhere Anzahl an länglichen Hohlräumen aufweist. Bei näherer Betrachtung wird allerdings deutlich, dass in Abbildung 52 c die geringste Ausbildung stoffschlüssiger

Verbunde in Form von intermetallischen Phasen vorzufinden ist. Diese lassen sich hingegen bei den Proben mit einer niedrigeren Formtemperatur von 190 °C in a und b durch den hellgrauen eutektischen Saum zwischen Aluminium und Kupfer gut erkennen.

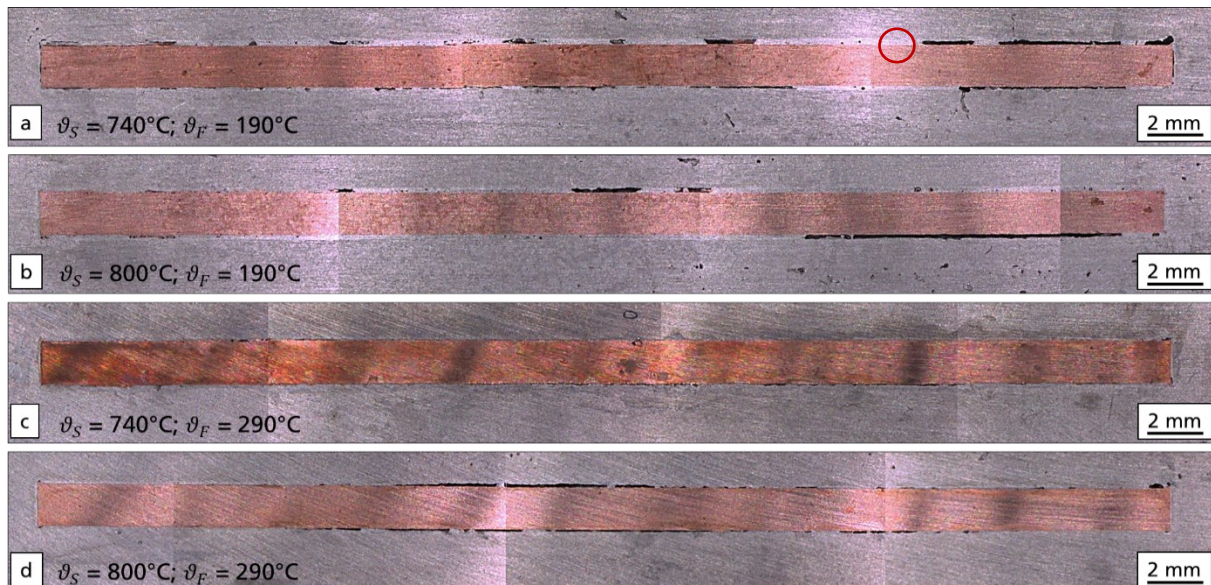


Abbildung 52: Schlichtproben bei variierenden thermischen Parametern eingegossener Kupfereinleger mit Kennzeichnung in a der Stelle für die REM-Aufnahmen aus Abbildung 53

Der Vergleich der Schlichte a und b zeigt, dass bei einer höheren Schmelztemperatur wie in b eine homogenere Grenzflächenschicht mit längeren Bereichen aus stoffschlüssigen Anbindungen ausgebildet wird. Trotz intermetallischer Phasenausbildung kommt es bei a außerdem zur Rissbildung in der Grenzflächenschicht. Hier bewirkt der Temperaturzuwachs der Schmelze demnach verbesserte Anbindungsbedingungen. Dies wird sowohl in den Schlichtbildern als auch in den erreichten Verbundfestigkeiten in Abbildung 51 deutlich. Werden die Schlichte c und d verglichen, steigt zwar die Ausbildung der länglichen Hohlräume, dennoch kann bei der höheren Schmelztemperatur im Kantenbereich der Kupfereinleger eine Mischphasenbildung erfolgen und die Verbundfestigkeit erhöht werden. Es lässt sich somit eine Korrelation zwischen Schmelztemperatur und stoffschlüssiger Anbindung durch die mechanische Festigkeit identifizieren.

Der mit Zunahme der Formtemperaturen einhergehende Verlust der Verbundfestigkeit könnte auf das temperaturabhängige Oxidationsverhalten des Kupfermaterials der Einleger zurückzuführen sein. Wie zu Beginn des Kapitels aufgeführt, untersuchten Lahiri et al. in ihrer Arbeit die Oxidschichtdicke von Kupfer in Abhängigkeit der Zeit. Sie konnten dabei in einem Temperaturbereich zwischen 200 °C – 300 °C feststellen, dass die Oxidschichtdicke mit zunehmender Temperatur bereits nach zehn Minuten signifikant zunahm. [Lahi98] Somit könnte es sein, dass die bei 290 °C gegenüber den bei 190 °C Formtemperatur eingegossenen Kupfereinlegern aufgrund des temperaturabhängigen Oxidationsverhaltens eine dickere Oxidschicht ausgebildet haben. Mit steigender Oxidschichtdicke wird die Ausbildung stoffschlüssiger Verbindungen erschwert, wodurch ihre Wirkung als Trennschicht steigt. [Iss95b]

Die REM-Aufnahmen in Abbildung 53 zeigen die jeweils ausgebildeten Grenzflächenschichten zwischen Aluminium und Kupfer aus Abbildung 52. Dabei wurden die Aufnahmen an der gleichen Stelle im oberen rechten Bereich der Proben, wie in Abbildung 52 markiert, aufgenommen und bestätigen die zuvor aufgestellten Vermutungen.

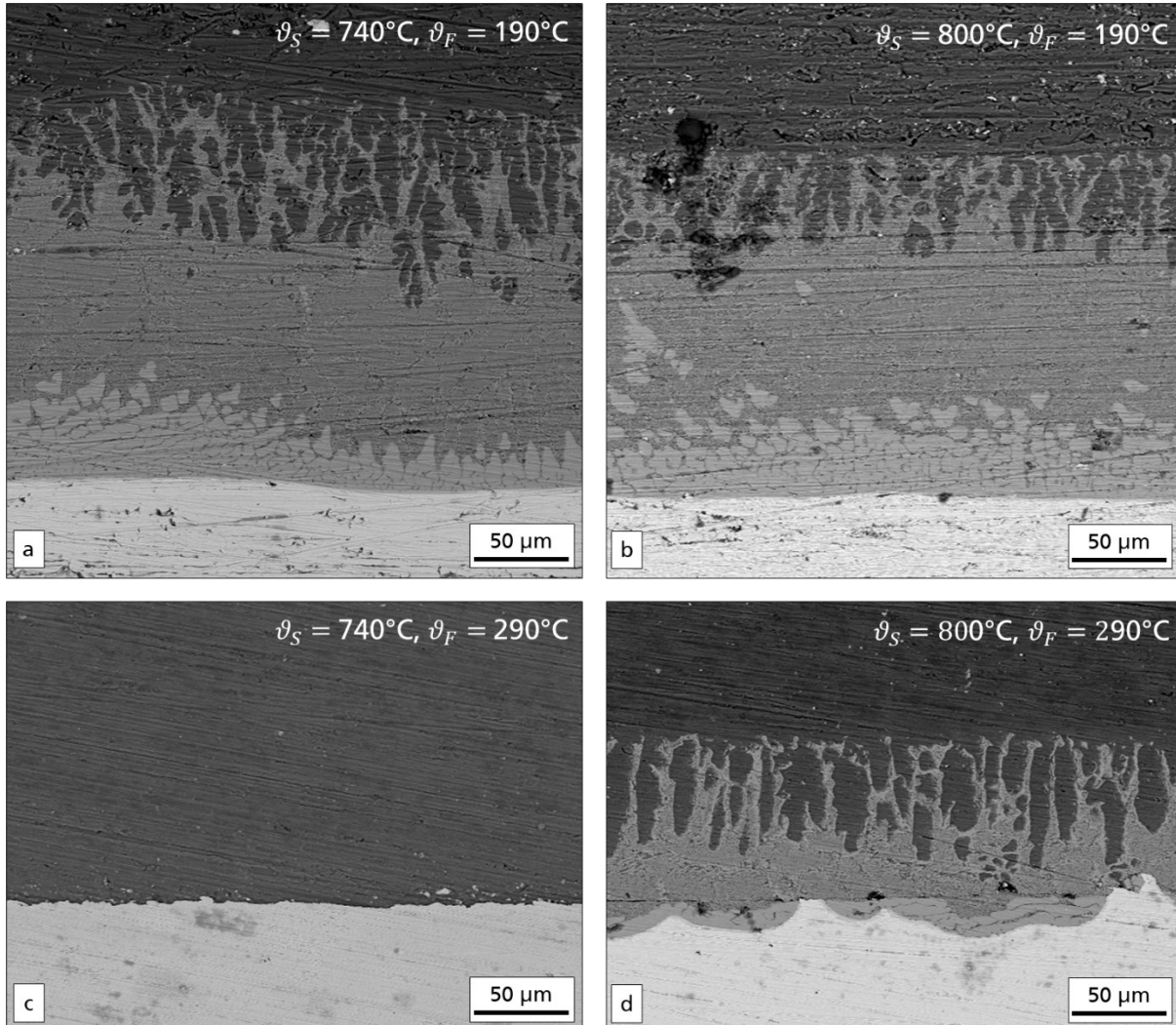


Abbildung 53: REM-Aufnahmen der Grenzflächenschichten der bei unterschiedlichen thermischen Bedingungen eingegossenen Verbundproben aus Abbildung 52

Es lässt sich in Abbildung 53 a und b bei einer Formtemperatur von 190°C gegenüber der 290°C in c und d eine deutlich homogenere und durchgängigere stoffschlüssige Anbindung erkennen. Für die höhere Formtemperatur von 290°C bei der niedrigen Schmelztemperatur von 740°C , wie in Abbildung 53 c gezeigt, kommt es entlang der SchlifflEbene zu einer klaren Trennung zwischen Einleger und Schmelze und lässt auf eine aufgedickte Oxidschicht schließen. Diese wird ebenfalls bei Abbildung 53 d angenommen, wobei eine deutliche Steigerung der ausgebildeten intermetallischen Phasen gegenüber c festgestellt werden kann. Dieser Anstieg wird durch die verbesserten Fließeigenschaften bei steigender Temperatur für die Schmelze zurückgeführt. Es wird angenommen, dass die Schmelze bei 800°C gegenüber 740°C länger fließfähig ist, einen größeren Anteil der Oxidschicht aufreißt und eine erhöhte Diffusionsaktivität an den Stellen direkten Metallkontaktes erfolgt, wodurch die Mischphasenbildung

erhöht werden kann. Allerdings weist die Grenzflächenschicht in Abbildung 53 d gegenüber der in a und b gezeigten deutlich mehr Risse auf, welche aufgrund der verbliebenden Oxidschichtreste induziert worden sein könnten.

In Abbildung 54 und Abbildung 55 sind die Bruchbilder mechanisch geprüfter eingegossener Proben dargestellt, welche mit den gleichen Parametern gegossen wurden wie die Proben deren Schlitze in Abbildung 52 b und c abgebildet sind. Bereits durch Sichtprüfung lassen sich die unterschiedlich stark ausgebildeten intermetallischen Phasen deutlich erkennen. Bei den Proben mit hoher Form- und niedrigerer Schmelzetemperatur in Abbildung 54 ist der Großteil der nativen Kupferoberfläche farblich erkennbar. Es lassen sich lediglich vereinzelte gräuliche Verfärbungen identifizieren, welche auf die Bildung eines Stoffschlusses durch intermetallische Phasen hindeuten.

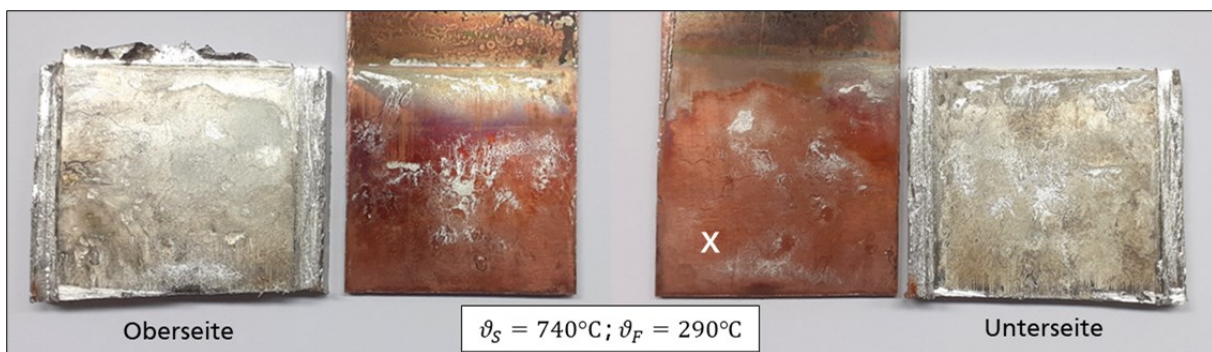


Abbildung 54: Ansicht der Bruchflächen einer mechanisch geprüften eingegossenen Aluminium-Kupfer Verbundprobe mit den Gießparametern $\vartheta_S = 740^{\circ}\text{C}$ und $\vartheta_{SF} = 290^{\circ}\text{C}$

In Abbildung 55 hingegen sind die Angussflächen der eingegossenen Proben sowohl der Ober- als auch Unterseite flächendeckend gräulich verfärbt.

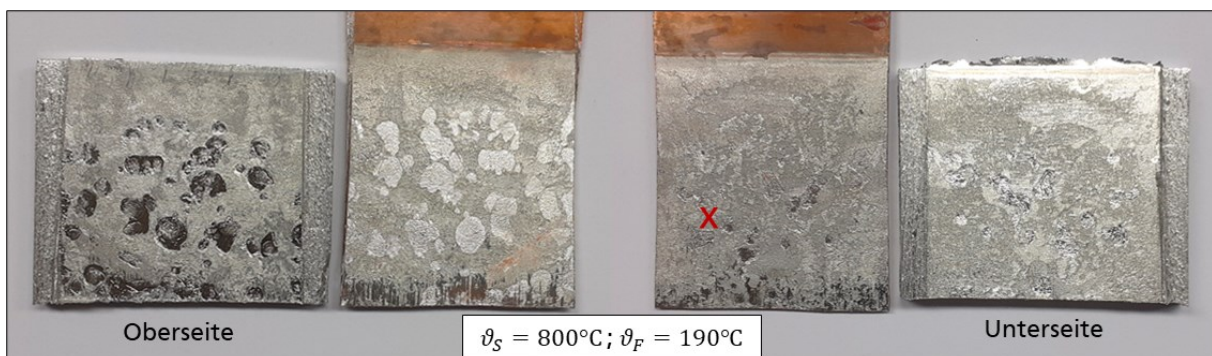


Abbildung 55: Ansicht der Bruchflächen einer mechanisch geprüften eingegossenen Aluminium-Kupfer Verbundprobe mit den Gießparametern $\vartheta_S = 800^{\circ}\text{C}$ und $\vartheta_{SF} = 190^{\circ}\text{C}$

Die Proben aus Abbildung 54 und Abbildung 55 wurden zudem mit dem REM an verschiedenen Stellen auf den Bruchflächen untersucht und zur Identifikation der Mischphasenbildung EDX-Messungen angefertigt. In Abbildung 56 sind die REM-Aufnahmen für die in Abbildung 54 weiß und für Abbildung 55 rot markierten Stellen gezeigt. In Abbildung 56 a ist die Oberfläche der bei 740°C und 290°C eingegossenen Probe gezeigt, auf der hauptsächlich die native Blechoberfläche neben vereinzelten Ausbildungen erkennbar ist. Bei der bei 800°C und 190°C eingegossenen Probe hingegen kommt es zu

einer starken Veränderung der Oberfläche. Dabei sind die zahlreich vertretenden Risse auf der Oberfläche besonders auffällig. Da ein sprödes Bruchverhalten ein bedeutendes Charakteristikum der intermetallischen Phasen ist, stellen diese ein weiteres Indiz für die Ausbildung von Mischphasen dar.

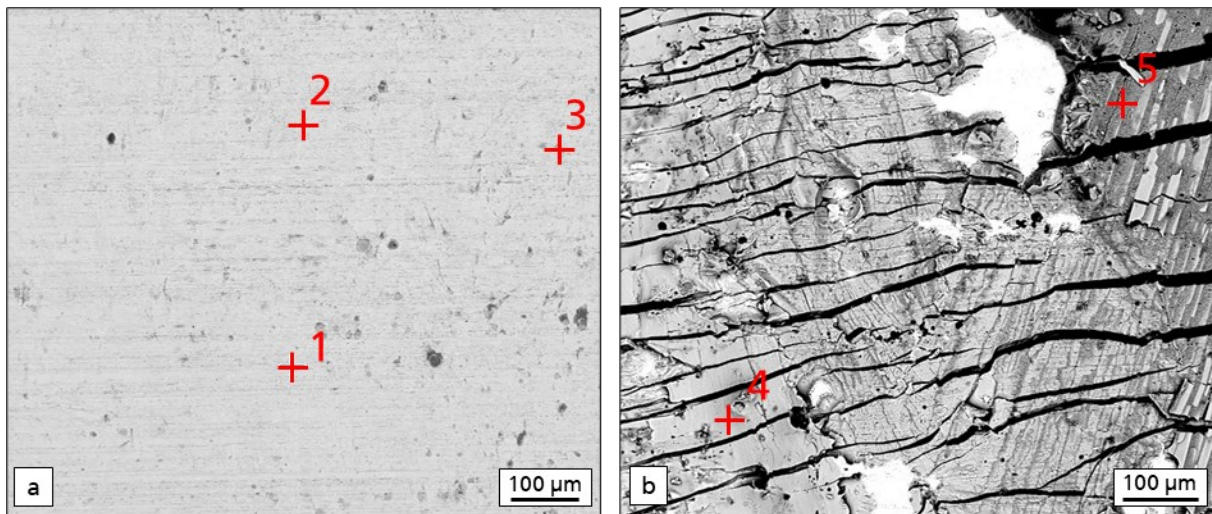


Abbildung 56: REM-Aufnahmen der Bruchbilder der eingegossenen Proben aus Abbildung 54 in a und Abbildung 55 in b mit den jeweiligen Positionen der EDX-Messungen

Die Ergebnisse der EDX-Messung der Punkte 1-5 aus Abbildung 56 sind in Tabelle 13 aufgeführt. Für die bei 740°C und 290°C eingegossene Probe wird für die Punkte 1-3 hauptsächlich Kupfer gemessen. Spuren von Aluminium beziehungsweise intermetallischer Phasen konnten bei den Messpunkten nicht festgestellt werden, was die vorherigen Aussagen zur Verdickung und trennenden Wirkung der Oxidschicht stützen. Für die Messpunkte 4 und 5 hingegen kommt es erwartungsgemäß zur Mischphasenausbildung. Nach Braunovic und Alexandrov kann die Oberfläche in 4 einer θ -Phase und die Position 5 einem Gemenge aus α -Mischkristallen und θ -Phase zugeordnet werden.

Tabelle 13: Ergebnisse der EDX-Messung an den Positionen aus Abbildung 77

Position	Kohlenstoff [wt. %]	Sauerstoff [wt. %]	Aluminium [wt. %]	Kupfer [wt. %]	Struktur	Phase
1	28,29	-	-	71,71	Cu	-
2	30,37	0,5	-	69,13	Cu	-
3	24,16	0,96	-	74,88	Cu	-
4	27,24	1,18	36,99	34,59	Al ₂ Cu	θ
5	42,13	2,20	36,66	19,00	Al ₂ Cu + Al	θ + α -MK

Da die Kupfereinleger ausschließlich unter identischen Bedingungen wie bei den vorherigen Versuchen in Reinaluminium eingegossen wurden, kann der erhöhte gemessene Kohlenstoffanteil auf Rückstände durch die Probeneinbettung oder Kontaminationen des REM zurückgeführt und vernachlässigt werden. Bei den Messergebnissen in Tabelle 13 fällt neben dem Kohlenstoff- außerdem der Sauerstoffanteil an den Messpunkten 4 und 5 im Vergleich zu 1 bis 3 in Abbildung 56 auf und wirkt zunächst zur zuvor

vorgestellten Vermutung des Oxidschichtwachstums widersprüchlich. Die untersuchten Proben wurden nicht unmittelbar nach der Prüfung der mechanischen Verbundfestigkeit mittels EDX analysiert. Daher ist anzunehmen, dass der vorhandene Anteil an Aluminium in den Punkten 4 und 5 aufgrund der hohen Reaktivität des Metalls mit dem Sauerstoff aus der Umgebungsluft reagiert hat. Ein Indiz hierfür wäre beispielsweise der leicht höhere Sauerstoffanteil in dem Punkt 5 gegenüber 4, welcher ebenfalls einen höheren Aluminiumanteil aufzeigt.

Elektrische Eigenschaften

Die Ergebnisse der elektrischen Leitwerte eingegossener Proben bei veränderter Form- und Schmelztemperatur sind in Abbildung 57 jeweils für eine Formschließzeit von 10 s sowie 40 s aufgeführt. Ähnlich wie bei der mechanischen Festigkeit übt die Schließzeit der Form einen vernachlässigbar kleinen Einfluss innerhalb der Standardabweichung aus. Insgesamt werden trotz der unterschiedlichen thermischen Belastung durch Form- und Schmelztemperatur durchschnittlich sehr ähnliche elektrische Leitwerte für die eingegossenen Proben erreicht. Dadurch unterscheiden sich die elektrischen von den mechanischen Verbundeigenschaften aus dem vorherigen Kapitel deutlich.

Lediglich geringfügig höhere elektrische Leitwerte lassen sich durch eine niedrigere Formtemperatur von 190 °C gegenüber einer von 290 °C erzielen. Der Unterschied ist dabei bei einer niedrigeren Schmelztemperatur von 740 °C größer als bei einer von 800 °C. Die geringere Formtemperatur ermöglicht neben den geringfügig höheren elektrischen Leitwerten zudem eine niedrigere Standardabweichung, was sich positiv auf die Prozessstabilität auswirkt.

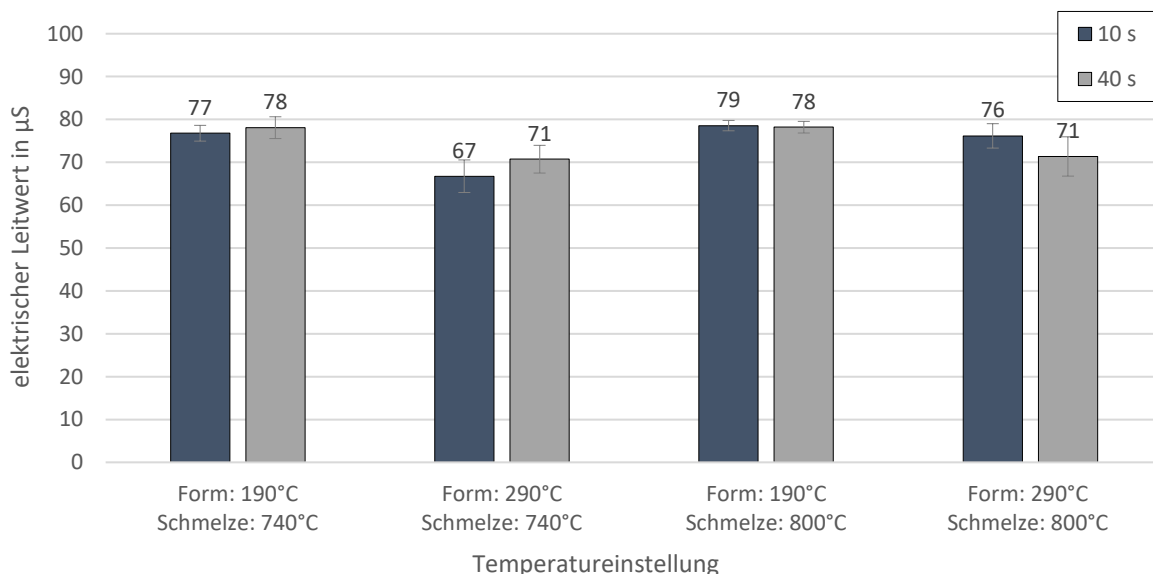


Abbildung 57: Elektrische Leitwerte eingegossener Verbundproben mit veränderter Form- und Schmelztemperatur jeweils bei einer Formschließzeit von 10 s sowie 40 s

Werden die Ergebnisse der elektrischen Leitwerte mit den Schliffbildern aus Abbildung 52 beziehungsweise mit den Bruchbildern aus Abbildung 54 und Abbildung 55 verglichen, wird deutlich, dass die jeweiligen Verlustwiderstände einen unterschiedlich großen Effekt auf den elektrischen Gesamtwiderstand haben. Die in Abbildung 52 c gezeigte, bei einer Schmelztemperatur von 740 °C

und Formtemperatur von 290 °C eingegossene Probe weist eine Grenzflächenschicht (in der Ebene des Schliffes) mit einer geringen Anzahl von Hohlräumen auf, welche zudem eine niedrige Höhe aufweisen. Somit kommt es verglichen zu den Proben a, b und d in Abbildung 52 zu einer größeren Berührungsfläche zwischen Kupferblech und angegossener Aluminiumkomponente. Da die eingegossenen Proben a, b und d in Abbildung 52 eine bedingt durch die höhere Anzahl an Hohlräumen geringere Berührungsfläche als c aufzeigen, müssten sie einen höheren Engewiderstand als die Probe c aufweisen. Zudem wurde in Abbildung 54 und Abbildung 56 gezeigt, dass es bei der eingegossenen Probe c entlang ihrer Angussflächen lediglich zu einer marginalen Ausbildung stoffschlüssiger Anbindungen in Form von intermetallischen Phasen gekommen ist. Da Probe c jedoch, wie in Abbildung 57 gezeigt, den im Vergleich niedrigsten elektrischen Leitwert aufzeigt, ist davon auszugehen, dass der Fremdschichtwiderstand durch die Oxidschicht größer ist als der durch die intermetallische Phasenbildung bei den Proben a, b und d. Es ist daher anzunehmen, dass der Verlust des elektrischen Leitwerts durch den Fremdschichtwiderstand der Oxidschicht bei den eingegossenen Proben größer ist als die Summe aus Enge- und Fremdschichtwiderstand, welche jeweils aus den ausgebildeten Hohlräumen beziehungsweise intermetallische Phasen resultieren.

Somit bewirken stoffschlüssige Anbindungen in Form von Mischphasenbildung bezogen auf die elektrischen Verbundeigenschaften die besten Ergebnisse. Trotz einer inhomogenen Grenzflächenschicht mit Mischphasen und Hohlräumen können höhere elektrische Leitwerte erreicht werden, als bei einer flächig berührenden Kontaktierung mit einem Oxid als Trennschicht. Mit einer Reduktion der isolierenden, länglichen Hohlräume in der Grenzflächenschicht, durch eine Anpassung des Erstarrungsverhaltens wie in Kapitel 5.2 beschrieben, wäre eine Steigerung des elektrischen Leitwertes zudem möglich.

Zwischenfazit

Mithilfe der zuvor vorgestellten Versuchsergebnisse konnte gezeigt werden, dass die von Ißleib [Iss95b] aufgeführten Mechanismen zur Steigerung der Verbundfestigkeit aus Kapitel 2.1.1 auf das Druckgussverfahren mit den Verbundpartnern Aluminium und Kupfer nicht vollständig übertragbar sind. So geht mit einer Steigerung der Ausgleichstemperatur in der Grenzflächenschicht nicht zwangsweise ein stoffschlüssiger Verbund wie nach Abbildung 3 einher. Die Steigerung der Formtemperatur (und damit einhergehend die der Blecheinleger- / Vorwärmtemperatur) wiederum bewirkt keine Steigerung, sondern eine Hemmung stoffschlüssiger Anbindungen. Verantwortlich für die ausbleibende Mischphasenbildung scheint das erhöhte Oxidationsverhalten der Blecheinleger zu sein. Daher eignen sich für eine druckgusstechnische Fertigung von Aluminium-Kupfer Verbunden die Wahl einer möglichst geringen Formtemperatur sowie möglichst hohen Schmelzetemperatur. Dadurch lässt sich die Oxidation der Blechoberfläche minimieren und dennoch eine ausreichend hohe Ausgleichstemperatur für die Diffusionsvorgänge in der Grenzflächenschicht erreichen. Hierdurch könnten voraussichtlich die Bedingungen der Erstarrungs- sowie Strömungsdynamik verbessert werden und dadurch eine Reduktion der Hohlräume und dementsprechend mehr Stoffschlüsse in der

Grenzflächenschicht erreicht werden. Es sei an dieser Stelle jedoch erwähnt, dass somit lediglich geringe Steigerungen der Verbundfestigkeit zu erwarten sind. Das Erreichen von Verbundfestigkeiten zwischen 55 MPa und 68 MPa, welche in vorherigen Untersuchungen zum Aluminium-Kupfer Verbundguss mittels anderer Gießverfahren ([Xie07], [Lian10], [Su11a], [Pint20]) erreicht wurden, sind mit blanken ein- oder angegossenen Kupfereinlegern ohne Vorbehandlung nicht zu erwarten.

Die herausfordernden thermischen Bedingungen für die Erzeugung eines stoffschlüssigen Verbundes zwischen Aluminium und Kupfer werden ebenfalls von Freytag im Rahmen seiner Dissertation für das Angießen im Druckgussverfahren beschrieben. Um dennoch stabile Verbunde mit Festigkeiten von bis zu 75 MPa erzeugen zu können, beschichtete er die Einleger mit verschiedenen niedrigschmelzenden Zinklegierungen und wärmte diese vor. Dabei bestand die Vorbehandlung der Einleger aus diversen Prozessschritten, wie der mechanischen und chemischen Reinigung, Entfetten, Ätzen, Spülen und Beschichten. [Frey19] Im Rahmen dieser Arbeit soll ein zur Beschichtung alternativer Ansatz für eine Festigkeitssteigerung im Druckguss vorgestellt werden. Hierbei wird nicht die stoffschlüssige Anbindung der angegossenen Kupfereinleger, sondern eine primär formschlüssige angestrebt.

5.4. Oberflächenstrukturierung mittels Lasermaterialbearbeitung

Durch eine laserinduzierte Oberflächenstrukturierung der Kupfereinleger soll mit der Aluminiumschmelze ein Formschluss gebildet und somit die Verbundfestigkeit gesteigert werden. Frühere Untersuchungen zeigen, dass mit diesem Mechanismus Verbundfestigkeiten von über 130 MPa im Aluminium-Aluminium Verbundguss erreicht werden können. [Nolt19] Bei dem klebtechnischen Fügen von Kupfersubstraten konnten bei verschiedenen Untersuchungen ebenfalls festigkeitssteigernde Effekte beobachtet werden, mit denen ein deutlicher Anstieg der Verbundfestigkeit erreicht werden konnte. [Zhen16], [Liu21] [Mora21] Zudem konnte Lao in seinen Untersuchungen zeigen, dass mittels strukturierter Einleger im Vergleich zu glatten der Spaltabstand zwischen Stahleinlegern und Aluminiumschmelze durch eine Verklammerung der Komponenten deutlich reduziert werden konnte (siehe Kapitel 2.1.4). [Lao16] Wird dies auf den Aluminium-Kupfer Verbundguss übertragen, könnten strukturierte Einleger einen reduzierten Abstand zur Schmelze bewirken, wodurch der elektrische Verbundwiderstand gesenkt werden könnte. Somit wäre sowohl eine Steigerung der mechanischen als auch die elektrischen Verbundeigenschaften durch eine laserinduzierte Oberflächenstrukturierung der Einleger möglich. Hierbei gilt es bei der Auslegung der Oberflächenstruktur der Kupfereinleger insbesondere folgende Charakteristiken zu berücksichtigen:

- Infiltrationsvermögen
- Benetzungsverhalten
- Mechanische Verklammerung
- Einfluss auf Fließdynamik

Um entsprechende Strukturgeometrien lasertechnisch gezielt abbilden zu können, wurden zunächst die Wechselwirkungen des Kupfersubstrates mit der Laserstrahlung genauer untersucht. Anschließend erfolgte die Ausarbeitung der Abhängigkeiten der jeweiligen Laserparameter, um ein geeignetes Prozessfenster für die Entwicklung verschiedener Strukturen ausarbeiten zu können. Es wurden insgesamt fünf verschiedene Strukturtypen ausgearbeitet und mittels entsprechender Parametereinstellung lasertechnisch erzeugt. Mithilfe von Verbundgussversuchen wurden die angegossenen strukturierten Proben schließlich bezüglich ihrer mechanischen sowie elektrischen Verbundeigenschaften validiert.

5.4.1. Untersuchung der Strukturbildung in Abhängigkeit der Laserparameter

Da in der vorliegenden Arbeit die Zielstellung der laserinduzierten Oberflächenstrukturierung darin besteht, eine mechanische Verklammerung zwischen Kupfereinleger und Aluminiumschmelze zu erzeugen, wurden die Wechselwirkungen zwischen der Laserstrahlung und dem Kupfersubstrat stets unter dem Kontext der Topographieausbildung betrachtet. Untersucht wurden neben den Parametern Laserleistung, Pulsfolgefrequenz, Scangeschwindigkeit und Wiederholrate außerdem die Beeinflussung der Scanstrategie mittels unterschiedlicher Fokussierung sowie veränderten räumlichen Abständen. Die

jeweiligen Wechselwirkungen sowie für die Strukturerzeugung relevante Eingrenzungen der Prozessparameter sollen im Folgenden vorgestellt werden.

Spotdurchmesser

Für die Strukturerzeugung wurden die in Kapitel 4.2.1 beschriebenen f-Theta Objektive f100 und f160 ausgewählt. Sie zeigen mit Fokusdurchmessern von $d_{f100} = 32 \mu\text{m}$ bzw. $d_{f160} = 52 \mu\text{m}$ starke Fokussierungen der Laserstrahlung auf, welche aufgrund des hohen Reflexionsgrades sowie der hervorragenden Wärmeleitfähigkeit von Kupfer für das Laserstrukturieren erforderlich sind. Versuche mit Objektiven größerer Spotdurchmesser wie beispielsweise der f330 Optik mit $107 \mu\text{m}$ erreichen bei dem verwendeten Lasersystem auch bei voller Leistung keine ausreichend hohe Fluenz, um einen Materialabtrag beim Kupfersubstrat generieren zu können (nicht gezeigt).

In Abbildung 58 sind exemplarisch Grabenstrukturen in Draufsicht gezeigt, die jeweils mit dem f100 (a) und f160 (b) Objektiv bei identischer Parameterwahl (400 mm/s Scangeschwindigkeit, 0,1 mm Abstand der Bearbeitungslinien und 100 kHz Frequenz) und voller Leistung gelasert wurden. Aufgrund der konstanten Scangeschwindigkeit sowie Bearbeitungsbahnabstände kommt es allerdings durch die jeweiligen Spotdurchmesser zu unterschiedlich großen Überlappungen der Pulse. In Abbildung 58 c sind die Profile der entsprechenden Strukturen in der Schnittansicht gezeigt. Die mit dem f100 Objektiv gelaserten Gräben weisen ein schmales Profil mit einem Öffnungsdurchmesser von etwa $O_{f100} = 40 \mu\text{m}$ und einer Tiefe $T_{f100} = 150 \mu\text{m}$ auf, wogegen die mit der f160 Optik gelaserten Gräben Profile mit größeren Öffnungsdurchmessern von etwa $O_{f160} = 50 \mu\text{m}$ sowie einer geringeren Tiefe $T_{f160} = 100 \mu\text{m}$ aufzeigen.

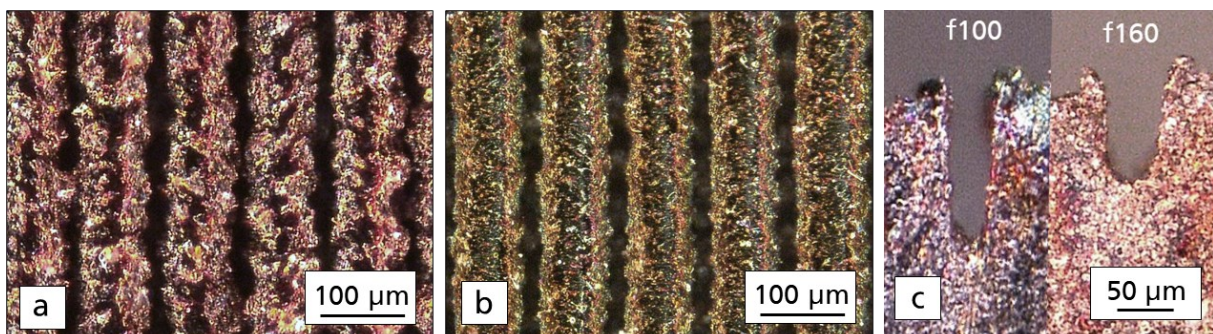


Abbildung 58: Mikroskopieaufnahmen gelasertter Gräben mit jeweils den Objektiven f100 (a) und f160 (b) in der Draufsicht sowie in der Schnittansicht (c) der Profilgeometrie einer gelaserten Vertiefung jeweils mit dem f100 (a) und f160) Objektiv

Während die unterschiedlichen Öffnungsdurchmesser auf die Größen der jeweiligen Spotdurchmesser zurückgeführt werden können, erklären sich die unterschiedlichen Tiefen der Grabenstrukturen bei der Betrachtung der Fluenz. Die Fluenz ergibt sich, wie nach 1 in Kapitel 2.2.3. gezeigt, aus dem Quotienten der Pulsenergie und Spotfläche. Aufgrund der geringeren Spotfläche des f100 gegenüber des f160 Objektives wird die Laserstrahlung auf eine entsprechend kleineren Fläche verteilt, wodurch sich für das f100 Objektiv eine höhere Energiedichte beziehungsweise Fluenz von maximal 115 J/cm^2 gegenüber 45 J/cm^2 ergibt. Dementsprechend kann durch die stärker fokussierte f100 Optik ein gegenüber der f160

größerer Materialabtrag beziehungsweise größere Grabentiefen erreicht werden. Wie bereits erwähnt, unterscheiden sich die Strukturen aufgrund der konstante Scangeschwindigkeit sowie Frequenz bezüglich ihres Überlapps. Durch den kleineren Spotdurchmesser ergeben sich für die f100 ein Pulsüberlapp von 78 % sowie 87 % für die f160 Optik. Die deutlich größere Grabentiefe trotz der geringeren Pulsüberlappung der mit der f100 Optik gelaserten Gräben verdeutlicht zusätzlich die Relevanz der Fluenz bezogen auf die Strukturtiefe.

Werden die Gräben in Abbildung 58 a und b miteinander verglichen, fällt unter anderem auf, dass sich die jeweiligen Breiten der ausgeworfenen Schmelze unterscheiden. Während sich das erstarrte Material um die mit der f100 Optik gelaserten Gräben teilweise an das der umliegenden Gräben grenzt, kann zwischen den mit der f160 Optik gelaserten Gräben jeweils gut die native Blechoberfläche erkannt werden. Wird das jeweilige Profil der Gräben verglichen, zeigt sich zudem für die Gräben der f160 Optik eher eine wallartige und für die f100 eine flache Ausbildung der ausgeworfenen Schmelze. Dies resultiert vermutlich aus den jeweils unterschiedlichen Verhältnissen aus verdampftem und aufgeschmolzenem Material der verwendeten Optiken (siehe Kapitel 2.2.2). Durch die stärkere Fokussierung des f100 gegenüber des f160 Objektivs kann davon ausgegangen werden, dass der Anteil sublimierten Materials höher ist und ein entsprechend größerer Gasdruck ausgebildet wird. Bei der Expansion des verdampften Materials kann somit bei der Bearbeitung mit der f100 Optik das umliegende aufgeschmolzene Material weiter herausgedrückt werden als bei der f160 und durch den Temperaturgradienten zur Oberfläche eher flächig erstarren. Es kann davon ausgegangen werden, dass durch die f160 Optik zwar ein größerer Materialanteil verflüssigt wurde, dieser jedoch aufgrund des niedrigeren Gasdrucks lediglich bis zur Profilkante zur Oberfläche ausgetrieben werden konnte. Folglich sammelt sich das redeponierte Material zu einem Wall entlang der Gräben an. Die homogener ausgebildete Oberfläche der mit der f160 Optik erzeugten Grabenstruktur in Abbildung 58 b gegenüber der in a könnte weiter auf eine niedrigere Fluidynamik der Schmelze sowie einen größeren Überlapp der Laserpulse zurückzuführen sein.

Die Versuche zeigen, dass sich insgesamt beide Objektive zur Erzeugung von Oberflächenstrukturen auf Kupfermaterial, welche gießtechnisch gefügt werden sollen, eignen. Dabei ist das f160 Objektiv durch den größeren Spotdurchmesser von 52 μm besonders prädestiniert, grabenartige Strukturen durch die gelaserten Bearbeitungsbahnen zu generieren. Gegenüber des f160 Objektivs reduziert sich zwar für das f100 der Spotdurchmesser, allerdings wird der Anteil ausgeworfener Schmelze sowie ablatierten Materials deutlich erhöht. Dabei lässt sich durch die stärkere Fokussierung der f100 Optik ein breiteres Spektrum der Parametervariation nutzen und erlaubt somit eine größere Vielfalt erzeugbarer Strukturgeometrien. Für die Erzeugung der unterschiedlichen Strukturtypen werden daher sowohl die f100 als auch f160 Optik verwendet (siehe Kapitel 4.2.1). Um Redundanzen zu vermeiden, werden die zur Strukturierung relevanten Einflussfaktoren im Folgenden bis auf die Beeinflussung der Abstände der Bearbeitungslinien unter Verwendung der f100 Optik vorgestellt. Dabei wurde die stärker fokussierte Optik aufgrund ihres breiteren Parameterspektrums ausgewählt. Es sei an dieser Stelle auf

den schmalen Toleranzbereich für den Fokusabstand zur Substratoberfläche von 100 μm verwiesen. Aufgrund der hohen Sensitivität der Optik wurde bei den Versuchen der Fokusabstand kontinuierlich kontrolliert sowie Probenreihen stets ausschließlich vollständig erzeugt, um eine reproduzierbare Laserbearbeitung gewährleisten zu können.

Leistung

Neben der Fokussierung durch die verwendeten Optiken kann außerdem durch die Anpassung der Laserleistung auf die Einzelpulzfluenz Einfluss genommen werden. Diese ist in der Abbildung 59 jeweils von 100 % bis auf 20 % reduziert worden.

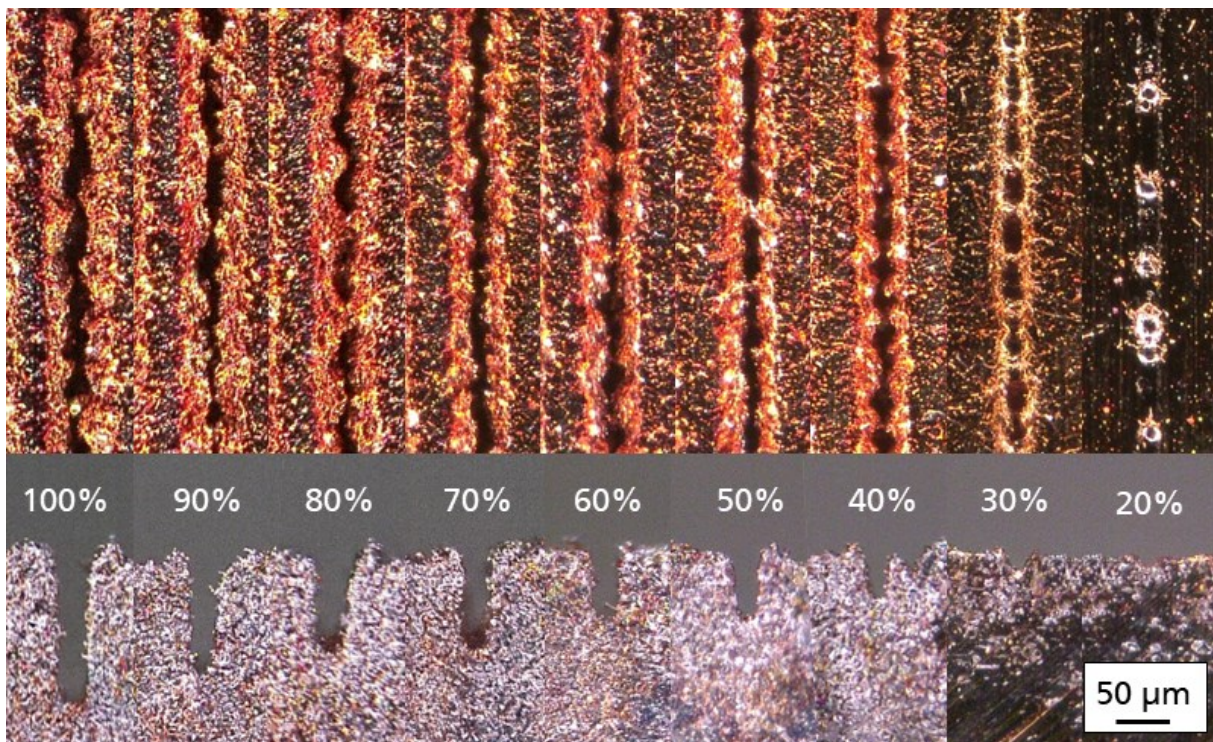


Abbildung 59: Mikroskopieaufnahmen gelaseter Gräben mit abnehmender Laserleistungen von 100 % bis 20 % jeweils in der Draufsicht (oben) sowie Schnittansicht der Profilgeometrie (unten)

Die mit einem Abstand der Bearbeitungslinien von $x = 0,1$ mm erzeugten Grabenstrukturen sind in der Drauf- und Schnittansicht dargestellt und wurden bei einer Scangeschwindigkeit von 400 mm/s sowie einer Frequenz von 100 kHz erzeugt.

Besonders in der Draufsicht der gelaserten Gräben in Abbildung 51 wird deutlich, wie stark sich die Struktur in ihrer Ausbildungsform bei den jeweiligen Laserleistungen von 100 % - 50 % ähneln. Erst bei genauerem Vergleich werden die mit sinkender Laserleistung schmaler werdenden Breiten des umliegenden redeponierten Materials in der Draufsicht erkennbar. Einfacher sind die Folgen einer Leistungsreduktion in der Schnittansicht zu erkennen. Sowohl die Öffnungsdurchmesser als auch die Tiefe der gelaserten Gräben nimmt mit sinkender Leistung ab. Bis zu einer Leistung von 40 % können mit den gewählten Parametern durchgehende Gräben erzeugt werden. Bei weiterer Reduktion der Leistungen wie bei 30 % kommt es zu einer inhomogenen Strukturausbildung längs der Laser-

Vorschubrichtung, wie auf den REM-Aufnahmen in Abbildung 60. Während bei einer Leistung von 30 % noch durchgehende Grabensegmente erzeugt werden können, kommt es bei 20 % lediglich vereinzelt zu einer Einkopplung bei der Material sublimiert wird. Diese Stellen lassen sich durch ihre charakteristische Ausbildung, wie in Abbildung 60 mit 1 markiert, durch die erstarrten Tröpfchen erkennen. In den restlichen Bereichen der Bearbeitungsbahnen kommt es, bedingt durch die geringere Pulsenergie bei einer Leistung von 20 %, lediglich zum Aufschmelzen des Substrates, wie bei 2 in Abbildung 60 b. Um homogene, durchgehende Gräben erzeugen zu können wird daher für die untersuchten Parametereinstellungen eine Laserleistung von mindestens 30 % genutzt. Da die Änderung der Laserleistung mit den im Rahmen der Studie verwendeten Parameter keine relevanten Änderungen der Form der Profilgeometrie bewirken und die größten Öffnungsdurchmesser bei voller Leistung erreicht werden, erweist sich jedoch zur Strukturierung eine Laserleistung von 100 % am geeignetsten.

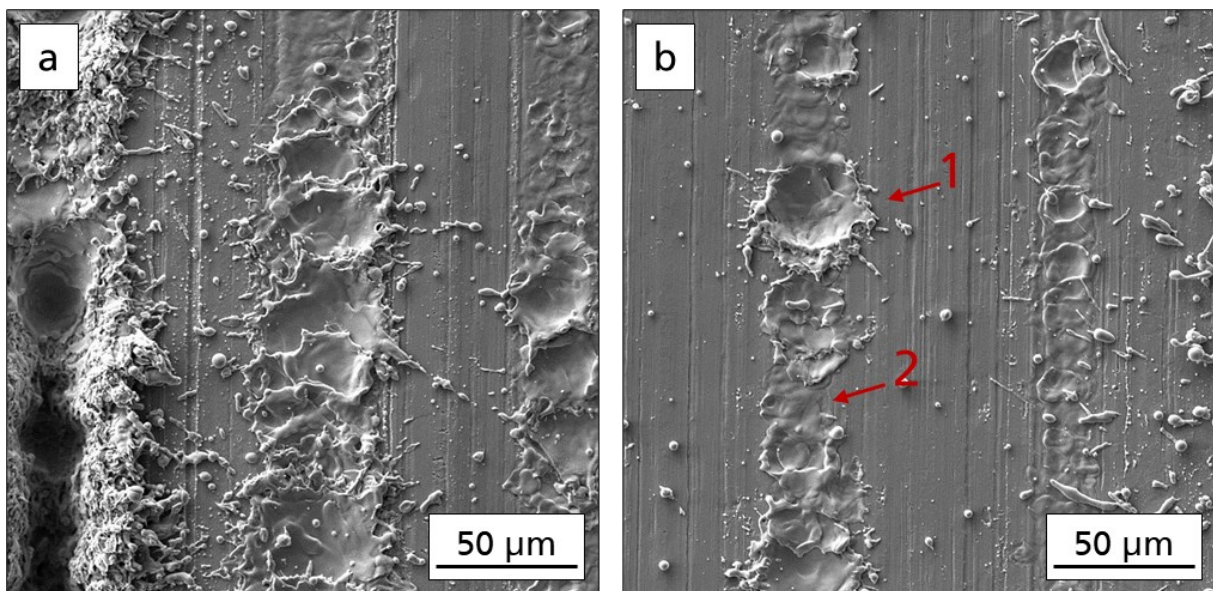


Abbildung 60: REM-Aufnahmen gelaseter Gräben mit abfallender Leistung jeweils mit 30 % in a und 20 % in b

Scangeschwindigkeit

Während durch die Fokussierung und die Laserleistung jeweils die Fluenz selbst verändert werden kann, lässt sich über die Modifikation der Scangeschwindigkeit die kumulierte Fluenz variieren. Die kumulierte Fluenz ergibt sich dabei aus dem gesamten beziehungsweise summierten Energieeintrag in das Substrat über die zu bearbeitende Fläche. Weitere Parameter, welche die kumulierte Fluenz außerdem beeinflussen sind die Wiederholrate (Zyklenzahl der Laserbehandlung) sowie die Abstände der Bearbeitungsbahnen. Die Frequenz hingegen beeinflusst sowohl die kumulierte als auch die Einzelpulsfluenz. Hierbei sei auf die nachfolgenden Abschnitte verwiesen.

Durch die Modifikation der Scangeschwindigkeit ändert sich die Gesamtanzahl der applizierten Laserpulse sowie ihr Abstand entlang der Bearbeitungsbahnen. Die Ausbildung der Profilkontur und der Oberflächentopografie der Grabenstruktur ist in Abbildung 61 gezeigt. Die gelaserten

Grabenstrukturen weisen einen Bearbeitungsabstand von $x = 0,1 \text{ mm}$ auf und wurden bei voller Leistung gelasert. Mit einer Frequenz von 100 kHz wurde die Scangeschwindigkeit von jeweils 100 mm/s bis 1000 mm/s in Hunderterschritten verändert.

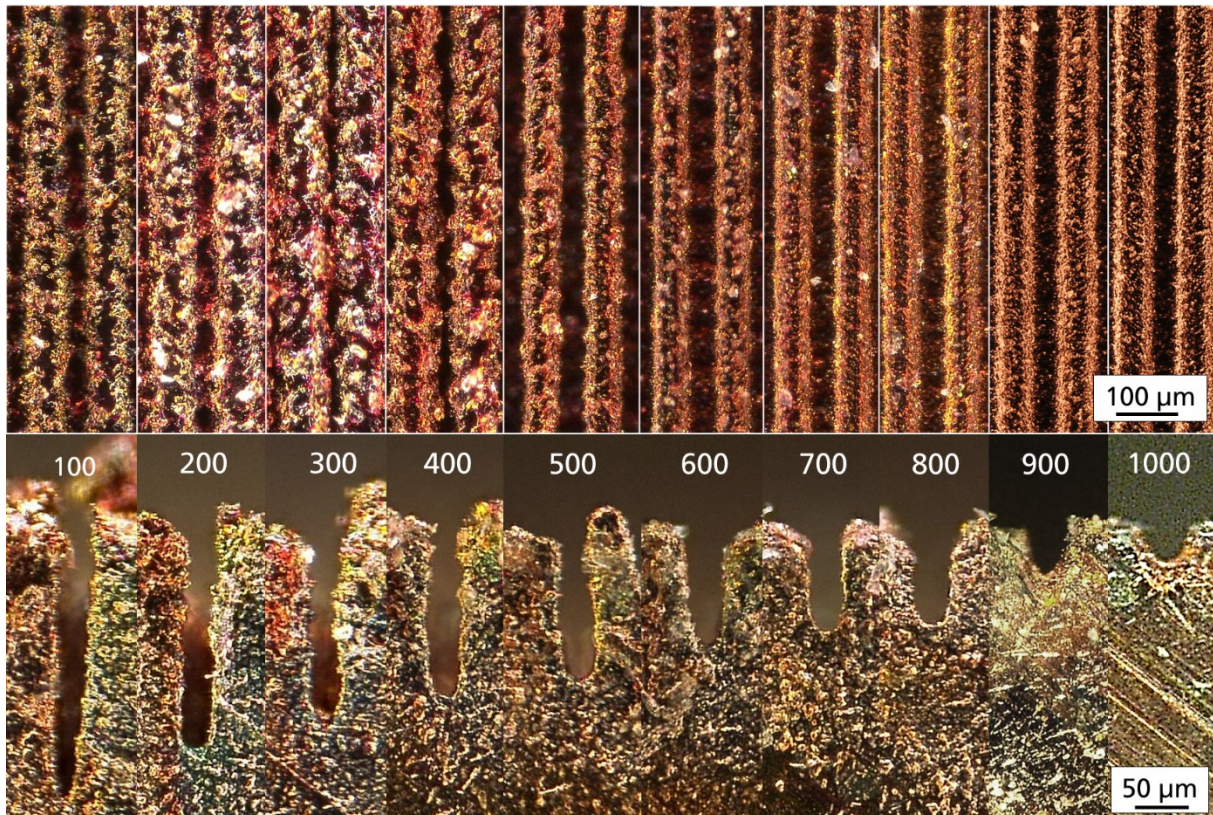


Abbildung 61: Mikroskopieaufnahmen gelasener Gräben mit zunehmender Scangeschwindigkeit von 100 mm/s bis 1000 mm/s jeweils in der Draufsicht (oben) sowie Schnittansicht der Profilgeometrie (unten)

Bereits die Draufsicht der gelaserten Grabenstruktur zeigt deutliche Unterschiede der Strukturausbildung in Abhängigkeit der Scangeschwindigkeit. Für die Geschwindigkeiten 100 mm/s bis 400 mm/s sind die Ansammlungen redeponierten Materials entlang der Gräben besonders groß, wodurch die Öffnungsdurchmesser verglichen zu den höheren Scangeschwindigkeiten kleiner werden. Ab einer Steigerung der Geschwindigkeit auf 500 mm/s bilden sich für die weiteren Gräben im Verhältnis breitere Öffnungsdurchmesser aus. In der Schnittansicht in Abbildung 61 sind die Profile der Grabenstrukturen erkennbar. Anders als bei der Variation der Laserleistung treten abhängig von der verwendeten Scangeschwindigkeit unterschiedliche Ausformungen der Profilgeometrie auf. Während sehr hohe Geschwindigkeiten wie 900 mm/s und 1000 mm/s die Ausbildung von Rillen mit jeweils ähnlichen Aspektverhältnissen von Öffnungsdurchmesser und Tiefe bewirken, zeigen sich für Geschwindigkeiten von 600 mm/s bis 800 mm/s eher Ausbildungen eines U-Profiles. Die Profilgeometrien der Gräben, welche mit sehr niedrigen Geschwindigkeiten von 100 mm/s bis 400 mm/s erzeugt worden sind weisen dagegen eher die Form eines spitzen Zapfens auf. Des Weiteren lässt sich bei dem Vergleich der Grabentiefe in der Schnittansicht für die jeweiligen Scangeschwindigkeiten in Abbildung 61 sowie Abbildung 63 kein linearer, sondern eher exponentiellen Abfall mit asymptotischem Verlauf erkennen. Dieser Verlauf lässt sich auf die stark erhöhte kumulierte Fluenz zurückführen, welche in Abbildung 63

in Abhängigkeit der Scangeschwindigkeit aufgeführt ist. Entsprechend der höheren Anzahl applizierter Pulse (siehe Abbildung 63 b), kann ein größerer Materialabtrag und entsprechend tiefere Gräben (siehe Abbildung 63 a) generiert werden. Es ist wahrscheinlich, dass die von der Scangeschwindigkeit abhängig große Substraterwärmung ebenfalls Einfluss nimmt. Wie zuvor beschrieben, nimmt der Wärmeeintrag in das Substrat bedingt durch die Verringerung der räumlichen Abstände der Laserpulse mit sinkender Scangeschwindigkeiten zu. Dadurch kann von einer steigenden Substrattemperatur bei sinkender Scangeschwindigkeit ausgegangen werden. Mit einer Steigerung der Temperatur des Substrats wird wiederum eine geringere Schwellenenergie benötigt, um das Substratmaterial zu verdampfen. [Faas18] Somit wird der für Materialerwärmung nötige Energieanteil der eingekoppelten Laserstrahlung reduziert. Der zur Verfügung stehende Energieanteil für den Materialabtrag hingegen erhöht sich, wodurch eine größere Grabentiefe erreicht werden kann. Ein zusätzlicher Einflussfaktor für den exponentiellen Verlauf in Abbildung 61 könnten die an den Seitenwänden sowie dem Grund der Gräben auftretenden Vielfachreflexionen sein, die zusätzlich Material abtragen und die Profilform verändern können (siehe Kapitel 2.2.2). Für eine mechanische Verklammerung geeignete Hinterschnitte lassen sich für die Scangeschwindigkeiten von 300 mm/s – 500 mm/s (Abbildung 61) feststellen. Im Vergleich wird weiter deutlich, dass die Breite der Profilgeometrie für niedrige Geschwindigkeiten gegenüber höheren reduziert wird.

Die mit sinkender Scangeschwindigkeit kleiner werdende Grabenbreite könnte durch eine Aufdickung des redeponierten Materials verursacht worden sein. Aus der sinkenden Scangeschwindigkeit resultiert durch die reduzierten räumlichen Abstände der Laserpulse ein gesteigerter Wärmeeintrag. Zudem ist davon auszugehen, dass bei geringeren im Vergleich zu höheren Geschwindigkeiten mehr umliegendes Material aufgeschmolzen wird. Dabei könnte dieses beim Austreiben aus den tiefen Gräben aufgrund der langen Strecke bereits an den Seitenwänden der Gräben erstarren. Um diese Theorie weiter zu untersuchen, könnten Schliffe angefertigt und das ausgebildete Gefüge mittels Ätzen für weitere Analysen sichtbar gemacht werden. Da der Fokus der vorliegenden Arbeit jedoch nicht auf den laserinduzierten Gefügeveränderungen, sondern auf der Erzeugung einer festigkeitssteigernden Oberflächenstruktur für den Verbundguss liegt, wurde auf weitere tiefergehende Untersuchungen verzichtet.

Unter Berücksichtigung der Strukturerzeugung für das gießtechnische Fügen sind die mit niedrigen Scangeschwindigkeiten wie für unter 500 mm/s und den verwendeten Parametern erzeugten Gräben als ungeeignet zu bewerten. Zum einen kann davon ausgegangen werden, dass Strukturen, deren Gräben eine deutlich größere Tiefe im Vergleich zur Breite wie bei den niedrigen Scangeschwindigkeiten in Abbildung 61 aufweisen, schlechter vollständig infiltriert werden können. Zum anderen reichen für ein mechanisches Verklammern der Komponenten niedrigere Aspektverhältnisse zwischen Grabentiefe und -breite wie bei den Scangeschwindigkeiten in Abbildung 61 ab 600 mm/s aus. Zudem ist aus Vorversuchen im Aluminium-Aluminium bekannt, dass es bei Strukturen mit einem ähnlichen

Aspektverhältnis, wie der ein- bis zweifachen Grabentiefe in Relation zur -breite, zu guten Infiltrationsergebnissen kommt. [Nolt19]

Wiederholrate

Eine weitere Möglichkeit einen Einfluss auf den kumulierten Energieeintrag auf die zu bearbeitende Fläche zu nehmen, besteht durch die Anpassung der Wiederholrate. Daher wurde die Wiederholrate ebenfalls auf ihre Beeinflussung der Ausformung der Strukturgeometrie untersucht. Die mit unterschiedlicher Wiederholrate gelaserten Gräben wurden bei voller Laserleistung und einer Frequenz von 100 kHz im Bearbeitungslinienabstand von $x = 0,1 \text{ mm}$ mit einer Scangeschwindigkeit von 1000 mm/s gelasert. In Abbildung 62 sind die mit variierender Wiederholrate von $r = 1$ bis $r = 8$ gelaserten Gräben gezeigt. Anders als bei der variierten Geschwindigkeit, lässt sich parallel zu einer Erhöhung der Anzahl an Wiederholungen in der Schnittansicht ein eher linearer Anstieg der Grabentiefe in Abbildung 62 und Abbildung 63 erkennen.

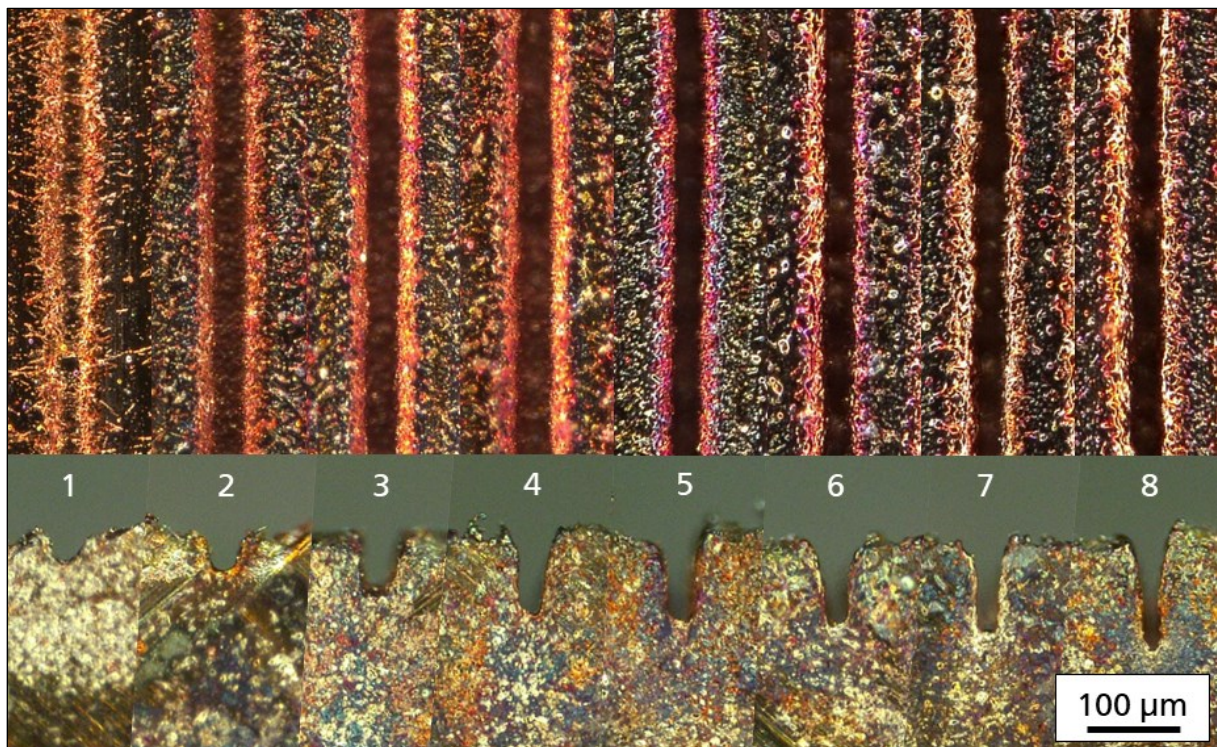


Abbildung 62: Mikroskopieaufnahmen gelaserten Gräben mit steigender Wiederholrate von einer bis zu acht lokal wiederholten Laserbearbeitungen jeweils in der Draufsicht (oben) sowie Schnittansicht der Profilgeometrie (unten)

Weiter wird sowohl in der Drauf- als auch in der Schnittansicht deutlich, dass eine nahezu gleichbleibende Breite des Öffnungsdurchmessers unabhängig von der Wiederholungsrate erreicht wird. Auch die in der Draufsicht gezeigte Oberflächentopografie scheint sich trotz steigender Wiederholraten kaum zu verändern, sodass es selbst bei einem achtfach wiederholten Prozess zu einer nur geringen Ansammlung redeponierten Materials entlang der gelaserten Gräben kommt. Lediglich die Kontur des Grabenprofils ändert sich in Abhängigkeit der Anzahl an Prozesswiederholungen. Dabei treten für ein- bis zweifacher Wiederholung noch ein Rillenprofil und für dreifache ein U-Profil auf, welche sehr den

Gräben mit Scangeschwindigkeiten von 900 mm/s und 1000 mm/s beziehungsweise 700 mm/s in Abbildung 62 ähneln. Bei höheren Wiederholraten ab $r=4$ tritt für die gewählten Parameter eine Verschlangung der Grabenbreite mit zunehmender Grabentiefe auf, wodurch sich ein konisches beziehungsweise trichterartiges Profil ergibt. Besonders deutlich wird diese Ausformung bei der Kontur der achtfach gelaserten Grabenstruktur.

Während sich die jeweiligen Bearbeitungsprozesse der mit variiertem Scangeschwindigkeit gelaserten Gräben bezüglich ihrer eingekoppelten Energie und wie vermutet durch die lokale Substrattemperatur unterscheiden, kann bei der Bearbeitung der Gräben mit veränderter Wiederholrate aufgrund der konstanten Parametereinstellung von einem nahezu gleichen Energieeintrag pro Laserbehandlung ausgegangen werden. Es ist anzunehmen, dass in den Pausen von 2 s zwischen den wiederholenden Bearbeitungsprozessen aufgrund der sehr hohen Wärmeleitfähigkeit des Kupfersubstrates ein Großteil der Wärme über das Probenvolumen abgeleitet wird. Durch die vergleichbar hohe Substrattemperatur des Kupfers nach den jeweiligen Wiederholungen ist eine Beeinflussung der Ablationsschwelle wie beispielsweise bei der Scangeschwindigkeit eher unwahrscheinlich. Daher kann von einem angenähert gleich großen Energieeintrag pro Laserbearbeitung ausgegangen werden, wodurch der linear erscheinende Verlauf der Grabentiefe erklärt werden kann. Zudem ist es wahrscheinlich, dass pro Prozesswiederholung ein etwa gleichbleibend großer Schmelzesee sowie Gasdruck ausgebildet wird. Somit würde jeweils ein entsprechend gleicher Materialanteil während der Bearbeitung ausgetrieben werden, der entlang der Gräben redeponieren würde.

Die zum Grabengrund kleiner werdende Breite könnte auf die schrittweise Verschiebung des Fokuspunktes durch den Materialabtrag zurückzuführen sein. In Abhängigkeit der Wiederholrate erhöht sich der Abstand zwischen der Optik und der bearbeiteten Substratoberfläche sukzessiv. Der entstehende Versatz zur Fokusebene bedeutet eine entsprechende Vergrößerung der Fläche des auftreffenden Laserspots, wodurch eine Abnahme der Fluenz bewirkt wird. Dies hat zur Folge, dass der Flächenanteil der auftreffenden Laserpulse mit einer für die Ablation ausreichenden Energiedichte sinkt. Bereits vorab konnte gezeigt werden, dass ein Verringern der Fluenz mithilfe der Laserleistung ein Verkleinern der Öffnungsdurchmesser sowie Tiefen der Gräben wie in Abbildung 62 verursacht. Wie bereits zuvor erwähnt weist die f100 Optik einen Toleranzbereich von lediglich 100 μm auf. Es könnte daher sein, dass der Fokusabstand zwar korrekt, jedoch im unteren Toleranzbereich eingestellt wurde. Mit dem sukzessiven Materialabtrag im Laufe der Bearbeitung könnte so ein Überschreiten des korrekten Fokusabstandes bewirkt worden sein (siehe Anhang). Dieser Effekt könnte allerdings mit Hilfe einer Nachregelung kompensiert werden, sodass eine konstante Distanz zwischen Substrat und Optik gehalten wird.

In Abbildung 63 links sind die erreichten Grabentiefen gegenüber den veränderten Wiederholraten sowie Scangeschwindigkeiten aufgetragen. Dabei können die jeweiligen zuvor beschriebenen exponentiellen beziehungsweise linearen Verläufe wiedererkannt werden. Ergänzend ist die für die

jeweilige Wiederholungsrate beziehungsweise Scangeschwindigkeit entsprechende kumulierte Fluenz in Abbildung 63 rechts aufgeführt.

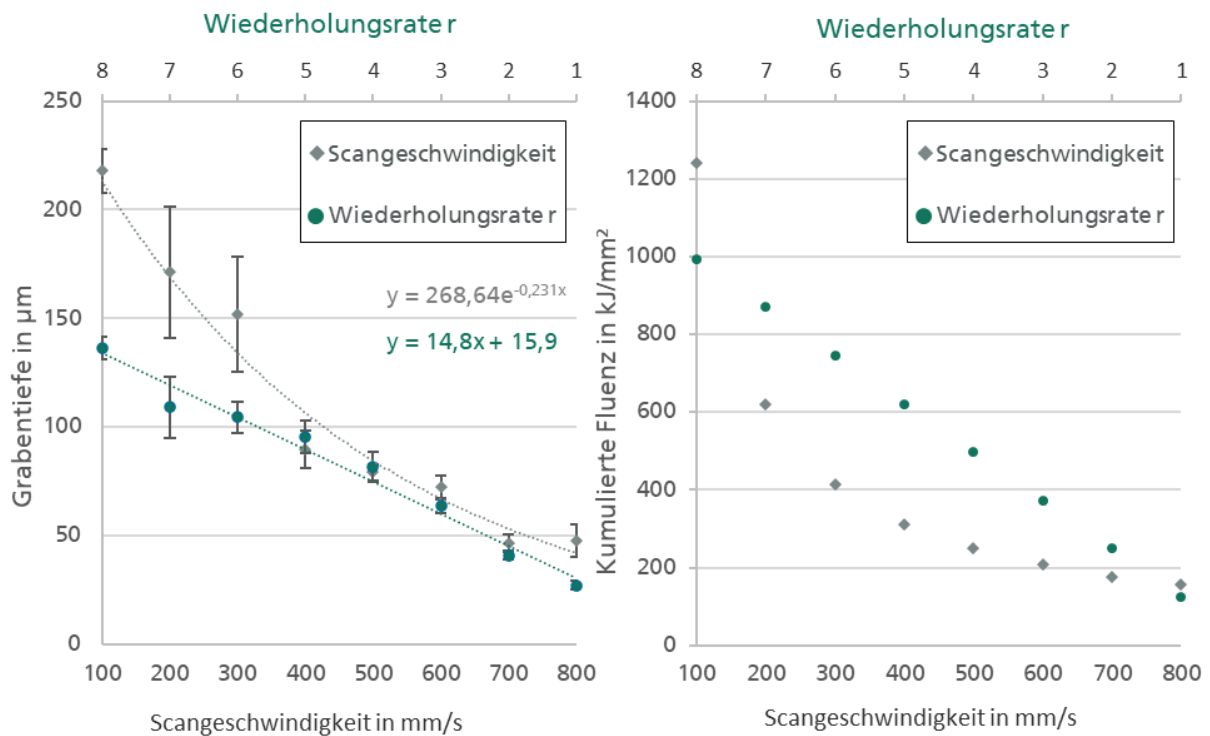


Abbildung 63: Grafische Darstellung der Grabentiefe ($n=5$) (links) sowie die kumulierte Fluenz in Abhängigkeit der Wiederholungsrate r und der Scangeschwindigkeit

Werden die grafischen Darstellungen der Grabentiefe und der kumulierten Fluenz in Abhängigkeit der Scangeschwindigkeit beziehungsweise Wiederholungsrate in Abbildung 63 miteinander verglichen, fällt auf, dass bei den variierten Geschwindigkeiten stets eine größere oder in etwa gleichgroße Grabentiefe erreicht wurde, obwohl die kumulierte Fluenz, wie in Abbildung 63 rechts gezeigt, hauptsächlich niedriger ist. Besonders deutlich wird die Diskrepanz zwischen kumulierter Fluenz und gelasener Grabentiefe bei den Scangeschwindigkeiten von 200 mm/s und 300 mm/s im Vergleich zu den Gräben mit einer Wiederholungsrate von $r = 7$ und $r = 8$. Die trotz niedriger kumulierten sowie gleicher regulären Fluenz größeren Tiefen der mit veränderten Scangeschwindigkeiten gelaserten Gräben bestätigen die Vermutung der zusätzlichen Beeinflussung der Substrattemperatur auf die Strukturausbildung.

Durch den linearen Verlauf der Grabentiefe in Abhängigkeit zur Höhe der Wiederholrate eignet sich diese besonders gut für das gezielte Erzeugen von laserinduzierten Oberflächenstrukturen spezifischer Geometrie. Zudem kann davon ausgegangen werden, dass die Strukturzeugung durch wiederholende Laserbearbeitungen gegenüber einzelner mit variierender Scangeschwindigkeit aufgrund des niedrigeren thermischen Eintrags materialschonender ist.

Frequenz

Mit der Pulsfolgefrequenz oder Frequenz lässt sich die Länge und Anzahl der Pulse pro Sekunde einstellen, wodurch auf das Puls-Pause Verhältnis Einfluss genommen werden kann. Für die Untersuchung der Beeinflussung der Frequenz auf die Strukturausbildung wurden Gräben bei voller Laserleistung und einer Scangeschwindigkeit von 700 mm/s mit einem Bearbeitungsabstand von $x = 0,1$ mm erzeugt und die Frequenz zwischen 100 kHz und 200 kHz in 20 kHz Schritten erhöht. Abhängig von der schrittweisen Erhöhung der Frequenz kommt es zudem aufgrund der konstanten Scangeschwindigkeit zu einer Änderung der Pulsabstände in Bearbeitungsrichtung. Die resultierenden Strukturen sind in Abbildung 64 in der Draufsicht gezeigt, wobei sich für die Charakterisierung der Oberflächenstruktur für REM-Aufnahmen entschieden wurde. Die höhere laterale Auflösung gegenüber der Lichtmikroskopie sowie die Kontrastschärfe erlauben eine deutlichere Abbildung der aus dem redeponierten Material aufgewachsenen Oberflächentopografie. In Abbildung 64 lässt sich gut erkennen, dass der Öffnungsdurchmesser bereits bei einer Steigerung der Frequenz von 100 kHz in a auf 120 kHz in b deutlich reduziert wird. Während der Öffnungsdurchmesser der Grabenstrukturen bei 100 kHz noch Größen zwischen 10 μm und 20 μm aufweist, werden die Gräben bei Frequenzen von 120 kHz lokal durch redeponiertes Material verschlossen. Interessanterweise lassen sich für weitere Steigerung über 120 kHz bis zur maximalen untersuchten Frequenz von 200 kHz keine größeren erkennbaren Veränderungen der Oberflächentopografie erkennen.

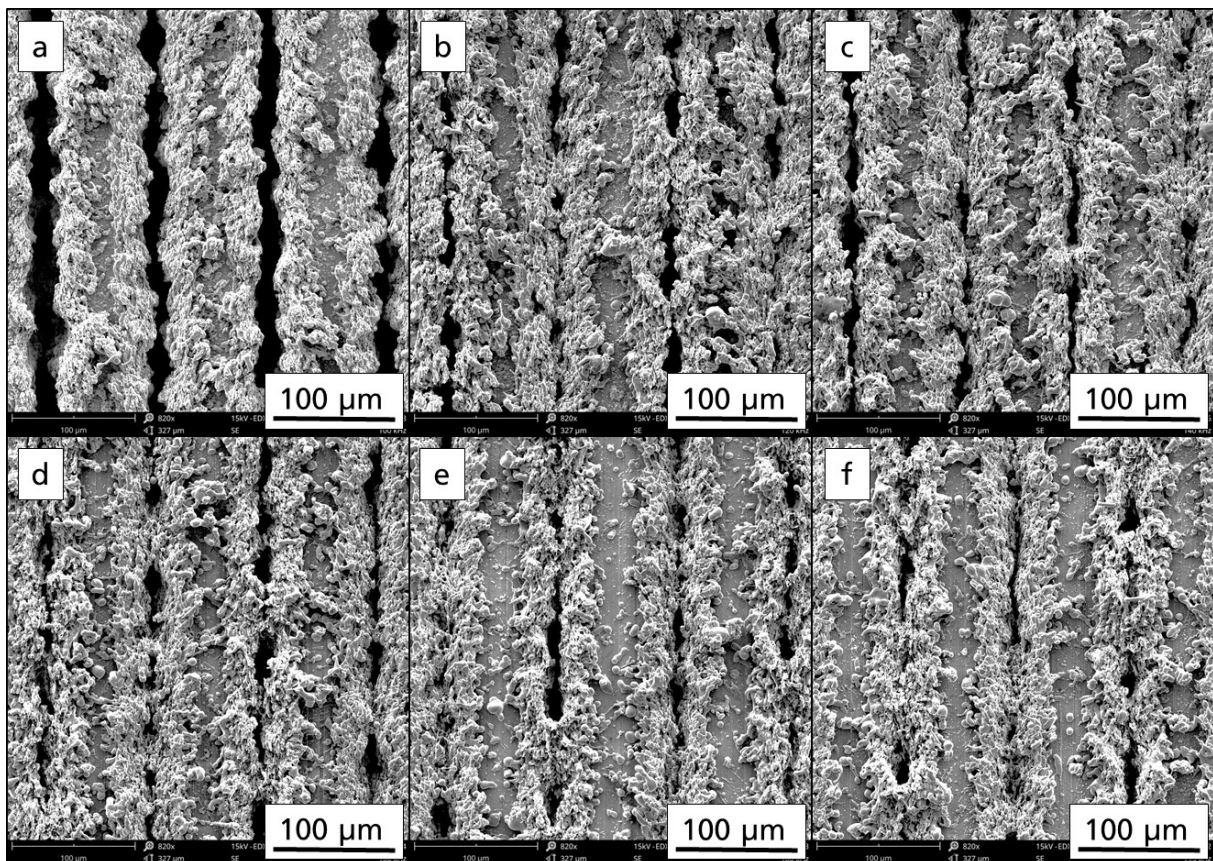


Abbildung 64: REM-Aufnahmen der Draufsicht gelaseter Gräben mit jeweils um 20 kHz zunehmender Frequenz von 100 kHz (a) bis 200 kHz (f)

In Abbildung 65 ist die zugehörige Schnittansicht der Profile der mit variierten Frequenzen gelaserten Gräben abgebildet. Die kleiner werdenden Öffnungsdurchmesser können auch hier bei steigender Frequenz beobachtet werden. Wie in Abbildung 64 erkennbar ist, variiert die Ausformung der Öffnung der Grabenstruktur stets in Abhängigkeit der Position entlang des Grabens. Somit können Größen wie beispielsweise der Öffnungsdurchmesser abhängig ihrer Schnittebene variieren. Daher sei an dieser Stelle darauf hingewiesen, dass die nachfolgenden Schnittansichten der Profilgeometrie stets eine exemplarische Veranschaulichung darstellen. Bei Betrachtung der Schnittansicht der mit zunehmender Frequenz gelaserten Gräben in Abbildung 65 fallen mehrere Änderungen der ausgebildeten Profilgeometrie auf. Zum einen erfolgt mit zunehmender Frequenz für die gewählte Parametereinstellung ein Anstieg der Grabentiefe sowie des ausgetriebenen und anschließend erstarrten Materials entlang der strukturierten Gräben. Zum anderen kommt es mit zunehmender Frequenz zum Ausbilden einer Verschlangung der oberen Grabenbreite, während die untere vergleichbar konstant bleibt. Dadurch weisen die Grabenstrukturen höherer Frequenzen ab 140 kHz hinterschnittige Profile auf.

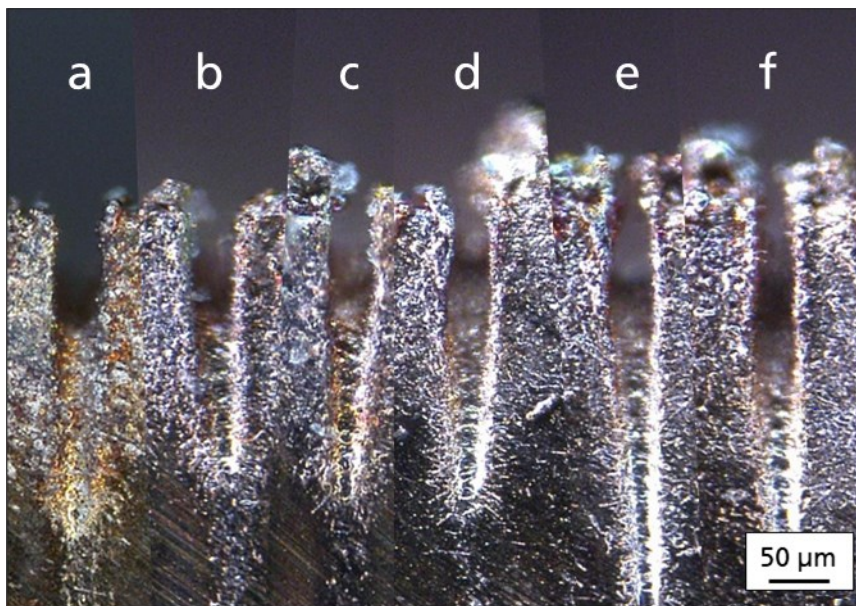


Abbildung 65: Mikroskopieaufnahmen der Profilgeometrie gelasertter Gräben mit zunehmender Frequenz zwischen 100 kHz und 200 kHz in der Schnittdarstellung

Unerwartet ist zunächst, dass mit steigender Frequenz eine zunehmende Grabentiefe beobachtet werden kann. Mit der Erhöhung der Frequenz geht zwar eine gesteigerte Pulsanzahl pro Sekunde einher, gleichzeitig wird jedoch auch die Pulsenergie proportional gesenkt, wie in Gleichung (11) gezeigt.

$$E_{\text{Puls}} = \frac{\text{Laserleistung}}{\text{Frequenz}} \quad (11)$$

In Tabelle 14 sind die entsprechenden Parameter der in Abbildung 64 und Abbildung 65 gelaserten Gräben aufgeführt. Für eine Frequenz von 100 kHz ergibt sich eine Pulsenergie von 1 mJ, während bei einer Verdopplung der Frequenz auf 200 kHz eine entsprechende Halbierung auf 0,5 mJ erfolgt. Durch die doppelt so hohe Pulsanzahl der mit 200 kHz gelaserten Gräben, müsste die halb so große

Pulsenergie, gegenüber der mit 100 kHz gelaserten Gräben theoretisch kompensiert werden. Dabei wird deutlich, dass die kumulierte Fluenz unabhängig von der Pulsfolgefrequenz nahezu konstant bleibt und folglich ähnliche Profilgeometrien ausbilden.

Tabelle 14: Veränderung der Laserparameter in Abhängigkeit der Frequenz

Sollleistung in W	Pulsfolgefrequenz in kHz	Pulsenergie in mJ	Fluenz in J/cm²	Pulsanzahl pro Linie	Kumulierte Fluenz pro Linie in J/cm²	Pulslänge in ns
100	100	1,0	124	1429	177629	129
100	120	0,8	104	1714	177634	130
100	140	0,7	89	2000	177620	177
100	160	0,6	78	2286	177623	188
100	180	0,5	69	2571	177634	195
100	200	0,5	62	2857	177629	199

Die Versuchsergebnisse zeigen bei höheren gegenüber niedrigeren Frequenzen trotz vergleichbar hoher kumulierter Fluenzen einen vergrößerten Materialabtrag durch die tieferen Gräben sowie des vergrößerten Anteils redeponierten Materials entlang der Gräben auf. Daher ist davon auszugehen, dass weitere Effekte neben der eingekoppelten Energie auf die Strukturausbildung wirken.

Die veränderten Pulslängen sowie die räumlichen und zeitlichen Abstände der Pulse in Abhängigkeit der Frequenz stellen mit hoher Wahrscheinlichkeit einen weiteren Einflussfaktor auf die Ausbildung der Oberflächenstruktur dar. Durch die frequenzabhängige Änderung der Pulsanzahl und -länge resultiert ein verändertes Puls-Pause Verhältnisses (siehe Tabelle 14). Unter Berücksichtigung der hervorragenden Wärmeleitfähigkeit von Kupfer kann davon ausgegangen werden, dass bei niedrigen Frequenzen aufgrund der längeren Pausen und dem daraus resultierenden Abkühlen zwischen den Pulsen ein höherer Verlust an thermischer Energie resultiert. Die Pulse bei höheren Frequenzen hingegen weisen zwar niedrigere Pulsenergien auf, jedoch kann davon ausgegangen werden, dass sie aufgrund der höheren Pulslänge und kürzeren Pausen jeweils länger und auf ein wärmeres Substrat als bei niedrigen Frequenzen treffen. Dadurch ergibt sich eine niedrigere Ablationsschwelle für höhere Frequenzen. Durch die konstante Scangeschwindigkeit reduziert sich bei der Erhöhung der Frequenz gleichzeitig der räumliche Abstand zwischen den aufeinander folgenden Pulsen, sodass sie sich in Scanrichtung stärker überlappen können. Dies lässt für die hohen Frequenzen im Vergleich zu den niedrigeren auf eine zusätzliche Temperaturerhöhung des Substrates, auf das die Folgepulse jeweils auftreffen, schlussfolgern. Demnach könnten hochfrequente Pulse bezüglich ihrer Energieeinkopplung als effizienter eingestuft werden als Pulse niedriger Frequenz.

Das Verkleinern des Öffnungsdurchmessers der Gräben sowie der steigende Anteil des entlang der Gräben aufgewachsenen redeponierten Materials könnte bei der Frequenzänderung durch die veränderte Fluidynamik in dem verflüssigten Teil der Wärmeeinflusszone resultieren. Denn es kann davon ausgegangen werden, dass durch die kürzeren Pulsabstände sowie größeren Pulslängen bei den

untersuchten hochfrequenten Pulsen ein größerer Anteil Material aufgeschmolzen wird als bei den niederfrequenten. Es könnte daher sein, dass die Reduzierung der Grabenbreite im oberen Bereich bei den hohen Frequenzen wie bei 200 kHz in Abbildung 65 durch eine Aufdickung durch aufgeschmolzenes Material erzeugt wird.

In der Tabelle 15 sind die Parameter für die in Abbildung 66 aufgezeigten gelaserten Gräben gezeigt. Durch die Halbierung der Laserleistung auf 50 % der mit einer Frequenz von 100 kHz gelaserten Gräben in Abbildung 66 a sowie der Verdopplung der Scangeschwindigkeit der mit voller Leistung und einer Frequenz von 200 kHz gelaserten Gräben in Abbildung 66 b können sowohl identische Pulsenergien als auch geometrische Abstände zwischen den auf das Substrat treffenden Pulsen erreicht werden. Somit unterscheiden sich lediglich die Pulslänge sowie das Puls-Pause Verhältnis.

Tabelle 15: Parametereinstellung für die Proben A und B

Probenzeichnung	Leistung in W	Pulsfolgefrequenz in kHz	Scangeschwindigkeit in mm/s	Fluenz in J/cm ²	Kumulierte Fluenz in J/cm ²	Pulslänge in ns
a	50	100	200	62	310850	129
b	100	200	400	62	310850	199

Der Vergleich der gelaserten Gräben in Abbildung 66 zeigt keine erkennbaren Unterschiede in der Ausbildung der Profilgeometrie auf. Sowohl die Tiefe und Breite der Gräben als auch die Ausbildung des redeponierten Materials gleichen sich. Damit scheinen die unterschiedlichen Pulslängen und Puls-Pause Verhältnisse sowie die Scangeschwindigkeiten für die hier verwendeten Parameter entweder keinen Einfluss auf die Geometrieausbildung auszuüben oder sich auszugleichen.

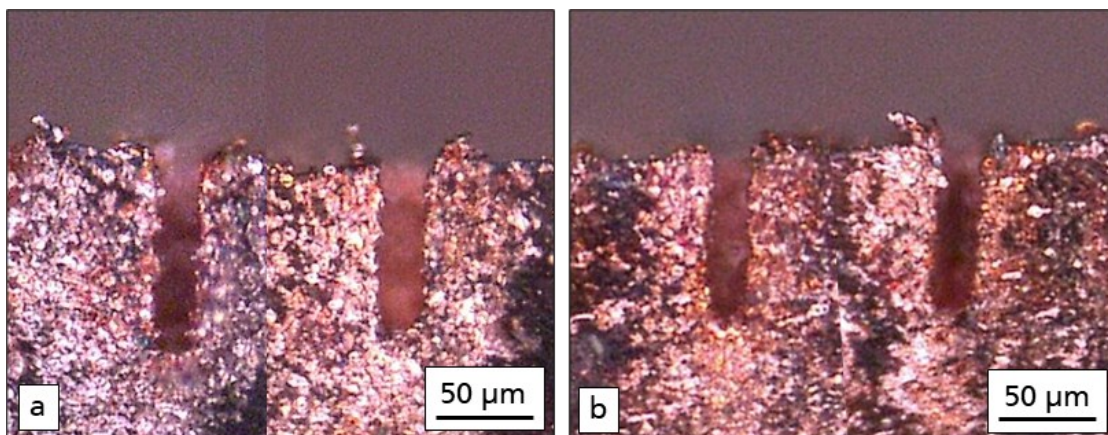


Abbildung 66: Schnittansicht der Profilgeometrie gelasertter Grabenstrukturen mit den Parametern aus Tabelle 15

Denkbar wäre beispielsweise, dass die bei höheren Pulslängen größere Menge verflüssigten Materials bei den Gräben mit 200 kHz Frequenz durch die hohe Scangeschwindigkeit kompensiert wird. Des Weiteren könnten Unterschiede des Gefüges für die jeweiligen Wärmeinflusszonen der gelaserten Gräben in Abbildung 66 auftreten. Dabei ist es schwierig abzuschätzen, bei welcher Frequenz eine schnellere Abkühlung und ein entsprechend feinkörnigeres Gefüge zu erwarten ist. Bei einer Frequenz

von 200 kHz kommt es zwar zu einer im Vergleich zu einer Frequenz von 100 kHz höheren Scangeschwindigkeit, jedoch ist außerdem ein vergrößerter Wärmeeintrag durch die erhöhte Pulslänge zu erwarten (siehe Kapitel 2.2.2).

Dies bedeutet, dass sich Strukturen gleicher Dimension trotz unterschiedlicher Laserparameter wie der Frequenz, Laserleistung und Scangeschwindigkeit für die im Rahmen dieser Arbeit gewählten Rahmenbedingungen erzeugen lassen, sofern der räumliche Pulsabstand und die Pulsenergie (Einzelpulsfluenz) konstant gehalten werden. Dadurch ergibt sich für die Strukturherzeugung eine Steigerung der Prozessflexibilität. Bei einer industriellen Anwendung kann somit beispielsweise durch die Verwendung höherer Frequenzen eine kürzere Prozesszeit erzielt werden. Außerdem lassen sich Kosten reduzieren, indem niedrigere Frequenzen verwendet werden. Durch ein Senken der Frequenz kann die benötigte Leistung verringert werden, wodurch weniger Energie benötigt wird. Da die Fertigungszeit für den Druckgussprozess einen wesentlichen Faktor darstellt, erscheint für die Strukturherzeugung eine niedrige Frequenz somit als attraktiver.

Abstand der Bearbeitungsbahnen

Abschließend soll der Einfluss des Abstandes der Bearbeitungsbahnen auf die Ausbildung der gelaserten Grabenstrukturen vorgestellt werden, mit der die kumulierte Fluenz ebenfalls beeinflusst werden kann. In Abbildung 67 sind die REM-Aufnahmen von gelaserten Grabenstrukturen in der Drauf- sowie Schnittansicht gezeigt, die bei voller Laserleistung mit dem f100 Objektiv und einer Frequenz von 100 kHz erzeugt wurden. Mit einer konstanten Scangeschwindigkeit von 800 mm/s wurde der Abstand in x-Richtung in 10 μm -Schritten jeweils von 30 μm bis 90 μm variiert. Die weitere Erhöhung des Abstandes der Bearbeitungslinien zeigt keine weitere Veränderung der Oberflächentopografie oder Profilkontur der Gräben.

Die Bearbeitung mit einem Bahnabstand von $x = 30 \mu\text{m}$ in Abbildung 67 a zeigt eine stark modifizierte Oberflächentopografie. Durch den Spotdurchmesser der f100 Optik von 32 μm kommt es zu einem geringfügigen Überlappen der Bearbeitungsbahnen, wodurch es einerseits zu einem flächigen Abtrag des Kupfermaterials und andererseits durch den hohen Anteil ausgeworfener Schmelze und redeponierten Materials zum Auftragen kommt. Die sich daraus ergebende Oberflächenstruktur erscheint unregelmäßig und gegenüber der nativen Blechoberfläche deutlich rauer. Erst bei größeren Abständen der Bearbeitungsbahnen wie 40 μm beziehungsweise 50 μm (siehe Abbildung 67 b und c) kommt es zu erkennbaren Ausbildungen von schmalen Gräben und entsprechenden Oberflächenstrukturen. In den Untersuchungen von Tang und Abdolvand konnten ähnliche Effekte beobachtet werden, dabei erhielten sie für niedrige Abstände einen flächigen Materialabtrag und konnten erst bei Abständen größer als der Spotdurchmesser regelmäßige Strukturen mit Gräben beziehungsweise Gittern erzeugen. [Tang11]

Bei den Grabenstrukturen kommt es bei Abständen der Bearbeitungsbahnen von 40 μm und 50 μm , teilweise auch bei 60 μm , zu Materialansammlungen auf den Gräben. Diese ragen zum Teil über

mehrere Grabenöffnungen hinüber und verschließen diese somit. Es ist anzunehmen, dass es sich hierbei um wiedererstarrtes Material handelt. Bei Erhöhung des Abstandes der Bearbeitungslinien ab $60\ \mu\text{m}$ können größtenteils durchgängig geöffnete Grabenstrukturen erzeugt werden wie in Abbildung 67 d bis f. Dabei erscheint es so, als würde der Anteil des wiederverfestigten Materials nur geringfügig kleiner werden, sich jedoch gleichmäßiger auf den Stegen als bei den geringen Abständen von $40\ \mu\text{m}$ und $50\ \mu\text{m}$ verteilen. Dabei wurden in den Untersuchungen zu laserstrukturierten Kupferoberflächen von Zhen et al. sehr ähnliche Materialansammlungen auf den Strukturen gezeigt, welche durch ein Vergrößern der Grabenabstände reduziert werden konnten. [Zhen16]

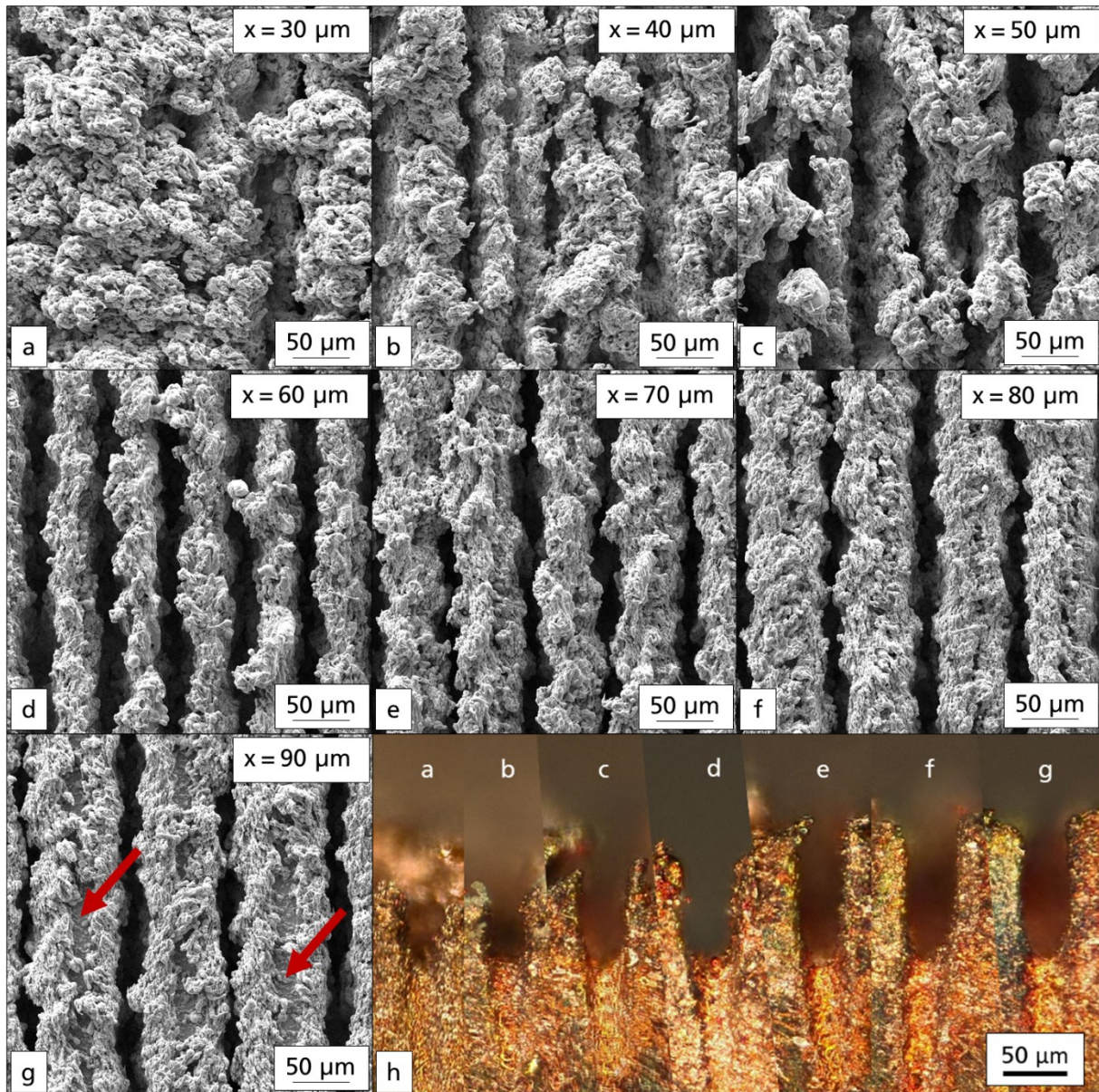


Abbildung 67: REM-Aufnahmen gelaserter Grabenstrukturen mit verändertem Abstand der Bearbeitungslinien mit jeweils $x=30\ \mu\text{m}$ (a), $x=40\ \mu\text{m}$ (b), $x=50\ \mu\text{m}$ (c), $x=60\ \mu\text{m}$ (d), $x=70\ \mu\text{m}$ (e), $x=80\ \mu\text{m}$ (f), $x=90\ \mu\text{m}$ (g) sowie der Schnittansicht der jeweiligen Strukturen in h

Während sich mit Bearbeitungslinienabständen von $60\ \mu\text{m}$ bis $80\ \mu\text{m}$ durchgehende Stege aus dem redeponierten Material der jeweils umgebenden Gräben ergeben, kommt es ab Abständen von $90\ \mu\text{m}$ zu

Bereichen zwischen den gelaserten Gräben, an denen die native Blechoberfläche zu sehen ist (siehe Markierung Abbildung 67 g). Weitere Erhöhungen der Abstände der Bearbeitungslinien bewirken keine erkennbaren Veränderungen der Strukturgeometrie.

Neben dem flächigen Materialabtrag für die geringen Abstände der Bearbeitungsbahnen von 30 μm in Abbildung 67 a kann außerdem durch die parameterabhängige konzentrierte Einkopplung thermischer Energie ein weiterer Effekt erzielt werden. Wie in Abbildung 71 gezeigt, kommt es zu einer sehr unregelmäßigen Strukturausformung, wobei die Oberflächentopografie aufgrund der Vielzahl kugelförmiger Ausbildungen auf einen vorherigen schmelzflüssigen Zustand vermuten lässt. In der weiteren Vergrößerung der REM-Aufnahme in Abbildung 71 b kann eine feinverteilte Substruktur auf der Oberfläche dieser Mikrostrukturen beobachtet werden.

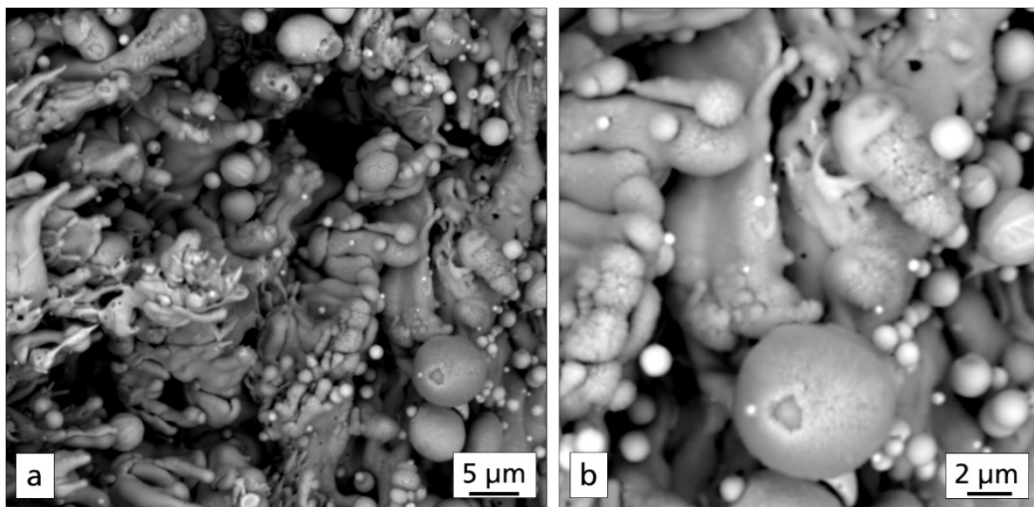


Abbildung 68: REM-Aufnahme der vergrößerten Oberfläche einer mit einem Bearbeitungslinienabstand von 30 μm erzeugten Oberflächenstruktur wie in Abbildung 67 a

In den Untersuchungen von Long et al. sowie Tang und Abdolvand werden ähnliche Substrukturen beschrieben, die auf ein Aufwachsen wiederverfestigten Materials zurückgeführt wurden. [Long18], [Tang11] Long et al. führen den Entstehungsmechanismus ihrer Substruktur im Nanometerbereich auf laserinduzierte Plasmen zurück, welche aufgrund der schnellen Verdampfung beziehungsweise Phasenumwandlung resultieren. Die Autoren begründeten dabei die Ausbildung komplexer Nanoansammlungen und Oxidation durch die Kollision der aufgrund der Atmosphäre stark eingegengten Plasmen mit Teilchen in der Umgebung. Durch die Reaktion der Nanoansammlungen mit den Schmelzeschichten an der Oberfläche soll es zum Ausbilden einer feinen Nanostruktur an der Substratoberfläche kommen. [Loing18] Die aus der im Nano- und Mikrometerbereich erzeugte Topografieveränderung ermöglicht somit das Erzeugen hierarchischer Strukturen. Dabei konnte in verschiedenen Arbeiten gezeigt werden, dass die Benetzungseigenschaften von Kupferoberflächen durch eine laserinduzierte hierarchische Oberflächenstrukturierung deutlich verbessert werden konnten. [Yan17], [Ma19] Durch die positive Beeinflussung des Benetzungsverhaltens könnte somit eine hierarchische Strukturierung der Einleger eine verbesserte Strukturinfiltration im Druckguss bewirken.

Eine Ursache für die inhomogene Verteilung des vermutlich wiedererstarteten und redeponierten Materials in Abhängigkeit der Abstände der Bearbeitungsbahnen könnte der Temperaturgradient der Oberfläche während der Bearbeitung darstellen. Bedingt durch die geringeren Abstände der Bearbeitungsbahnen wie bei 30 μm bis 50 μm kann gegenüber den größeren Abständen von einer stärkeren Erwärmung des Substrates während der Bearbeitung ausgegangen werden. Zudem müsste der Anteil verflüssigten Materials dementsprechend größer und für eine längere Zeit flüssig sein. Daher könnte es sein, dass durch den größeren Zeitraum des Vorhandenseins der flüssigen Phase während der Bearbeitung der Strukturen in Abbildung 67 a bis c das aufgeschmolzene Material zu Ansammlungen agglomerieren kann, welche die Grabenöffnungen teilweise verschließen. Bei größeren Abständen sorgt der größere Temperaturgradient des Substrates wie in d bis g hingegen vermutlich für eine schnellere Erstarrung des flüssigen Materials, wodurch einer Agglomeration des verflüssigten Kupfers entgegenwirkt werden könnte.

Für die Änderung der Bearbeitungsabstände der mit der f160 Optik gelaserten Grabenstrukturen lassen sich vergleichbare Entwicklungen der Oberflächenstrukturen beobachten. Abweichungen treten dabei für die kleinen Abstände der Bearbeitungslinien von jeweils 30 μm und 40 μm auf. So können bereits bei geringen Abständen von 30 μm , wie in Abbildung 69 a beziehungsweise b gezeigt, Grabenstrukturen erzeugt werden. Durch den Spotdurchmesser von 54 μm ergibt sich bei einem Abstand von $x = 30 \mu\text{m}$ ein Überlapp der Bearbeitungsbahn von 58 %. Es kann davon ausgegangen werden, dass die Strukturierung mit der f160 Optik bei niedrigen Abständen der Bearbeitungslinien durch die schwächeren Fokussierung gegenüber der f100 Optik ermöglicht wird. Mit einer deutlich niedrigeren Pulsenergie des f160 gegenüber des f100 Objektivs reduziert sich die in das Substrat eingekoppelte Energie, wodurch der durch die geringen Abstände der Bearbeitungslinien bedingte hohe Energieeintrag kompensiert werden kann.

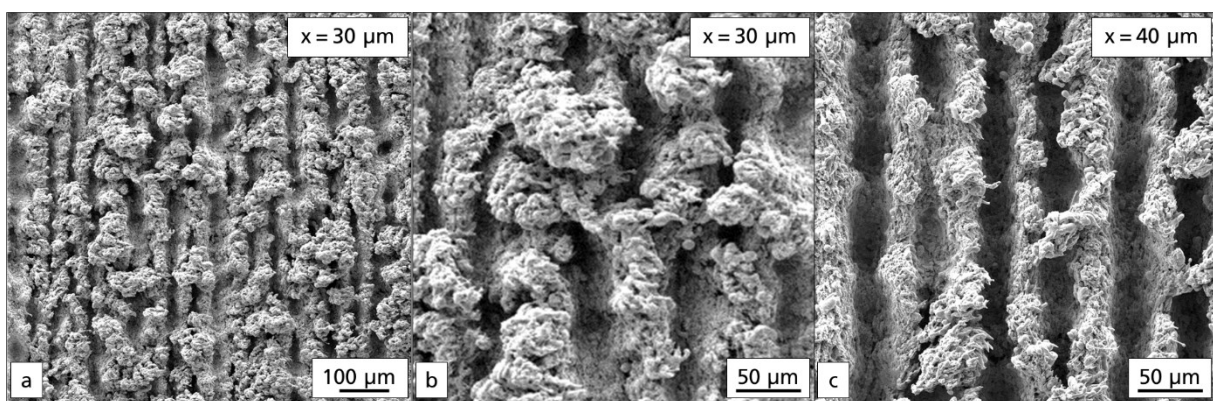


Abbildung 69: REM-Aufnahmen mit f160 gelaserten Grabenstrukturen mit verändertem Abstand der Bearbeitungsbahnen jeweils mit $x = 30 \mu\text{m}$ in a und b sowie $x = 40 \mu\text{m}$ in c

Mittels einer Leistungsreduzierung wäre dies ebenfalls für die Bearbeitung der f100 Optik möglich. Dies ermöglicht somit das Erzeugen von geringen Grabenbreiten, welche schmäler als der verwendete Spotdurchmesser selbst sind. Es treten für die niedrigen Abstände von 30 μm und 40 μm mit der f160 Optik allerdings sehr ähnliche Materialansammlungen auf wie jene, die auf den Strukturen mit einem

Bearbeitungslinienabstand von 30 µm bis 50 µm und dem f100 Objektiv gelasert wurden (siehe Abbildung 69 b und c).

Zusammenfassung

Die Versuche zeigen insgesamt, dass bei der Laserbearbeitung von Kupferoberflächen insbesondere die zeitliche sowie örtliche Konzentration der eingekoppelten Energie elementare Einflussfaktoren für die Strukturausbildung darstellen. Die materialspezifischen Eigenschaften von Kupfer bewirken eine schnelle Ableitung der Wärme aus der Wechselwirkungszone über das Substratvolumen. Dies kann besonders kritisch bei großen zeitlichen oder räumlichen Pulsabständen sein, da somit stets ein Energieanteil der Folgepulse für das erneute Aufschmelzen des Substrates benötigt wird. Durch eine Anpassung der räumlichen Pulsabstände über die Scangeschwindigkeit sowie den Bearbeitungslinienabstand oder der zeitlichen über die Frequenz kann Einfluss auf die Substrattemperatur genommen werden. Dies gilt insbesondere dann, wenn die maximale Leistung des Lasersystems erreicht und somit keine weitere Leistungssteigerung und folglich Erhöhung der Fluenz möglich ist.

Für die Strukturzeugung werden sowohl die f100 als auch f160 Optik als geeignet bewertet. Dabei zeichnet sich das stärker fokussierte f100 Objektiv besonders durch den effizienten Materialabtrag sowie der Möglichkeit zur Erzeugung eines hierarchischen Strukturaufbaus aus. Des Weiteren eignet sich die Wahl einer möglichst hohen Laserleistung sowie niedrigen Frequenz, da bei den Versuchen so der größte Substratanteil ablatiert werden konnte und somit als wirtschaftlich sinnvoll bewertet wurde. Die Modifikation der Abstände der Bearbeitungslinien übt einen signifikanten Einfluss auf die Strukturgeometrie selbst aus. Somit ermöglicht dieser Parameter die grundlegende Einstellung der flächigen Struktur, bei der die jeweilige Kontur der gelaserten Bearbeitungsbahnen durch die weitere Änderung der Parameter (Leistung, Scangeschwindigkeit, Frequenz und Wiederholungsrate) entsprechend angepasst werden kann. Dabei zeichnet sich besonders die Wiederholungsrate durch eine lineare und kleinschrittige Modellierung der Oberflächenstruktur aus.

Parameter	Unterer Grenzwert	Oberer Grenzwert	Kommentar
Leistung	60 %	100 %	
Frequenz	100 kHz	-	Möglichst niedrige Frequenz
Scangeschwindigkeit	600 mm/s	1000 mm/s	
Wiederholungsrate	1	8	
Fokussierung	f100	f160	
Bearbeitungsbahnabstand (Materialabtragen)	10 µm	30 µm	nur für f100 Optik
Bearbeitungsbahnabstand (Grabenstrukturen)	40 µm	80 µm	mit f100 sowie f160 Optik

5.4.2. Strukturauswahl für Verbundgusseexperimente

Basierend auf den Ergebnissen aus 4.4.1. wurden für die ersten grundlegenden Untersuchungen zum Erzeugen stabiler Verbunde im Aluminiumdruckguss mittels laserstrukturierter Kupfereinleger zunächst fünf verschiedene Strukturtypen ausgearbeitet, die ein möglichst breites Spektrum der Strukturgeometrie abdecken sollten. Die jeweiligen Strukturtypen konnten mit entsprechender Einstellung der zuvor vorgestellten Parameter gezielt erzeugt werden und sind in Tabelle 16 mit ihren entsprechenden Charakteristiken aufgeführt. Als Grundlage zur Strukturauslegung sowie -bewertung wurden die Erkenntnisse der Voruntersuchungen aus dem Aluminium-Aluminium Verbundguss verwendet. Ergänzend dienten für die Wahl der Strukturdimensionen verschiedene Untersuchungen ([Ma19], [Zhao21], [Yan17], [He17]) zum Benetzungsverhalten laserstrukturierter Kupferoberflächen zur Orientierung (siehe Kapitel 2.2.4).

Tabelle 16: Charakteristiken der Strukturtypen I-V

Struktur	Öffnungsdurchmesser in μm	Grabentiefe in μm	Hinterschnitt	Verklammerungsmöglichkeiten	Objektiv	Hierarchisch	Überlagert
I	120	150	ja	gut	f100	ja	Nein
II	120	420	ja	sehr gut	f100	ja	Ja
III	45	85	nein	ungenügend	f160	nein	Ja
IV	45	85	nein	befriedigend	f160	nein	Nein
V	50	100	nein	befriedigend	f160	nein	Nein

Die Strukturtypen I bis V wurden entsprechend Abbildung 70 in hierarchische und nicht hierarchische Strukturen eingeteilt.

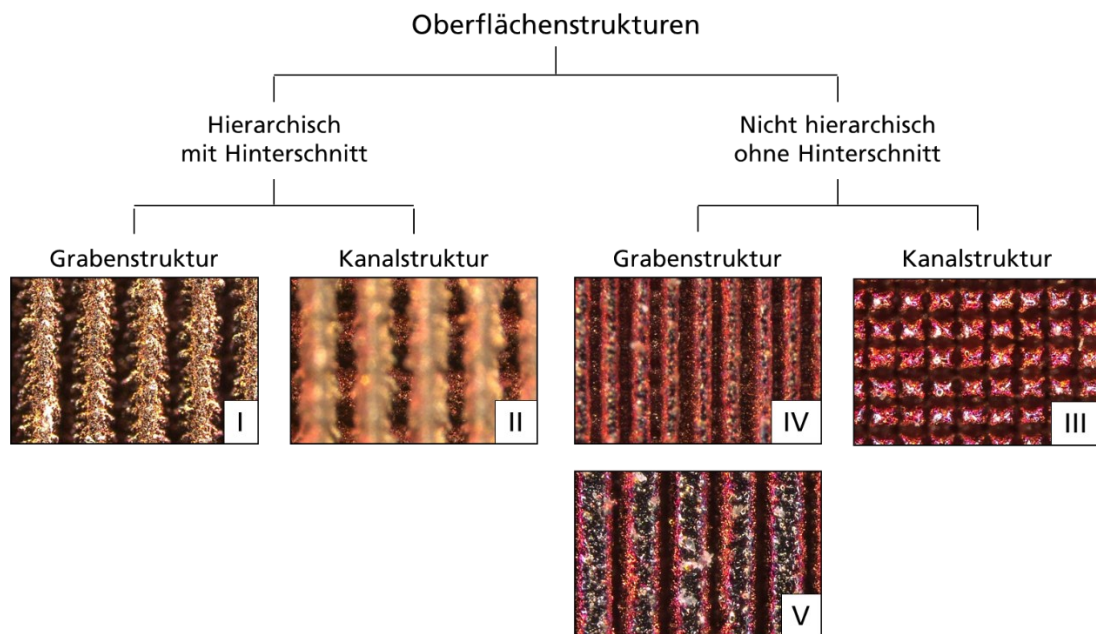


Abbildung 70: Gliederung der gelaserten Oberflächenstrukturen

Dabei unterscheiden sich die hierarchischen Strukturen außerdem durch eine hinterschnittige Geometrie von den nicht hierarchischen Strukturen. Sie unterteilen sich jeweils in die Untergruppen: Graben- und Kanalstruktur.

Dabei werden die Grabenstrukturen in einem einstufigen Laserprozess erzeugt und weisen einfache Gräben parallel zur Fließrichtung der Schmelze auf, wie schematisch in Abbildung 71 links dargestellt. Kanalstrukturen hingegen resultieren aus einer orthogonalen Überlagerung zweier Laserstrukturen. Dafür wird zunächst eine quer zur Fließrichtung der Schmelze verlaufende Grabenstruktur wie in Abbildung 71 mittig erzeugt. Anschließend folgt im zweiten Schritt eine Behandlung, bei der eine um 90° gedrehte Grabenstruktur über die erste wie in Abbildung 71 rechts gelasert wird.

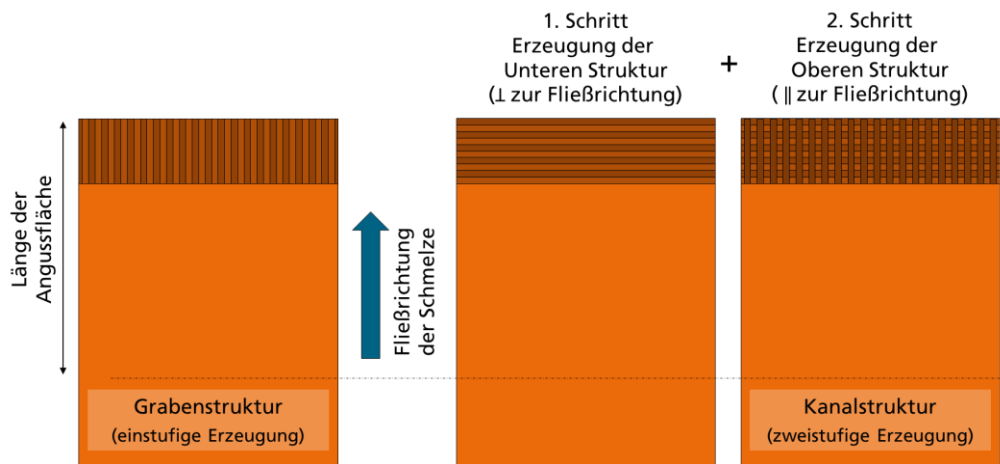


Abbildung 71: Schematische Darstellung der Grabenstruktur (links) sowie der überlagerten Kanalstruktur (rechts)

Hierarchische Strukturen mit Hinterschnitt

Um einen für die Erzeugung hierarchischer Strukturen ausreichend hohen Energieeintrag in das Kupfersubstrat zu erhalten, wurde die stark fokussierende f100 Optik gewählt. Außerdem erfolgte eine Anpassung der Scanstrategie. Die Gräben werden nicht wie in Kapitel 2.2.3 durch die jeweiligen Bearbeitungsbahnen und in Abbildung 72 b gezeigt generiert, sondern in jeweils einzelnen Prozessschritten. Dafür verfährt der Laserstrahl mit einem hohen Überlapp jeweils mäanderförmig pro Graben wie Abbildung 72 a gezeigt in x-Richtung. Die somit in separaten Prozessschritten sukzessiv erzeugten Gräben der hierarchischen Strukturtypen unterscheiden sich gegenüber der nicht hierarchischen neben ihrer Oberflächentopografie somit außerdem durch ihre deutlich höhere Flächenrate. Diese beträgt beispielsweise für Strukturtyp II 0,05 cm²/s und für Strukturtyp IV 0,20 cm²/s für ein 10 mm x 40 mm großes Scanfeld.

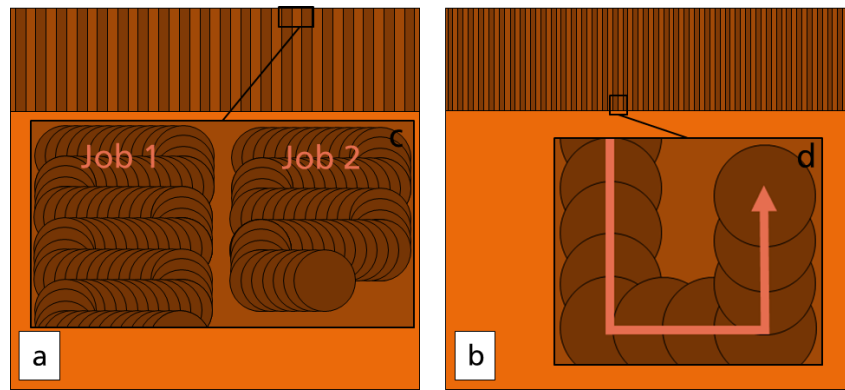


Abbildung 72: Schematische Darstellung der Scanstrategie der hierarchischen Strukturen mit Hinterschnitt in a und c sowie für die nicht hierarchischen Strukturen ohne Hinterschnitt in b und d

Mit der niedrigen Scangeschwindigkeit von 400 mm/s und Bearbeitungslinienabständen von $y = 0,01$ mm können die applizierten Laserpulse stark lokal konzentriert werden. Dies führt dazu, dass die resultierende Energie in der Wechselwirkungszone des Substrates so hoch ist, dass eine feinverteilte Substruktur auf der Oberfläche der gelaserten Struktur ähnlich wie in Kapitel 2.2.4 sowie den Untersuchungen von Long et al. Tang und Abdolvand ausgebildet werden kann. [Long18], [Tang11] In Abbildung 73 a ist die REM-Aufnahme der Struktur I gezeigt sowie eine Vergrößerung in b, auf der die aufgewachsene Nanostruktur erkannt werden kann.

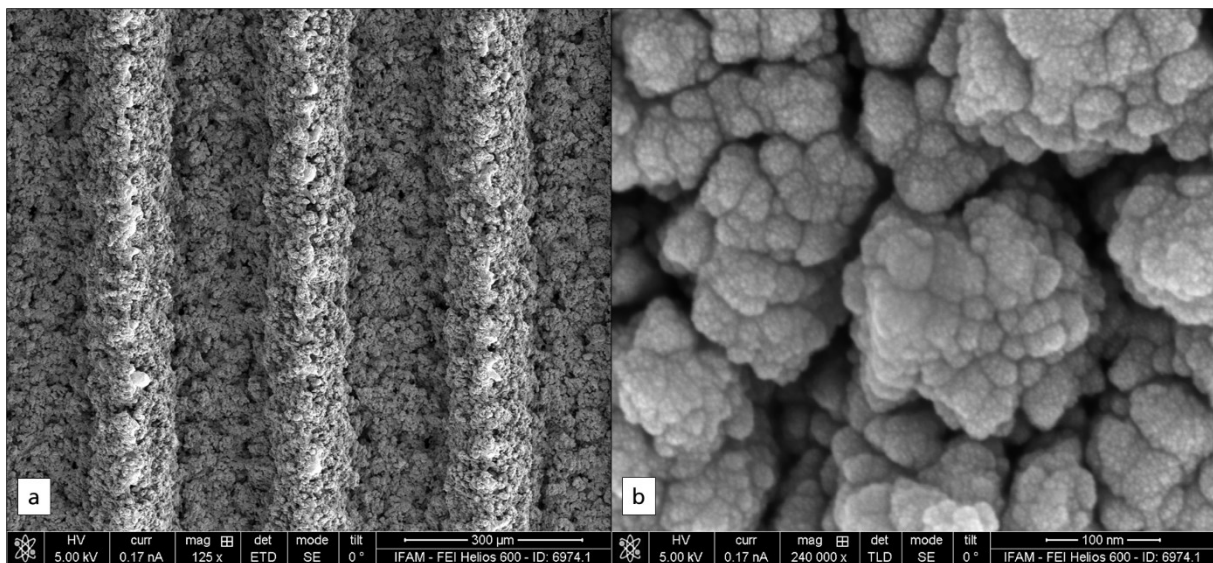


Abbildung 73: REM-Aufnahme der gelaserten Struktur I jeweils 320- und 4700-fache Vergrößerung

Durch die filigrane Substruktur im Nanometer-Bereich auf der Oberfläche der gelaserten Strukturen I und II kann von hierarchischen Strukturen gesprochen werden. Der Entstehungsmechanismus der baumwollartigen Nanostruktur resultiert aus Reaktionen zwischen den verflüssigten Schichten an der Substratoberfläche mit komplexen Nanoansammlungen, welche sich aus Kollisionen der laserinduzierten Plasmen mit Teilchen aus der Umgebung gebildet haben. [Loing18] Somit setzt sich die Erzeugung der Strukturtypen I und II sowohl aus einem laserinduziertem Ab- als auch Auftragen von Material zusammen. Dabei erfolgt der Materialabtrag durch die Sublimation des Kupfersubstrates

in den jeweils gescannten Gräben und der Auftrag durch das redeponierte Material im Mikro- und Nanometer-Bereich. Die einzelnen gelaserten Gräben weisen einen Abstand von 0,3 mm auf, sodass sich zwischen ihnen circa 180 μm breite Stege bilden. Um die entsprechende Grabentiefe der Struktur I zu erhalten, wurde bei einer Pulsfolgefrequenz von 100 kHz und einer Laserleistung von 80 % mit einer Wiederholrate von $r = 3$ gearbeitet

Der Strukturtyp II entsteht durch eine orthogonale Überlagerung der Struktur I. Dabei wird zunächst eine quer zur Fließrichtung der Schmelze und Einlegerlänge ausgerichtete Oberflächenstruktur mit den Parametern des Strukturtyps I erzeugt. Anschließend erfolgt das Aufwachsen der oberen Struktur durch einen weiteren Laserprozess mit einer um 90° gedrehte Struktur. Für die Überlagerung der zur Fließrichtung der Schmelze parallel verlaufenden Struktur findet im Gegensatz zur unteren keine dreifache, sondern einfache Wiederholung mit $r = 1$ statt. Die sich daraus ergebene charakteristische Oberflächenstruktur ist auf den Mikroskopieaufnahmen in Abbildung 74 gezeigt. Durch die jeweilige Fokussierung in Abbildung 74 a beziehungsweise b lässt sich die Verbindung der oberhalbverlaufenden Gräben durch die unteren gut erkennen (siehe zudem Schnittansicht in Abbildung 79).

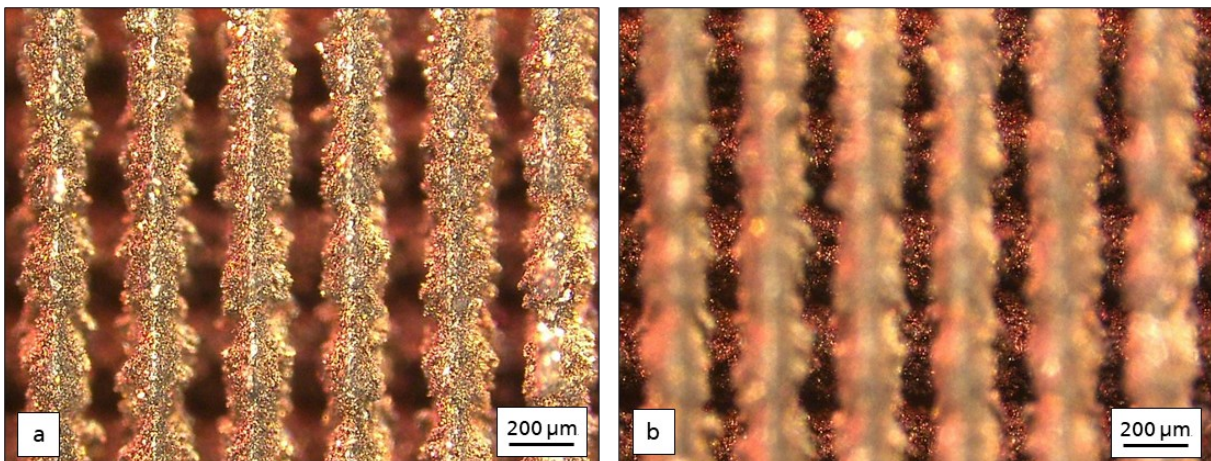


Abbildung 74: Mikroskopieaufnahme der Oberflächenstruktur II mit unterschiedlicher Fokussierung der jeweiligen Ebene

Bei den hierarchischen Strukturen liegt der Fokus der entwickelten Geometrie insbesondere auf der Erzeugung einer mechanisch stabilen Verbindung durch eine formschlüssige Verklammerung. Für ein Verhaken der strukturierten Oberfläche mit der Aluminiumschmelze zu erreichen, wurden die Gräben der Struktur I mit einer hinterschnittigen Profilkontur ausgelegt. Damit eine möglichst vollständige Infiltration der Struktur erreicht werden kann, wurden zum einen die Strukturdimensionen entsprechend groß gewählt und zum anderen die Oberfläche der Mikrostruktur um eine Nanostrukturierung ergänzt. Mit dem hierarchischen Strukturaufbau aus Nano- und Mikrostrukturierung wird eine verbesserte Benetzung angestrebt. [Ma19], [Yan17], [He17] Des Weiteren wird erwartet, dass durch die große Breite der erzeugten Gräben eine gute Entlüftung während der Formfüllung erreicht und wenig Luft eingeschlossen wird, sodass eine möglichst große Kontaktfläche zwischen Aluminium und Kupfer erreicht werden kann.

Es wird davon ausgegangen, dass der Strukturtyp II durch die jeweiligen kanalähnlichen Verbindungen gegenüber des Strukturtyps I eine verbesserte Entlüftung während der Formfüllung sowie durch eine erhöhte Anzahl möglicher mechanischer Verklammerungen eine höhere Verbundfestigkeit erzielen könnte. Allerdings zeigt die Struktur I gegenüber der Struktur II auch deutlich kleinere Grabentiefen auf, wodurch eine vollständige Infiltration der Struktur I wahrscheinlicher als für die II ist.

Nicht hierarchische Strukturen ohne Hinterschnitt

Die Strukturen III-V unterscheiden sich durch mehrere Eigenschaften von den zuvor vorgestellten Strukturen I und II. Neben kleineren Strukturdimensionen weisen sie gegenüber den Strukturen I und II außerdem weder eine Substruktur im Nanobereich noch eine hinterschnittige Profilgeometrie auf. Für die Erzeugung der etwa $40\ \mu\text{m}$ – $50\ \mu\text{m}$ schmalen Gräben wurden die Strukturen III-V mit der f160 Optik gelasert. Durch die Spotgröße von $54\ \mu\text{m}$ konnten die Gräben durch die jeweiligen gescannten Bearbeitungsbahnen wie in Abbildung 72 b generiert werden. Die nicht hierarchischen Strukturen ohne Hinterschnitt wurden bei einer Scangeschwindigkeit von $1000\ \text{mm/s}$ und einer Frequenz von $100\ \text{kHz}$ bei voller Laserleistung erzeugt. In vorherigen Arbeiten konnte gezeigt werden, dass Strukturen, die bei einer Fluenz von $45\ \text{J/cm}^2$ mit Bearbeitungslinienabständen von $100\ \mu\text{m}$ besonders gute Benetzungsergebnisse erreicht werden konnten, weshalb dieser Abstand für die Strukturen III und IV gewählt wurde. [Yan17] Sie sind in Abbildung 75 a und b dargestellt und wurden mit einer Wiederholrate von $r = 5$ erzeugt, wobei sich die Kanalstruktur III aus der Überlagerung der Grabenstruktur IV (siehe Abbildung 71) ergibt. Anders als bei der überlagerten Kanalstruktur II kommt es bei III nicht zur Ausbildung einer ober- und unterhalb verlaufenden Strukturgeometrie. Dies resultiert mit hoher Wahrscheinlichkeit aus den unterschiedlichen Scanstrategien der Strukturtypen II und III. Während für Strukturtyp II ein signifikant höherer Energieeintrag durch die verwendete Optik, Scangeschwindigkeit sowie den Bearbeitungsbahnabstand erfolgt, kommt es wie zuvor beschrieben neben dem Materialabtrag außerdem zu einem stärkeren Auftragen durch den hohen Anteil ausgeworfener Schmelze sowie redeponierten Materials. Bei den Strukturtypen III-V hingegen erfolgt die Strukturherzeugung hauptsächlich durch einen ablatierenden Materialabtrag. Struktur V unterscheidet sich von Struktur IV hauptsächlich durch die Abstände der Gräben zueinander. Um trotz der Änderung der Bearbeitungsabstände auf $x = 0,12\ \text{mm}$ eine vergleichbare Grabengeometrien bezüglich der Breite und Tiefe erzeugen zu können, wurde für die Struktur V die Wiederholrate auf $r = 7$ erhöht.

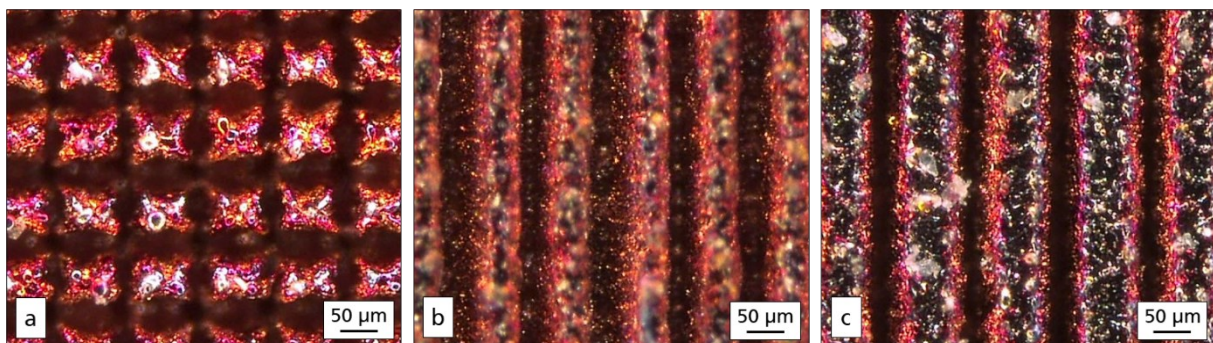


Abbildung 75: Mikroskopieaufnahme der nichthierarchischen Strukturtypen ohne Hinterschnitt III in a, IV in b und V in c

Bei den nicht hierarchischen Strukturen III-V soll vor allem untersucht werden, ob sich trotz fehlender Hinterschnitte der Oberflächenstruktur mechanisch stabile Verbunde erzeugen lassen. Im Vergleich zu Struktur I weist die Profilgeometrie der Strukturen IV und V zwar keine hinterschnittige Profilkontur auf, allerdings ist die Anzahl der gelaserten Gräben und damit die der Verklammerungsmöglichkeiten durch die kleinere Strukturdimension deutlich größer. Gleichzeitig soll untersucht werden, ob die Aluminiumschmelze ohne benetzungsfördernde Nanostrukturierung in die gelaserte feine Mikrostruktur infiltrieren kann.

Ähnlich wie beim Vergleich der Struktur II gegenüber I, wird für die nicht hierarchische Struktur III im Vergleich zu IV ebenfalls eine verbesserte Entlüftung bei der Formfüllung durch die seitlich verbundenen Gräben erwartet. Während für die Struktur II gegenüber I ein Anstieg der Verbundfestigkeit durch die erhöhte Anzahl hinterschnittiger Verklammerungen erwartet wird, wären für die Strukturen III und IV mehrere Ergebnisse realistisch. Im Belastungsfall wäre beispielsweise eher ein Verbundversagen durch die schmalen Noppen der Struktur III als durch die breiteren Stege der Struktur IV wahrscheinlich, wodurch für die Struktur III niedrigere Verbundfestigkeiten zu erwarten wären.

Allerdings könnte durch die vergrößerte Oberfläche für die Struktur III im Vergleich zu IV eine schnellere Erwärmung der Grenzflächenschicht und damit höhere Diffusionsaktivität ermöglicht werden. Zudem könnten die hervorstehenden Noppen ein Einreißen der Oxidschicht begünstigen, sodass die Wahrscheinlichkeit für stoffschlüssige Anbindungen und damit die Verbundfestigkeit gegenüber des Strukturtyps IV gesteigert sein könnte.

Untersuchungen zu laserstrukturierten Kupferoberflächen zeigten, dass die Adhäsionskraft zwischen Wassertropfen und strukturierten Oberflächen abhängig von den Abständen der Rillenstruktur ist. [He17] Daher soll mit dem Vergleich der Strukturen IV und V eine Tendenz für den Einfluss der Grabenabstände beziehungsweise -anzahl auf die Verbundeigenschaften untersucht werden.

5.4.3. Einfluss der Oberflächenstruktur auf die Verbundeigenschaften

Für die Bewertung der zuvor vorgestellten Strukturtypen I-V wurde zunächst ihre Beeinflussung auf die Verbundeigenschaften untersucht, indem strukturierte Kupfereinleger mit einem Probenumfang von $n=7$ angegossen und anschließend auf ihren elektrischen Leitwert und mechanische Festigkeit geprüft wurden. Neben den strukturierten Kupferblechen wurden außerdem blanke sowie mit Korund gestrahlte als Referenzproben angegossen. Das Aufrauen der Oberfläche mittels Strahlen gilt als gängige Praxis zur Verbesserung der Verbundbildung. Neben dem mechanischen Abtragen der Oxidschicht wird die Oberfläche außerdem durch den Strahlvorgang aktiviert, was sich positiv auf den Stoffschluss auswirken kann.

Wie in Kapitel 5.1 beschrieben, versagen die blanken, angegossenen Proben bereits bei sehr geringen Festigkeitswerten von $2,7 \pm 1,1$ MPa. Da die Verbundfestigkeit der blanken Bleche so niedrig ist, dass

sie entweder bereits bei der Entnahme oder sehr niedrigen Lasten versagen, wurde im Rahmen dieser Arbeit ihr Einfluss als vernachlässigbar gering bewertet. Dementsprechend wurde die Maximallast für die strukturierten Proben auf die laserbehandelte Fläche bezogen. Die Verläufe der Spannungs-Dehnungsdiagramme der geprüften angegossenen Verbundproben mit einer Oberflächenstruktur weisen ebenfalls darauf hin, dass die erreichte Maximallast auf die gegenüber der Angussfläche kleineren laserstrukturierten Fläche wirkt. In dem exemplarisch gezeigten Spannungs-Dehnungsdiagramm in Abbildung 76 ist der Verlauf für die Zugscherprüfung einer mit Struktur I angegossenen Verbundprobe gezeigt. Dabei ist neben einem kleinen ein deutlicher Knick des Grafens bei einer Last von 2,7 kN erkennbar. Aufgrund des gemessenen Rückgangs der Prüflast bei 2,7 kN wird angenommen, dass bis zu der Prüflast von 2,7 kN die gesamte Angussfläche belastet wird und es dann zu einem Bruch der stoffschlüssigen Anbindungen in Form von intermetallischen Phasen kommt, wodurch sich die tragende Fläche auf die strukturierte reduziert. Die in Kapitel 5.1 untersuchten Referenzproben zeigen zudem ein durchschnittliches Versagen bei vergleichbar hohen Werten von circa 2 kN ein Verbundversagen auf.

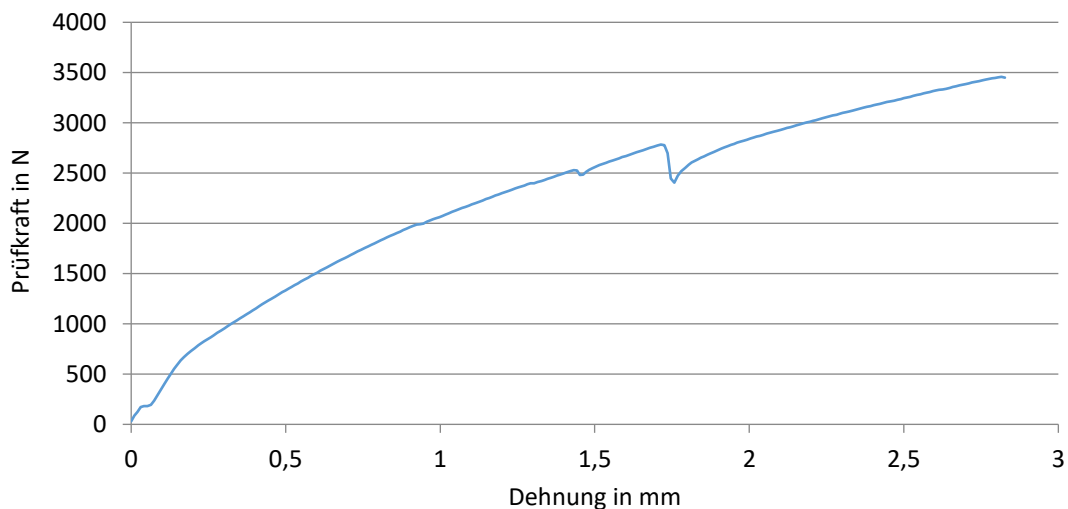


Abbildung 76: Spannungs-Dehnungsdiagramm einer angegossenen und mit dem Strukturtyp I strukturierten Verbundprobe

Die Prüfkörper dieser Versuchsreihe wurden, genau wie die der Referenzproben in Kapitel 5.1, entlang ihrer Länge halbiert, um geeignete Proben für die Schliﬀpräparation identifizieren zu können. Dadurch ergibt sich eine Flächengröße von 90 mm² für die laserinduzierte Oberflächenstruktur. In Abbildung 77 sind die Versuchsergebnisse der mechanischen Prüfung aufgeführt. Die Zugscherfestigkeit der gestrahlten Bleche liegt gegenüber der glatten Proben mit 3,9 MPa ± 1,1 MPa geringfügig höher. Zudem ergibt sich mit circa 28 % für die gestrahlten Proben eine kleinere Streuung als für die blanken mit circa 40 %. Die laserstrukturierten Bleche zeigen jedoch unabhängig vom Strukturtyp im Vergleich sowohl zu den blanken als auch zu den mit Korund gestrahlten Proben eine generelle signifikante Festigkeitssteigerung.

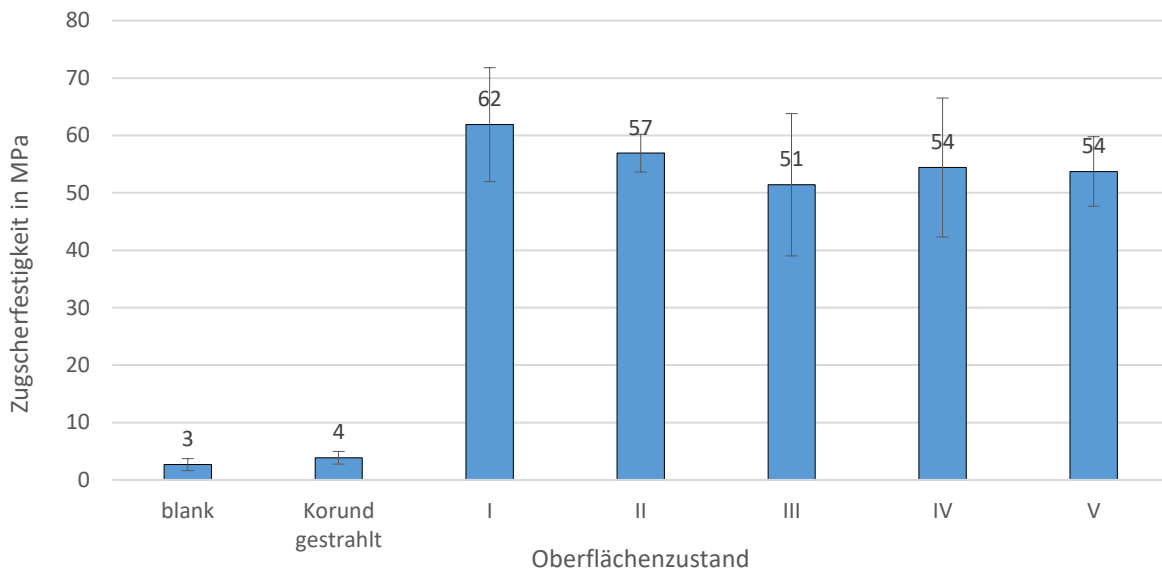


Abbildung 77: Zugscherfestigkeit angegossener Kupferbleche mit unterschiedlichen Oberflächenzuständen

Abhängig von der Struktur werden bei den jeweiligen Zugscherversuchen Festigkeitswerte zwischen 40 MPa (Strukturtyp III) bis zu über 70 MPa (Strukturtyp I) erreicht. Trotz der niedrigen Differenz der Mittelwerte der maximalen Zugscherfestigkeiten in Höhe von circa 10 MPa lassen sich für die mechanischen Eigenschaften Unterschiede der jeweiligen Strukturtypen erkennen. So weisen die hierarchischen Strukturen mit Hinterschnitt (Strukturtyp I und II) gegenüber der nicht hierarchischen Strukturen ohne Hinterschnitt (Strukturtyp III-V) höhere Verbundfestigkeiten auf.

Bei den Zugscherversuchen konnten für die mit dem Strukturtyp I gegenüber der mit Strukturtyp II strukturierten Proben insgesamt höhere Festigkeiten erreicht werden, wobei sich ihrer Streuungen stark voneinander unterscheiden. Die Streubreite des Strukturtyps II überschneidet sich mit der unteren und etwa doppelt so großen Streubreite des Strukturtyps I. Die Streubreiten der nicht hierarchischen Strukturtypen ohne Hinterschnitt überschneiden sich ebenfalls, wobei die des Strukturtyps V gegenüber denen von III und IV deutlich kleiner ist. In Anbetracht der Versuchsergebnisse der mechanischen Festigkeit in Abbildung 77 sowie der jeweiligen Charakteristiken der Strukturtypen in Tabelle 16 lassen sich folgende Thesen ableiten, die es im Folgenden anhand der Bruch- und Schlifffbilder zu untersuchen gilt:

- These 1:** *Hierarchische Oberflächenstrukturen mit benetzungsfördernder Nanostrukturierung sowie groß gewählten Öffnungsdurchmessern ermöglichen im Vergleich zu nicht hierarchischen eine bessere Infiltration.*
- These 2:** *Hinterschnittige Oberflächenstrukturen ermöglichen gegenüber hinterschnittfreien einen Anstieg der Verbundfestigkeit aufgrund ihrer formschlüssigen Verklammerung.*
- These 3:** *Mittels der Anzahl an Verklammerungsmöglichkeiten einer Oberflächenstrukturierung kann die Streubreite der maximal erreichten Zugscherfestigkeit beziehungsweise die Reproduzierbarkeit des Fügeprozesses beeinflusst werden.*

Untersuchung These 1:

Hierarchische Oberflächenstrukturen mit benetzungsfördernder Nanostrukturierung sowie groß gewählten Öffnungsdurchmessern ermöglichen im Vergleich zu nicht hierarchischen eine bessere Infiltration.

Die Grenzflächenschicht zwischen strukturiertem Kupfereinleger und infiltrierter Aluminiumschmelze ist ausschnittsweise auf den Mikroskopieaufnahmen in Abbildung 78 für die Strukturtypen I-V gezeigt, wobei in a die Proben mit der niedrigsten und in b der höchsten Verbundfestigkeit aufgeführt sind. Trotz der niedrigen Vergrößerung lassen sich durch die schwarzen Verfärbungen sowohl bei den hierarchischen als auch nicht hierarchischen Strukturen Hohlräume im Verbundbereich erkennen. Diese lassen zunächst auf eine mangelhafte Infiltration der strukturierten Kupferoberfläche schließen. Zu einer besonders starken Ausbildung dieser Hohlräume kommt es bei den Proben des Strukturtyps III. Für diese Proben lassen sich teilweise millimeterlange Hohlräume entlang der Grenzflächenschicht wie in Abbildung 78 a erkennen. Genau wie für die nicht hierarchische Kanalstruktur III kommt es bei der hierarchischen Kanalstruktur II zu einer Vielzahl an ausgebildeten Hohlräumen. Da insbesondere für die überlagerten Strukturen II und III eine gute Entlüftung während der Formfüllung durch ihre seitlichen Verzweigungen angenommen wurde, fallen die Untersuchungsergebnisse der Mikroskopieaufnahmen der Verbundzone zunächst unerwartet aus.

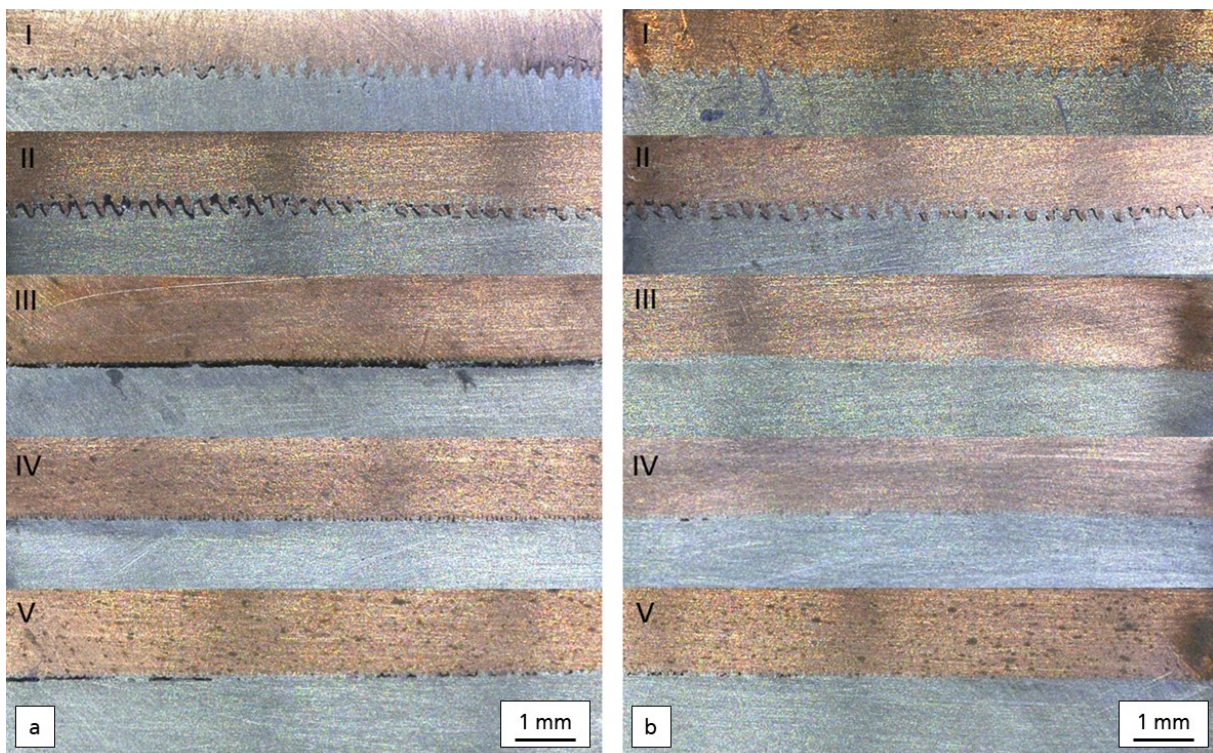


Abbildung 78: Mikroskopieaufnahmen angegossener Proben mit den Strukturtypen I-V mit den jeweils niedrigsten mechanischen Festigkeiten der Versuchsreihe in a sowie der höchsten in b.

Weitere Grenzflächenschichtanalysen zum Infiltrationsverhalten der unterschiedlich strukturierten Einleger wurden mittels REM-Aufnahmen durchgeführt. In Abbildung 79 ist die Grenzflächenschicht der Verbundzone einer angegossenen Probe mit der Struktur II gezeigt. Dabei sind die REM-Aufnahmen

in Abbildung 79 a und b jeweils an unterschiedlichen Positionen der Verbundzone aufgenommen worden. Während Abbildung 79 a den nahen Randbereich der Grenzflächenschicht zeigt, liegt b weiter im vorderen Drittel der Probe. Durch den Abstand zwischen den Aufnahmepositionen in Abbildung 79 a und b wird außerdem die spezifische Geometrie der Kanalstruktur gut veranschaulicht. Dabei ist der orthogonal verlaufende Kanal in Abbildung 79 a im Strukturtal und in b im -berg gezeigt.

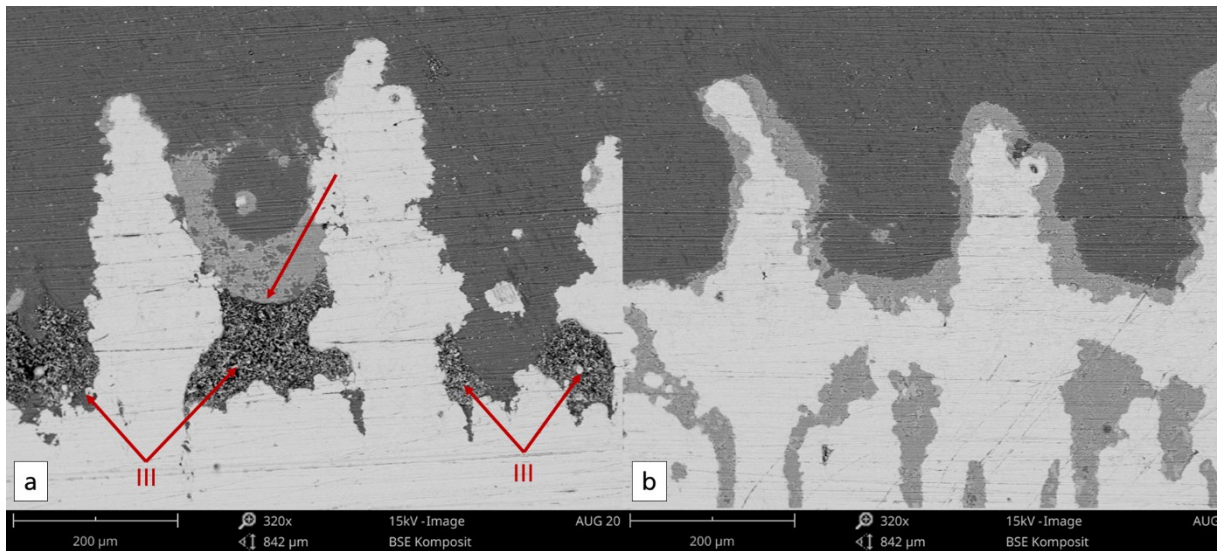


Abbildung 79: REM-Aufnahme aus dem nahen Randbereich in a sowie im vorderen Drittel in b einer angegossenen Probe mit Strukturtyp II

Wie in den markierten Bereichen der Abbildung 79 a zu sehen ist, kommt es zu einem Ausbilden von Hohlräumen in den Strukturtälern. Es wird angenommen, dass sich die Hohlräume bei den Schleifarbeiten der Schliffpräparation mit Spänen zugesetzt haben, wodurch ihre Erscheinungsform gegenüber der in Abbildung 49 abweicht. Zudem wird vermutet, dass die Hohlräume im Randbereich der mit Struktur II strukturierten Proben in Abbildung 79 einem anderen Entstehungsmechanismus zugrunde liegen als die in Kapitel 5.2 vorgestellten länglichen Hohlräume. Die Strukturtäler in Abbildung 79 a zeigen keine sichtbaren Wechselwirkungen und es lässt sich keine durch intermetallische Phasen veränderte Kontur der Kupferstruktur erkennen. Zudem weist das eingedrungene Aluminium zwischen den Strukturbergen (siehe Pfeil) eine konvexe Krümmung auf, was für ein frühzeitiges Erstarren der Schmelzefront spricht. Es kann somit davon ausgegangen werden, dass die Hohlräume in Abbildung 79 a auf eine unvollständige Infiltration zurückzuführen sind. Ein weiteres Indiz ist die spitze, unregelmäßige Kontur der Hohlräume in Abbildung 79 a, die sich deutlich von der runden aus Kapitel 5.2 unterscheidet. Dies könnte mitunter ein Grund für das Zusetzen der Vertiefungen der Hohlräume der Struktur II sein. Durch die spitzkantige und unregelmäßige Kontur können die bei den Schleifzyklen getrennten Späne besser verhaken als bei den abgerundeten Hohlräumen wie in Kapitel 5.2. Demnach können Hohlräume nach ihrem Entstehungsmechanismus unterschieden werden in: erstarrungs- sowie infiltrationsbedingt.

Wird die Grenzflächenschicht der hierarchischen Kanalstruktur II weiter zur Probenmitte hin untersucht, kommt es zu einer gut erkennbaren Mischphasenbildung, wie in Abbildung 79 b gezeigt. In diesen Bereichen wird eine weitestgehend vollständige Infiltration der Struktur erreicht. Die ausgebildeten intermetallischen Phasen sowie das eutektische Gefüge inmitten der Kupferstruktur in Abbildung 79 b wirkt zunächst irritierend. Jedoch kann davon ausgegangen werden, dass diese Mischphasen aus den verdeckten Kanälen resultieren, welche in der hinteren Bildebene liegen und somit auf eine gute Infiltration schließen lassen.

In Abbildung 80 sind weitere REM-Aufnahmen der Probe gezeigt, jedoch im mittleren Bereich. Hier wird für die angegossenen Proben die größte thermische Belastung durch die Schmelze vermutet (siehe Kapitel 5.1). In diesen Bereichen kommt es zu einer massiven Ausbildung von Hohlräumen, welche sowohl in den Strukturtälern als auch -bergen vorkommen. Zudem bilden die Hohlräume in Abbildung 80 a und b im Übergangsbereich zwischen Kupfer und Aluminium, anders als bei den Hohlräumen in Abbildung 79 a, eine konkave Kontur ähnlich eines Meniskus und lassen daher auf einen erstarrungsbedingten Entstehungsmechanismus schließen. Des Weiteren entspricht die Höhe der länglichen Hohlräume der des eutektischen Saumes und es lässt sich durch die Kontur der erstarrten Aluminiumkomponente eine Abformung der Oberflächenstruktur des Kupfereinlegers wiedererkennen.

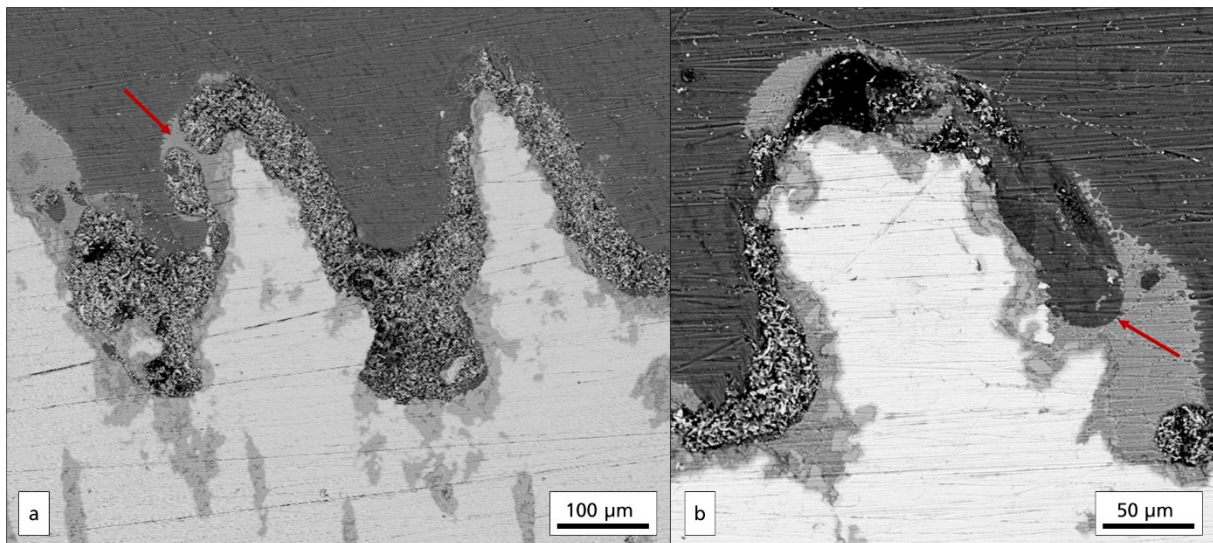


Abbildung 80: REM-Aufnahme aus dem mittleren Bereich angegossener Proben mit Strukturtyp II

Anhand der ausgewerteten REM-Aufnahmen der Schlitze kann somit davon ausgegangen werden, dass die obere, parallel zur Fließrichtung der Schmelze verlaufende Struktur mit hoher Wahrscheinlichkeit vollständig infiltriert werden konnte. Für die untere, senkrecht zur Fließrichtung der Schmelze verlaufende Struktur lassen sich hingegen schwieriger Aussagen treffen. Die untere Struktur zeigt bis auf den Randbereich der Probe durchaus vollständig infiltrierte Bereiche auf und es kann intermetallisches Phasenwachstum in den unteren Strukturtälern wie in Abbildung 80 a festgestellt werden. Daher wird davon ausgegangen, dass es im mittleren Probenbereich sowohl bei der unteren als auch oberen Struktur zu einer vollständigen Infiltration der Aluminiumschmelze gekommen ist. Die

starke Ausbildung der Hohlräume, wie in Abbildung 80 a sind vermutlich Folgen aus den Abkühl- und Erstarrungsvorgängen. Folglich resultieren die zahlreichen Hohlräume in Abbildung 78, bis auf die in den nahen Randbereichen, vermutlich nicht aus einer mangelhaften Infiltration, sondern aus erstarrungsbedingten Effekten.

Aussagen über die tatsächliche Beeinflussung der Nanostrukturierungen lassen sich anhand der vorhandenen Strukturtypen nicht treffen. Da die Intention des Strukturdesigns darin bestand, eine möglichst große Geometrievielfalt abzubilden, unterscheiden sich die Strukturtypen hinsichtlich mehrerer Kriterien und damit zu stark voneinander. Daher wäre für eine realistische Untersuchung sowie Bewertung des Einflusses einer Substruktur im Nanobereich auf das Infiltrationsverhalten eine weitere Versuchsreihe mit einer entsprechenden Vergleichsstruktur nötig, welche eine möglichst gleiche Geometrie der Mikrostruktur aufweist. Aufgrund der Höhe der herrschenden Drücke ist jedoch fraglich, ob das hydrophile Benetzungsverhalten der Nanostruktur in dem Druckgussregime prinzipiell einen Einfluss auf die Infiltration ausübt.

Wie die REM-Aufnahmen in Abbildung 81 zeigen, können die feinen, nicht hierarchischen Strukturen ebenfalls vollständig infiltriert werden. Auch wenn die Grabentiefen des Strukturtyps II verglichen zu IV wesentlich größer sind und damit keinen direkten Vergleich erlauben, ähnelt sich das Aspektverhältnis von Grabenöffnung zu -tiefe der Strukturen. Dabei lassen sich weder im Rand noch im mittleren Bereich der Grenzflächenschicht in Abbildung 81 a beziehungsweise b infiltrationsbedingt ausgebildete Hohlräume auffinden

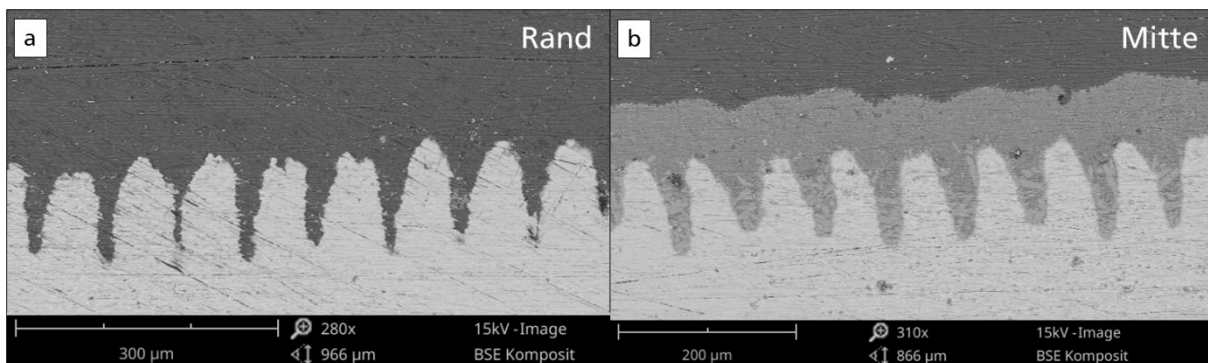


Abbildung 81: REM-Aufnahmen einer angegossenen Probe mit Struktur IV jeweils im nahen Randbereich in a sowie der Mitte der Probe in b aufgenommen

Allerdings weisen nicht hierarchischen Strukturen, wie bereits auf den Schlibfbildern in der Abbildung 78 gezeigt, ebenfalls teilweise massive Hohlräume aus. In Abbildung 82 ist die Grenzflächenschicht aus dem mittleren Bereich einer angegossenen Probe mit der Struktur V gezeigt. Dabei lässt sich deutlich erkennen, dass entlang der gelaserten Kontur eine Mischphasenbildung stattgefunden hat. Es kann folglich auf eine vollständige Infiltration mit der Aluminiumschmelze geschlossen werden. Es wird daher angenommen, dass der zwischen den intermetallischen Phasen und Aluminiumkomponente ausgebildete Hohlraum nicht auf einen infiltrations- sondern erstarrungsbedingten Entstehungsprozess zurückzuführen ist.

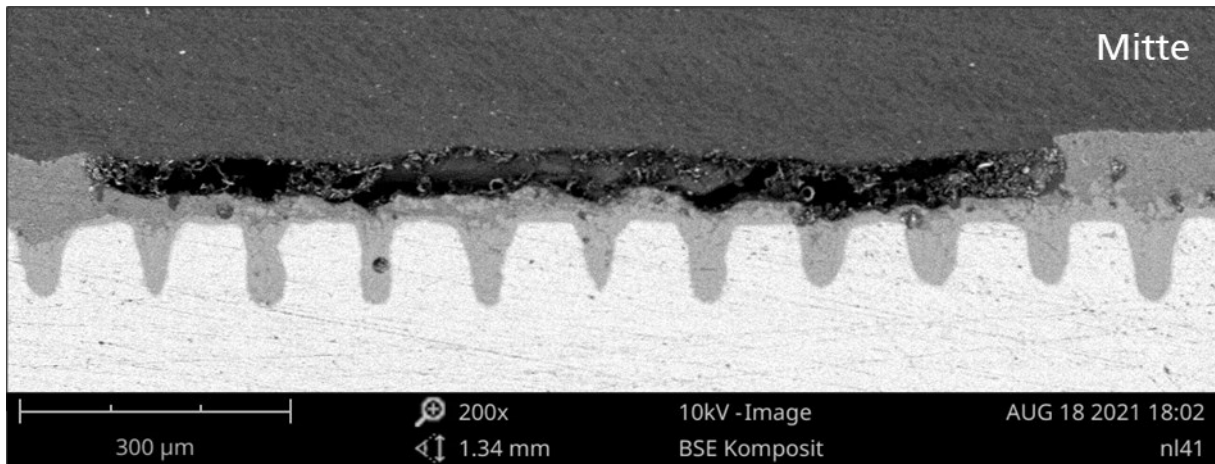


Abbildung 82: REM-Aufnahme der Grenzflächenschicht einer angegossenen Probe mit Struktur V

Es lassen sich somit keine validen Aussagen bezüglich der Beeinflussung der hierarchischen Strukturen auf das Benetzungsverhalten treffen. Es gilt allerdings zu beachten, dass die Hauptzahl der Hohlräume beziehungsweise die gesamten Hohlräume in der Grenzflächenschicht nicht hierarchischer Strukturen auf erstarrungsbedingte und nicht infiltrationsbedingte Effekte zurückzuführen sind. Daher lässt sich die formulierte These 1 weder bestätigen noch widerlegen.

Untersuchung These 2:

Hinterschnittige Oberflächenstrukturen ermöglichen gegenüber hinterschnittfreien einen Anstieg der Verbundfestigkeit aufgrund ihrer formschlüssigen Verklammerung.

Auch für die These 2 gilt es zu erwähnen, dass die isolierte Betrachtung der Beeinflussung eines Hinterschnitts aufgrund der versierten starken Geometrievielfalt der Strukturtypen I-V nicht möglich ist. Anhand der Versuchsergebnisse lassen sich dennoch wichtige Erkenntnisse ableiten. Die von der Position abhängige Ausbildung von intermetallischen Phasen in der Grenzflächenschicht der Strukturen II und III kann ebenfalls für die weiteren Strukturtypen beobachtet werden. Da jeweils in den Randbereichen der strukturierten Proben keine nennenswerte Mischphasenbildung festgestellt werden kann, ist zu vermuten, dass die Aluminium- und Kupferkomponenten durch eine Oxidschicht getrennt werden. Somit setzt sich die Festigkeit der Verbundproben jeweils aus einem formschlüssigen Anteil im Randbereich der Probe sowie einem stoffschlüssigen in der Probenmitte zusammen. Da die Mischphasen im Vergleich zu ihren Grundmaterialien ein deutlich spröderes Materialverhalten aufweisen, ist es wahrscheinlich, dass der Verbund bei einer Belastung entlang der Mischphasen verläuft. Die REM-Aufnahme in Abbildung 83 zeigt beispielhaft die kupferseitige Bruchfläche einer angegossenen Verbundprobe mit der Struktur V, die auf ihre Zugscherfestigkeit untersucht wurde. Dabei kann deutlich erkannt werden, dass die sichtbaren, hellen Kupferstege intakt sind und lediglich die grauen Mischphasen Risse aufweisen, wodurch die Vermutung bestätigt werden kann.

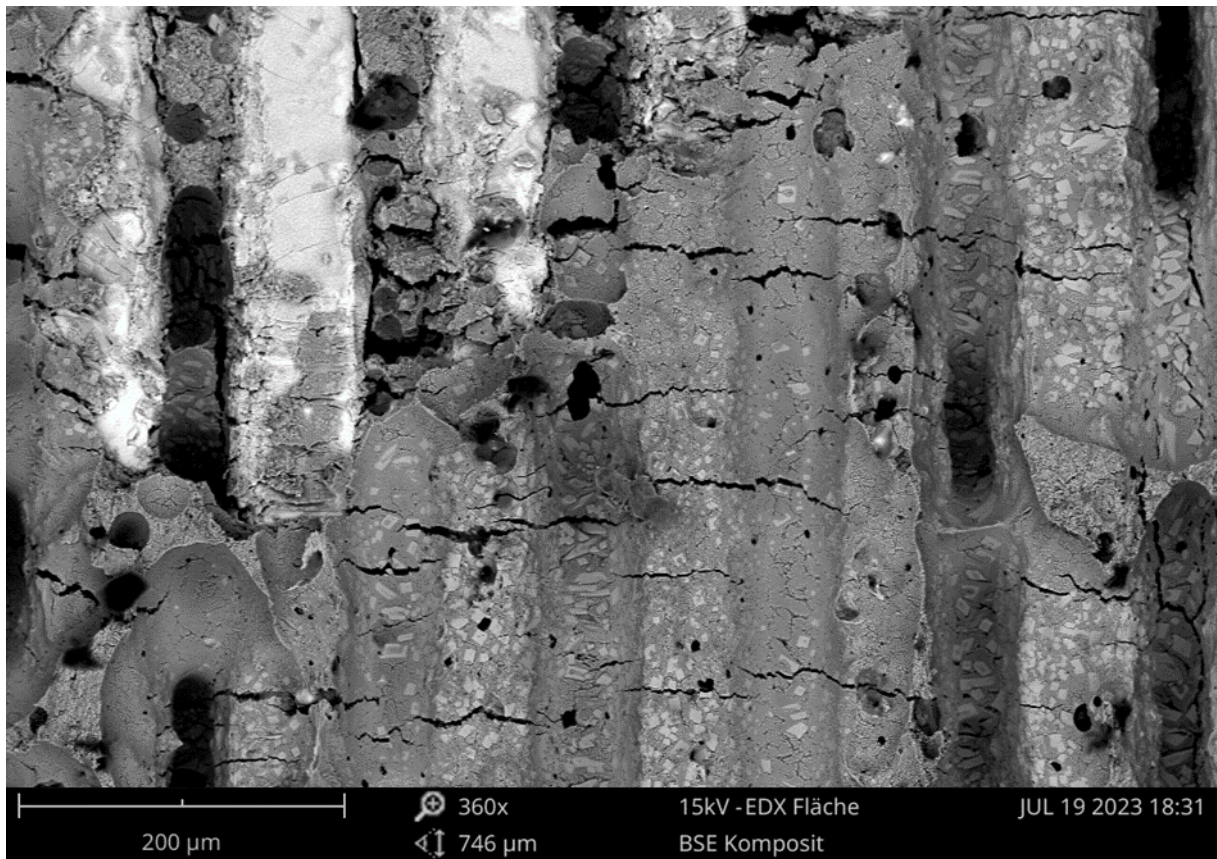


Abbildung 83: REM-Aufnahme der Bruchfläche im mittleren Angussbereich der Kupferseite einer angegossenen Verbundprobe mit der Struktur V

Neben dem spröden Materialverhalten der intermetallischen Phasen wirken sich zudem ihre prozessbedingten niedrigen Dicken negativ auf die Verbundfestigkeit auf. Wie bereits im Kapitel 5.1 gezeigt werden konnte, können die thermischen Bedingungen zur Erzeugung eines festen Verbundes mittels stoffschlüssiger Anbindung im Druckgussverfahren als nicht geeignet bewertet werden. Somit wird davon ausgegangen, dass trotz der Flächenvergrößerung durch die Struktur der thermische Eintrag beziehungsweise die Diffusionsaktivität gegenüber der Referenzproben keinen signifikanten Festigkeitszuwachs bewirken. Dies hat im mechanischen Belastungsfall zur Folge, dass bereits bei geringer Last ein Brechen der intermetallischen Phasen sehr wahrscheinlich ist. Weisen die Strukturtypen keinen Hinterschnitt auf, so kann unter Einwirkung einer mechanischen Kraft bereits bei geringfügiger Mischphasenbildung, wie in Abbildung 84 gezeigt, ein Brechen der Mischphasen zu einem einfachen Lösen der angegossenen Bleche führen.

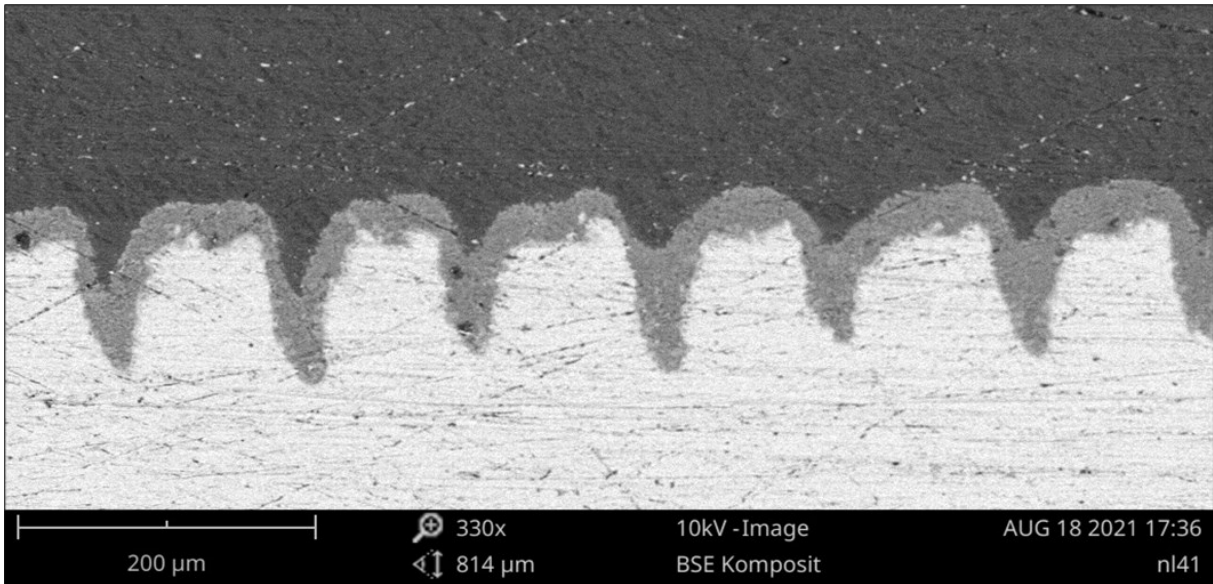


Abbildung 84: REM-Aufnahme der Grenzflächenschicht einer angegossenen Verbundprobe mit dem Strukturtyp V

Für hinterschnittige Strukturen wie Strukturtyp I in Abbildung 85 ist es hingegen wahrscheinlich, dass im Belastungsfall zunächst ein Brechen entlang der spröden Mischphasen erfolgt, ein zerstörungsfreies Lösen des Verbundes jedoch aufgrund der Verklammerung der Komponenten nicht möglich ist. Somit kann auch nach dem Versagen der stoffschlüssigen Anbindung durch eine formschlüssige eine verbleibende Verbundfestigkeit gewährleistet werden. Dies gilt allerdings nur, wenn die Festigkeit der Mischphasen niedriger ist als die der formschlüssigen Verklammerung. Dieses Wirkprinzip lässt sich außerdem bei den Bruchbildern der geprüften Proben mit hinterschnittigen sowie hinterschnittsfreien Strukturen wiedererkennen.

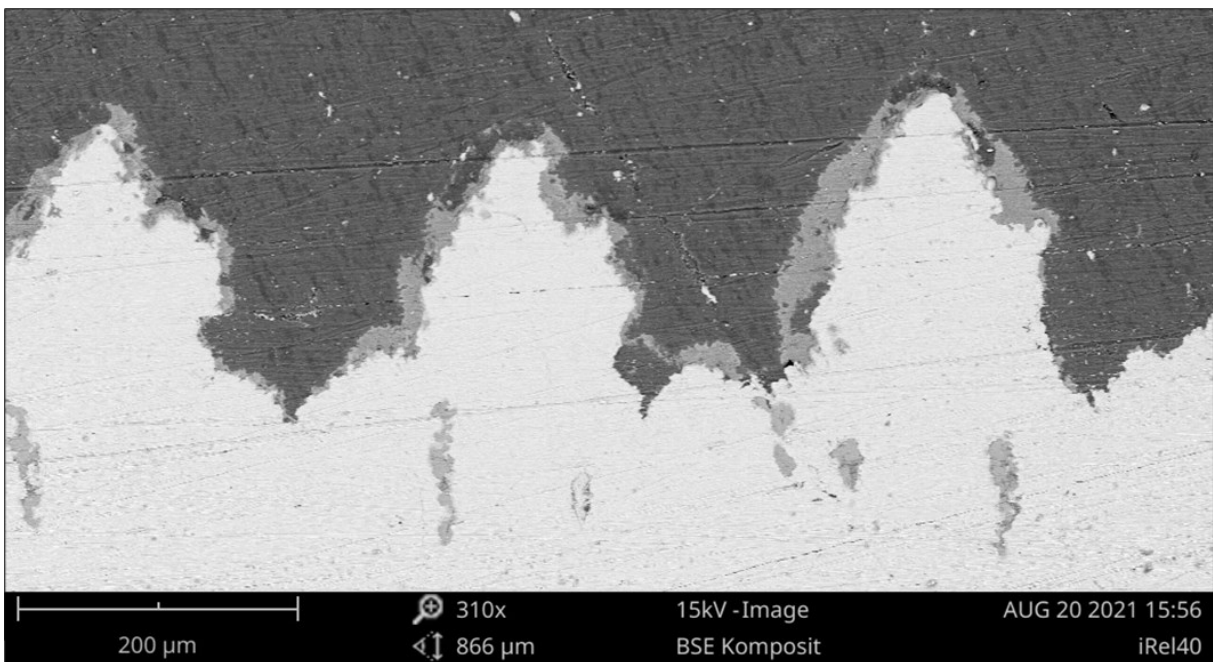


Abbildung 85: REM-Aufnahme der Grenzflächenschicht einer angegossenen Verbundprobe mit dem Strukturtyp I

In Abbildung 86 sind hierfür exemplarisch die Bruchflächen der Kupfer- und Aluminiumseite der geprüften angegossenen Proben mit Struktur III dargestellt. Dabei sind die Mikroskopieaufnahmen für den Randbereich in a und b sowie für den mittleren Bereich der Probe in c und d gezeigt. In Abbildung 86 lässt sich in a die strukturierte Kupferoberfläche gut wiedererkennen, welche vereinzelt Aluminiumfragmente sowie leichte gräuliche Verfärbungen aufweist. Die Aluminiumkomponente in b zeigt das abgeformte Negativ der Struktur III, wobei in den Vertiefungen ebenfalls vereinzelt Kupferrückstände vorhanden sind. Aufgrund der konturnahen Abbildung der Aluminiumkomponente sowie der geringen Ausbildung gräulicher Verfärbungen auf der Kupferseite, kann von einer sehr niedrigen Mischphasenbildung ausgegangen werden. Für die mittleren Bereiche der Probe zeigt sich auf den Bruchflächen hingegen eine deutliche Veränderung der strukturierten Blechoberfläche. Diese weist über ihre gesamte Fläche in Abbildung 86 c eine silberne Verfärbung sowie aus dem Aluminium getrennte Fragmente in den Zwischenräumen auf. Abbildung 86 d ist die entsprechende Gegenseite gezeigt, welche im Gegensatz zu b kein Negativ der Struktur III, sondern eine abgeflachte Oberfläche aufweist. Anhand der Abweichungen zwischen den Oberflächen in Abbildung 86 b und d sowie den überwiegend ungefüllten Zwischenräumen in c, kann auf eine hohe Ausbildung von Hohlräumen ausgegangen werden.

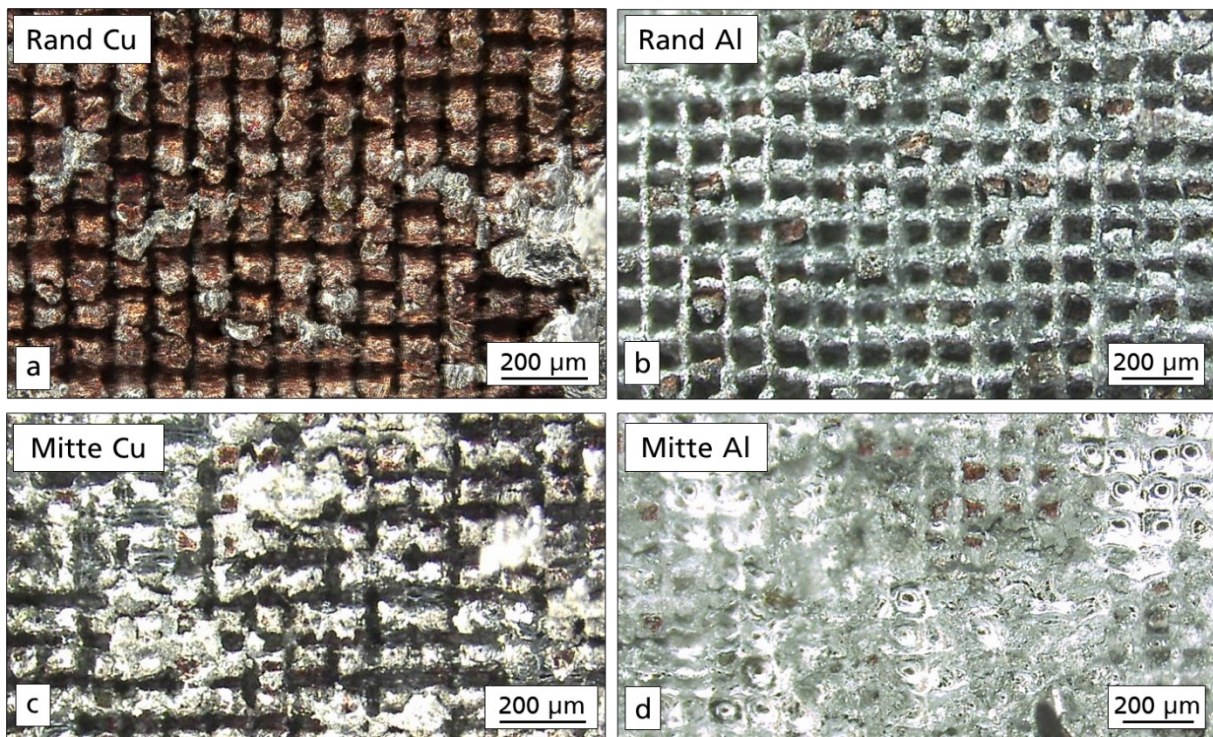


Abbildung 86: Bruchbilder einer geprüften Probe mit Struktur III jeweils im Randbereich mit der Kupferseite in a und der Aluminiumseite in b sowie in der Probenmitte mit der Kupferseite in c und der Aluminiumseite in d

Mit der REM-Aufnahme in Abbildung 87 kann diese Vermutung bestätigt werden. Ähnlich wie bei den angegossenen Proben mit der Struktur V in Abbildung 82 schließen an die Mischphasen, welche entlang der strukturierten Kupferoberfläche ausgebildet wurden, längliche Hohlräume an. Somit kann für die

Struktur III ebenfalls davon ausgegangen werden, dass diese aus erstarrungsbedingten Effekten resultieren.

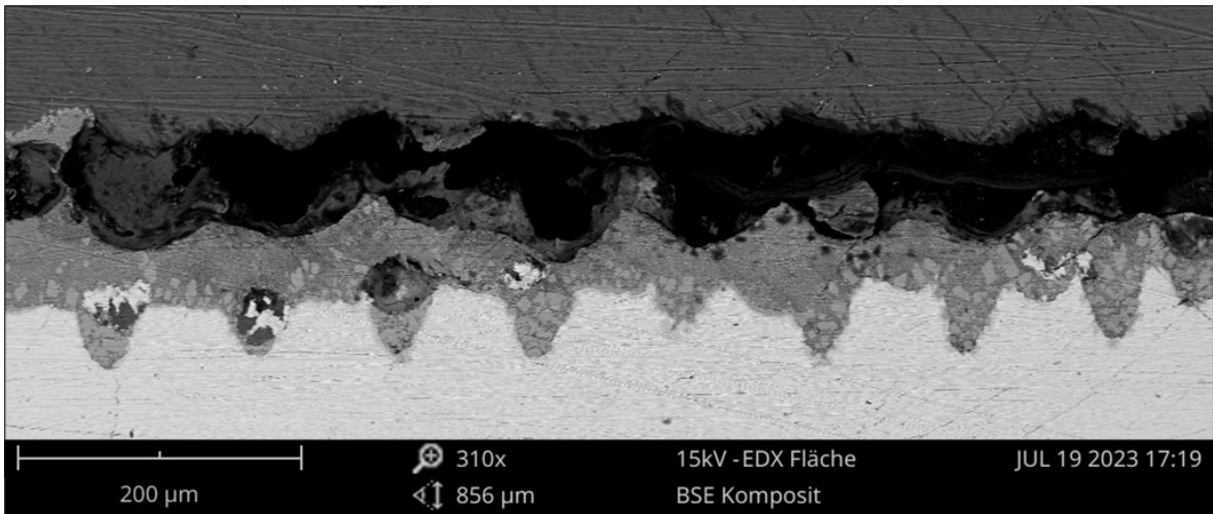


Abbildung 87: REM-Aufnahme der Grenzflächenschicht einer angegossenen Probe mit dem Strukturtyp III

In Abbildung 88 sind die Bruchbilder der angegossenen Proben mit der Struktur I jeweils für den Randbereich sowie der Probenmitte gezeigt. Genau wie bei Struktur III lässt sich auf der Bruchfläche der Kupferseite im Randbereich die ursprüngliche Oberflächenstruktur in einem Kupferfarbton wiedererkennen (siehe Abbildung 88 a), was auf eine geringfügige Mischphasenbildung schließen lässt.

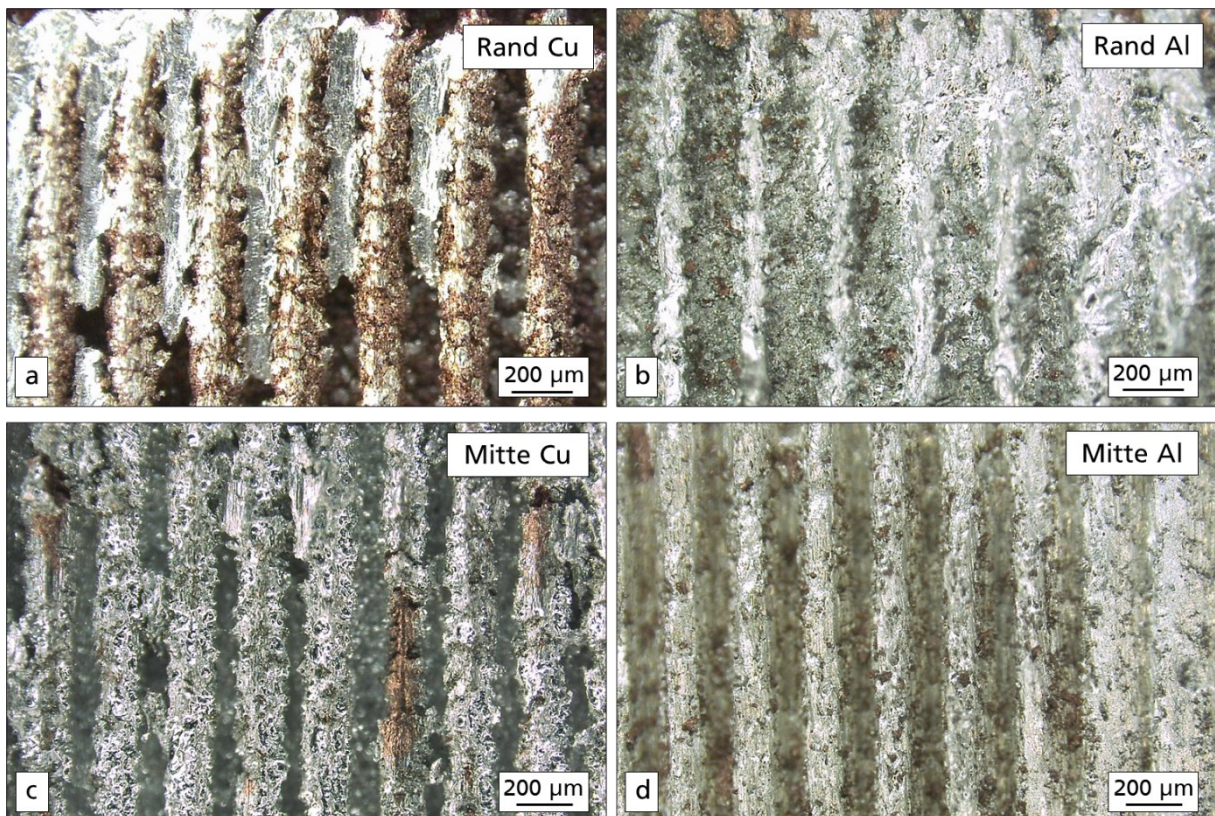


Abbildung 88: Bruchbilder einer geprüften Probe mit Struktur I jeweils im Randbereich mit der Kupferseite in a und der Aluminiumseite in b sowie in der Probenmitte mit der Kupferseite in c und der Aluminiumseite in d

Allerdings ist die Anzahl an gefüllten Zwischenräumen bei der Struktur I in Abbildung 88 a verglichen mit der Struktur III in Abbildung 86 deutlich höher, was auf die hinterschnittige Kontur der Struktur I zurückgeführt werden kann. Die hell-silberne Färbung des Aluminiums in den Zwischenräumen der Struktur in Abbildung 88 a und auf der Aluminiumseite in b deutet darauf hin, dass das infiltrierte Aluminium durch die mechanische Belastung bei der Zugscherprüfung der Verbundproben ausgerissen wurde. Wird hingegen der mittlere Bereich der Bruchbilder in Abbildung 88 c und d betrachtet, stellt sich trotz der hinterschnittigen Kontur der Struktur I ein sehr ähnliches Versagensbild wie bei der Struktur III in Abbildung 86 c und d ein. Dabei kommt es zu einer deutlichen Veränderung der Kupferoberfläche. Durch die flächige graue Färbung der Strukturoberfläche ist von einer entsprechend starken Mischphasenbildung auszugehen. Die Gegenseite in Abbildung 88 d zeigt eine entsprechende Abformung der veränderten Struktur aus c, wobei die Stege der Aluminiumseite weitestgehend unversehrt zu sein scheinen. Aufgrund der intakten Stege in Abbildung 88 d sowie der Ausbildungen an intermetallischen Phasen in c wird davon ausgegangen, dass es im mittleren Probenbereich, in den Strukturtälern zu erstarrungsbedingten Hohlräumen kommt.

Die REM-Aufnahmen in Abbildung 89 können die Vermutung bestätigen. Genau wie bei Struktur III bilden sich im mittleren Probenbereich verstärkt intermetallische Phasen sowie Defekte in der Grenzflächenschicht in Form von erstarrungsbedingten Hohlräumen aus. Da die Mischphasen in die Kupferseite hineinwachsen, kommt es zu einer Veränderung der Grenzflächenschichtkontur, was sich auf der REM-Aufnahme in Abbildung 89 a gut erkennen lässt. Dabei kann die ursprünglich hinterschnittige Verklammerung von Aluminium und Kupfer jeweils abhängig von dem Mischphasenwachstum entweder beibehalten werden, wie bei dem ersten Strukturtal in Abbildung 89 a, oder zu einer hinterschnittsfreien umgewandelt werden, wie in dem dritten Strukturtal in Abbildung 89 b.

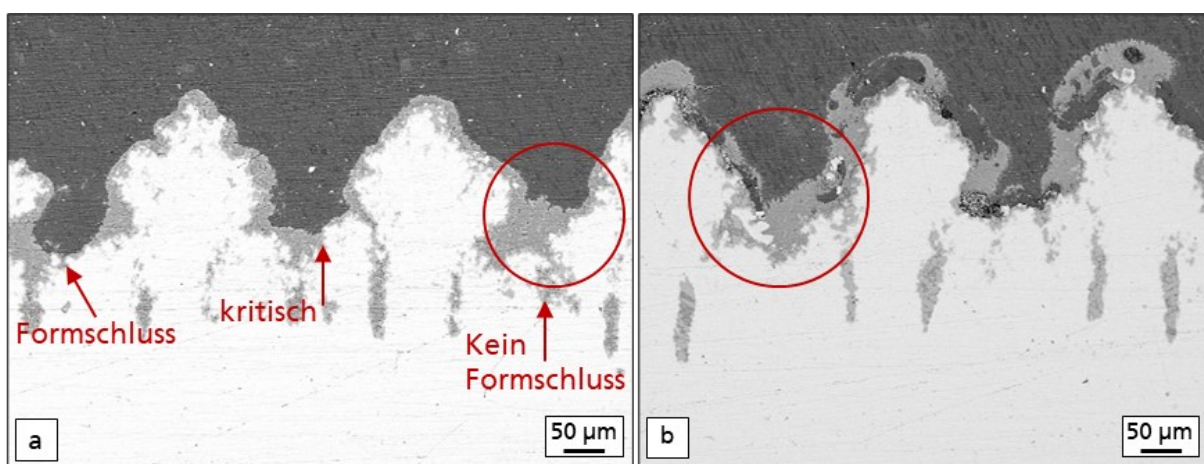


Abbildung 89: REM-Aufnahmen der Grenzflächenschicht der Struktur I im mittleren Probenbereich

Wird die Verbundprobe wie bei der Zugscherprüfung mechanisch belastet, ist es wie zuvor erwähnt wahrscheinlich, dass das Verbundversagen entlang der spröden Mischphasen verläuft. Somit hängt das

Verbundversagen von der Ausbildungsform der intermetallischen Phasen in den Strukturtälern ab. Bewirkt die Mischphasenbildung eine Grenzflächenschichtmodifikation wie in den Bereichen in Abbildung 89 a und b, ist ein Brechen der Mischphasen und nicht der Grundmaterialien wahrscheinlich. Folglich lässt sich der Verbund bis auf den Bruch der Mischphasen zerstörungsfrei lösen und es resultiert vermutlich ein Bruchbild wie in Abbildung 88 c und d. Verbleibt jedoch trotz des Mischphasenwachstums dennoch ein Hinterschnitt, ist es wahrscheinlich, dass die formschlüssige Verklammerung nicht zerstörungsfrei gelöst werden kann und die Festigkeit des Verbundes neben des stoff- einen zusätzlichen formschlüssigen Anteil gewinnt.

Die Kanalstruktur II weist gegenüber Struktur I durch ihre orthogonale Überlagerung eine deutlich höhere Anzahl an Verklammerungsmöglichkeiten auf. Die Versuchsergebnisse der Zugscherprüfung zeigt unter Berücksichtigung der Streuung jedoch keinen Unterschied für die maximal erreichten Verbundfestigkeiten für die Strukturtypen auf, was zunächst gegen die These 2 spricht. Werden die Bruchbilder von Struktur II aus Abbildung 90 mit denen der Struktur I verglichen, wird jedoch deutlich, dass Struktur II für den mittleren Bereich der Probe deutlich mehr ausgerissene Fragmente der jeweiligen Gegenseite aufweist, was für einen hohen formschlüssigen Anteil der Verbundfestigkeit spricht.

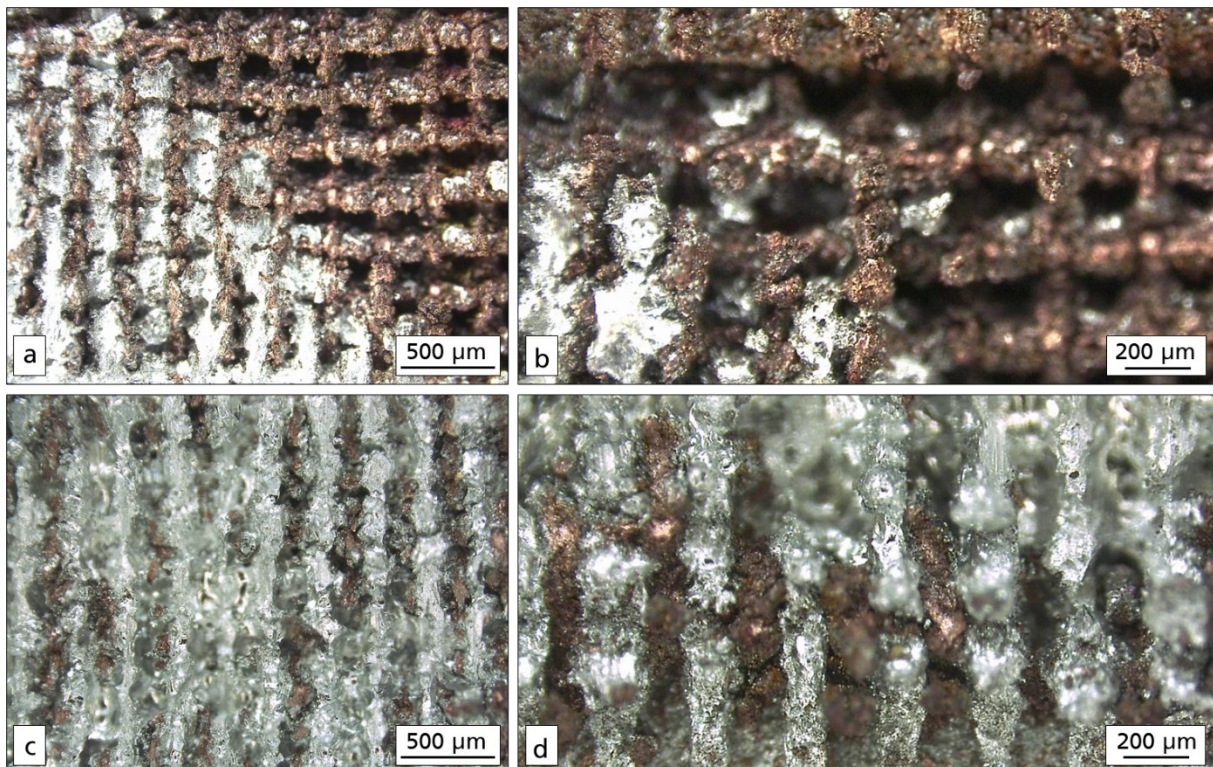


Abbildung 90: Bruchbilder einer geprüften Probe mit Struktur II mit der Kupferseite in a und b sowie der Aluminiumseite in c und d

Weiter kommt es in der Grenzflächenschicht der Struktur II verglichen zu I zu einer stärkeren Ausbildung von Hohlräumen (siehe Abbildung 78). Diese resultieren vermutlich aus der starken Vergrößerung der zu benetzenden Oberfläche. Es wird vermutet, dass durch die vergrößerte Oberfläche

gegenüber Struktur I ein entsprechend höherer Anteil thermischer Energie schneller in das Substrat geleitet werden kann. Durch die komplexere Geometrie wird allerdings außerdem vermutet, dass der Anteil erstarrungsbedingter Hohlräume steigt und somit die Fläche stoffschlüssiger Anbindungen reduziert wird. Es könnte daher sein, dass durch die Steigerung der Verklammerungsmöglichkeiten der Struktur II gegenüber I der formschlüssige Anteil der Verbundfestigkeit gesteigert werden konnte. Gleichzeitig ist jedoch zu vermuten, dass der stoffschlüssige Anteil der Verbundfestigkeit der Struktur II gegenüber I aufgrund der vermehrten Ausbildung an Hohlräumen in der Grenzflächenschicht reduziert wurde. Somit könnte der festigkeitssteigernde Effekt der Steigerung der Verklammerungen durch die massive Bildung erstarrungsbedingter Hohlräume aufgehoben worden sein, sodass sich eine durchschnittlich gleichhohe Verbundfestigkeit der Strukturtypen I und II ergibt. Diese Vermutung ließe sich überprüfen, indem ausschließlich im Randbereich strukturierte Kupfereinleger angegossen und geprüft werden würden. So ließe sich der Einfluss der gesteigerten Verklammerungsanzahl ohne Einwirkung der gesteigerten Hohlraumbildung untersuchen.

In Anbetracht der Ergebnisse kann somit davon ausgegangen werden, dass Strukturen mit hinterschnittiger Geometrie eine gegenüber hinterschnittfreien eine festigkeitssteigernde Wirkung haben können. Ein wesentlicher Faktor ist hierbei jedoch die Größendimension der Struktur. Ist diese zu klein gewählt, kann die Grenzflächenschicht durch die Bildung intermetallischer Phasen stark modifiziert werden. So können sich feine Strukturgeometrien wie die Struktur IV in Abbildung 81 b zu durchgehenden Mischphasen entwickeln. Mittels der Versuchsexperimente lässt sich allerdings nicht feststellen, ob die stoffschlüssige Anbindung durch Mischphasen oder die formschlüssige durch Verklammerung eine höhere Verbundfestigkeit bewirken. Es lässt sich lediglich zeigen, dass in den Bereichen starker intermetallischer Phasenbildung wie in der Probenmitte ein gesteigertes Vorkommen von erstarrungsbedingten Hohlräumen wie in Abbildung 82 festgestellt werden kann. Durch die reduzierte Anbindung der Hohlräume folgt ein Verlust der mechanischen Festigkeit. Außerdem ist das spröde Materialverhalten der intermetallischen Phasen verglichen zu dem duktilen der Grundmaterialien kritisch zu betrachten. Insbesondere für einen dynamischen mechanischen Belastungsfall kann gegenüber eines statischen von einem schnelleren Versagen der allein stoffschlüssig angebundenen Bereiche gegenüber der zusätzlich formschlüssigen ausgegangen werden.

Somit kann mittels einer hinterschnittigen Kontur der Struktur die negative Beeinflussung der erstarrungsbedingten Hohlräume reduziert und dadurch die Verbundfestigkeit gesteigert werden. Insbesondere in den thermisch stark belasteten Bereichen in der Probenmitte kommt es zu einer starken Ausbildung der intermetallischen Phasen sowie der erstarrungsbedingten Hohlräume. Daher könnten hinterschnittige Strukturen einer entsprechend gewählten Größendimension hier besonders effektiv die Verbundfestigkeit steigern. Dabei gilt es außerdem einen Kompromiss zwischen der Anzahl an Verklammerungen sowie der Größenordnung der Strukturgeometrie zu finden. Dadurch können ausreichend mechanische Verklammerungen für einen Formschluss erzeugt werden, wobei die Oberfläche und damit die Mischphasenbildung nicht zu stark vergrößert wird.

Untersuchung These 3:

Mittels der Anzahl an Verklammerungsmöglichkeiten einer Oberflächenstrukturierung kann die Streubreite der maximal erreichten Zugshearfestigkeit beziehungsweise die Reproduzierbarkeit des Fügeprozesses beeinflusst werden.

Werden die maximal erreichten Verbundfestigkeiten der Strukturtypen I – V in Abbildung 77 miteinander verglichen, fällt die niedrige Standardabweichung des Strukturtyps II auf. Die höchste hingegen zeigt Struktur III, wobei sie vergleichbar mit denen der Strukturen I und IV ist. Die Kanalstrukturen II und III unterscheiden sich außerdem durch ihre Anzahl an Verklammerungsmöglichkeiten (siehe Tabelle 16). Die noppenartige Struktur III weist zwar eine vergrößerte Kontaktfläche, jedoch keine Hinterschneidungen auf. Dadurch kann die Aluminiumschmelze gut in die Zwischenräume der Struktur eindringen und ein entsprechend der vergrößerten Kontaktfläche erhöhter Teil thermischer Energie in das Kupfersubstrat geleitet werden. Dies hat zur Folge, dass es bedingt durch die gesteigerte Diffusion zum Ausbilden einer durchgehenden Schicht intermetallischer Phasen sowie erstarrungsbedingter Hohlräume kommt. Durch die fehlenden Hinterschneidungen ist bei der Struktur III davon auszugehen, dass die Verbundfestigkeit hauptsächlich aus der stoffschlüssigen Anbindung der Mischphasen resultiert. Wie bereits im Kapitel 5.1 beschrieben, kommt es im Druckguss zu einer inhomogenen Ausbildung der intermetallischen Phasen, wodurch die Festigkeit stark variieren kann. Es wird daher vermutet, dass die erhöhten Standardabweichungen der Strukturtypen I, III-V auf den Einfluss der unregelmäßigen Ausbildung der intermetallischen Phasen zurückgeführt werden können. Da die Mischphasenbildung sowohl in den Versuchsreihen als auch innerhalb der Angussflächen der Proben große Streuungen aufzeigen, weisen sie entsprechend hohe Schwankungen für ihr Versagensverhalten auf.

Im Gegensatz dazu verfügt Struktur II mit der Vielzahl an Verklammerungen über einen hohen formschlüssigen Anteil der Verbundfestigkeit, was durch die zuvor vorgestellten Bruchbilder (siehe Abbildung 90) gezeigt werden konnte. Wie anhand der ausgerissenen Fragmente der jeweiligen Gegenseite bei Struktur II zu sehen ist, wird die Festigkeit der Verbundproben mit Struktur II durch die Materialeigenschaften der Fügekomponenten bestimmt. Durch die laserinduzierte Oberflächenstrukturierung kommt es zu einer sehr regelmäßigen Geometriebildung, wodurch ein entsprechendes reproduzierbares Versagensverhalten bei mechanischer Belastung wie in Abbildung 77 erwartet werden kann. Wird das Versagensverhalten hingegen von inhomogenen Mischphasen bestimmt, lässt sich eine erhöhte Streuung für die Festigkeitswerte erwarten, wie sie beispielsweise für die Strukturtypen III und IV gemessen wurde. Damit lässt sich These 3 bestätigen, unter der Voraussetzung, dass die Strukturen eine entsprechende Größenordnung aufweisen, um Effekte wie in Abbildung 89 zu vermeiden.

Zwischenfazit

Die Untersuchungen angegossener Einleger mit laserinduzierter Oberflächenstrukturierung zeigt, dass die mechanische Festigkeit der Verbundproben signifikant gesteigert werden kann. Trotz der

verfahrensbedingten niedrigen Prozesstemperaturen sowie -zeiten lassen sich durch eine laserinduzierte Strukturierung der Einleger mechanisch stabile Aluminium-Kupfer Verbunde im Druckgussverfahren herstellen. Die Versuche zeigen allerdings auch, dass sich bei der Verbunderzeugung von Aluminium und Kupfer mittels Druckguss neue Herausforderungen für die Technologie ergeben. Mit der hervorragenden thermischen Leitfähigkeit des Kupferwerkstoffs resultiert ein zusätzlicher und bedeutender Einflussfaktor auf das Erstarrungsverhalten der Aluminiumschmelze sowie der Ausbildung der Verbundzone.

Elektrische Eigenschaften

Werden die Ergebnisse der Untersuchungen der Zugscherfestigkeit um die der elektrischen Leitwerte ergänzt wie in Abbildung 91, können mechanische und elektrische Eigenschaften direkt miteinander verglichen und Abhängigkeiten abgeleitet werden. So wird in Abbildung 91 deutlich, dass bei strukturierten Proben die Mittelwerte der elektrischen Leitwerte entweder inner- (II, III und IV) oder oberhalb (I und V) des Streubereichs der Referenzprobe liegen. Die signifikante Steigerung der Verbundfestigkeit bei gleichbleibender elektrischer Leitfähigkeit durch die Oberflächenstrukturierung stellt insbesondere aus industrieller Sicht ein großes Anwendungspotential für die laserinduzierte Vorbehandlung dar.

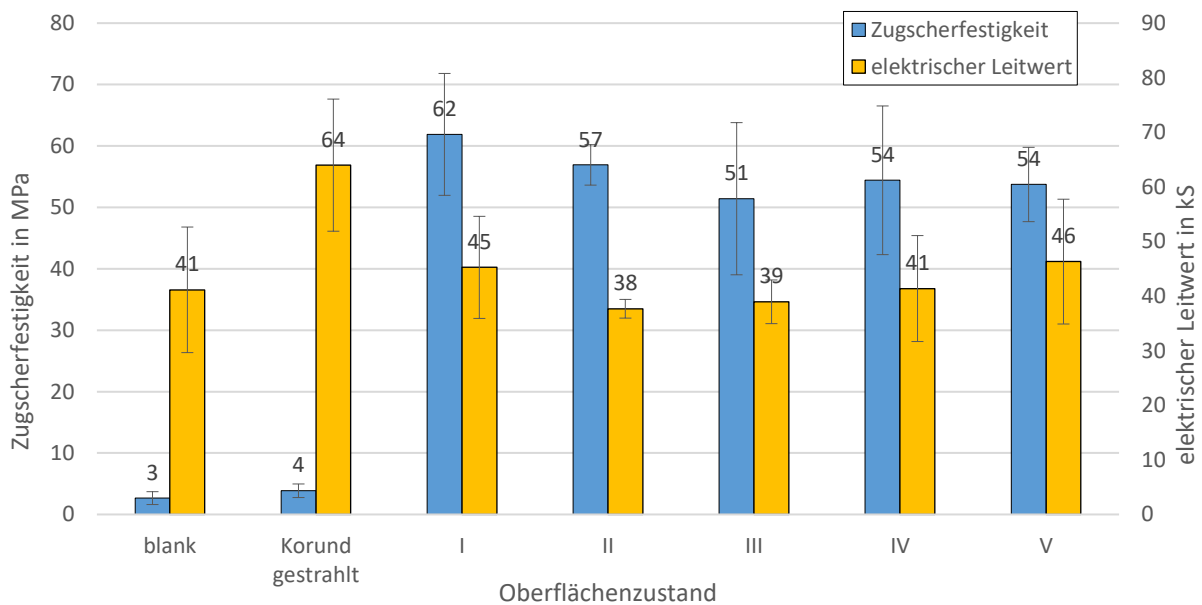


Abbildung 91: Ergebnisse der Zugscherversuche (linke Ordinate) sowie der Prüfung des elektrischen Leitwerts (rechte Ordinate) angelegter Verbundproben unterschiedlicher Oberflächenzustände

Ausschließlich die korundgestrahlten Proben zeigen höhere elektrische Leitwerte auf. Dies kann auf die zuvor erwähnte Aktivierung der Kupferoberfläche zurückgeführt werden. Es ist davon auszugehen, dass es zu geringeren Oxidschichtdicken und einer höheren Anzahl stoffschlüssiger Verbunde kommt als bei den Referenzproben. Somit weisen die korundgestrahlten Proben einen gegenüber der Referenzproben niedrigeren Verlustwiderstand auf, wodurch ein höherer elektrischer Leitwert resultiert.

Durch die Strukturierung der Oberfläche der Blecheinleger wird die Kontaktierungsfläche vergrößert, wodurch eine Verbesserung der elektrischen Eigenschaften in Form eines Anstieges des elektrischen Leitwertes zu erwarten wäre. Während für die glatten Referenzproben vergleichbar hohe elektrische Leitwerte für die strukturierten Proben erreicht werden können, zeigen die korundgestrahlten hingegen niedrigere auf. Es lässt sich daher ableiten, dass es bei den strukturierten gegenüber den gestrahlten Proben zu deutlich höheren Verlustwiderständen kommt. Die Hohlräume in der Grenzflächenschicht, welche aufgrund schlechter Infiltrations- oder Erstarrungsverhältnisse entstehenden, bewirken eine reduzierten Kontaktfläche. Dadurch kommt es zu einem zusätzlichen Einschnürungswiderstand, wodurch der elektrische Leitwert sinkt.

Werden die Grenzflächenschichten der Strukturtypen I-V auf den Schlifffbildern in Abbildung 78 mit den gemessenen Werten des elektrischen Leitwertes in Abbildung 91 verglichen, können die Abhängigkeiten bestätigt werden. Die Grenzflächenschichten mit den meisten Hohlräumen können für die Strukturtypen II und III festgestellt werden, die zugleich die niedrigsten elektrischen Leitwerte aufweisen. Hierbei scheint es für die elektrischen Eigenschaften irrelevant zu sein, ob der Verbund durch einen Stoff- oder Formschluss erreicht wird. Lediglich für die Höhe der Streuung der Messergebnisse des elektrischen Leitwertes scheint die Reproduzierbarkeit der formschlüssigen Anbindung von Struktur II vorteilhaft gegenüber Struktur III zu sein.

Es zeigt sich somit für die elektrischen Eigenschaften, dass eine Vergrößerung der möglichen Kontaktfläche wie bei der Struktur II gegenüber I sowie der Struktur III gegenüber IV kein automatischer Anstieg des elektrischen Leitwertes erreicht werden kann. Genau wie für die mechanischen Verbundeigenschaften gilt für die elektrischen eine möglichst defektfreie Grenzflächenschicht ohne Hohlräume zu realisieren.

Insgesamt wird Struktur I unter Berücksichtigung der Ergebnisse der elektrischen und mechanischen Prüfung hinsichtlich der Erzeugung eines stabilen und elektrisch gut leitfähigen Aluminium-Kupfer Verbundes am höchsten bewertet. Daher wurden die weiteren Untersuchungen ausschließlich mit dem Strukturtypen I durchgeführt. Da sich die elektrischen Leitwerte und Verbundfestigkeiten kohärent bezüglich einer guten Infiltration der Oberflächenstruktur verhalten, werden im Folgenden die mechanischen und elektrischen Eigenschaften stets gemeinsam betrachtet.

5.4.4. Reduzierung der Oxidschichtdicke der strukturierten Einleger

Wie im Kapitel 5.3 beschrieben, sinkt die elektrische Leitfähigkeit mit zunehmender Oxidschichtdicke, was sie zu einem elementaren Einflussfaktor für die elektrischen Verbundeigenschaften macht. [Iss95b] [Brau06] Dies konnte zudem im vorherigen Kapitel durch die Differenz der elektrischen Leitwerte zwischen den Korund gestrahlten und strukturierten Proben gezeigt werden. Mittels EDX-Messung lässt sich außerdem nachweisen, dass durch den Laserprozess besonders für die hierarchischen Strukturen ein Aufdicken der Oxidschicht erfolgt. Dabei beträgt der Sauerstoffanteil der hierarchischen Struktur I

7,21 wt. % und der der nicht hierarchischen Struktur V lediglich 2,04 wt. %. Durch die niedrigen räumlichen Pulsabstände sowie der hohen Fokussierung der f100 Optik kommt es bei der Scanstrategie für die Ausbildung der hierarchischen Strukturen zu einem hohen Energieeintrag sowie Schmelze- und redeponierten Materialanteil (siehe Kapitel 5.4.2). Da die laserinduzierte Oberflächenstrukturierung an Atmosphäre und nicht unter Schutzgas erfolgt, kommt es während des Prozesses aufgrund der hohen Reaktivität des Kupfermaterials zu einer verstärkten Oxidation. Dies lässt sich auf den in Abbildung 92 a bis c gezeigten REM-Aufnahmen einer gelaserten Probe mit dem Strukturtyp I erkennen. In der Schnittansicht in Abbildung 92 a wird zum einen der lagenartige Strukturaufbau durch die spezifische Scanstrategie der Laserstrukturierung (siehe Abbildung 72) deutlich.

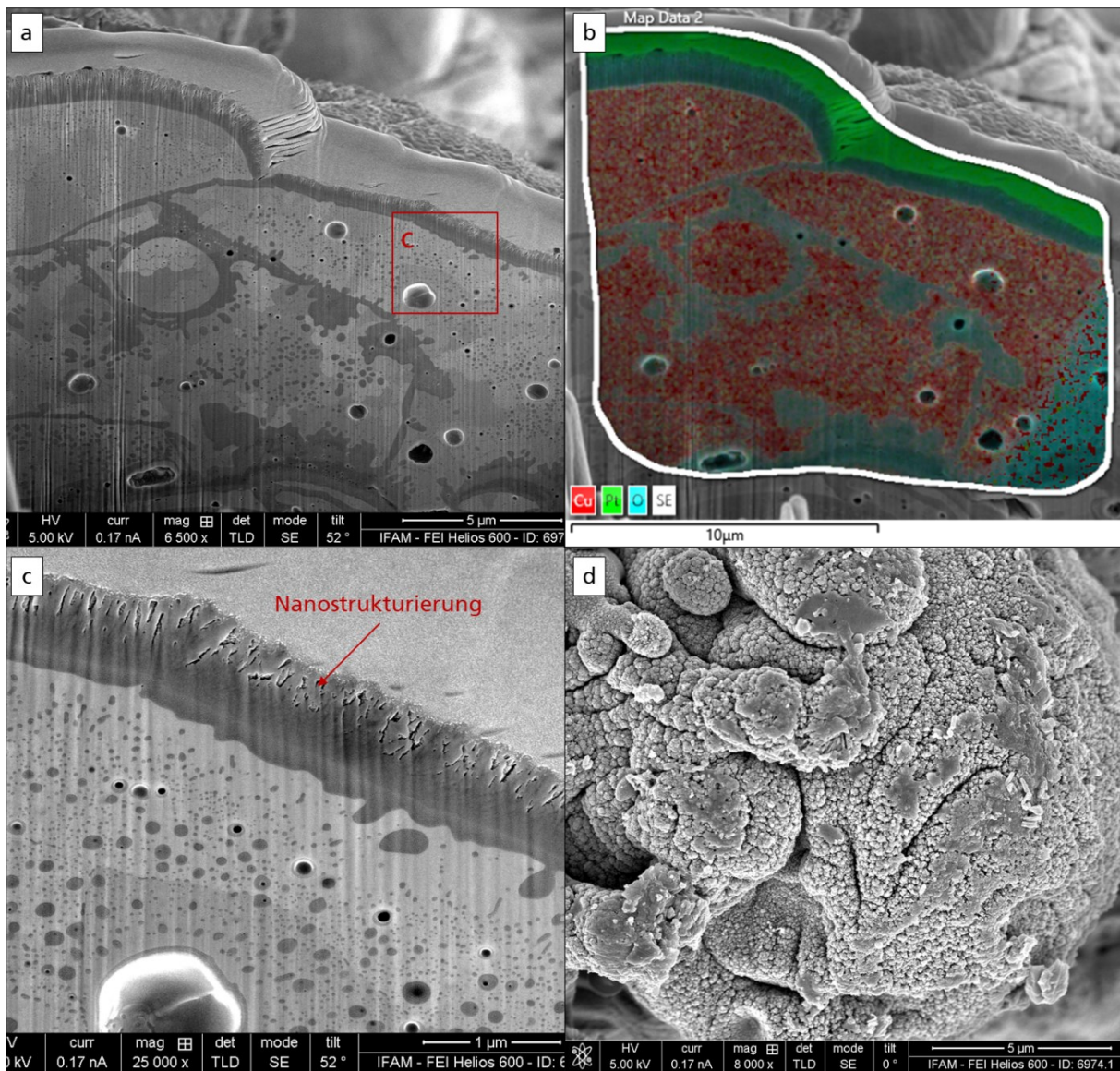


Abbildung 92: REM-Aufnahmen einer gelaserten Kupferprobe mit Struktur I jeweils in der Schnittansicht (a), mit der chemischen Zusammensetzung (b) sowie mit der charakteristischen Nanostrukturierung jeweils in der Schnittansicht (c) und Draufsicht (d)

Zum anderen lässt sich durch das EDX-Mapping in Abbildung 92 a gut der hohe eingeschlossene Sauerstoffanteil in dem Kupfermaterial erkennen. Neben dem feinverteilten eingeschlossenen Oxid

kommt es außerdem zu einer aufgedickten Oxidschicht auf den Kupferschollen der jeweiligen Lagen. In Abbildung 92 c ist ein Ausschnitt der teilweise bis zu einem Mikrometer dicken Oxidschicht im Schnitt gezeigt. Hierbei lässt sich die Änderung des anfangs zur Kupferseite hin dichten Gefüges der Oxidschicht erkennen, welches zur Oberfläche deutlich poröser wird und die charakteristische blumenkohlartige Nanostrukturierung in Abbildung 92 d ergibt. Da im Rahmen der Gießversuche die benetzungsfördernden Eigenschaften der hierarchischen Strukturen weder be- noch widerlegt werden konnten, wurden die Einleger mit einer milden Beize behandelt (siehe Kapitel 4.2.1). Durch die Reduktion der laserinduzierten Oxidschicht der Oberflächenstruktur sollen die elektrischen Leitwerte, ähnlich wie bei den korundgestrahlten gegenüber der blanken Referenzproben, gesteigert werden. In Abbildung 93 sind die REM-Aufnahmen strukturierter Oberflächen gezeigt, die jeweils nach dem Lasern wie in a nicht weiter behandelt sowie in b gebeizt wurden. Dabei lässt sich sowohl für die unbehandelte als auch gebeizte Oberfläche eine Substruktur im Nanometerbereich erkennen. Die Oberflächen in a und b unterscheiden sich allerdings bezüglich ihrer Topografie voneinander. Während die unbehandelte Oberflächenstruktur in a kompakter und feiner wirkt, erscheint die gebeizte Oberflächenstruktur in b homogener. Dies gilt ebenfalls für eine kleinere Vergrößerung, wie in Abbildung 93 c und d gezeigt. Es kann davon ausgegangen werden, dass die im Vergleich zu Abbildung 93 c deutlich homogenere Topografie der gebeizten Oberfläche in d durch das Entfernen der aufgewachsene Nanostruktur und somit Freilegen der Körner des Kupfergefüges resultiert.

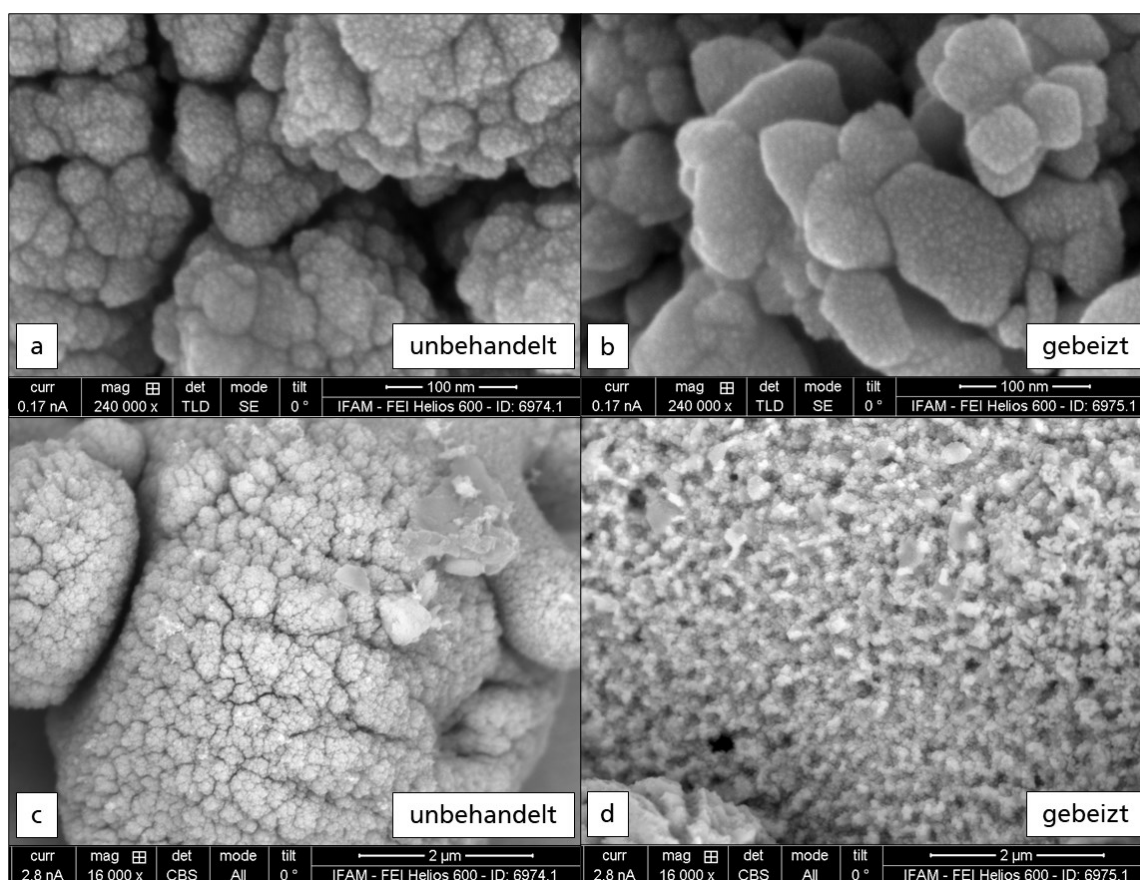


Abbildung 93: REM-Aufnahmen laserstrukturierter Oberflächen jeweils ohne (a und c) sowie mit chemischer Reinigung durch Beizen (b und d)

Mittels EDX-Messung der Oberflächen in Abbildung 93 a und b kann gezeigt werden, dass das Beizen der gelaserten Einleger eine Änderung des Sauerstoffanteil der Oberfläche von anfänglich 7,21 wt. % zu 0,80 wt. % bewirkt (siehe Tabelle 17) und die Oxidschicht somit deutlich reduziert werden kann.

Tabelle 17: Chemische Zusammensetzung der strukturierten Oberfläche ohne und mit Reinigung durch Beizen

Vorbehandlung	Kupfer [wt. %]	Sauerstoff [wt. %]	Titan	Schwefel [wt. %]	Chlor [wt. %]	Silizium [wt. %]
Unbehandelt	92,57	7,21	0,14	0,05	-	0,02
gebeizt	98,99	0,80	0,17	-	0,04	-

In Abbildung 94 ist die Schnittansicht einer unbehandelten in a und gebeizten Probe in b mit Strukturtyp I dargestellt. Auf der REM-Aufnahme wird deutlich, dass die aufliegende Oxidschicht der Kupfersegmente durch den Beizprozess abgetragen werden konnten und an den Stellen jeweils Hohlräume verbleiben.

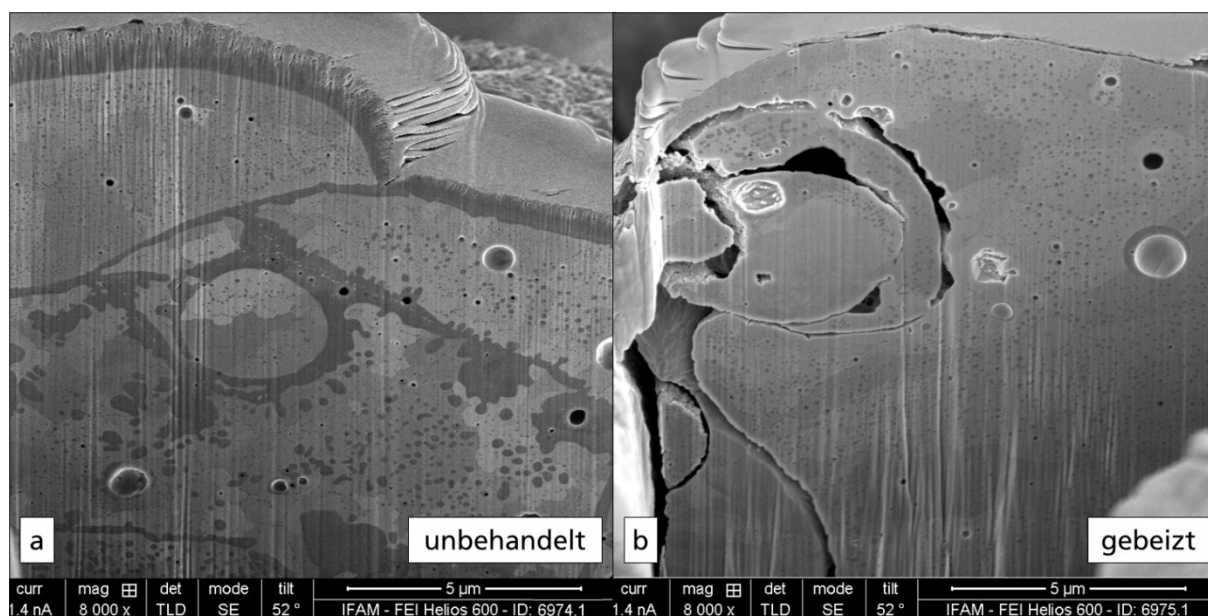


Abbildung 94: REM-Aufnahmen laserstrukturierter Kupferproben jeweils ohne (a) und mit chemischer Reinigung durch Beizen (b) in der Schnittansicht

Für die Untersuchung der Beeinflussung der Beizbehandlung auf die elektrischen Leitwerte wurden vorbehandelte Kupfereinleger mit dem Strukturtyp I angegossen und entsprechend der Versuchsergebnisse aus 5.4.3 auf die Probengeometrie der getrennten Verbundproben des vorherigen Kapitels normiert (siehe Anhang). Für die normierten gebeizten Proben ergibt sich ein elektrischer Leitwert von 48 kS, wodurch im Vergleich zu unbehandelten mit 45 kS ein geringfügiger Anstieg vermutet werden kann. Da aufgrund der begrenzten Probenanzahl lediglich der Vergleich mittels normierter Proben möglich war, können ausschließlich Einschätzungen bezüglich einer Beeinflussung der laserinduzierten Steigerung der Oxidschichtdicke beziehungsweise der Vorbehandlung mittels Beizen abgegeben werden.

5.4.5. Einfluss der Strukturierungsstrategie

Wie in Kapitel 5.4.3 gezeigt werden konnte, kommt es entlang der Grenzflächenschicht zwischen Kupfereinleger und Aluminiumschmelze zu einer inhomogenen Ausbildung, bei der es abhängig von der Position im randnahen oder mittleren Probenbereich zu einer jeweils form- beziehungsweise stoffschlüssige Anbindung kommt. Im Folgenden soll daher der Einfluss der Position der Struktur sowie der Länge auf die mechanischen und elektrischen Verbundeigenschaften untersucht werden. Für die folgenden Untersuchungen wurde ausschließlich der Strukturtyp I verwendet, wobei die Strukturierung stets entlang der vollständigen Probenbreite des Kupfereinlegers von 40 mm erfolgte. Des Weiteren werden fortan zur Vereinfachung die mechanischen und elektrischen Verbundeigenschaften grafisch jeweils zusammen aufgeführt. Dies erlaubt zudem entsprechende Abhängigkeiten zwischen der Zugscherfestigkeit und des elektrischen Leitwertes besser verdeutlichen zu können. Die Gießversuche wurden bei einer Schmelzetemperatur von 740 °C, einer Werkzeugtemperatur von 190 °C sowie einer Schließzeit der Form von 10 s durchgeführt.

In Abbildung 95 sind die jeweils untersuchten angussnahen und angussfernen Positionen der 10 mm langen Struktur auf dem angegossenen Einleger schematisch gezeigt.

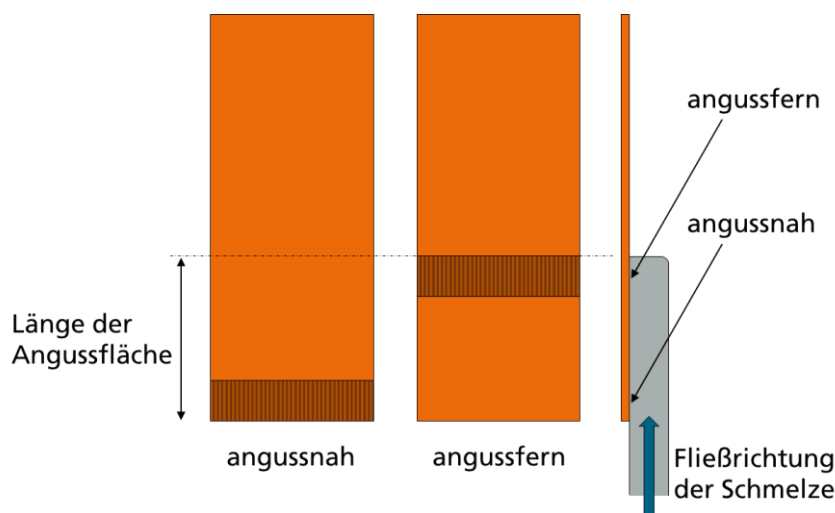


Abbildung 95: Schematische Darstellung eines angussnah sowie -fern strukturierter Kupfereinlegers

In Abbildung 96 sind die gemessenen maximalen Zugscherfestigkeiten und elektrische Leitwerte für die angussnahen und -fernen strukturierten Proben aufgeführt. Es fällt auf, dass sowohl die elektrischen als auch mechanischen Verbundeigenschaften stark von der Position der Struktur auf der Angussfläche abhängen. Durch die Änderung der Strukturposition von angussnah zu -fern wird eine signifikante Steigerung der Zugscherfestigkeit, insbesondere jedoch des elektrischen Leitwertes erreicht. Dieser wird durch die Positionsänderung mehr als verdoppelt. Zudem weichen die Ergebnisse der Verbundfestigkeit sowie des elektrischen Leitwertes in Abbildung 96 im Vergleich zu denen, die im vorherigen Kapitel für den Strukturtyp I gezeigt wurden, ab. Dies kann auf die jeweils unterschiedliche Größe der strukturierten Fläche zurückgeführt werden. An dieser Stelle sei auf Kapitel 5.4.7 verwiesen, in dem die Beeinflussung

der Größe der laserstrukturierten Fläche in Abhängigkeit der maximal erreichten Verbundfestigkeit untersucht wurde.

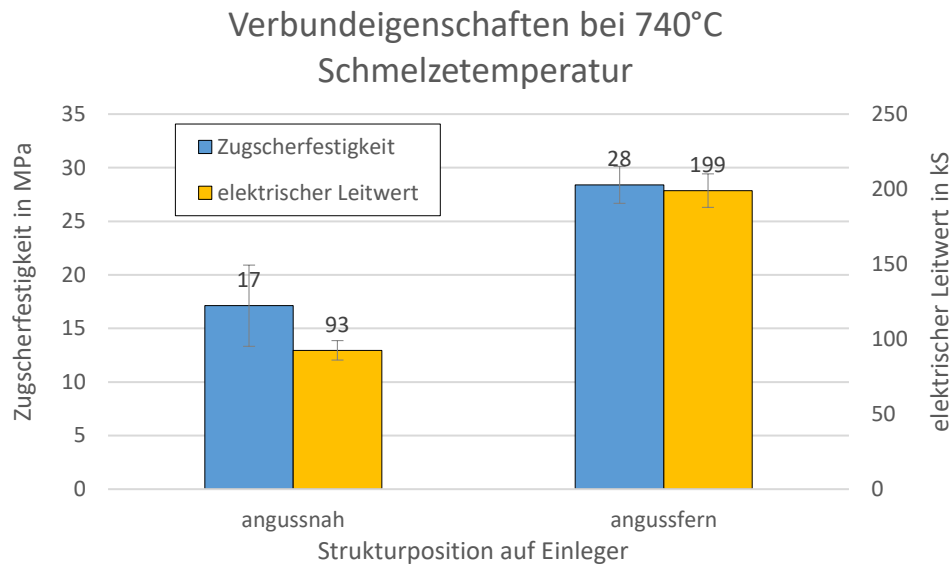


Abbildung 96: Graphische Darstellung der Abhängigkeit der Strukturlage auf die mechanischen und elektrischen Verbundeigenschaften

In Abbildung 97 sind Schliffproben angegossener Kupfereinleger gezeigt, deren strukturierte Fläche jeweils an der angussnahen in a sowie an der -fernen Position in b liegen. Dabei wird bei der Betrachtung der Mikroskopieaufnahme deutlich, dass die Oberflächenstrukturierung der angussfern angegossenen Probe deutlich besser ausgefüllt ist als die angussnahe. Dabei zeigt die angussfern im Vergleich zu der angussnah angegossenen Probe, keine schwarzen Verfärbungen, welche auf Defekte wie Risse oder Hohlräume hinweisen. Diese gehen, wie zuvor bereits beschrieben, mit einer Senkung der mechanischen Festigkeit sowie des elektrischen Leitwerts einher und könnten Ursache für die schlechteren Verbundeigenschaften sein. In Anbetracht der niedrigen Ausbildungsstärke der Defekte in der Grenzflächenschicht in Abbildung 97 a in Relation zu den Ergebnissen in Abbildung 96 scheint die hohen Diskrepanzen der gemessenen Zugscherfestigkeit und elektrischen Leitwerte zwischen angussnah und -fern strukturierten Proben jedoch nicht allein aus Rissen und Hohlräumen zu resultieren.

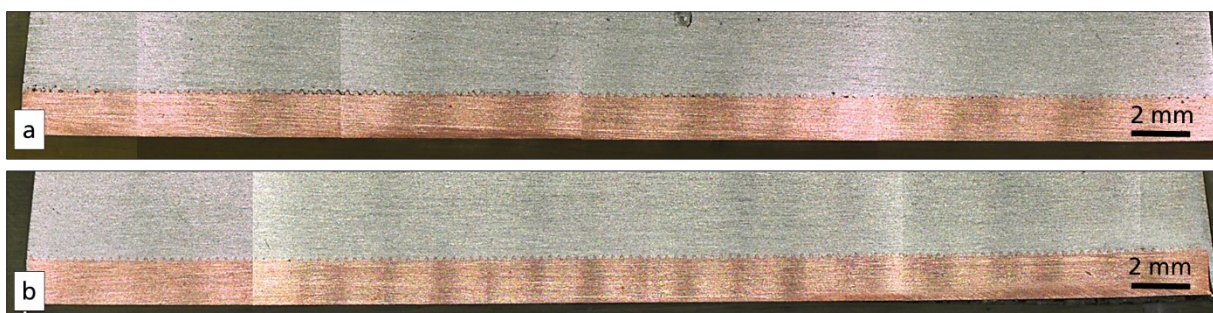


Abbildung 97: Mikroskopieaufnahmen der Schliffproben angegossener Kupferbleche mit strukturierter Oberfläche im Anfangs- (a) und Endbereich (b) der Angussfläche

Allerdings zeigt Abbildung 97 durch die jeweiligen Schlifffebenen lediglich einen Ausschnitt der Grenzflächenschichten. Daher sind ergänzend in Abbildung 98 die Bruchflächen der Proben mit einer angussnahen Struktur in a sowie einer -fernen in b gezeigt.

Im Vergleich wird deutlich, dass beide Kupferbleche die bereits bei den angegossenen Referenzproben (siehe Kapitel 5.1) beschriebenen gräulichen Verfärbungen (siehe Abbildung 98 b) beziehungsweise Ausbildung intermetallischer Phasen in den thermisch stärker belasteten Bereichen aufweisen. Dementsprechend fällt die Mischphasenbildung der angussnah strukturierten Proben in Abbildung 98 a in dem strukturierten Bereich gegenüber der angussfernen in b stärker aus. Die Bruchflächen der Kupferbleche mit der angussfern angegossenen Oberflächenstruktur hingegen weisen gegenüber der angussnahen einen höheren Anteil kupferfarbener Flächen sowie vereinzelte, durch den Kontrast gut erkennbare hell-silberne Verfärbungen auf, was eher auf ausgerissene Aluminiumsegmente schließen lässt.

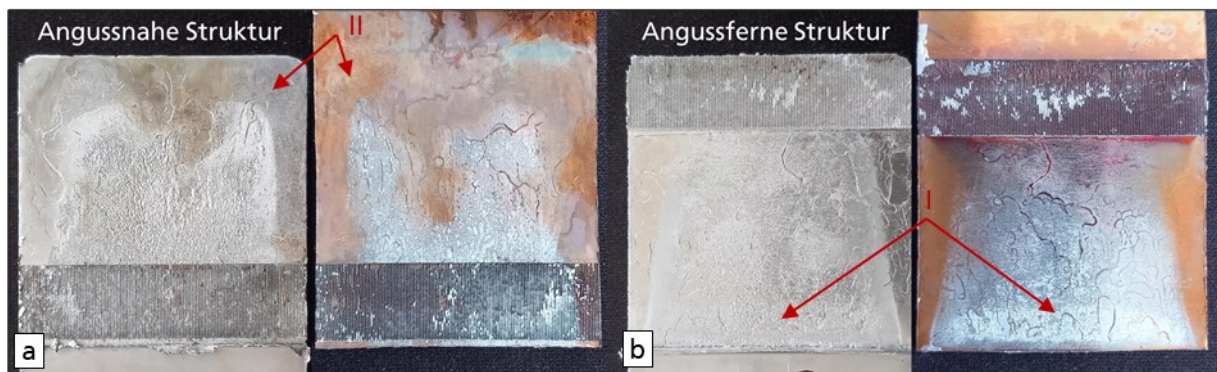


Abbildung 98: Bruchbilder angegossener Verbundproben mit strukturierter Oberfläche im vorderen in a sowie hinteren Angussbereich in b mit jeweils gekennzeichneten Bereichen stärkerer (I) sowie nicht sichtbarer Mischphasenausbildung (II)

Eine genauere Betrachtung der Bruchflächen der angegossenen Verbundproben erlauben jeweils die Abbildung 99 mit der angussnahen sowie Abbildung 100 mit der angussfernen Oberflächenstruktur. Die Bruchflächen der angussnah strukturierten Proben zeigen eine inhomogene Ausbildung entlang ihrer Angussflächen auf. Wie in der Mikroskopieaufnahme in Abbildung 99 b sind bis auf die seitlichen Ränder entlang der gesamten strukturierten Fläche der Kupfereinleger gräuliche Verfärbungen sichtbar. Die Bruchfläche der Aluminiumkomponente in Abbildung 99 a zeigt das entsprechende spiegelsymmetrische Pendant. Weiter fällt auf, dass es im linken Teil der strukturierten Aluminiumkomponente zu mehr abgerissenen Kupferstegen als im hellen rechten Bereich kommt (siehe Markierungen). Daher liegt die Vermutung nahe, dass sich die Verbundfestigkeit dieser Probe aus jeweils unterschiedlichen Anteilen stoffschlüssiger beziehungsweise formschlüssiger Anbindungen zusammensetzt.

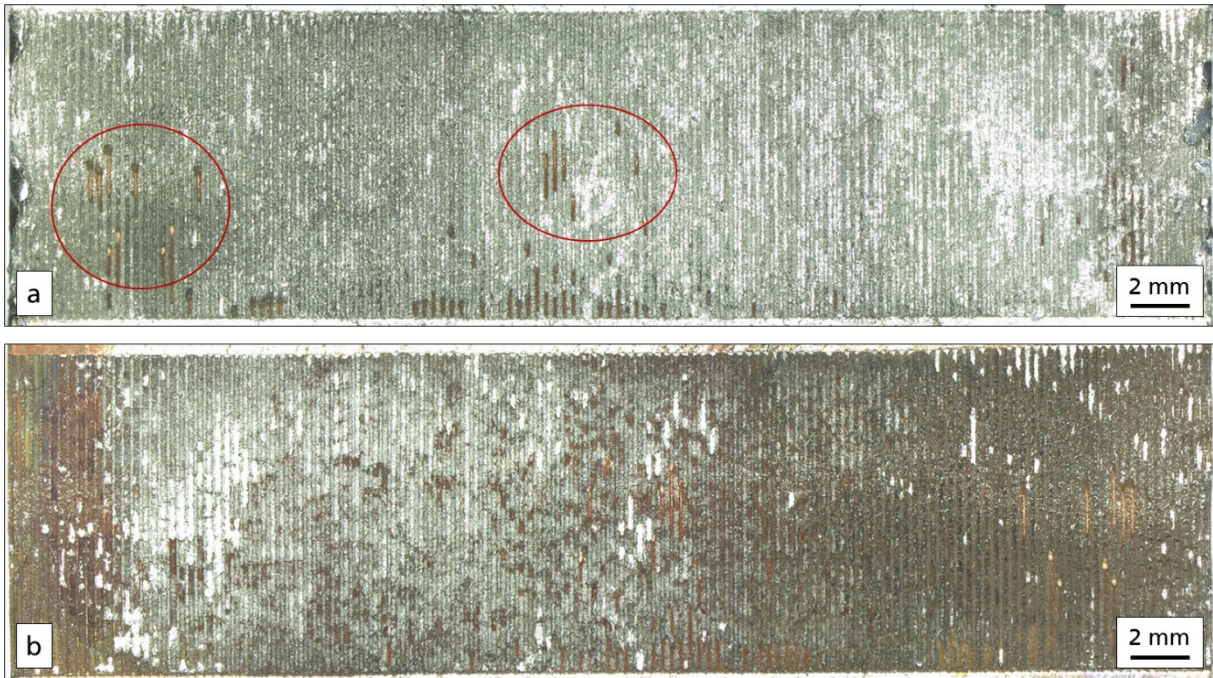


Abbildung 99: Bruchflächen angussnah strukturierter angegossener Verbundproben mit der Aluminiumseite in a sowie der Kupferseite in b

Im Gegensatz zu den angussnah strukturierten Proben zeigen die angussfernen ein eher gleichmäßiges Bruchbild auf, was in Abbildung 100 a und b gezeigt ist. Durch die hell-silbernen bis weißen Verfärbungen auf den Bruchflächen des Kupferblechs in Abbildung 100 b werden die aus der Aluminiumkomponente gerissenen Segmente deutlich. Ebenso gut sichtbar sind die dunkel erscheinenden Kupferstege in den Zwischenräumen im unteren Bereich der Bruchflächen auf der Aluminiumseite.

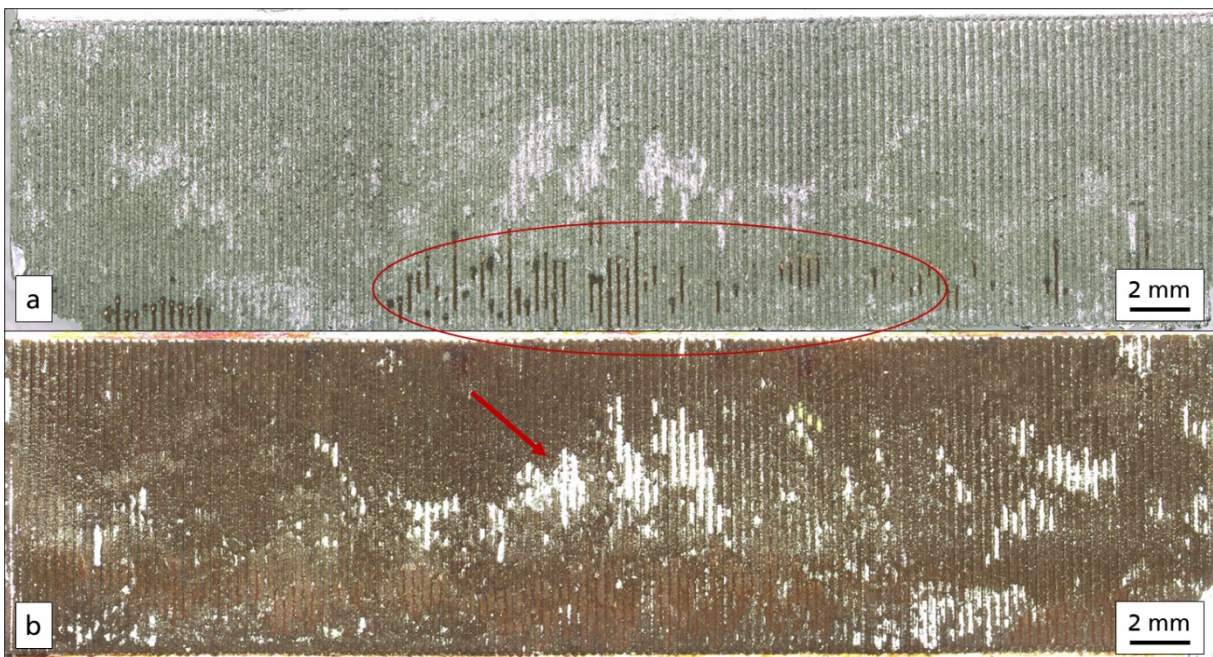


Abbildung 100: Bruchflächen angussfern strukturierter angegossener Verbundproben mit der Aluminiumseite in a sowie der Kupferseite in b

Während im Vergleich zu den angussnah strukturierten Proben ein signifikant geringerer Anteil unterschiedlich stark ausgeprägter Verfärbungen zu erkennen ist, wird das Bruchbild der angussfern strukturierten Proben durch die ausgerissenen Struktursegmente dominiert.

Auf der Mikroskopieaufnahme der Kupferseite einer angussfern strukturierten angegossenen Probe in Abbildung 101 a lässt sich dies gut erkennen. Es kommt zum vielfachen Ausreißen von Kupferstegteilen bis hin zu ganzen Clustern wie auf der Aluminiumkomponente in Abbildung 101 b und c. Auf den noch vorhandenen Stegen der Oberflächenstruktur treten zudem lediglich leichte Verfärbungen auf, die auf eine niedrige intermetallische Phasenbildung hindeuten. Aufgrund der Vielzahl an herausgebrochenen Struktursegmenten sowie dem hauptsächlichlichen Versagen der Grundmaterialien, wird davon ausgegangen, dass die Verbundfestigkeit mit hoher Wahrscheinlichkeit auf die mechanische Verklammerung der Kupfereinleger mit der infiltrierten Aluminiumschmelze zurückgeführt werden kann.

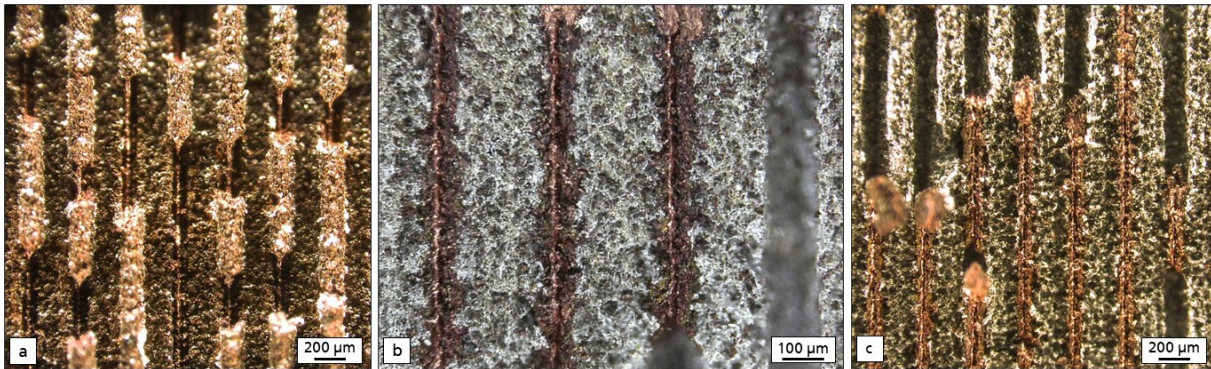


Abbildung 101: Bruchbilder von geprüften angussfern strukturierten Verbundproben mit jeweils dem Kupferblech in a sowie der Aluminiumkomponente in b und c

Der Vergleich der Bruchflächen der Aluminiumkomponenten angussnah und angussfern strukturierter Proben zeigt in Abbildung 99 beziehungsweise Abbildung 100 zwar eine ähnlich hohe Anzahl an getrennten Kupferstegen, jedoch unterscheiden sich deren Ausbildungsformen. Die Vergrößerung in Abbildung 102 b und c zeigt, dass es voraussichtlich zu einer vergleichbar guten Infiltration der Schmelze kommt, da die Oberfläche der Aluminiumkomponente eine entsprechend der Einlegerstruktur abgeformte Geometrie aufzeigt. Dies konnte zudem bereits im vorherigen Kapitel in Abbildung 88 c und d gezeigt werden. Die in b ausgerissenen Kupferstege unterscheiden sich allerdings von den angussfernen ausgerissenen Strukturstegen aus Abbildung 101 b. Anders als bei den angussfernen Strukturstegen bilden die angussnahen keine plane Oberfläche, sondern weisen Lücken (siehe Markierung) zwischen infiltriertem Aluminium und getrennten Kupfersteg auf, was für eine Bildung von Hohlräumen spricht.

Des Weiteren kommt es zu Unterschieden bei der Oberflächenstruktur der angegossenen Kupfereinleger. Wie in Abbildung 102 zu sehen kommt es entlang der Stege zum mehrfachen Brechen, was für die angussfernen Strukturen nicht beobachtet werden kann. Diese werden zwar segmentweise getrennt, jedoch treten keine Risse entlang der verbliebenden auf. Da Kupfer als duktiler Werkstoff bei

mechanischer Belastung aufgrund der hohen Bruchdehnung eher zum Fließen neigt, ist das Bruchverhalten quer zu den Stegen für angussnahe Strukturen eher untypisch. Es erinnert viel mehr an ein sprödes Materialverhalten, ähnlich wie in Abbildung 56. Aufgrund dieses Bruchverhaltens sowie der dunklen gräulichen Verfärbungen der Bruchflächen wird bei den angussnah gegenüber angussfern strukturierten Proben von einer deutlich größeren Beeinflussung in der Grenzflächenschicht durch intermetallischer Phasenbildung ausgegangen. Daher wird im Gegensatz zu den angussfernen für die angussnah strukturierten Proben von einem Verbundversagen hauptsächlich durch ein Brechen der intermetallischen Phasen ausgegangen.

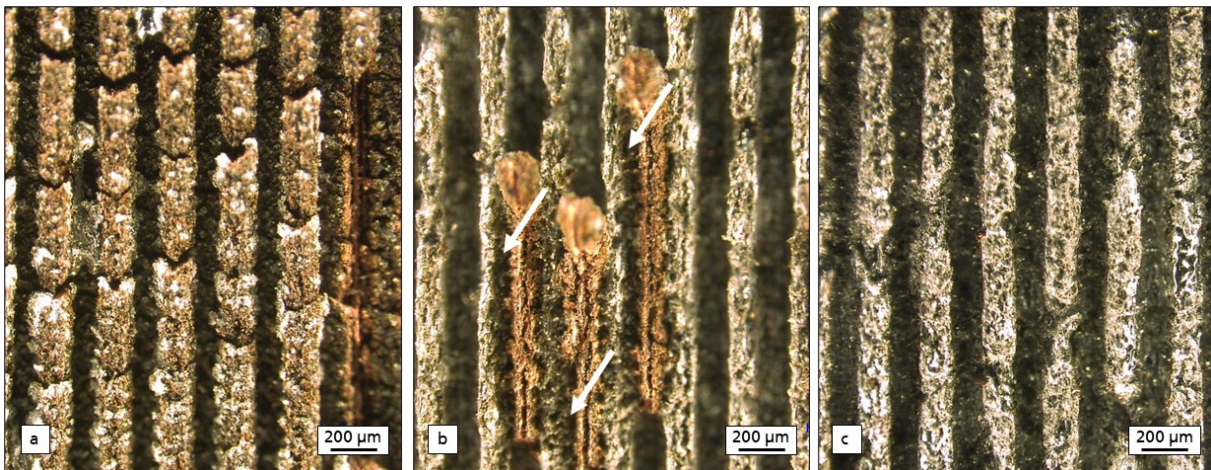


Abbildung 102: Bruchbilder von geprüften im vorderen Angussbereich strukturierten Verbundproben mit jeweils der Aluminiumkomponente in a und b sowie des Kupferblechs in c

Für eine weitere Untersuchung werden die REM-Aufnahmen in Abbildung 103 bis Abbildung 107 herangezogen. In Abbildung 103 a und b ist die Grenzflächenschicht der Verbundproben mit einer angussfernen Oberflächenstruktur exemplarisch aufgezeigt. Sie weist entlang der gesamten Schlifflänge eine gleichbleibend homogene Ausbildung auf. In der verwendeten Schliffebene tritt eine vollständige Infiltration der hinterschnittigen Struktur ohne Hohlrumbildung oder Lufteinschlüsse auf. Zudem können keine sichtbaren Ausbildungen intermetallischer Phasen festgestellt werden.

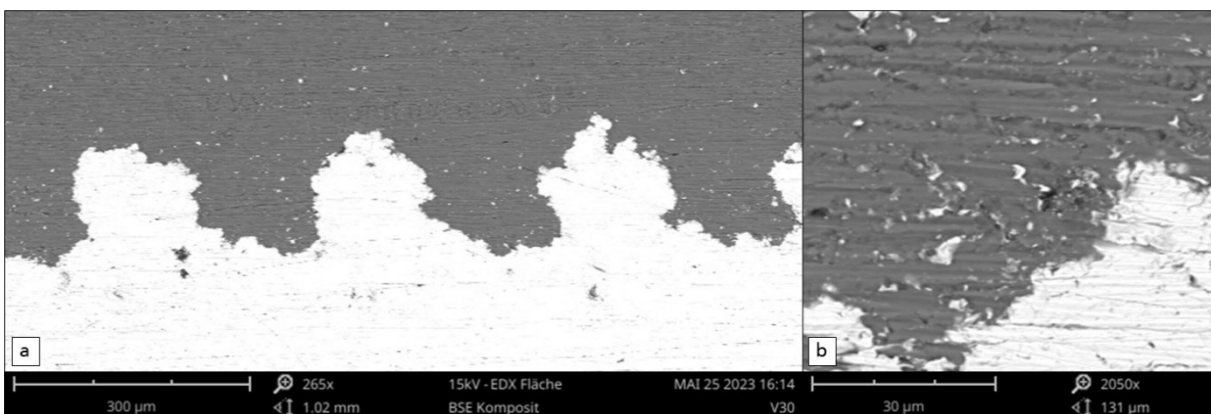


Abbildung 103: REM-Aufnahmen einer Schliffprobe einer im hinteren Angussbereich strukturierten angegossenen Probe

Im Gegensatz dazu treten bei den Proben mit angussnaher Strukturierung wie in Abbildung 104 a gezeigt bereits im Randbereichen leichte Mischphasenbildung auf den Spitzen der Stege der Kupferstruktur auf. Diese werden zur Probenmitte hin größer und durch Defekte in Form von Hohlräumen ergänzt (siehe Abbildung 104 b und c).

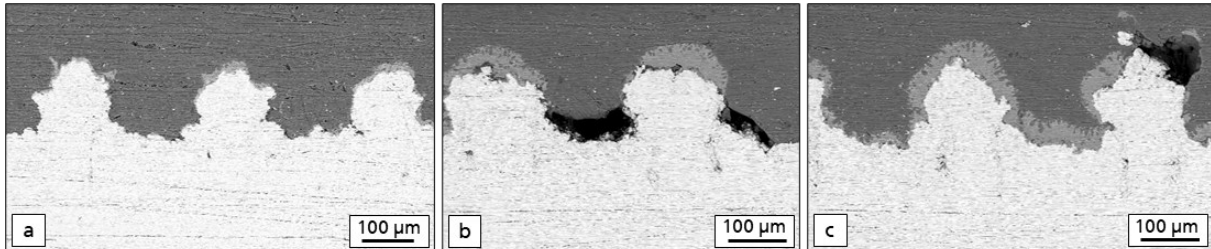


Abbildung 104: REM-Aufnahme einer Schliiffprobe einer im vorderen Angussbereich strukturierten angegossenen Probe jeweils im Randbereich in a sowie im mittleren Probenbereich in b und c

Die vermehrte Bildung von intermetallischen Phasen und damit stoffschlüssigen Verbindungen im angussnahen gegenüber dem -fernen Bereich kann durch den Temperaturgradienten erklärt werden. Wie bereits in Kapitel 5.1 aufgeführt, kommt es bei den angegossenen Verbundproben entlang ihrer Angussfläche zu einem inhomogenen Temperaturprofil. Daher ist die Wahrscheinlichkeit für die temperaturabhängige Diffusion im angussnahen Bereich höher als im angussfernen. Des Weiteren ist im angussnahen Bereich die Wahrscheinlichkeit für ein Einreißen der Oxidschicht durch die Aluminiumschmelze und einem daraus resultierenden direkten Kontakt der Metalle aufgrund der höheren Temperatur und Fließdynamik am höchsten. Um weitere Aussagen bezüglich der Fluiddynamik der Aluminiumschmelze treffen zu können, wurde die Formfüllung mittels der Simulationssoftware MAGMASOFT simuliert. In Abbildung 103 ist die Formfüllung während des Druckgussprozesses mit einer Schmelzetemperatur von 740°C und einer Formtemperatur von 190°C simulativ dargestellt. Dabei dient die Darstellung des Gussteils in Abbildung 105 als Orientierungshilfe für die Abbildung 106.

Wie in Abbildung 105 in der Vergrößerung in d zu sehen ist, verläuft der Anguss nicht über die vollständige Probenbreite. Dadurch schießt die Aluminiumschmelze, wie in Abbildung 106 im Ausschnitt a gezeigt, mit einem etwa der Größe des Angusses großem Strahlquerschnitt in die Kavität und stößt auf die Rückwand der Form. Dabei wird die Angussfläche des Kupferblechs bis auf schmale Streifen an den Einlegerseiten benetzt, was in Abbildung 103 a beziehungsweise in der Schnittansicht in b sichtbar ist. Durch den Aufprall auf die Rückwand der Kavität wird die Schmelze abrupt umgeleitet und fließt entlang der Formwand zurück in Richtung des Angusses. Wie in Abbildung 106 c sichtbar, kommt es unterhalb der Rückwand der Kavität am Ende der Angussfläche zu einem signifikanten Anstieg des Drucks.

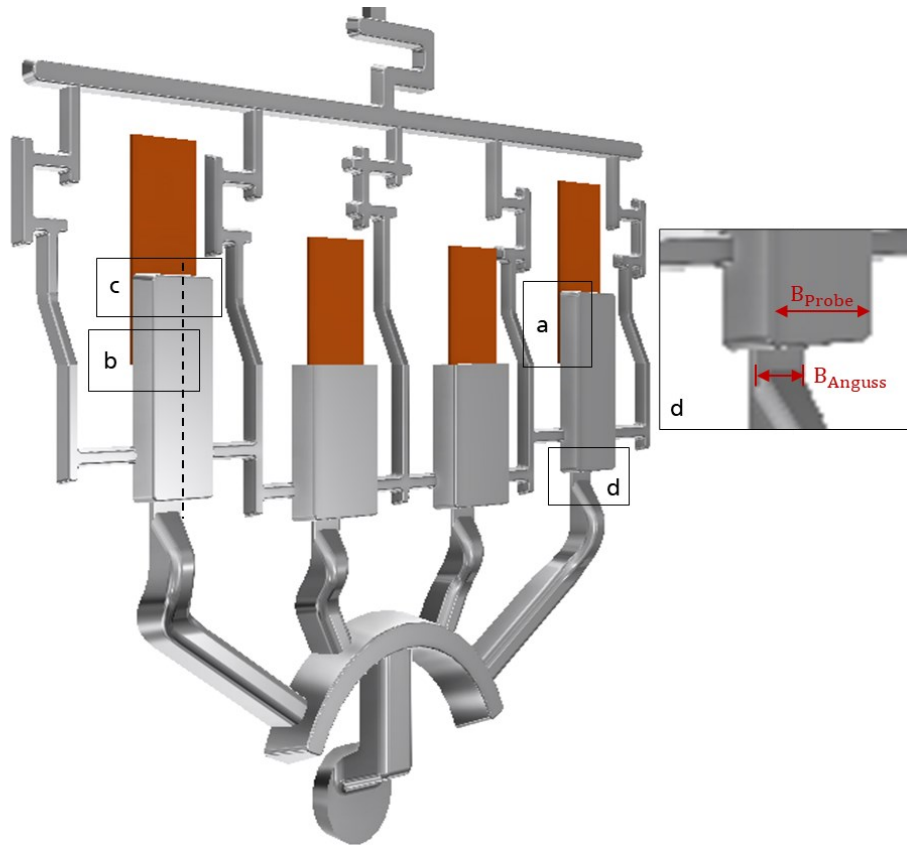


Abbildung 105: CAD-Modell des Gussteils mit der angegossenen (außen) sowie eingegossenen (innen) Probengeometrie

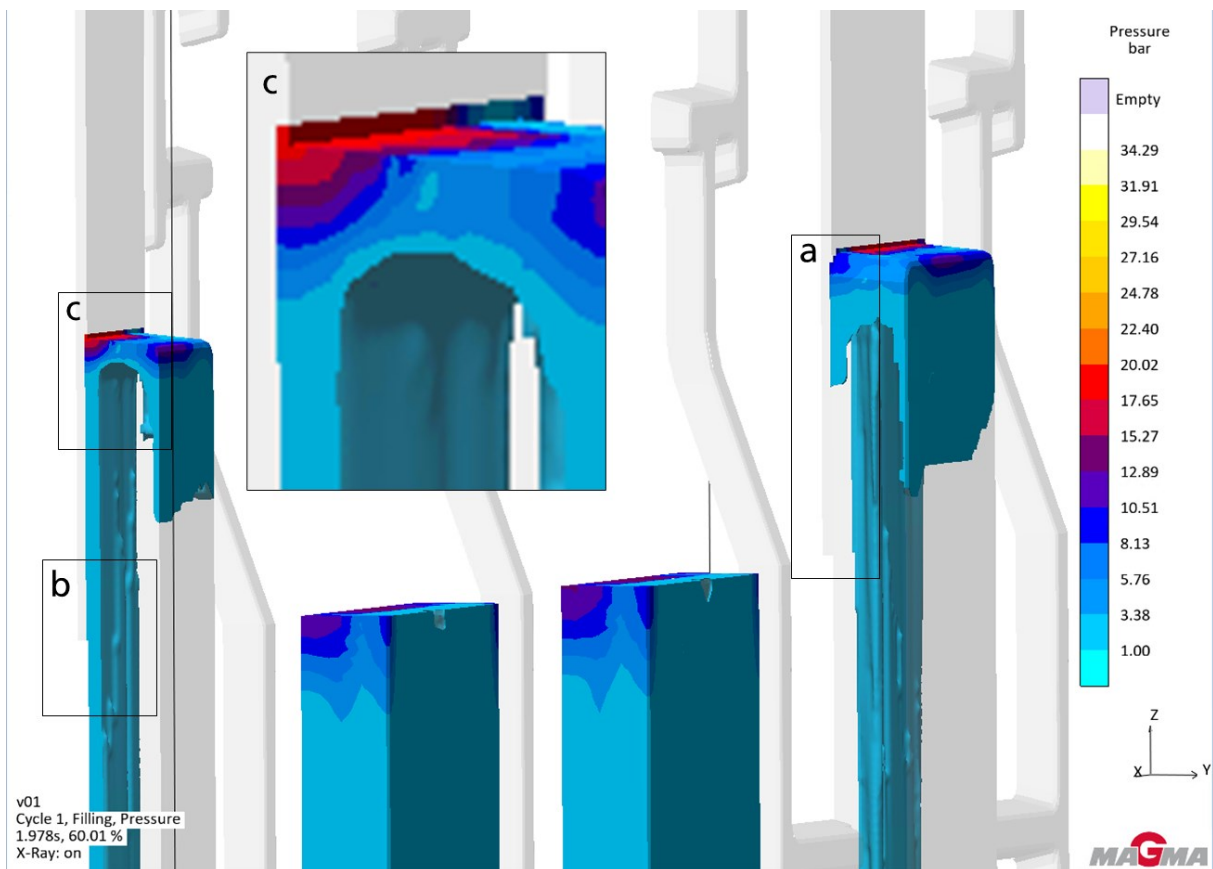


Abbildung 106: Simulation der Druckverteilung bei der Formfüllung für angegossene Verbundproben mit einer Schmelztemperatur von 740°C und Formtemperatur von 190°C

Zudem liegt hier ein besonderer strömungsmechanischer Zustand vor. Aufgrund der starken Umlenkung der Schmelze sowie der Reibung an den Formwänden treten in den Ecken der Kavität große Strömungsverluste auf. Dies hat zur Folge, dass die Schmelze kinetische Energie verliert und ihre Strömungsgeschwindigkeit sinkt. Viel wichtiger für den Infiltrationsprozess ist jedoch, dass sich in den Ecken der Kavitätsrückwand eine Art Staubereich ausbildet. Dies wiederum bewirkt vermutlich, dass die Schmelze, die zu Beginn der Formfüllung als erste unter sehr hohem Druck in diesen Bereich gepresst wird, dort verbleibt. Der restliche Anteil der Schmelze fließt fortan ähnlich eines „U’s“ weiter, bis die Kavität vollständig gefüllt ist.

Da die Kupferoberfläche in dem Staubereich an der Formrückwand im Vergleich zum angussnahen aufgrund des strömungsmechanischen Zustandes vermutlich signifikant weniger bis hin zu keinen Scherkräften weiterer fließender Schmelze ausgesetzt ist, kann davon ausgegangen werden, dass es zu deutlich weniger bis hin zu vernachlässigbar geringen Verletzungen der Oxidschichten kommt. Die verbleibende intakte Oxidschicht wirkt somit weiterhin als Trennschicht und verhindert den direkten Kontakt zwischen Aluminium und Kupfer, wodurch einer Mischphasenbildung entgegengewirkt wird. Die in dem Staubereich herrschenden fluiddynamischen Bedingungen weisen somit durch den erhöhten Druck sowie dem Ausbleiben des Aufreißen der Oxidschicht optimale Bedingungen für die Erzeugung formschlüssiger Hybridgussverbunde mittels Oberflächenstrukturen ohne nennenswerte intermetallische Phasenbildungen auf. Unter Berücksichtigung der Versuchsergebnisse der mechanischen und elektrischen Verbundeigenschaften in Abbildung 96 sowie der untersuchten Bruchbilder und REM-Aufnahmen zeigt sich, dass mit einer entsprechend positionierten Oberflächenstrukturierung gleichbleibend homogen ausgebildete Grenzflächenschichten zwischen Aluminium und Kupfer ausgebildet werden können, die sowohl eine hohe Verbundfestigkeit als auch gute elektrische Leitwerte aufzeigen.

Da in der Simulation der Formfüllung gezeigt werden konnte, dass im angussfernen deutlich höhere Drücke als im angussnahen Bereich herrschen, könnte die Vermutung naheliegen, dass die Ausbildung der Hohlräume in Abbildung 104 b und c auf schlechte Infiltrationsbedingungen zurückzuführen sind. Allerdings treten die Hohlräume in der Grenzflächenschicht der angussnah strukturierten Proben wie exemplarisch in Abbildung 107 gezeigt sowohl an den Bergen als auch an den Tälern der Struktur auf. Würden die Hohlräume aufgrund eines zu geringen Druckes oder Schmelztemperatur entstehen, wäre eine Ausbildung ausschließlich in den Strukturtälern zu erwarten. Des Weiteren entspricht zum einen die Kontur der erstarrten Aluminiumschmelze der Kontur der Oberflächenstruktur der Kupferoberfläche. Zum anderen lassen sich Ansätze von Mischphasenbildung auf den Aluminiumseiten der Hohlräume erkennen. Diese Indizien lassen einen vorherigen Kontakt der Metalle vermuten, wodurch von einer anfangs vollständigen Füllung der Oberflächenstruktur mit flüssigem Aluminium auszugehen ist. Die Hohlräume in der Grenzflächenschicht angussnaher strukturierter Proben ähneln somit stark derer, welche bei den eingegossenen Kupferblechen in Abbildung 49 beobachtet werden

konnten. Es wird davon ausgegangen, dass die Hohlrumbildung in der Grenzflächenschicht genau wie in Kapitel 5.2 aus erstarrungsbedingten Nachspeisen und Materialschumpf resultiert.

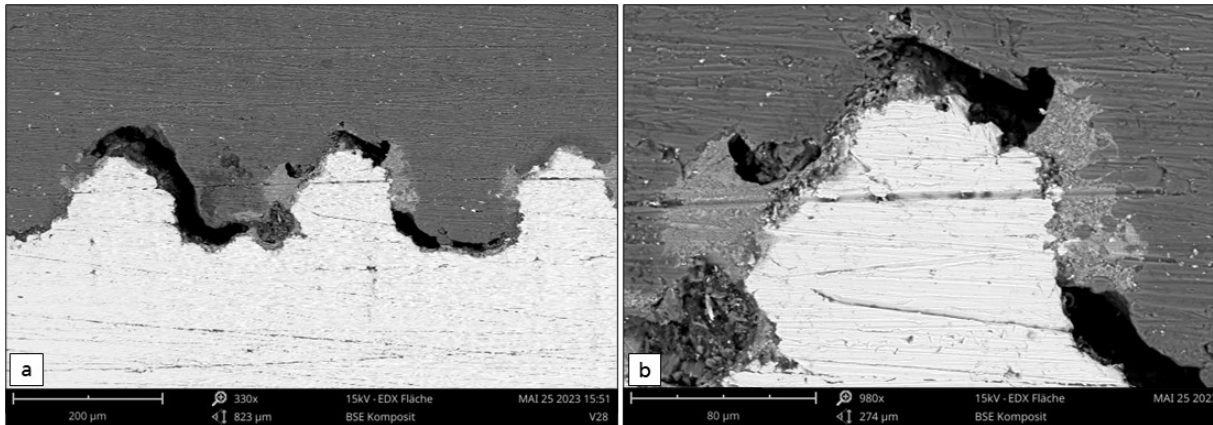


Abbildung 107: REM-Aufnahme einer Schlißprobe einer im vorderen Angussbereich strukturierten angegossenen Probe

Durch die Änderung der Angussfläche von einer glatten zur strukturierten Oberflächentopografie kommt es zu einer deutlichen Beeinflussung des Wärmestroms in der Grenzflächenschicht. [Orma20] Während bei einer glatten Oberfläche von einem eher homogenen Wärmefluss mit grader Erstarrungsfront ausgegangen werden kann, ist es zu vermuten, dass dieser für wellenartige Strukturen, wie den Strukturtyp I, jeweils abhängig von StrukturtaI und -berg aufgrund der unterschiedlichen Massenverhältnisse von Kupfer und Aluminium variiert. Durch die von StrukturtaI und -spitze abhängigen Temperaturgradienten in der Grenzflächenschicht kann von einem inhomogenen Erstarrungsvorgang ausgegangen werden, bei dem das Nachspeisen der durch den erstarrungsbedingten Materialschumpf entstehender Volumendefizite gegenüber glatten Grenzflächen deutlich erschwert wird. Dies wiederum hat zur Folge, dass in der Grenzflächenschicht Defekte in Form von Hohlräumen wie in Abbildung 107 sowie Eigenspannungen ausgebildet werden können. Um diese Vermutung zu überprüfen und ausschließen zu können, dass die Hohlräume eine Folge einer mangelhaften Strukturinfiltration sind, wird eine weitere Versuchsreihe durchgeführt, bei der die Gießtemperatur von 740 °C auf 800 °C erhöht wird.

5.4.6. Strukturinfiltration bei veränderten thermischen Bedingungen

Mit einem Temperaturanstieg der Schmelze wird die Viskosität verringert und die Fließfähigkeit verbessert, wodurch die Infiltrationsbedingungen verbessert werden sollten. [Gies23] Zudem wurde in vorherigen Arbeiten zum Aluminium-Kupfer Verbundguss von inhomogenen Grenzflächenschicht mit Defekten in Form von Hohlräumen berichtet, welche durch Verbesserung der thermischen Bedingungen in Form von einer Steigerung der Gieß-, Form oder Schmelzetemperatur reduziert beziehungsweise verhindert werden konnten. [Guan19], [Greß21], [Fu17], [Lian10] In der Abbildung 108 sind die Ergebnisse der Prüfung der Zugscherfestigkeit sowie der elektrischen Leitwerte der bei einer Schmelzetemperatur von 800 °C angegossenen Verbundproben mit einer Oberflächenstrukturierung jeweils im angussnahen sowie -fernen Bereich aufgeführt. Genau wie bei dem zuvor vorgestellten Kapitel verläuft die Oberflächenstruktur entlang der vollständigen Probenbreite und über eine Länge von 10 mm wie in Abbildung 95 gezeigt.

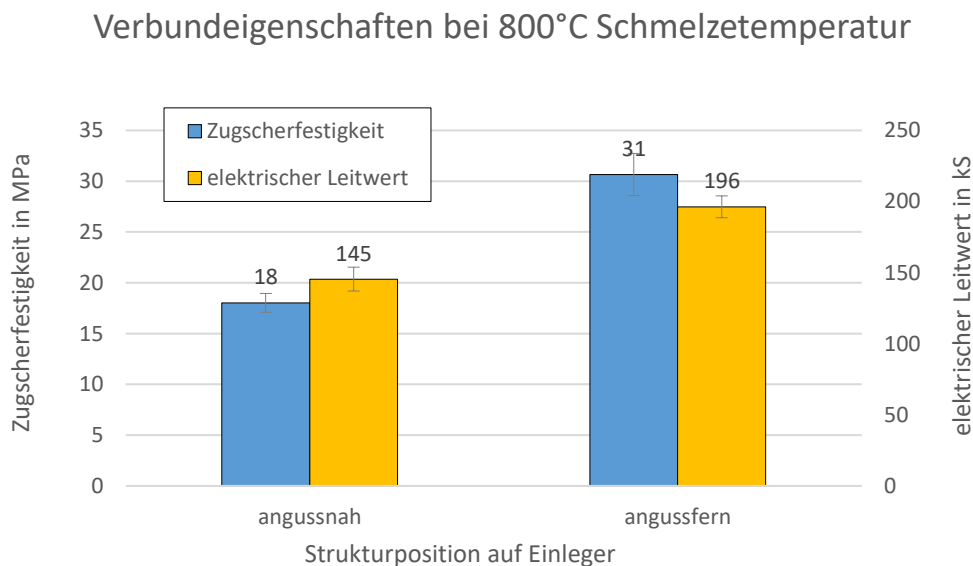


Abbildung 108: Grafische Darstellung der Abhängigkeit der Strukturlage auf die mechanischen und elektrischen Verbundeigenschaften bei einer Schmelzetemperatur von 800 °C

Die bei einer Schmelzetemperatur von 800 °C angegossenen Verbundproben erreichen, verglichen mit denen von 740 °C, geringfügig höhere, allerdings gut vergleichbare Werte für die mechanischen Festigkeiten. Die geringe Verbesserung der mechanischen Festigkeit ist dabei für die höhere Schmelzetemperatur von 800°C bei den angussfern strukturierten Proben geringfügig größer. In Abbildung 109 a und b sind die Schlitze der Verbundproben mit unterschiedlichen Strukturpositionen auf den Einlegern gezeigt. Während die angussfernen Strukturen vollständig infiltriert zu sein scheinen, treten in der Grenzflächenschicht der angussnah strukturierten Proben eine hohe Anzahl gut erkennbarer Hohlräume auf. Diese sammeln sich insbesondere in der Probenmitte an und sind in Abbildung 109 c exemplarisch vergrößert dargestellt. Werden die Aluminium- und Kupferkomponenten miteinander verglichen, fällt ihre konturnahe Abformung auf, was auf ein vorheriges Berühren der strukturierten Kupferoberfläche mit der Schmelze schließen lässt.

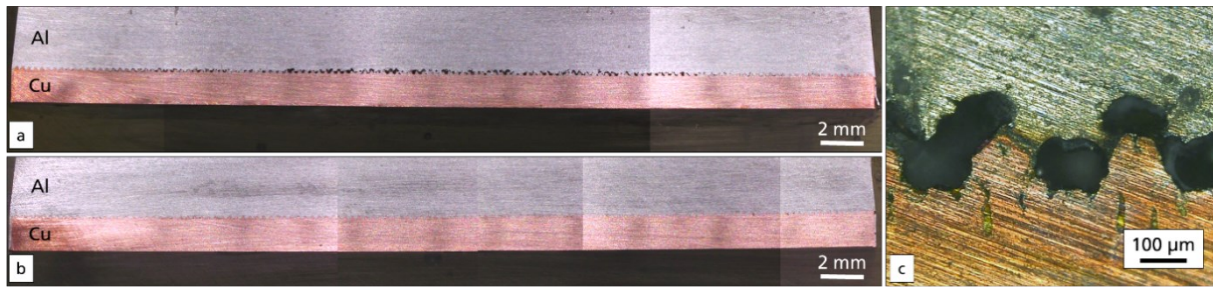


Abbildung 109: Schiffe angegossener Verbundproben mit einer Oberflächenstruktur im Anguss nahen Bereich a und Anguss fernen Bereich in b sowie eine Mikroskopieaufnahme der Hohlräume in der Grenzflächenschicht von a

Der Vergleich zwischen den angussnah strukturierten Proben in Abbildung 97 a und Abbildung 109 a zeigt deutliche Unterschiede in der Ausbildungsintensität der Hohlräume, wobei die mit einer 800°C warmen Schmelze hergestellten Verbundproben gegenüber denen mit geringerer Schmelzetemperatur von 740°C deutlich mehr und größere Defekte in der Grenzflächenschicht aufzeigen. Da trotz der verbesserten Fließfähigkeit mit der höhertemperierten Schmelze von 800°C ein deutlicher Anstieg der Hohlraumausbildung in der Grenzflächenschicht resultiert, können temperaturbedingte Infiltrationsschwierigkeiten als Ursache für die Ausbildung der Hohlräume mit hoher Wahrscheinlichkeit ausgeschlossen werden. Da die Schlibfbilder jeweils lediglich Aussagen über die zweidimensionale Schlibfebene erlauben, werden zusätzlich die Bruchbilder der angussnah und -fern strukturierten Proben mit den jeweiligen Schmelzetemperaturen verglichen.

In Abbildung 110 sind die Bruchflächen der angussnah strukturierten Proben gezeigt, welche bei einer Schmelzetemperatur von 800°C gegossen wurden. Sowohl auf der Aluminium- als auch Kupferkomponente fällt die flächige und massive Ausbildung grausilberner verfärbter Bereiche auf den Bruchflächen auf. Ausschließlich an den seitlichen Randbereichen lässt sich die ursprüngliche Oberflächenstruktur des Kupfereinlegers in Abbildung 110 b sowie die entsprechend abgeformte Aluminiumkomponente in a entdecken. Ausschließlich in diesen Zonen der Bruchflächen kommt es zu ausgerissenen Kupferstegen in der Aluminiumkomponente beziehungsweise zu Resten infiltrierten Aluminiums in den strukturierten Kanälen der Kupferbleche. Verglichen mit den angussnah strukturierten Proben, welche bei einer Schmelzetemperatur von 740°C gegossen wurden, weisen die bei einer Schmelzetemperatur von 800°C gegossenen Proben eine signifikant stärkere gräuliche Verfärbung und somit intermetallische Phasenbildung auf. Da die Diffusionsrate abhängig von der Temperatur ist, kann der signifikante Anstieg der Mischphasenbildung durch die gesteigerte Diffusionsaktivität in der Grenzflächenschicht sowie -zeit bei einer höheren Schmelzetemperatur von 800°C gegenüber von 740°C erklärt werden.



Abbildung 110: Bruchbilder einer angegossenen Verbundgussprobe mit einer Oberflächenstruktur im vorderen Angussbereich jeweils von der Aluminiumkomponente in a sowie der Kupferkomponente in b

In Abbildung 111 und Abbildung 112 sind exemplarisch REM-Aufnahmen der Grenzflächenschicht angussnah strukturierter Verbundproben gezeigt. Lediglich in den direkten Randbereichen der Verbundprobe kommt es zu keiner erkennbaren Ausbildung von Mischphasen wie Abbildung 111 a zeigt. Nur wenige Millimeter weiter hin zur Probenmitte treten bereits kleinere Ausbildungen von Hohlräumen und intermetallischen Phasen auf, was in Abbildung 111 b und c sichtbar ist. Die bereits in den Bruchflächen erkennbare lokal abhängige Ausbildungsform wird somit ebenfalls in der Analyse der Schlifffbilder deutlich.

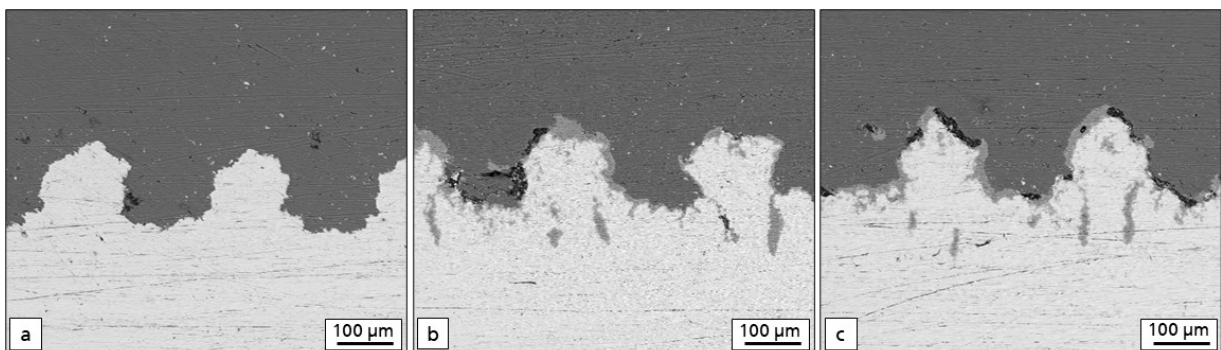


Abbildung 111: REM-Aufnahmen der Grenzflächenschicht im unmittelbaren (a) sowie nahen Randbereich (b und c) einer angegossenen Verbundgussprobe mit einer Oberflächenstruktur im Angussbereich

Sowohl die Breite der Hohlräume (Abbildung 112 a) als auch die des intermetallischen Phasensaumes (Abbildung 112 b) wachsen im mittleren Bereich der Grenzflächenschicht stark an. Die Höhe der Hohlräume erreichen Werte von teilweise über 100 µm. Die Geometrie der wellenartigen Kontur des intermetallischen Phasensaums auf den REM-Aufnahmen in Abbildung 112 demonstriert zudem den zuvor beschriebenen veränderten Verlauf des Wärmestromes zwischen glatter und strukturierter Blechoberfläche. Dieser scheint im Vergleich zu dem bei Proben, die bei niedrigerer

Schmelzetemperatur von 740°C gegenüber 800°C gegossen wurden aufgrund der geringeren Saumdicke niedriger zu sein und das zuvor vermutete geringere Diffusionsvorkommen zu bestätigen.

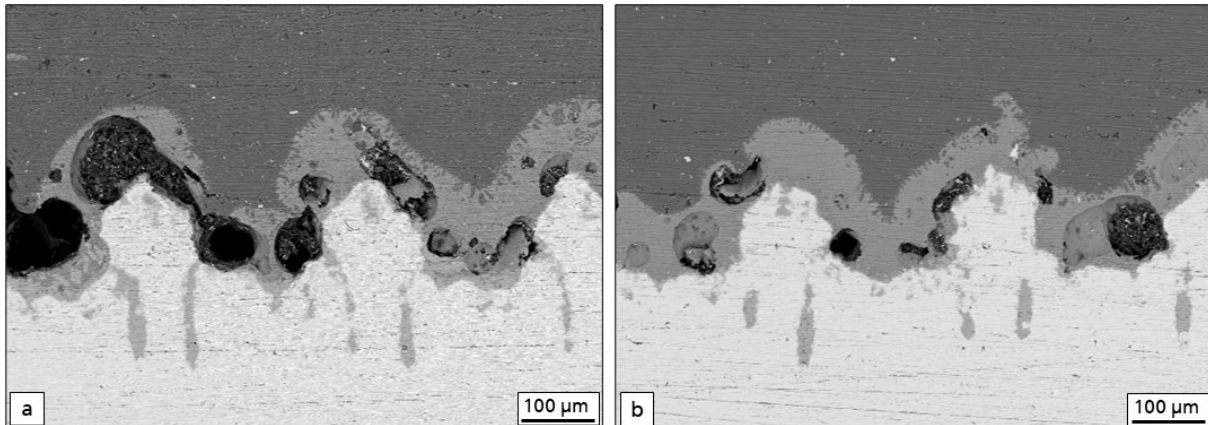


Abbildung 112: REM-Aufnahmen der Grenzflächenschicht einer angegossenen Verbundgussprobe (mittlerer Probenbereich) mit einer Oberflächenstrukturierung im vorderen Angussbereich

Abbildung 113 zeigt die Bruchflächen einer angegossenen Verbundprobe deren Oberflächenstruktur im angussfernen Bereich liegt. Genau wie bei den Proben mit Oberflächenstruktur im angussnahen Bereich, lässt sich bei den mit einer Schmelzetemperatur von 800°C im Vergleich zu den bei 740°C gegossenen Proben eine stärkere Ausbildung gräulicher Verfärbungen beobachten und eine verstärkte Diffusionsaktivität ableiten. Es treten ebenfalls wie bei Abbildung 110 im mittleren Bereich der Struktur gräulichen Verfärbungen auf, allerdings lediglich bis zu einer Höhe von etwa 7 mm (gemessen von der oberen Kante) und mit einer bogenförmigen Kontur. Im restlichen unteren Bereich sowie entlang des Randes kommt es zu weiteren sowohl leicht gräulich als auch kupferfarbenen Verfärbungen wie in Abbildung 113 c vergrößert dargestellt.

Die leicht verfärbten Stege der Blecheinlegerstruktur in Abbildung 113 c zeigen ein Brechen quer ihrer Länge, genau wie bei den bei 740 °C warmen angegossenen Proben mit den Oberflächenstrukturen im angussnahen Bereich in Abbildung 102 c. Relativ mittig verläuft ein circa 1 - 2 mm breiter Saum bestehend aus ausgerissenen Stegen wie in Abbildung 113 d gezeigt. Es ist zu erkennen, dass an den Stellen, an denen sich zuvor die Stege der Oberflächenstruktur der Kupferbleche befanden, schmale Streifen verlaufen. Sie setzen sich mit einem hellen Kupferfarbton deutlich von den umrahmenden verbleibenden Strukturtälern ab. Die Strukturtäler weisen hingegen matte Verfärbungen mit sowohl leicht gräulich als auch kupferfarbenen Anteilen auf. Dies spricht dafür, dass der erzeugte Verbund eine so hohe Festigkeit aufweist, dass sowohl der aus Mischphasen gebildete Stoffschluss als auch die Stege aus dem Kupfer Grundmaterial des Einlegerbleches versagt haben. Die in Abbildung 113 a gezeigte Bruchfläche der Aluminiumkomponente verdeutlicht dies durch die Vielzahl an gut erkennbaren herausgerissenen Kupferstegen deutlich. Dieses wie in Abbildung 113 gezeigte teilweise flächige Versagensverhalten erklärt mitunter die hohen erreichten mechanischen Verbundfestigkeiten in Abbildung 108. In Abbildung 113 gegenüber Abbildung 100 können die unterschiedlich starken Wechselwirkungen zwischen formschlüssigen und durch Mischphasen verursachten stoffschlüssigen

Anbindungen durch die höhere Gießtemperatur deutlich erkannt werden. Die Abweichung bestärkt zudem die im vorherigen Unterkapitel aufgestellte Vermutung, dass in den Bereichen mit Reibungsverlusten der Schmelzeströmung das Aufreißen der Oxidschicht durch die Aluminiumschmelze signifikant gehemmt wird.

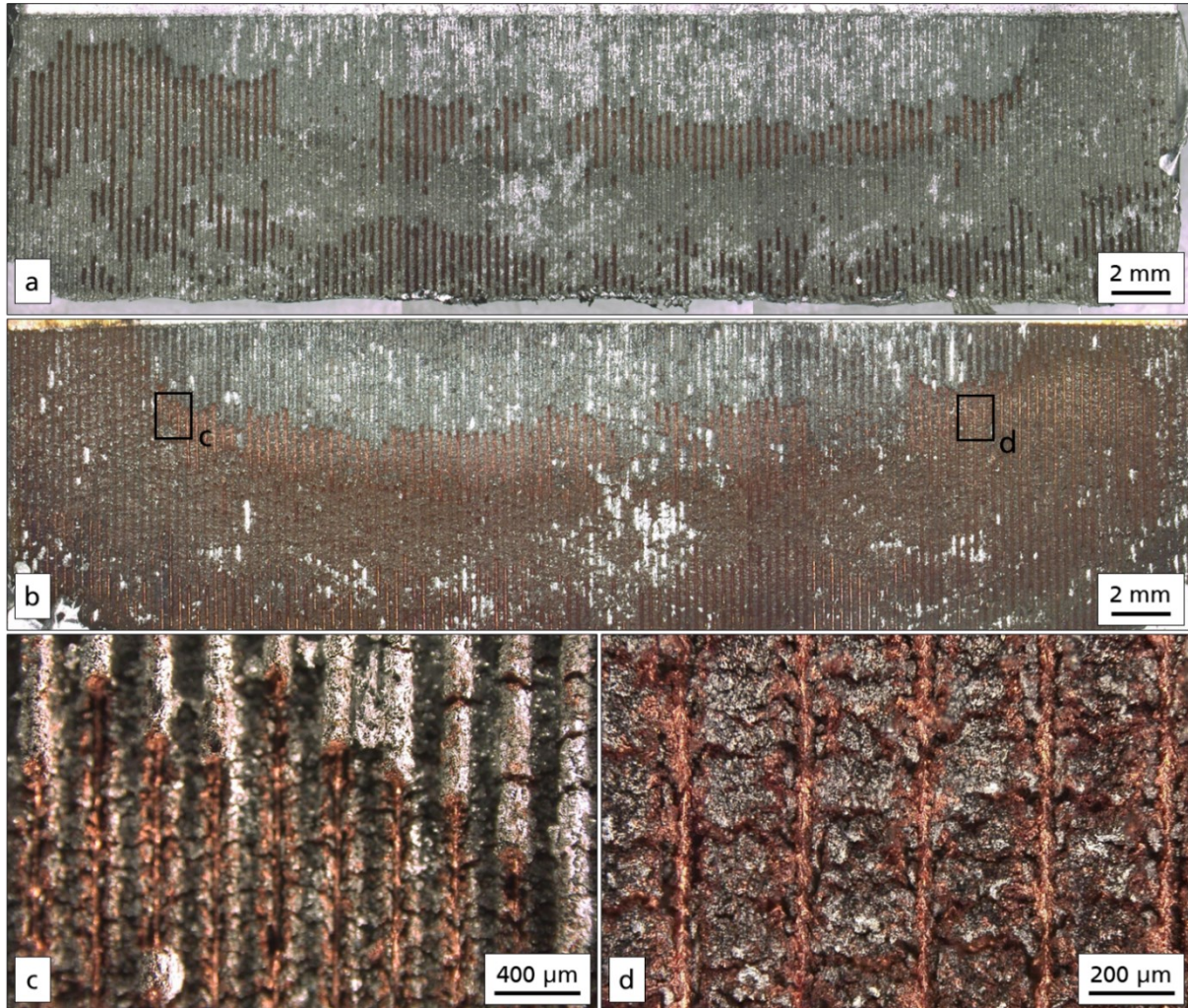


Abbildung 113: Bruchbilder einer angegossenen Verbundgussprobe mit einer Oberflächenstruktur im hinteren Bereich jeweils von der Aluminiumkomponente in a sowie der Kupferkomponente in b

Die REM-Aufnahmen der Grenzflächenschicht einer Verbundprobe, welche die Oberflächenstruktur im angussfernen Bereich aufzeigt, ist exemplarisch in Abbildung 114 gezeigt. Sie weist, ähnlich wie die Schliffe der angussfern strukturierten Proben, welche bei einer Schmelztemperatur von 740°C gegossen wurden, keine Bildung von Mischphasen auf. Lediglich kleinere Hohlräume treten vereinzelt in der sonst durchgehend homogenen Grenzflächenschicht auf. Es sei allerdings darauf hingewiesen, dass die Schliffe stets bei einer Höhe von 5 mm angefertigt wurden (siehe Kapitel 4.2.2), wodurch sich die Schnittebene im mittleren Bereich der strukturierten Fläche befindet. Wie in Abbildung 113 a und b erkennbar, liegt diese Ebene in dem „toten Bereich“. Es kann davon ausgegangen werden, dass Schliffe mit einer um wenige Millimeter versetzten Ebene mit hoher Wahrscheinlichkeit eine ähnliche

Ausbildung intermetallischer Phasen aufzeigen würden wie in Abbildung 107 oder Abbildung 112 gezeigt.

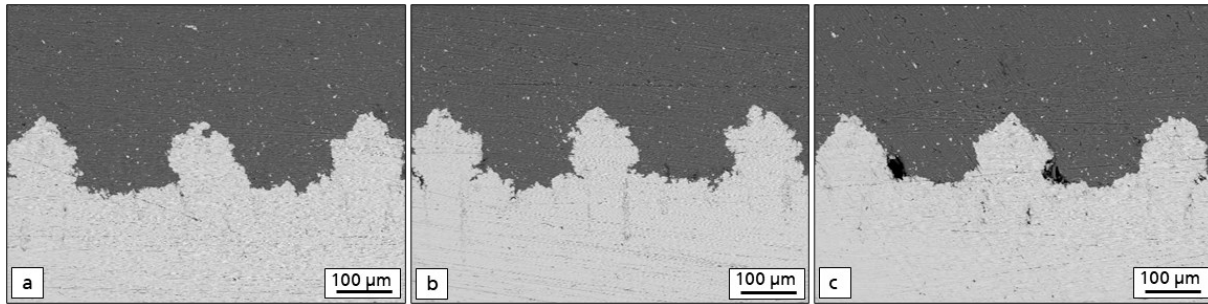


Abbildung 114: REM-Aufnahmen der Grenzflächenschicht einer angegossenen Verbundprobe mit einer Oberflächenstrukturierung im hinteren Angussbereich

Elektrische Eigenschaften

Anders als die mechanischen Verbundeigenschaften bewirkt eine Änderung der Schmelzetemperatur von 740°C auf 800°C für die angegossenen Proben im angussnahen Bereich eine signifikante Beeinflussung des elektrischen Leitwertes. Mit einer Temperaturerhöhung von 60°C kann der elektrische Leitwert um circa 50 % gesteigert werden. Dieser große Zuwachs wirkt unter Berücksichtigung der hohen Anzahl an Hohlräumen in Abbildung 109 a und c zunächst irritierend. In Kapitel 5.3 konnte jedoch bereits gezeigt werden, dass die in der Grenzflächenschicht vorkommenden elektrischen Verlustwiderstände mit hoher Wahrscheinlichkeit den elektrischen Leitwert der Verbundproben unterschiedlich stark beeinflussen. So üben Hohlräume mit ihrer reduzierten Kontaktfläche auf den elektrischen Leitwert einen vermutlich kleineren Einfluss aus als oxidische Fremdschichten. Es ist anzunehmen, dass der durch die Temperaturerhöhung der Schmelze bedingte signifikante Anstieg der stoffschlüssigen Anbindungen den elektrischen Gesamtwiderstand der Verbundproben so stark reduziert, dass der durch die gesteigerte Hohlraumanzahl verursachte Verlustwiderstand in Relation zum Gesamtwiderstand einen so geringen Einfluss ausübt, dass dieser vernachlässigt werden kann.

Somit kann gesagt werden, dass die Erhöhung der Schmelzetemperatur mit den im Rahmen dieser Arbeit verwendeten Parametern eine Steigerung der Diffusionsaktivität in der Grenzflächenschicht bewirkt, wodurch eine signifikant größere Mischphasenbildung stattfinden kann. Für die elektrischen Verbundeigenschaften bedeutet dies, dass die bedingt durch die Änderung der Schmelzetemperatur geänderte Ausprägung der intermetallischen Phasenbildung eine Verschiebung des Verhältnisses der Verlustwiderstände aus Enge- und Fremdschichtwiderstand bewirkt. Für das Gefüge in der Grenzflächenschicht bewirkt dies wiederum, dass die Reaktion zwischen Aluminium und Kupfer für höhere Schmelzetemperaturen entsprechend stärker ausfallen. Dadurch wird die Ausbildung von Defekten in Form von Hohlräumen verstärkt und nicht wie bei andern Gießverfahren, wie in der Literatur ([Guan19], [Greß21], [Fu17], [Lian10]) angegeben, reduziert. Dies bedeutet zum einen, dass die Hohlraumbildung in der Grenzflächenschicht druckgusstechnisch gefertigter Proben nicht auf ein schlechtes Fließ- oder Infiltrationsvermögen der Schmelze, sondern eher auf Diffusions- sowie

Erstarrungsvorgänge zurückgeführt werden kann. Die Versuche zeigen, dass sowohl bei Schmelzetemperaturen von 740°C als auch 800°C im angussfernen gegenüber -nahen Bereich signifikant bessere mechanische Festigkeiten sowie elektrische Leitwerte erreicht werden, was den elementaren Einfluss der Position der Oberflächenstruktur auf den Einlegern auf die Verbundeigenschaften verdeutlicht.

Zwischenfazit

Mittels der vorgestellten Versuchsergebnisse konnte gezeigt werden, dass es zwischen Einleger und Schmelze, wie exemplarisch in Abbildung 115 mittig gezeigt, zu unterschiedlichen Ausbildungen der Grenzflächenschicht entlang der Angussfläche kommt. Während im Randbereich der Angussfläche kaum Wechselwirkungen auftreten, kommt es im restlichen zur Bildung intermetallischer Phasen. Insgesamt kann diese Verteilung der lokal abhängigen Ausbildung der Grenzflächenschicht für sämtliche untersuchte Verbundproben unabhängig von den verwendeten Gießparametern beobachtet werden. Entsprechend lässt sich für die verwendete Probengeometrie sowie Druckgussform die Angussfläche in verschiedene Ausbildungszonen, wie schematisch in Abbildung 115 links dargestellt, einteilen. Während die Verteilung der Ausbildungszonen I-III auch für veränderte Gießparameter konstant bleibt, hängt die Intensität der Mischphasen- I sowie Hohlraumbildung III stark von der Temperatur der Schmelze ab. Dabei steigt mit zunehmender Schmelzetemperatur vor allem die Wahrscheinlichkeit für die Ausbildung flächiger Hohlräume entlang der Grenzflächenschicht (siehe Pfeil Abbildung 115 mittig).

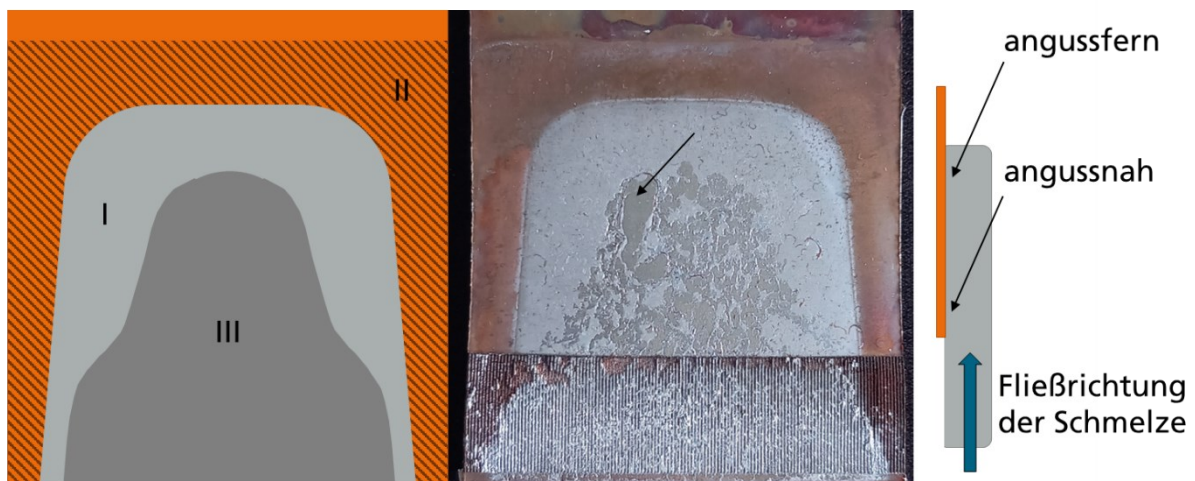


Abbildung 115: Schematische Darstellung der Angussfläche mit den verschiedenen Ausbildungszonen der Grenzflächenschicht (links) sowie die Bruchfläche einer angegossenen Verbundprobe mit entsprechenden sichtbaren Wechselwirkungen (mittig)

Um möglichst hohe Verbundfestigkeiten sowie elektrische Leitfähigkeiten erreichen zu können, ist es daher notwendig, dass die lokal abhängigen Zonen I-III bei der Strukturierungsstrategie der Einleger berücksichtigt werden. Für einen formschlüssigen Verbund eignet sich der gesamte schraffierte und mit II gekennzeichnete Bereich, da hier eine Trennung durch Oxidschicht zwischen Aluminium und Kupfer erwartet und somit das vollständige Potential der Oberflächenstruktur genutzt werden kann. Im Bereich I kommt es bereits zu Mischphasenbildung, welche schlechtere Verbundbedingungen verglichen zu II

darstellen, jedoch noch zu verbesserten Verbundeigenschaften führen kann. In diesem Bereich gilt es eine entsprechende Größendimension sowie Strukturgeometrie mit Hinterschnitt zu verwenden, wodurch sprödes Materialverhalten der Mischphasen kompensiert werden kann. Der Bereich III wird hingegen aufgrund der hohen Wahrscheinlichkeit zur Ausbildung erstarrungsbedingter Hohlräume als kritisch und nur bedingt geeignet eingestuft. Mittels Anpassung der Struktur oder entsprechender werkzeugtechnischer Kühlung relevanter Bereiche wäre jedoch auch dieser Bereich für eine formschlüssige Anbindung als nutzbar einzuschätzen.

5.4.7. Beeinflussung der Verbundeigenschaften bei veränderter Strukturfläche

Neben der Strukturpositionierung wurde außerdem die Beeinflussung der Größe der strukturierten Fläche auf die mechanischen und elektrischen Verbundeigenschaften untersucht. Hierfür wurden, wie in Abbildung 116 gezeigt, Kupfereinleger mit variierend großer Strukturfläche von jeweils 200 mm², 400 mm² und 600 mm² angegossen. Wie im vorherigen Kapitel beschrieben, ist die festigkeitssteigernde Wirkung einer Oberflächenstruktur lokal abhängig und am angussfernen Bereich größer als am angussnahen. Da die Untersuchung der Strukturposition und -größe innerhalb derselben Gießkampagne stattfanden, war dieser Effekt zum Zeitpunkt der Probenerzeugung noch unbekannt. Daher wurde die Fläche der Oberflächenstrukturierung auf den Einlegern nicht entlang der Ausbildungszone mit Formschluss (siehe Abbildung 115 schraffierte Fläche II), sondern entlang der gesamten Angussfläche variiert. Somit weist die Probe mit einer Strukturfläche von 600 mm² unter anderem Anteile im angussfernen Bereich auf (siehe Abbildung 116). Die Ergebnisse der Messung der Zugscherfestigkeit sowie der elektrische Leitwert sind in Abbildung 117 aufgeführt, wobei die Probe mit einer strukturierten Fläche von 600 mm² zusätzlich um normierte Werte ergänzt wurde. Die normierten Werte berücksichtigen die Beeinflussung der Position am angussfernen Bereich, indem der positionsbedingte Festigkeitszuwachs von 13 MPa beziehungsweise die elektrische Leitwerterhöhung von 51 kS für von den gemessenen Größen subtrahiert wurden.

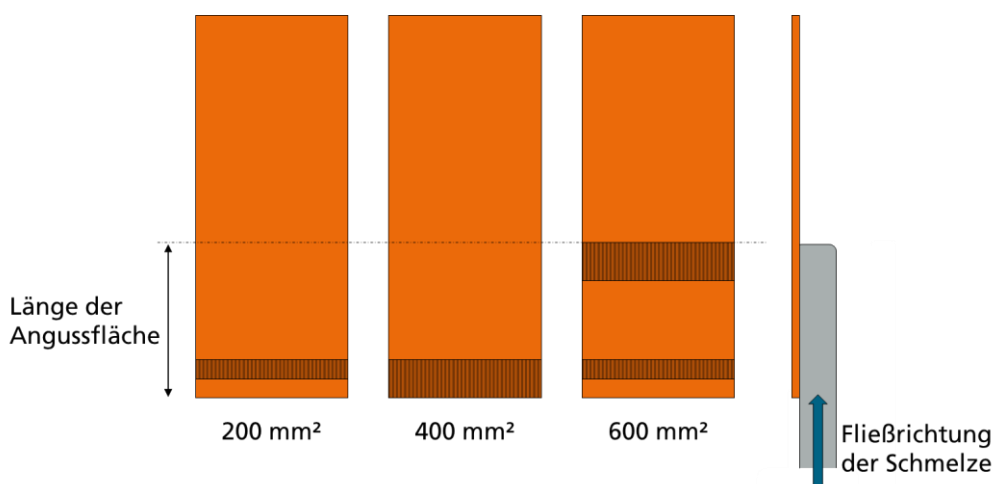


Abbildung 116: Schematische Darstellung strukturierter Kupfereinleger mit variierender Strukturfläche von jeweils 200 mm², 400 mm² und 600 mm²

Unter Berücksichtigung der normierten Festigkeit in Abbildung 117 lässt sich mit zunehmender Flächengröße der Struktur ein signifikanter Verlust der Verbundfestigkeit feststellen. Die mit steigender Größe der strukturierten Fläche linear abnehmende Festigkeit angegossener Proben konnte ebenfalls in den Vorversuchen zum Aluminium-Aluminium Verbundguss festgestellt werden. Dabei wurde diese zum einen auf eine abhängig von der Probenlänge geringer werdende Strukturinfiltration sowie dem inhomogenen Spannungsverlauf überlappender Verbunde zurückgeführt. [Nolt19] In Abbildung 118 a ist eine schematische Darstellung einer mechanisch belasteten Zugscherprobe mit einem entsprechenden Spannungsverlauf aufgeführt. Dabei kommt es durch die einwirkende Kraft generell zur Ausbildung hoher Spannungsspitzen an den jeweiligen Enden des Überlappbereichs. Die Beeinflussung dieses Effektes nimmt mit steigender Länge der Verbundfläche zu. Dies resultiert in einer entsprechend inhomogenen Belastung, welche abhängig von der Festigkeit der Verbundstoffe, ihrer Dicke und Überlapplänge variiert. [Habe09] Dadurch, dass die Wirklinien der Zugscherproben nicht überlagert, sondern parallel verlaufen, wie in Abbildung 35 gezeigt, kommt es darüber hinaus zu einem resultierenden Biegemoment. Dies hat zur Folge, dass ein Abschälen der Verbundpartner initiiert wird. Da schälende Belastungen nicht flächig, sondern entlang einer Schällinie wirken, kann es somit während der Zugscherprüfung zu einer deutlichen Abweichung zwischen gemessener (auf die Fläche bezogene) und tatsächlicher (auf die Schällinie bezogene) Belastung kommen.

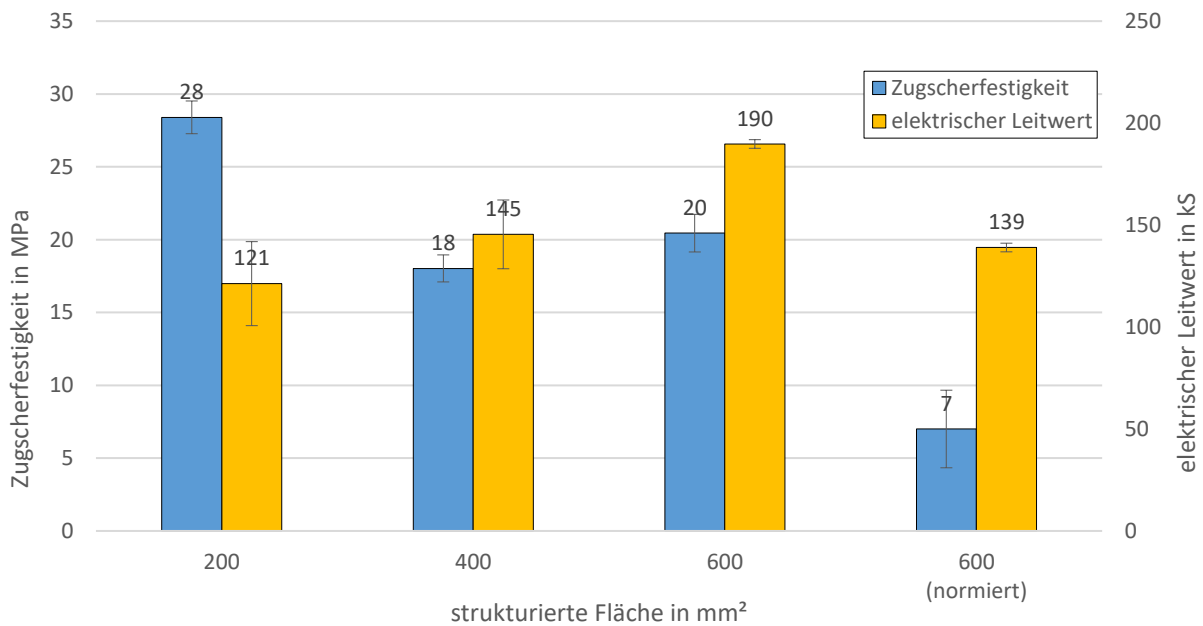


Abbildung 117: Zugscherfestigkeit und elektrischer Leitwert angegossener Kupfereinleger mit unterschiedlich großen strukturierten Flächen

Dies kann bei den angegossenen Proben mit einer strukturierten Fläche von 600 mm² in Abbildung 118 besonders gut beobachtet werden. Während der Zugscherprüfung kommt es aufgrund der angussfernen Struktur zu so großen ertragenen Belastungen, dass das resultierende Biegemoment sowohl eine Deformation der Kupfer- als auch Aluminiumkomponente bewirkt. Durch das während der Zugscherprüfung eintretende Verbiegen steigt der schälende Anteil, wodurch es zu einer

Mischbeanspruchung der Verbundprobe aus Zugscher- und Schällast kommt. Dadurch ergeben sich höhere Zugscherfestigkeiten als die von der Prüfanlage gemessenen.

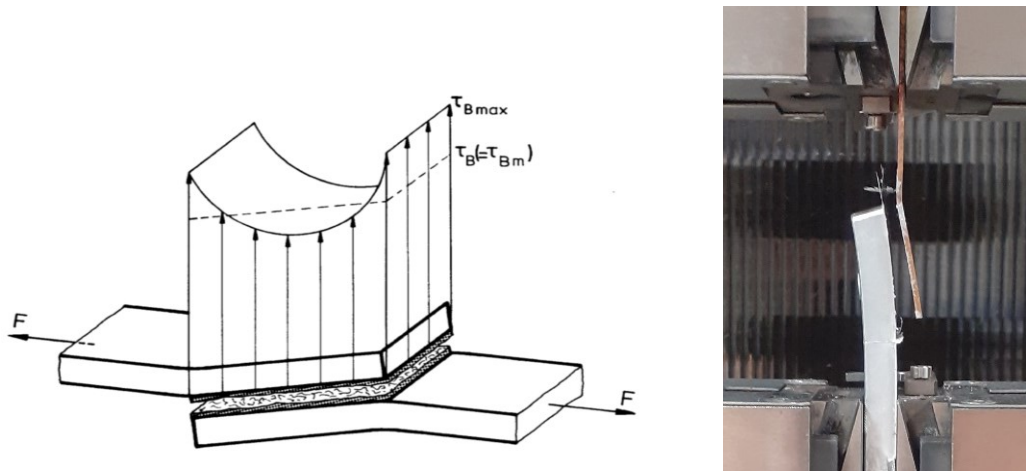


Abbildung 118: Schematische Darstellung des Spannungsverlaufs (links) und mechanisch geprüfte Verbundprobe mit starker plastischer Verformung der jeweiligen Komponenten (rechts) [Habe02]

Werden zudem die Kraft-Weg Diagramme der geprüften Verbundproben miteinander verglichen, lässt sich die entlang der Verbundfläche inhomogene Belastung für einige Proben wiedererkennen. In Abbildung 119 ist exemplarisch der Kraft-Weg Verlauf einer angegossenen Probe mit einer strukturierten Fläche von 600 mm² aufgeführt. Dabei kommt es nach dem Erreichen der Maximalkraft bei circa 12 kN zu einem rapiden Abfall auf 5 kN. Es wird davon ausgegangen, dass die Prüflast zunächst hauptsächlich auf dem Verbund durch die Oberflächenstruktur im angussfernen Bereich im Strukturteil 1 lag (siehe Abbildung 119) und es beim Überschreiten der 12 kN zum Verbundversagen gekommen ist. Aus dem vorherigen Kapitel ist bekannt, dass die maximale Festigkeit für die angussferne Oberflächenstruktur mit einer Fläche von 400 mm² bei 31 MPa liegt, was einer maximalen Prüflast von 12,4 kN entspricht. Da nach dem rapiden Kraftabfall ein weiterer Anstieg erfolgt ist, wird vermutet, dass an dieser Stelle der Strukturteil 2 belastet wird.

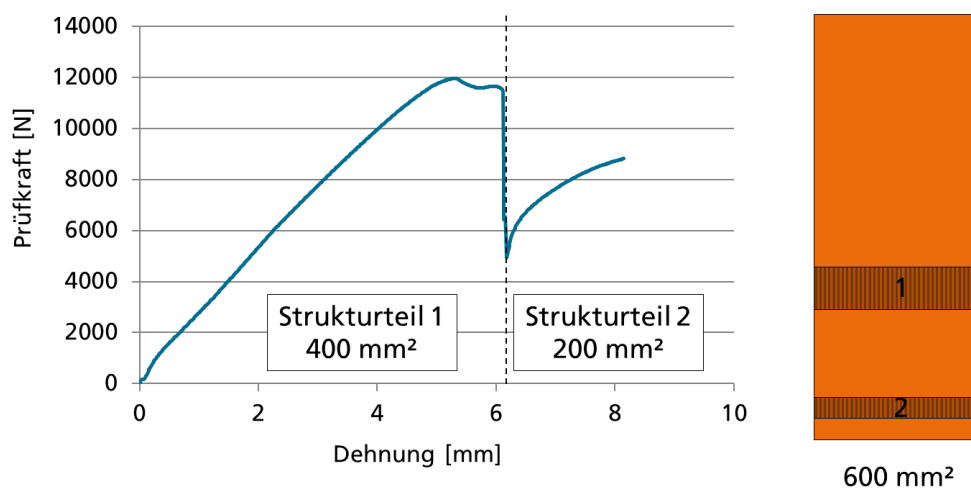


Abbildung 119: Kraft-Weg Diagramm einer angegossenen Probe mit einer strukturierten Fläche von 600 mm²

Die Vermutung wird zudem bestätigt, da das Versagen der gesamten Verbundprobe bei einer gegenüber der 12 kN deutlich geringeren Maximalkraft erfolgt und somit zur kleineren Fläche des Strukturteils 2 passt. Somit ergibt sich eine deutlich kleinere belastete Fläche von etwa 400 mm² anstatt 600 mm² und erklärt mitunter den Festigkeitsverlust in Abbildung 117.

Im Vergleich zu den Vorversuchen im Aluminium-Aluminium Verbundguss können die laserinduzierten Oberflächenstrukturen zwar gut infiltriert werden, jedoch kommt es, wie bereits zuvor gezeigt, zu erstarrungsbedingten Hohlräumen in der Grenzflächenschicht. Die insbesondere in dem mittleren Probenbereich vorkommenden erstarrungsbedingten Hohlräume treten aufgrund der rein formschlüssigen Anbindung hingegen im Aluminium-Aluminium Verbundguss nicht auf. Um Redundanzen zu vermeiden, wird auf eine Vorstellung der ausgebildeten Grenzflächenschichten der geprüften Verbundproben verzichtet.

Anhand der Versuchsergebnisse lassen sich somit schwer Aussagen zur Abhängigkeit der Flächengröße der strukturierten Einleger auf die Verbundfestigkeit treffen. Dies liegt hauptsächlich an der lokal abhängigen Verbundbildung durch Stoff- oder Formschluss entlang der Angussfläche (siehe Abbildung 115) sowie der inhomogenen Spannungsverteilung für größere Flächen. Um eine realistische Abschätzung für die Einflussgröße der Flächenstruktur zu erhalten, müssten Verbundgussversuche durchgeführt werden, bei denen die strukturierte Fläche der Einleger ausschließlich in derselben Verbundmechanismus Zone variiert wird.

Die Versuchsergebnisse der Messung der elektrischen Leitwerte in Abbildung 117 lassen sich aufgrund der Strukturpositionierung in den unterschiedlichen Zonen mit stoffschlüssiger beziehungsweise formschlüssiger Verbundbildung ebenfalls nur bedingt auswerten. Unter Berücksichtigung der normierten Verbundprobe lässt sich lediglich ein Anstieg des elektrischen Leitwerts bei einer Flächenvergrößerung von 200 mm² auf 400 mm² feststellen und somit keine Abhängigkeit zwischen Strukturfläche und elektrischem Leitwert ableiten. Genau wie für die mechanischen gilt es für die elektrischen Eigenschaften Wiederholversuche unter vergleichbaren Bedingungen durchzuführen, um valide Aussagen zur Abhängigkeit zur strukturierten Fläche treffen zu können. Es wird jedoch davon ausgegangen, dass eine Vergrößerung der strukturierten Fläche einen Anstieg des elektrischen Leitwerts bewirkt, sofern sie in der formschlüssigen Anbindungszone II (siehe Abbildung 115) positioniert wird. In diesem Bereich kann von einer annähernd vollständigen Strukturinfiltration ausgegangen werden, wodurch sich eine vergrößerte Kontaktfläche ergibt und der elektrische Verbundwiderstand gesenkt werden kann.

6. Zusammenfassung

In der vorliegenden Arbeit wurde der Aluminium-Kupfer Verbundguss im Druckgussverfahren untersucht. Mit der Zielstellung einen mechanisch stabilen Verbund mit einem niedrigen elektrischen Widerstand zu erzeugen, wurde eine Vorbehandlung mittels Laserstrahlung entwickelt. Durch die laserinduzierte Oberflächenstrukturierung der Einleger wurde eine mechanische Verklammerung mit der Aluminiumschmelze erreicht, welche neben der sehr geringen stoffschlüssigen eine zusätzliche formschlüssige Anbindung bewirkte. Mittels dieser konnten die elektrischen, insbesondere jedoch die mechanischen Verbundeigenschaften signifikant verbessert und die der Arbeit zugrunde liegenden Forschungshypothese bestätigt werden. Insgesamt lässt sich die Arbeit in die drei wesentlichen Forschungsschwerpunkte unterteilen: Analyse des Ausgangszustandes, Entwicklung einer laserinduzierten Oberflächenvorbehandlung sowie Untersuchung strukturbedingter Beeinflussungen auf die Verbundeigenschaften.

Im Rahmen der Untersuchungen zum ersten Forschungsschwerpunkt konnten aufgrund der prozessbedingt schlechten thermischen Bedingungen durch geringe Gießzeiten sowie niedrigen Form- und Schmelzetemperaturen lediglich geringfügige und inhomogene stoffschlüssigen Anbindung für die Aluminium-Kupfer Referenzproben festgestellt werden, was die Versuchsergebnisse von Freytag bestätigte. Durch den Wechsel von An- zum Eingießen ließen sich die thermischen Bedingungen in der Grenzflächenschicht verbessern, sodass die Mischphasenbildung gesteigert werden konnte. Der Wechsel der Probengeometrie bewirkte allerdings eine Änderung des Erstarrungsverhaltens, wodurch es zu länglichen Hohlräumen entlang der Grenzflächenschicht gekommen ist. Aufgrund dieser konnte lediglich ein geringfügiger Anstieg der Verbundfestigkeit auf knapp 4 MPa erreicht werden. Trotz der Defekte in Form von Hohlräumen wurde durch die Vergrößerung der Verbundfläche für die eingegossenen im Vergleich zu den angegossenen Proben ein Anstieg der elektrischen Leitfähigkeit erreicht. Mittels Variation der Parameter Schmelze- und Formtemperatur sowie der Schließzeit des Werkzeugs wurde der Einfluss der thermischen Bedingungen in der Grenzflächenschicht eingegossener Kupfereinleger weiter untersucht. Dabei konnte festgestellt werden, dass die mechanische Festigkeit durch eine Temperaturerhöhung der Schmelze von 740°C auf 800°C gesteigert und dies auf eine höhere Diffusionsaktivität zurückgeführt werden konnte. Eine Erhöhung der Formtemperatur von 190°C auf 290°C hingegen bewirkte einen Festigkeitsverlust. Dieser ließ sich auf das erhöhte Oxidationsverhalten in Abhängigkeit der Temperatur der Kupfereinleger zurückführen. Die trennende Wirkung der aufgedickten Oxidschicht zwischen Aluminium und Kupfer bewirkte nicht nur einen Verlust der Verbundfestigkeit, sondern ebenfalls einen Anstieg des elektrischen Verbundwiderstandes. Dabei konnte gezeigt werden, dass die Oxidbildung auf den Kupfereinlegern den Verlustwiderstand maßgeblich beeinflusst.

Die Entwicklung einer festigkeitssteigernden Vorbehandlung mittels Laserbearbeitung, mit der nicht die stoff-, sondern formschlüssige Anbindung der Kupfereinleger angestrebt wird stellt den zweiten

Forschungsschwerpunkt der Arbeit dar. Mithilfe der Untersuchung zu den Wechselwirkungen zwischen Laserstrahlung und Kupfersubstrat wurden die Laserleistung, Scangeschwindigkeit, Wiederholungsrate, Pulsfolgefrequenz sowie die Abstände der Bearbeitungsbahnen variiert und ein geeignetes Prozessfenster für die Strukturierung abgeleitet. Anschließend wurden insgesamt fünf in ihrer Geometrieausformung sowie der Größendimension möglichst unterschiedliche Strukturtypen ausgearbeitet.

Die Untersuchung der Beeinflussung der Verbundeigenschaften durch die laserinduzierte Oberflächenstrukturierung bildet den dritten und größten Forschungsschwerpunkt dieser Arbeit. Durch das Angießen der jeweils unterschiedlich strukturierten Proben war es möglich, Abhängigkeiten zwischen Strukturgeometrie und Verbundeigenschaften identifizieren zu können. Neben der generellen strukturbedingten Steigerung der Verbundfestigkeit konnten außerdem die Anzahl an Verklammerungsmöglichkeiten als Einflussfaktor für eine geringe Standardabweichung festgestellt werden. Des Weiteren bewirkten vorhandene Hinterschnitte in der Kontur der Struktur eine Steigerung der Verbundfestigkeit. Die Größendimension der Oberflächentopografie stellt für die Ausbildung der Grenzflächenschicht einen elementaren Einflussfaktor dar. Sind die Strukturen zu filigran, ist es möglich, dass durch intermetallisches Phasenwachstum ein durchgehender Saum aus Mischphasen entsteht. Es ist daher wichtig, Strukturen mit Öffnungsgrößen von mindestens 120 μm sowie Tiefen von 150 μm zu erzeugen, sofern die in der vorliegenden Arbeit verwendeten Gießparameter verwendet werden. Da die benetzungsfördernden Eigenschaften der hierarchischen Strukturen weder be- noch widerlegt werden konnten, wurden die strukturierten Kupfereinleger für die weiteren Verbundgussversuche nach der Laserbehandlung gebeizt. Wie zuvor beschrieben, kann eine erhöhte Oxidschichtdicke einen Anstieg des elektrischen Verbundwiderstandes bewirken. Es konnte gezeigt werden, dass durch den Beizprozess die laserinduzierte aufgedickte Oxidschicht signifikant reduziert und vergleichbare elektrische Leitwerte für die gebeizten angegossenen Proben erreicht werden konnte. Neben der Struktur selbst konnte zudem gezeigt werden, dass die Positionierung der Struktur einen signifikanten Einfluss auf die mechanischen und elektrischen Verbundeigenschaften ausübt. Hierbei entscheidend sind die von der Gussform lokal abhängigen unterschiedlichen fluiddynamischen Bedingungen. So ließ sich im angussnahen Bereich eine starke intermetallische Phasenbildung feststellen, die sich vor allem auf das durch Scherkräfte der strömenden Schmelze bedingte Einreißen der Oxidschicht zurückführen lässt. Im angussfernen Bereich hingegen kommt es zu hohen Drücken sowie Reibungsverlusten durch das Umlenken der Schmelze an der Formrückwand, wodurch eine weitestgehend intakte Oxidschicht verbleibt und als Trennschicht wirkt. Somit ergeben sich im angussfernen Bereich durch die hohen Drücke und niedrigen Scherbelastungen durch die Schmelze ideale Bedingungen für eine vollständige Infiltration der Oberflächenstruktur beziehungsweise der formschlüssigen Anbindung.

Insgesamt zeigt die vorliegende Arbeit einen neuen fertigungstechnischen Ansatz auf, mit dem die Erzeugung von Aluminium-Kupfer Verbunden unter Verwendung des hocheffizienten

Druckgussverfahren ermöglicht wird. Erfolgt ein Wechsel des angestrebten Verbundmechanismus vom Stoffschluss, wie er im aktuellen Stand der Technik angestrebt wird, zum Formschluss mittels laserinduzierter Oberflächenstrukturierung wird die zuvor limitierende Beeinflussung des prozessbedingt geringen Diffusionsvorkommens obsolet. Werden für die Oberflächenstrukturierung hinterschnittige Konturen mit jeweils Öffnungsbreiten und -tiefen ab etwa 120 μm beziehungsweise 150 μm gewählt und diese auf den formschlüssigen Zonen der Angussfläche positioniert, können sowohl mechanisch stabile als auch elektrisch ausreichend leitfähige Verbunde erzeugt werden. Dabei konnte mit 63 MPa die anvisierte Verbundfestigkeit von Aluminium-Kupfer Verbunden durch Mischphasenbildung mit einer Festigkeit von circa 55 MPa übertroffen werden. Es konnte somit die Forschungshypothese der vorliegenden Arbeit bestätigt und dadurch ein neuer wissenschaftlicher Forschungsansatz mit großem Potential zur industriellen Anwendung ausgearbeitet werden.

7. Ausblick

Mit der vorliegenden Arbeit konnten grundlegende Erkenntnisse zu dem Verbundbildungsregime von Aluminium und Kupfer im Druckgussverfahren gewonnen werden, welche es in Folgearbeiten fortzuführen gilt. Hierfür wären weitere Verbundgussversuche denkbar, bei denen die vorgestellten Ausbildungszonen entlang der Verbundfläche berücksichtigt werden. Mittels der Positionierung der strukturierten Fläche im angussfernen Bereich sollten die entwickelten Strukturtypen I-V sowie die Beeinflussung einer reduzierten Oxidschichtdicke durch eine Beizbehandlung erneut untersucht werden. Es kann davon ausgegangen werden, dass durch die signifikante Steigerung des formschlüssigen Verbundanteils eine entsprechend weitere Verbesserung hinsichtlich der mechanischen sowie elektrischen Verbundeigenschaften bewirkt und der jeweilige Einfluss des Strukturtyps deutlicher wird.

Einen weiteren Ansatz für Folgeuntersuchungen stellt unter anderem die Verbundalterung dar, welche durch Auslagerungsversuche oder Untersuchung der dynamischen Festigkeit analysiert werden könnte. Da unter Berücksichtigung der Strukturposition ein hauptsächlich formschlüssiger Verbund mit einer trennenden Oxidschicht zwischen den Metallen erreicht wird, wird erwartet, dass auch für eine Alterung kein größeres Wachstum an intermetallischen Phasen erfolgt. Allerdings könnte die Oxidschichtdicke, welche sich stark auf die elektrische Leitfähigkeit auswirkt, bedingt durch die Alterung ändern und sollte daher genauer untersucht werden. Da in der vorliegenden Arbeit lediglich die statische Verbundfestigkeit untersucht werden konnte, stellt die der dynamischen eine weitere wichtige Folgeuntersuchung dar. Es wird jedoch die These vermutet, dass die formschlüssige Anbindung gegenüber einer durch Mischphasen deutlich bessere Festigkeitseigenschaften für eine dynamische mechanische Belastung aufzeigt. Aufgrund des spröden Materialverhaltens der intermetallischen Phasen ist bei einer dynamischen Belastung von einem frühzeitigeren Versagen auszugehen. Bei den formschlüssigen Verklammerungen mittels laserinduzierter Struktur kann hingegen durch das duktile Materialverhalten der Metalle von einer höheren Langzeitstabilität ausgegangen werden. Die Strukturgeometrie stellt einen weiteren großen Untersuchungsbereich für Folgearbeiten dar. Hierbei könnte durch einen Wechsel der genutzten Wellenlänge vom nahinfraroten zum grünen Spektrum aufgrund des verbesserten Absorptionsgrades mehr Designfreiheit sowie Flexibilität der Strukturherzeugung gewonnen werden.

Anwendungstechnisch interessant wären neben der Untersuchung der elektrischen zudem eine der thermischen Leitfähigkeit von Verbundbauteilen, die mittels laserinduzierter Oberflächenstrukturierung im Druckguss angegossen wurden. Durch die vergrößerte Kontaktfläche sowie der durch die Oxidschicht unterbundenen Ausbildung intermetallischer Phasen wäre für die Zonen formschlüssiger Anbindungen entlang der Angussflächen mit einer guten Wärmeleitung zu rechnen. Darüber hinaus stellt eine Übertragung auf weitere Gießverfahren einen zusätzlichen spannenden Forschungsansatz dar. Besonders eignen würde sich hierbei die Squeeze-Casting Technologie, welche mit hohen Drücken bei gleichzeitig niedrigen Gießgeschwindigkeiten arbeitet. Somit könnte das Aufreißen der Oxidschicht und

damit die Ausbildung intermetallischer Phasen möglicherweise größtenteils verhindert und die Fläche der formschlüssigen Anbindungszone signifikant erhöht werden.

8. Literaturverzeichnis

- [Abba01] Abbasi, M.; Karimi Taheri, A.; Salehi, M.T.: Growth rate of intermetallic compounds in Al/Cu bimetal produced by cold roll welding process. In: *Journal of Alloys and Compounds*, 319, 233–241, 2001
- [Aca18] Acar, S.; Gecu, R.; Kisasöz, A.; Guler, K. A.; Karaaslan, A.: A Study on Al/Cu Bimetal Production by Lost Foam Casting. In: *Praktische Metallographie*, 55, 728-740, 2018
- [Alla19] Allahyari, E.; Nivas, J. J.; Oscurato, S. L.; Salvatore, M.; Ausanio, G.; Vecchione, A.; Fittipaldi, R.; Maddalena, P.; Bruzzese, R.; Amoroso, S.: Laser surface texturing of copper and variation of the wetting response with the laser pulse fluence. In: *Applied Surface Science*, 470, 817-824, 2019
- [Bakk21] Bakke, A. O.; Løland, J.O.; Jørgensen, S.; Kvinge, J.; Arnberg, L.; Yanjun, L.: Interfacial Microstructure Formation in Al7SiMg/Cu Compound Castings. In: *International Journal of Metalcasting*, 15, 40-48, 2021
- [Bane05] Banerjee, B.: An evaluation of plastic flow stress models for the simulation of high temperature and high-strain-rate deformation of metals. In: Elsevier Science, 2005
- [Barg05] Bargel, H.-J.; Schulze, G.: Einwirkung von Herstellung und Weiterverarbeitung auf die Eigenschaften von Metallen. In: *Werkstoffkunde*, 9. Auflage, Springer Berlin, Heidelberg, 2005
- [Baeh19] Baehr, H.D.; Stephan, K.: Wärmeleitung und Diffusion. In: *Wärme- und Stoffübertragung*, 10. Auflage, Springer Vieweg, Berlin, 2019
- [Brau06] Braunovic, M.; Konchits, V.V.; Myshkin, N.K.: Current and Heat Transfer across the Contact Interface. In *Fundamentals of Electrical Contacts*, Taylor & Francis Group: London, 2006
- [Brau92] Braunovic, M.; Aleksandrov, N.: Intermetallic Compounds at Aluminum-to-Copper and Copper-to-Tin electrical Interfaces. In: *Proceedings of the Thirty-Eighth IEEE Holm Conference on Electrical Contacts*, Philadelphia, PA, USA, 18–21 October 1992
- [Brin01] Brinkschroeder, H.; Fueller, K.-H.; Fussnegger, W.; Haug, T.; Scheydegger, M.; Tschirge, T.; Weiskopf, K.-L., Daimler AG: Patentschrift DE10101650C1, 2001
- [Böhm05] Böhme, H. Stromführende Verbindungen. In *Mittelspannungstechnik: Schaltanlagen Berechnen und Entwerfen*, 2. Auflage; Huss-Medien GmbH: Berlin, 2005
- [Bons17] Bonse, J.; Kirna, S.; Höhm, S.; Epperlein, N.; Spaltmann, D.; Rosenfeld, A.; Krüger, J.: Applications of laser-induced periodic surface structures (LIPSS). In: *Proceedings of Spie*, 0092, Laser-based Microand Nanoprocessing XI, 2017
- [Bühl17] Betriebsanleitung Bühler SC N/66 10278942-1-de-DE 2017-12-14
- [Chan18] Chan, Q.; Xie, J.; Mao, A.; Wang W.: Study on Interface Structure of Cu/Al Clad Plates by Roll Casting. In: *Metals*, 8, 2018
- [Chee20] Cheepu, M.; SUSila, P.: Growth Rate of Intermetallics in Aluminum to Copper Dissimilar Welding. In: *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 73 (6), 1509-1514, 2020
- [Chic96] Chichkov, B. N.; Momma, C.; Nolte, S.; von Alvensleben, F.; Tünnermann, A.: Femtosecond, picosecond and nanosecond laser ablation of solids. In: *Applied Physics A*, 63, 109-115, 1996

- [Daik06] Daiker, K.; Sègaud, J.-M.; Bayerische Motoren Werke AG: Patentschrift DE102006021176A1, 2006
- [Dörr08] Dörr, J.; Wibbeke, M.; Benteler Automobiltechnik GmbH: Patentschrift DE102008020467B4, 2015
- [Eich10] Eichler, J.; Eichler, H. J.: Laser - Bauformen, Strahlführung, Anwendung, 7. Auflage, Springer, Heidelberg, 2010
- [Eipp08] Eipper, K.; Gerick, A.; Scheydecker, M.; Mercedes Benz Group AG: Patentschrift DE102008049486A1, 2008
- [Faas18] Faas, S.; Bielke, U.; Weber, R.; Graf, T.: Prediction of the surface structures resulting from heat accumulation during processing with picosecond laser pulses at the average power of 420 W. In: Applied Physics A Materials Science & Processing, 124, 2018
- [Figu07] Figueiredo, V.; Elamurugu, E.; Gonçalves, G. S.; Barquinha, P.; Pereira, L.; Franco, N.; Alves, E.; Martins, R.; Fortunato, E.: Effect of post-annealing on the properties of copper oxide thin films obtained from the oxidation of evaporated metallic copper. In: Applied Surface Science, 254, 3949-3954, 2007
- [Frey19] Freytag, P.: Aluminium-Kupfer-Verbundguss: Grenzflächenanalyse und gezielte Modifikation der Verbundzone zur Steigerung der elektrischen und thermischen Leitfähigkeit, Dissertation Gottfried Wilhelm-Leibniz-Universität Hannover, 2019.
- [Fu17] Fu, Y.; Zhang, Y.; Jie, J.; Svyararenko, K.; Liang, C.; Li, T. In: Interfacial phase formation of Al-Cu bimetal by solid-liquid cast-ing method. In: Research & Development, 14, 194–198, 2017
- [Gies23] Webseite Giesserei Praxis, zuletzt aufgerufen am 20.06.2023 <https://www.giesserei-praxis.de/giesserei-lexikon>
- [Greß21] Greß, T. M.; Vertical Continuous Compound Casting of Copper Aluminium Semi-Finished Products Design of a Resource-Efficient Production Technology for the Formation of Metallurgically Bonded Bilayer Parts, Dissertation, technische Universität München, 2021
- [Guan19] Guan, F.; Jiang, W.; Li, G.; Jiang, H.; Zhu, J.; Fan, Z.: Interfacial bonding mechanism and pouring temperature effect on Al/Cu bimetal prepared by a novel compound casting process. In: Material Research Express, 6, 2019
- [Habe02] Habenicht, G.: Kleben — Grundlagen, Technologien, Anwendung. 4. Auflage, Springer Verlag Berlin Heidelberg, 2002
- [Habe08] Habenicht, G.: Kleben — erfolgreich und fehlerfrei. 5. Auflage, Vieweg+Teubner, Wiesbaden, 2008
- [He18] He, A.; Liu, W.; Xue, W.; Yang, H.; Cao, Y.: Nanosecond laser ablated copper superhydrophobic surface with tunable ultrahigh adhesion and its renewability with low temperature annealing. In: Applied Surface Science, 434, 120-125, 2018
- [Hu16] Hu, Y.; Chen, Y.; Li, L.; Hu, H.; Zhu, Z. Microstructure and properties of Al/Cu bimetal in liquid–solid compound casting process. In: Transactions of Nonferrous Metals. Soc. China, 26, 1555–1563, 2016
- [Hude96] Hudelmaier, B.; Müller-Schwelling, D.; Mahle GmbH, Patentschrift EP 0 854 763 B1, 1996

- [Hügel09] Hügel, H.; Graf, T.: Laser in der Fertigung – Strahlquellen, Systeme, Fertigungsverfahren, 2. Auflage, Vieweg+Teubner, Wiesbaden, 2009
- [Ifam18] Specht, U.; Salz, D.; Lukasczyk, T.; Wilken, R.; Borchering, K.; Gätjen, L.; Heusinger von Waldegge, T.; Nolte, N.; Fraunhofer Gesellschaft zur Förderung der Angewandten Forschung eV: Patentschrift DE102018133553A1, 2018
- [Iss95a] Ißleib, A.; Friedel, A.; Lubojanski, I.: Verbundgießen für Verschleißteile - Stand und Zukunftsaussichten. In: Gießerei-Praxis 7/8; S. 146-150, 1995
- [Iss95b] Ißleib, A.; Friedel, A.; Lubojansk, I.; Verbundgießen von Eisen-Kohlenstoff-Legierungen-grundlegende metallurgische Reaktionen an der Grenzfläche Teil I. In: Gießerei-Praxis 15/16; S.286-289, 1995
- [Iss95c] Ißleib, A.; Friedel, A.; Lubojansk, I.; Verbundgießen von Eisen-Kohlenstoff-Legierungen-grundlegende metallurgische Reaktionen an der Grenzfläche Teil II. In: Gießerei-Praxis 23/24; S.442-447, 1995
- [Jian19] Jian, W., Guan, F.; Li, G.; Jiang, H.; Zhu, J.; Fan, Z.: Processing of Al/Cu bimetal via a novel compound casting method. In: Materials and Manufacturing Process
- [Jone81] Jones, K. J.; Patentschrift DE3231998A1 1981
- [Jorg14] Jorgensen, S.; Loland, J. O.; Aludyne Inc.: Patentschrift DE102014111143A1, 2014
- [Klock07] Klocke, F.; König, W.: Fertigungsverfahren 3 – Abtragen, Generieren und Lasermaterialbearbeitung, 4. Auflage, Springer, Heidelberg, 2007
- [Klose18] Klose, C.; Freytag, P.; Otten, M.; Thürer, S. E.; Maier, H. J.: Thermal Properties of Intermetallic Phases at the Interface of Aluminum–Copper Compound Castings. In Advanced Engineering Materials, 20, 2018
- [Küns13] Künstner, D.: Untersuchung der Wirkung von lokalem Nachverdichten im Druckgießverfahren und Entwicklung einer geeigneten Versuchsform zur Bestimmung optimaler Nachverdichtungsparameter. Masterthesis, Montanuniversität Leoben, 2013
- [Kupf23] Webseite Deutsches Kupferinstitut, zuletzt aufgerufen am 06.06.2023 <https://kupfer.de/mediathek/datenblaetter/>
- [Kupf23b] Webseite Deutsches Kupferinstitut, zuletzt aufgerufen am 15.09.2023 <https://kupfer.de/anwendungen/>
- [Laem94] Laemmermann, H.; Novelis Deutschland GmbH: Patentschrift DE4414095A1, 1994
- [Lahi98] Lahiri, S. K.; Waalib Singh, N. K.; Heng, K. W.; Ang, L.; Goh, L. C.: Kinetics of oxidation of copper alloy leadframes. In: Microelectronics Journal, 29, 335-341, 1998
- [Lang97] Lange, A.; Ißleib, A.: Verbundgießen – Weg zur optimalen Werkstoffanpassung an den Verwendungszweck. In: VDI-Berichte 1324 - Tagung der VDI-Gesellschaft Entwicklung, Konstruktion, Vertrieb, Fortschritt mit Gusskonstruktionen, VDI Verlag, Düsseldorf, 3-18-091324-X, S. 133-152, 1997
- [Lao11] Lao, B.; Bühring-Polaczek, A.; Patentschrift DE102010018228A1, 2011
- [Lao13] Lao, B.: Druckgegossene Metallhybridstrukturen für den Leichtbau – Prozess, Werkstoffe und Gefüge der Metallhybriden, Ergebnisse aus Forschung und Entwicklung, Band 12, 2013

- [Li20] Li, H.; Yang, Y.; Liang, X.; Zhang, W.; Cao, L.; Wu, C.; Zeng, Z.; Wang, L.: Effect of annealing temperature and time on the microstructure, mechanical properties and conductivity of cold-rolled explosive Cu/Al composite sheets. In: *Materials Research Express*, 7, 2020
- [Lian10] Liang, H.; Xue, Z.; Wu, C.; Liu, Q.; Wu, J.: Research on continuous core-filling casting forming process of copper-clad aluminum bimetal composite material. In: *Acta Metallurgica Sinica*, 23, 206–214, 2010
- [Lind90] Lindner, H.; Heck, K.; Audi AG: Patentschrift DE3941381A1, 1990
- [Liu07] Liu, T.; Chen, S.; Cheng, S.; Tian, J.; Chang, X.; Yin, Y.: Corrosion behavior of superhydrophobic surface on copper in seawater. In: *Electrochimica Acta*, 25, 28, 8003-8007, 2007
- [Liu16] Liu, T.; Wang, Q.; Sui, Y.; Wang, Q.; Ding, W.: An investigation into interface formation and mechanical properties of aluminum–copper bimetal by squeeze casting. In: *Materials and Design*, 89, 1137-1146, 2016
- [Liu17] Liu, G.; Wang, Q.; Zhang, L.; Ye, B.; Jiang, H.; Ding, W.: Effect of Cooling Rate on the Microstructure and Mechanical Properties of Cu/Al Bimetal Fabricated by Compound Casting. In: *Metallurgica and Materials Transaction*, 2017
- [Liu21] Liu, H.; Weibel, J. A.; Sabau, A. S.; Geoghegan, P.; Chen, J.; Groll, E., A.: Adhesive Bonding of Copper Prepared by Laser-Interference near the Interference Structuring Limits. In: *Materials*, 14, 2021
- [Long18] Long, J.; Cao, Z.; Lin, C.; Zhou, C.; He, Z.; Xie, X.: Formation Mechanism of hierarchical Micro- and Nanostructures on Copper Induced by Low-cost Nanosecond Lasers. In: *Applied Surface Science*, 464, 412-421, 2018
- [Long18b] Long, J.; He, Z.; Zhou, P.; Xie, X.; Zhou, C.; Hong, W.; Hu, W.: Low-Cost Fabrication of Large-Area Broccoli-Like Multiscale Micro- and Nanostructures for Metallic Super-Hydrophobic Surfaces with Ultralow Water Adhesion and Superior Anti-Frost Ability. In: *Advanced Materials Interfaces*, 5, 2018
- [Long18c] Long, J.; He, Z.; Zhou, C.; Xie, X.; Cao, Z.; Zhou, P.; Zhu, Y.; Hong, W.; Zou, Z.: Hierarchical micro- and nanostructures induced by nanosecond laser on copper for superhydrophobicity, ultralow water adhesion and frost resistance. In: *Materials and Design*, 155, 185-193, 2018
- [Ma19] Ma, L.; Wang, L.; Li, C.; Guo, J.; Shrotriya, P.; Deng, C.; Zhao, J.: Hybrid Nanosecond Laser Processing and Heat Treatment for Rapid Preparation of Super-Hydrophobic Copper Surface. In: *Metals*, 9, 2019
- [Mach11] Macherauch, E.; Zoch, H. W.: *Praktikum in Werkstoffkunde - 91 ausführliche Versuche aus wichtigen Gebieten der Werkstofftechnik*. 11. Auflage, Vieweg+Teubner Verlag, Wiesbaden, 2011
- [Mora21] Mora, M.; Amaveda, H.; Porta-Velilla, L.; de la Fuente, G. F.; Martinez, E.; Angurel, L. A.: Improved Copper–Epoxy Adhesion by Laser Micro- and Nano-Structuring of Copper Surface for Thermal Applications. In *Polymers*, 13, 2021
- [Mühl14] Mühl, T.: *Einführung in die elektrische Messtechnik Grundlagen, Messverfahren, Anwendungen*. 4. Auflage, Springer Vieweg, Wiesbaden, 2014
- [Nolt19] Nolte, N.: *Untersuchungen lasermikrostrukturierter Metalloberflächen zur Herstellung formschlüssiger Aluminium-Aluminium-Verbindungen im Druckgussverfahren*. Masterarbeit, Universität Bremen, 2019

- [Ober12] Oberschelp, C.: Hybride Leichtbaustrukturen für den Karosseriebau – gusswerkstofforientierte Anwendungsuntersuchungen für das Druckgießen. Dissertation, Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule Aachen, 2012
- [Orma20] Orman, L. J.; Radek, N.; Pietraszek, J.; Szczepaniak, M.: Analysis of Enhanced Pool Boiling Heat Transfer on Laser—Textured Surfaces. In: *Energies*, 13, 2020
- [Pel99] Pelz, Christoph: Verbundgussverfahren zur Herstellung belastungsangepasster Werkzeuge am Beispiel des Gesenkschmiedens, Dissertation, Universität Hannover, 1999
- [Pet13] Petzoldt, F.; Bergmann, J.P.; Schürer, R.; Schneider, S.: Einfluss intermetallischer Phasen auf die Langzeitstabilität von ultraschallgeschweißten Kupfer-Aluminium-Kontakten. In: *Metall* 11/2013 S. 504-507
- [Pfei15] Pfeifer, S.: Einfluss intermetallischer Phasen der Systeme Al-Cu und Al-Ag auf den Widerstand stromtragender Verbindungen im Temperaturbereich von 90 °C bis 200 °C. Dissertation, Technische Universität Dresden, 2015
- [Pint19] Pintore, M.; Wölk, J.; Mittler, T.; Greß, T.; Volk, W.; Tonn, B.: Composite Casting and Characterization of Cu-Al-Bilayer Compounds. In: *International Journal of Metalcasting*, 2019
- [Pint20] Pintore, M.: Gießtechnische Herstellung und technologische Charakterisierung von Kupfer-Aluminium-Schichtverbunden. Dissertation, Universität München, 2020
- [Ponw11] Ponweiser, N.; Lengauer, C. L.; Richter, K. W.: Re-investigation of phase equilibria in the system AlCu and structural analysis of the high-temperature phase $\eta_1\text{-Al}_{1-\delta}\text{Cu}$. In: *Intermetallics*, 19, 1737-1746, 2011
- [Rapk70] Rabkin, D.; Ryabov, V.; Lozovskaya, A.; Dovzhenko, V. Preparation and Properties of Copper-Aluminum Intermetallic Compounds. *Powder Metall. Met. Ceram.* 1970
- [Rhei23] Webseite Rheinfelden – Solutions thru Innovation, zuletzt aufgerufen am 06.06.2023 <https://rheinfelden-alloys.eu/legierungen/>
- [Ried19] Riedel, E.; Meyer, H. J.: Allgemeine und Anorganische Chemie. 12. Auflage, De Gruyter, Berlin, 2019
- [Roet14] Roeth, T.; Fev Vehicle De GmbH: Patentschrift DE102014004346A1, 2014
- [Schi18] Schittenhelm, D.: Topologieoptimierter Verbund von Aluminium und Stahl zur lokalen Steifigkeitserhöhung von Druckgussbauteilen. Dissertation, Universität Bremen, 2018
- [Schm98] Schmidt, E.; Daimler AG: Patentschrift DE19804467C1
- [Schne07] Schneidewind, T.; Münnich, M.; Fischer, W.; Audi AG: Patentschrift DE102005050964A1, 2007
- [Schw17] Schwackl, M.: Al-Al-Verbundguss – Technologische Grundlagen und werkstoffkundliche Charakterisierung der stofflichen Anbindung von Aluminium-knetlegierungen im Aluminium-Druckguss, FAU Studien Materialwissenschaft und Werkstofftechnik Band 15, FAU University Press, 2017
- [Stee10] Steen, W.; Mazumder, J.; Laser Material Processing, 4. Auflage, Springer – Verlag, London, 2010

- [Su11a] Su, Y.; Liu, X.; Huang, H.; Wu, C.; Liu, X.; Xie, J.: Effects of Processing Parameters on the Fabrication of Copper Cladding Aluminum Rods by Horizontal Core-Filling Continuous Casting. In: Metallurgical and Material Transactions, 42, 104–113, 2011
- [Su11b] Su, Y.; Liu, X.; Huang, H.; Liu, X.; Xie, J.: Interfacial Microstructure and Bonding Strength of Copper Cladding Aluminum Rods Fabricated by Horizontal Core-Filling Continuous Casting. In: Metallurgical and Material Transactions, 42A, 4088-4099, 2011
- [Taka89] Takahashi, Y.; Azumi, T.; Sekine, Y.: Heat Capacity of Aluminum from 80 to 880 K. In: Thermochimica Acta, 139, 133-137, 1989
- [Tang11] Tang, G.; Abdolvand, A.: Laser-assisted highly organized structuring of copper. In: Optical Material Express, 8, 1425-1432, 2011
- [Tang12] Tang, G.; Hourd, A. C. Abdolvand, A.: Nanosecond pulsed laser blackening of copper. In: Applied Physics Letters, 101, 2012
- [Tava16] Tavassoli, S.; Abbasi, M.; Tahavvori, R.: Controlling of IMCs layers formation sequence, bond strength and electrical resistance in Al-Cu bimetal compound casting process. Materials & Design, 108, 343–353, 2016
- [Tour09] Tourkine, P.; Le Merrer, M.; Quéré, D.: Delayed Freezing on Water Repellent Materials. In: Langmuir, 25 (13), 7214–7216, 2009
- [Toyo74] Iida, H.; Masaoka, H.; Yamada, M.; Ichihara, M.; Uebayashi, Y.; Tashiro, K.; Taketomo, S.; Patentschrift US05459329, 1974
- [Trim09] Kleine, A.; Integration von Al-Strukturelementen in Al-Zylinderkurbelgehäusen durch Verbundguss für höchstbelastbare Motoren, Trimet Aluminium AG Schlussbericht 2009, https://suche.sub.uni-bremen.de/cgi-bin/CiXbase/brewis/CiXbase_search?act=peid&XML_STYLE=/styles/url.xml&peid=B60123860&CID=&index=L&Hitnr=1&dtyp=O&rtyp=a
- [Wark05] Warke, V. S.; Shankar, S.; Makhlof, M. M.: Mathematical modeling and computer simulation of molten aluminum cleansing by the rotating impeller degasser Part II. Removal of hydrogen gas and solid particles. In: Journal of Materials Processing Technology, 168, 119-126, 2005
- [Wei18] Weißbach, W.; Dahms, M.; Jaroschek, C.: Werkstoffe und ihre Anwendungen, 20. Auflage, Springer Vieweg, Wiesbaden, 2018
- [Wetz00] Wetzig, K.: Rasterelektronenmikroskopie. In: Analytiker-Taschenbuch, Springer Berlin, Heidelberg, 2000
- [Wink06] Winkler, A.; Münnich, M.; Hummel, M.; Audi AG: Patentschrift DE102006043852A1, 2006
- [Xie07] Xie, J.; Wu, C.; Liu, X.; Liu, X.: A novel Forming Process of Copper Cladding Aluminum Composite Materials with Core-Filling Continuous-Casting. In: Material Science Forum, 539, 956–961, 2007
- [Yan18] Yan, H.; Rashid, M. R. B. A.; Khew, S. Y.; Li, F.; Hong, M.: Wettability transition of laser textured brass surfaces inside different mediums. In: Applied Surface Science, 427, 369-375, 2018
- [Yosi76] Yositaka; Hiroshi, K.; Michinobu, Y.; Yoshikazu, O.; Mazda Motor Corp : Patentschrift DE2264142C3, 1976

- [Yu09] Yu, Z.; Duan, Y.; Liu, L.; Liu, S.; Liu, X., Li, X.: Growth behavior of Cu/Al intermetallic compounds in hot-dip aluminized copper. In: *Surface and Interface Analysis*, 41, 361-365, 2009
- [Zare13] Zare, G.R.; Divandari, M.; Arabi, H. Investigation on interface of Al/Cu couples in compound casting. In: *Material Science Technology*, 29, 190–196, 2013
- [Zhao21] Zhao, M.; Yang, Z.; Zhao, J.; Shrotriya, P.; Wang, Y.; Cui, Y.; Guo, Z.: Ultrasonic vibration assisted laser (UVAL) treatment of copper for superhydrophobicity. In *Surface & Coatings Technology*, 421, 2021
- [Zhen16] Zheng, Y.; An, Z.; Smyrek, P.; Seifert, H.; Kunze, T.; Lang, V.; Lasagni, A. F.; Pfleging, W.: Direct laser interference patterning and ultrafast laser-induced micro/nano structuring of current collectors for lithium-ion batteries. In: *Proceedings of Spie*, 9736, 2016
- [Zier10] Zierep, J.; Bühler, K.: *Grundzüge der Strömungslehre – Grundlagen, Statik und Dynamik der Fluide*. 8. Auflage, Vieweg+Teubner Verlag, Wiesbaden, 2010

Anhang

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1:	Einteilung der Verfahrensvarianten des Verbundgusses nach Ißleib et al. [Iss95a]	3
Abbildung 2:	Unterschiedliche Benetzungsarten flüssiger Komponenten auf fester Werkstoffoberfläche [Habe08]	5
Abbildung 3:	Ausgleichstemperatur an der Kontaktfläche in Abhängigkeit der Vorwärmtemperatur des Einlegers und der Gießtemperatur bei konstanten geometrischen Parametern nach [Iss95b]	6
Abbildung 4:	Einteilung der Gießverfahren nach Ißleib et al. [Iss95a] der vorherigen Untersuchungen zum Aluminium-Kupfer Verbundguss	8
Abbildung 5:	Binäres Phasendiagramm von Aluminium und Kupfer mit den wichtigsten intermetallischen Phasen [Pfei15]	13
Abbildung 6:	Abhängigkeit der Strahlintensität auf die Temperaturlausbildung in der Wechselwirkungszone nach [Hüge09]	20
Abbildung 7:	Einordnung von Laserbearbeitungstechnologien in Abhängigkeit der Strahlintensität sowie –dauer nach [Hüge09]	21
Abbildung 8:	Sublimationsabtragen jeweils als Maskenabbildungsverfahren in a und schreibendes Verfahren in b [Hüge09]	22
Abbildung 9:	Schematische Darstellung der Wechselwirkung zwischen Substrat und Laserstrahlung [Klock07]	23
Abbildung 10:	REM-Aufnahmen einer lasergebohrten 100 µm dicken Stahlfolie mit jeweils einer Pulslänge von 200 fs in a ($F=0,5 \text{ J/cm}^2$) und 3,3 ns in b ($F=4,2 \text{ J/cm}^2$) nach [Chic96]	23
Abbildung 11:	Schematische Darstellung des Laserbohrens links: Einzelpulsbohren rechts: Perkussionsbohren [Hüge09]	24
Abbildung 12:	Simulierte Abtragstiefe in Abhängigkeit der Pulsanzahl ohne (links) und mit Vielfachreflexion (rechts) [Hüge09]	25
Abbildung 13:	Verschiedene Abtragsstrategien mit schematischer Darstellung der geometrischen Parameter [Hüge09]	25
Abbildung 14:	Absorptionsgrad in % in Abhängigkeit der Wellenlänge in µm für verschiedene Werkstoffe [Hüge09]	26
Abbildung 15:	Oberflächentopografie gelasierter Kupfersubstrate mit jeweils variierendem x- und y-Abstand von 30 µm bis 80 µm und unterschiedlicher Strukturausbildung mit jeweiligen Abständen von Tal zu Tal von 42 µm in b; 53 µm in c; 59 µm in d; 67 µm in e und 81 µm in f. [Tang11]	28
Abbildung 16:	Dreidimensionale Darstellung der Topografie in a sowie REM Aufnahme bei der Nanostruktur in b einer mit einer Scangeschwindigkeit von 1300 mm/s und 5 µm Abstand erzeugten Oberflächenstruktur. [Ma19]	28
Abbildung 17:	Oberflächentopografie nach der Laserstrukturierung mit Nanostrukturierung (2) in b und reinen Kupferpartikeln (3) in b und c nach [Zhao21]	29

Abbildung 18: REM-Aufnahme der laserstrukturierten Kupferoberfläche mit unterschiedlicher Vergrößerung nach [Liu21]	29
Abbildung 19: REM-Aufnahme mit einer verwendeten Fluenz von $F=2,35 \text{ J/cm}^2$ nach [Mora21]	30
Abbildung 20: REM-Aufnahme zweier Oberflächenstrukturierungen mit jeweils unterschiedlichen Abständen der Bearbeitungsbahnen von $1,3 \mu\text{m}$ links und $3 \mu\text{m}$ rechts nach [Zhen16]	31
Abbildung 21: Oberflächentopografie und Kontaktwinkel laserstrukturierter Kupferoberflächen mit unterschiedlichen Abständen der Bearbeitungslinien von $50 \mu\text{m}$ (a), $100 \mu\text{m}$ (b) und $150 \mu\text{m}$ (c) nach [He17]	31
Abbildung 22: REM-Aufnahme der flächigen Oberflächenstrukturierung (a) sowie einem Struktursegment (b) und einer Nahaufnahme mit Mikro- / Nanopartikelansammlungen nach [Yan17]	32
Abbildung 23: REM-Aufnahmen der hierarchischen Oberflächentopografie (a und d) und Nahaufnahme der Nanostrukturierung mit einer verwendeten Pulslänge von jeweils 20 ns (b) und 100 ns (e) nach [Long18]	33
Abbildung 24: Laserinduzierte Oberflächenstrukturen mit einer Pulslänge von 100 ns und den Parametern $e=160\mu\text{J}$, $d=10 \mu\text{m}$, $v=30 \text{ mm/s}$ für a1 und a2, $e=160 \mu\text{J}$, $d=10 \mu\text{m}$, $v=200\text{mm/s}$ für b1 und b2, $e=160\mu\text{J}$, $d=30\mu\text{m}$, $v=10\text{mm/s}$ für c1 und c2, $e=160\mu\text{J}$, $d=50\mu\text{m}$, $v=10\text{mm/s}$ für d1 und d2, $e=80\mu\text{J}$, $d=10 \mu\text{m}$, $v=10 \text{ mm/s}$ für e1 und e2 und $e=48 \mu\text{J}$, $d=10 \mu\text{m}$, $v=10 \text{ mm/s}$ für f1 und f2 nach [Long18c].....	34
Abbildung 25: Laserinduzierte Oberflächenstrukturierung mit einer Pulslänge von 20 ns und den Parametern $e=160\mu\text{J}$, $d=10 \mu\text{m}$, $v=30 \text{ mm/s}$ für a1 und a2, $e=160 \mu\text{J}$, $d=10 \mu\text{m}$, $v=200\text{mm/s}$ für b1 und b2, $e=160\mu\text{J}$, $d=30\mu\text{m}$, $v=10\text{mm/s}$ für c1 und c2, $e=160\mu\text{J}$, $d=50\mu\text{m}$, $v=10\text{mm/s}$ für d1 und d2, $e=64\mu\text{J}$, $d=10 \mu\text{m}$, $v=10 \text{ mm/s}$ für e1 und e2 und $e=32 \mu\text{J}$, $d=10 \mu\text{m}$, $v=10 \text{ mm/s}$ für f1 und f2 nach [Long18c].....	34
Abbildung 26: Schematische Darstellung des Vorgehens der Arbeit.....	36
Abbildung 27: Kaltkammer Druckgussmaschine SC N 66 des Herstellers Bühler [Bühl17].....	39
Abbildung 28: Schematische Darstellung des Verbundguss Prozessablaufs.....	40
Abbildung 29: Geöffnetes Gießwerkzeug mit der beweglichen (a) und festen Formhälfte (b).....	40
Abbildung 30: Schematische Darstellung der Probengeometrie für angegossene (links) sowie eingegossene (rechts) Kupfereinleger jeweils in der Draufsicht (oben) sowie Schnittansicht (unten).	41
Abbildung 31: Versuchsaufbau für die Oberflächenstrukturierung der Kupfereinleger mit dem cl100 Lasersystem	42
Abbildung 32: Grafische Darstellung der räumlichen Pulsabstände (links und mittig) sowie der geometrischen Größen laserinduzierter Vertiefungen (rechts)	43
Abbildung 33: Strukturierte Kupferblecheinleger jeweils links vor und rechts nach der Entfernung der durch den Laserprozess aufgedickten Oxidschicht.....	44
Abbildung 34: Zwick-Roell-Prüfmaschine Z020 mit einer maximalen Prüflast von 20 kN links sowie eingespannte angegossene und eingegossene Probengeometrie	45
Abbildung 35: Schematische Darstellung einer belasteten angegossenen Verbundprobe mit entsprechender mechanischer Spannungsverteilung [Habe09]	45
Abbildung 36: Schematische Darstellung einer Vierleitermessung	46
Abbildung 37: CAD-Modell des konstruierten Versuchsaufbaus zur Messung des Spannungsabfalls für die angegossenen Verbundgussproben, jeweils in der Norm- sowie Schnittansicht.....	47

Abbildung 38: Versuchsaufbau zur Bestimmung des elektrischen Verbundwiderstandes der Aluminium-Kupfer Verbundproben mithilfe der Messung des Spannungsabfalls.....	47
Abbildung 39: Schematische Darstellung des Stromlinienverlaufs für eine linienförmige (a) und punktförmige Einkopplung des elektrischen Stroms (b)	48
Abbildung 40: Nassschleifer für die Schliffpräparation (a) sowie das verwendete Keyence Lichtmikroskop VHX-600K (b)	49
Abbildung 41: Phenom XL Tisch-REM.....	49
Abbildung 42: Bruchbildaufnahmen angegossener Aluminium-Kupfer Verbundgussproben a) Versuchsprobe 179 mit $\sigma = 4,43$ MPa b) Versuchsprobe 183 mit $\sigma = 1,99$ Mpa c) direkter Vergleich der sichtbaren Wechselwirkungszonen zwischen Kupfereinleger und angegossener Aluminiumkomponente der Proben 179 und 183.	52
Abbildung 43: REM-Aufnahme der Aluminium-Kupfer Grenzflächenschicht mit den jeweiligen Ausbildungsformen: intermetallische Phasen (IMP(I)) und Oxidschicht (II) einer angegossenen Verbundgussprobe.....	54
Abbildung 44: REM-Aufnahme der Grenzflächenschicht einer angegossenen Verbundgussprobe mit den Ausbildungsformen I intermetallische Phasen (abgekürzt mit IMP) sowie den Defekten III in Form eines Risses.....	56
Abbildung 45: Schematische Darstellung des Referenz- und Verbundwiderstandes einer Überlappverbindung zur Berechnung des Gütefaktors.....	59
Abbildung 46: Bruchflächen der Ober- und Unterseite der mechanisch geprüften Verbundprobe 31R in a sowie die Darstellung der plastischen Verformung des Kupfereinlegers in b.	62
Abbildung 47: Simulation des Temperaturverlaufs während der Erstarrung bei jeweils 50 % (a) und 100 % (b).....	63
Abbildung 48: REM-Aufnahme einer Schliffprobe eines eingegossenen Kupfereinlegers mit den Ausbildungsformen intermetallische Phasen I (abgekürzt mit IMP) sowie der Oxidschicht II	64
Abbildung 49: REM-Aufnahme der Grenzflächenschicht einer eingegossenen Probe mit einem Hohlraum, welcher an der Oberseite intermetallische Phasen aufzeigt.....	64
Abbildung 50: Mikroskopie-Aufnahmen der Schliffproben einer eingegossenen (a) und angegossenen Probe (b).....	65
Abbildung 51: Maximal erreichte Festigkeit eingegossener Aluminium-Kupfer Verbunde in Abhängigkeit der thermischen Parameter.....	69
Abbildung 52: Schliffproben bei variierenden thermischen Parametern eingegossener Kupfereinleger mit Kennzeichnung in a der Stelle für die REM-Aufnahmen aus Abbildung 53	71
Abbildung 53: REM-Aufnahmen der Grenzflächenschichten der bei unterschiedlichen thermischen Bedingungen eingegossenen Verbundproben aus Abbildung 52.....	72
Abbildung 54: Ansicht der Bruchflächen einer mechanisch geprüften eingegossenen Aluminium-Kupfer Verbundprobe mit den Gießparametern $\vartheta_S = 740$ °C und $\vartheta_{SF} = 290$ °C	73
Abbildung 55: Ansicht der Bruchflächen einer mechanisch geprüften eingegossenen Aluminium-Kupfer Verbundprobe mit den Gießparametern $\vartheta_S = 800$ °C und $\vartheta_{SF} = 190$ °C	73

Abbildung 56: REM-Aufnahmen der Bruchbilder der eingegossenen Proben aus Abbildung 54 in a und Abbildung 55 in b mit den jeweiligen Positionen der EDX-Messungen.....	74
Abbildung 57: Elektrische Leitwerte eingegossener Verbundproben mit veränderter Form- und Schmelzetemperatur jeweils bei einer Formschließzeit von 10 s sowie 40 s	75
Abbildung 58: Mikroskopieaufnahmen gelasertes Gräben mit jeweils den Objektiven f100 (a) und f160 (b) in der Draufsicht sowie in der Schnittansicht (c) der Profilgeometrie einer gelaserten Vertiefung jeweils mit dem f100 (a) und f160) Objektiv	79
Abbildung 59: Mikroskopieaufnahmen gelasertes Gräben mit abnehmender Laserleistungen von 100 % bis 20 % jeweils in der Draufsicht (oben) sowie Schnittansicht der Profilgeometrie (unten).....	81
Abbildung 60: REM-Aufnahmen gelasertes Gräben mit abfallender Leistung jeweils mit 30 % in a und 20 % in b	82
Abbildung 61: Mikroskopieaufnahmen gelasertes Gräben mit zunehmender Scangeschwindigkeit von 100 mm/s bis 1000 mm/s jeweils in der Draufsicht (oben) sowie Schnittansicht der Profilgeometrie (unten)	83
Abbildung 62: Mikroskopieaufnahmen gelasertes Gräben mit steigender Wiederholrate von einer bis zu acht lokal wiederholten Laserbearbeitungen jeweils in der Draufsicht (oben) sowie Schnittansicht der Profilgeometrie (unten)	85
Abbildung 63: Grafische Darstellung der Grabentiefe (n=5) (links) sowie die kumulierte Fluenz in Abhängigkeit der Wiederholungsrate r und der Scangeschwindigkeit.....	87
Abbildung 64: REM-Aufnahmen der Draufsicht gelasertes Gräben mit jeweils um 20 kHz zunehmender Frequenz von 100 kHz (a) bis 200 kHz (f).....	88
Abbildung 65: Mikroskopieaufnahmen der Profilgeometrie gelasertes Gräben mit zunehmender Frequenz zwischen 100 kHz und 200 kHz in der Schnittdarstellung	89
Abbildung 66: Schnittansicht der Profilgeometrie gelasertes Grabenstrukturen mit den Parametern aus Tabelle 15.....	91
Abbildung 67: REM-Aufnahmen gelasertes Grabenstrukturen mit verändertem Abstand der Bearbeitungslinien mit jeweils $x=30\ \mu\text{m}$ (a), $x=40\ \mu\text{m}$ (b), $x=50\ \mu\text{m}$ (c), $x=60\ \mu\text{m}$ (d), $x=70\ \mu\text{m}$ (e), $x=80\ \mu\text{m}$ (f), $x=90\ \mu\text{m}$ (g) sowie der Schnittansicht der jeweiligen Strukturen in h.....	93
Abbildung 68: REM-Aufnahme der vergrößerten Oberfläche einer mit einem Bearbeitungslinienabstand von $30\ \mu\text{m}$ erzeugten Oberflächenstruktur wie in Abbildung 67 a	94
Abbildung 69: REM-Aufnahmen mit f160 gelasertes Grabenstrukturen mit verändertem Abstand der Bearbeitungsbahnen jeweils mit $x = 30\ \mu\text{m}$ in a und b sowie $x = 40\ \mu\text{m}$ in c.....	95
Abbildung 70: Gliederung der gelaserten Oberflächenstrukturen	97
Abbildung 71: Schematische Darstellung der Grabenstruktur (links) sowie der überlagerten Kanalstruktur (rechts)	98
Abbildung 72: Schematische Darstellung der Scanstrategie der hierarchischen Strukturen mit Hinterschnitt in a und c sowie für die nicht hierarchischen Strukturen ohne Hinterschnitt in b und d	99
Abbildung 73: REM-Aufnahme der gelaserten Struktur I jeweils 320- und 4700-fache Vergrößerung.....	99
Abbildung 74: Mikroskopieaufnahme der Oberflächenstruktur II mit unterschiedlicher Fokussierung der jeweiligen Ebene	100

Abbildung 75: Mikroskopieaufnahme der nichthierarchischen Strukturtypen ohne Hinterschnitt III in a, IV in b und V in c	101
Abbildung 76: Spannungs-Dehnungsdiagramm einer angegossenen und mit dem Strukturtyp I strukturierten Verbundprobe.....	103
Abbildung 77: Zugscherfestigkeit angegossener Kupferbleche mit unterschiedlichen Oberflächenzuständen.....	104
Abbildung 78: Mikroskopieaufnahmen angegossener Proben mit den Strukturtypen I-V mit den jeweils niedrigsten mechanischen Festigkeiten der Versuchsreihe in a sowie der höchsten in b.....	105
Abbildung 79: REM-Aufnahme aus dem nahen Randbereich in a sowie im vorderen Drittel in b einer angegossenen Probe mit Strukturtyp II.....	106
Abbildung 80: REM-Aufnahme aus dem mittleren Bereich angegossener Proben mit Strukturtyp II.....	107
Abbildung 81: REM-Aufnahmen einer angegossenen Probe mit Struktur IV jeweils im nahen Randbereich in a sowie der Mitte der Probe in b aufgenommen.....	108
Abbildung 82: REM-Aufnahme der Grenzflächenschicht einer angegossenen Probe mit Struktur V	109
Abbildung 83: REM-Aufnahme der Bruchfläche im mittleren Angussbereich der Kupferseite einer angegossenen Verbundprobe mit der Struktur V.....	110
Abbildung 84: REM-Aufnahme der Grenzflächenschicht einer angegossenen Verbundprobe mit dem Strukturtyp V	111
Abbildung 85: REM-Aufnahme der Grenzflächenschicht einer angegossenen Verbundprobe mit dem Strukturtyp I.....	111
Abbildung 86: Bruchbilder einer geprüften Probe mit Struktur III jeweils im Randbereich mit der Kupferseite in a und der Aluminiumseite in b sowie in der Probenmitte mit der Kupferseite in c und der Aluminiumseite in d.....	112
Abbildung 87: REM-Aufnahme der Grenzflächenschicht einer angegossenen Probe mit dem Strukturtyp III.....	113
Abbildung 88: Bruchbilder einer geprüften Probe mit Struktur I jeweils im Randbereich mit der Kupferseite in a und der Aluminiumseite in b sowie in der Probenmitte mit der Kupferseite in c und der Aluminiumseite in d.....	113
Abbildung 89: REM-Aufnahmen der Grenzflächenschicht der Struktur I im mittleren Probenbereich	114
Abbildung 90: Bruchbilder einer geprüften Probe mit Struktur II mit der Kupferseite in a und b sowie der Aluminiumseite in c und d	115
Abbildung 91: Ergebnisse der Zugscherversuche (linke Ordinate) sowie der Prüfung des elektrischen Leitwerts (rechte Ordinate) angegossener Verbundproben unterschiedlicher Oberflächenzustände	118
Abbildung 92: REM-Aufnahmen einer gelaserten Kupferprobe mit Struktur I jeweils in der Schnittansicht (a), mit der chemischen Zusammensetzung (b) sowie mit der charakteristischen Nanostrukturierung jeweils in der Schnittansicht (c) und Draufsicht (d).....	120
Abbildung 93: REM-Aufnahmen laserstrukturierter Oberflächen jeweils ohne (a und c) sowie mit chemischer Reinigung durch Beizen (b und d)	121
Abbildung 94: REM-Aufnahmen laserstrukturierter Kupferproben jeweils ohne (a) und mit chemischer Reinigung durch Beizen (b) in der Schnittansicht.....	122

Abbildung 95: Schematische Darstellung eines angussnah sowie -fern strukturierter Kupfereinlegers	123
Abbildung 96: Graphische Darstellung der Abhängigkeit der Strukturlage auf die mechanischen und elektrischen Verbundeigenschaften	124
Abbildung 97: Mikroskopieaufnahmen der Schliiffproben angegossener Kupferbleche mit strukturierter Oberfläche im Anfangs- (a) und Endbereich (b) der Angussfläche.....	124
Abbildung 98: Bruchbilder angegossener Verbundproben mit strukturierter Oberfläche im vorderen in a sowie hinteren Angussbereich in b mit jeweils gekennzeichneten Bereichen stärkerer (I) sowie nicht sichtbarer Mischphasenausbildung (II)	125
Abbildung 99: Bruchflächen angussnah strukturierter angegossener Verbundproben mit der Aluminiumseite in a sowie der Kupferseite in b.....	126
Abbildung 100: Bruchflächen angussfern strukturierter angegossener Verbundproben mit der Aluminiumseite in a sowie der Kupferseite in b.....	126
Abbildung 101: Bruchbilder von geprüften angussfern strukturierten Verbundproben mit jeweils dem Kupferblech in a sowie der Aluminiumkomponente in b und c	127
Abbildung 102: Bruchbilder von geprüften im vorderen Angussbereich strukturierten Verbundproben mit jeweils der Aluminiumkomponente in a und b sowie des Kupferblechs in c.....	128
Abbildung 103: REM-Aufnahmen einer Schliiffprobe einer im hinteren Angussbereich strukturierten angegossenen Probe	128
Abbildung 104: REM-Aufnahme einer Schliiffprobe einer im vorderen Angussbereich strukturierten angegossenen Probe jeweils im Randbereich in a sowie im mittleren Probenbereich in b und c	129
Abbildung 105: CAD-Modell des Gussteils mit der angegossenen (außen) sowie eingegossenen (innen) Probengeometrie	130
Abbildung 106: Simulation der Druckverteilung bei der Formfüllung für angegossene Verbundproben mit einer Schmelztemperatur von 740°C und Formtemperatur von 190°C	130
Abbildung 107: REM-Aufnahme einer Schliiffprobe einer im vorderen Angussbereich strukturierten angegossenen Probe	132
Abbildung 108: Grafische Darstellung der Abhängigkeit der Strukturlage auf die mechanischen und elektrischen Verbundeigenschaften bei einer Schmelztemperatur von 800 °C	133
Abbildung 109: Schliffe angegossener Verbundproben mit einer Oberflächenstruktur im Anguss nahen Bereich a und Anguss fernen Bereich in b sowie eine Mikroskopieaufnahme der Hohlräume in der Grenzflächenschicht von a	134
Abbildung 110: Bruchbilder einer angegossenen Verbundgussprobe mit einer Oberflächenstruktur im vorderen Angussbereich jeweils von der Aluminiumkomponente in a sowie der Kupferkomponente in.....	135
Abbildung 111: REM-Aufnahmen der Grenzflächenschicht im unmittelbaren (a) sowie nahen Randbereich (b und c) einer angegossenen Verbundgussprobe mit einer Oberflächenstruktur im Angussbereich	135
Abbildung 112: REM-Aufnahmen der Grenzflächenschicht einer angegossenen Verbundgussprobe (mittlerer Probenbereich) mit einer Oberflächenstrukturierung im vorderen Angussbereich	136

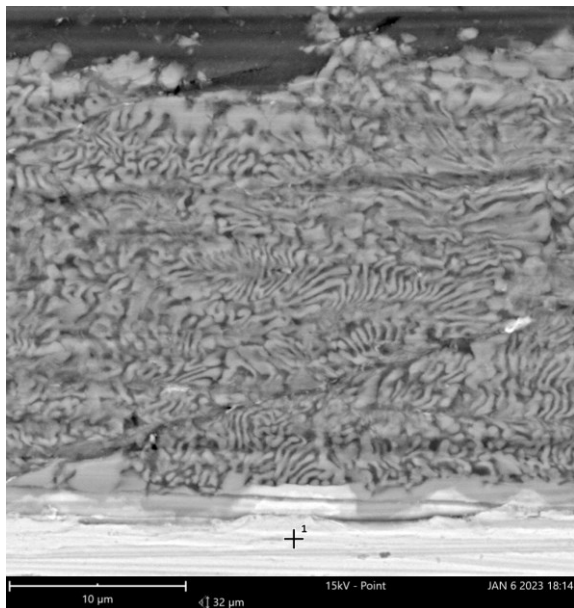
Abbildung 113: Bruchbilder einer angegossenen Verbundgussprobe mit einer Oberflächenstruktur im hinteren Bereich jeweils von der Aluminiumkomponente in a sowie der Kupferkomponente in b.....	137
Abbildung 114: REM-Aufnahmen der Grenzflächenschicht einer angegossenen Verbundprobe mit einer Oberflächenstruktur-ierung im hinteren Angussbereich	138
Abbildung 115: Schematische Darstellung der Angussfläche mit den verschiedenen Ausbildungszonen der Grenzflächenschicht (links) sowie die Bruchfläche einer angegossenen Verbundprobe mit entsprechenden sichtbaren Wechselwirkungen (mittig).....	139
Abbildung 116: Schematische Darstellung strukturierter Kupfereinleger mit variierender Strukturfläche von jeweils 200 mm ² , 400 mm ² und 600 mm ²	140
Abbildung 117: Zugscherfestigkeit und elektrischer Leitwert angegossener Kupfereinleger mit unterschiedlich großen strukturieren Flächen.....	141
Abbildung 118: schematische Darstellung [Habe02].....	142
Abbildung 119: Kraft-Weg Diagramm einer angegossenen Probe mit einer strukturierten Fläche von 600 mm ²	142

Tabellenverzeichnis

Tabelle 1:	Relevante Eigenschaften der intermetallischen Phasen von Aluminium und Kupfer [Brau92], [Ponw11].....	14
Tabelle 2:	Chemische Zusammensetzung des Reinkupfers Cu-ETP (CW004A) nach DIN EN [Kupf23]	37
Tabelle 3:	Physikalische Eigenschaften von Kupfer in Abhängigkeit der Temperatur *nach [Bane05]	37
Tabelle 4:	Chemische Zusammensetzung der Aluminiumdruckgusslegierung Al99,7-E nach [Rhei23].....	38
Tabelle 5:	Physikalische Eigenschaften von Aluminium in Abhängigkeit der Temperatur nach [Taka89]	38
Tabelle 6:	Versuchsergebnisse für die Prüfung der Zugscherfestigkeit angegossener Aluminium-Kupfer Verbundproben mit einem Probenumfang von n=5	51
Tabelle 7:	Messergebnisse der EDX-Analyse der angegossenen Aluminium-Kupfer Verbundprobe aus Abbildung 43, wobei Kohlenstoff deaktiviert wurde (siehe Anhang)	54
Tabelle 8:	Elektrische Eigenschaften der geprüften Referenzproben sowie der Grundmaterialien Aluminium und Kupfer	57
Tabelle 9:	Versuchsergebnisse für die Prüfung der mechanischen Verbundfestigkeit eingegossener Al-Cu Verbundproben mit einem Probenumfang von n = 5	61
Tabelle 10:	Elektrische Eigenschaften der Grundmaterialien Kupfer und Aluminium sowie der geprüften eingegossenen Proben	66
Tabelle 11:	Versuchsmatrix zur Untersuchung der Beeinflussung der thermischen Prozessparameter Schmelzetemperatur, Formschließzeit und -temperatur	68
Tabelle 12:	Thermische Bedingungen während der Verbundgussversuche	70
Tabelle 13:	Ergebnisse der EDX-Messung an den Positionen aus Abbildung 77.....	74
Tabelle 14:	Veränderung der Laserparameter in Abhängigkeit der Frequenz.....	90
Tabelle 15:	Parametereinstellung für die Proben A und B	91
Tabelle 16:	Charakteristiken der Strukturtypen I-V	97
Tabelle 17:	Chemische Zusammensetzung der strukturierten Oberfläche ohne und mit Reinigung durch Beizen	122

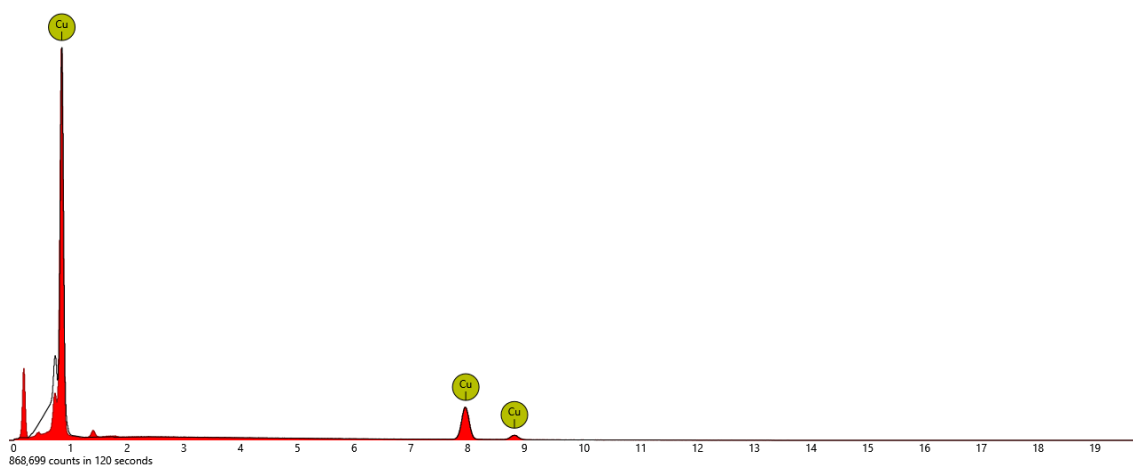
Referenzproben (angegossen) Schmelze 740°C, Werkzeug 190°

1. spot



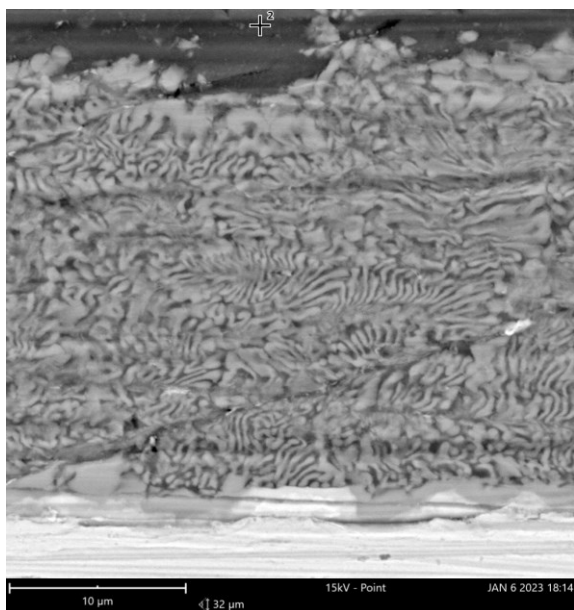
Element Symbol	Atomic Conc.	Weight Conc.	Oxide Symbol	Stoich. wt Conc.
Cu	100.00	100.00		

FOV: 32 μm, Mode: 15kV - Point, Detector: BSD Full, Time: JAN 6 2023 18:14



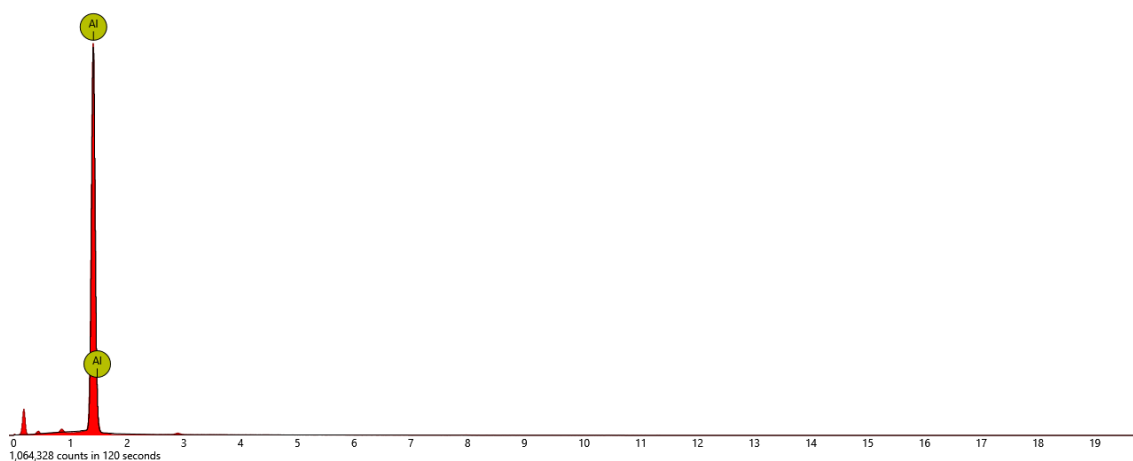
Disabled elements: C

2. spot



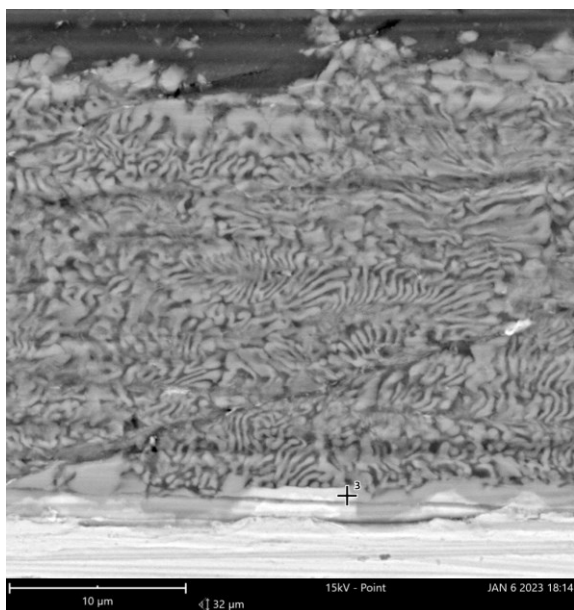
Element Symbol	Atomic Conc.	Weight Conc.	Oxide Symbol	Stoich. wt Conc.
Al	100.00	100.00		

FOV: 32 μm, Mode: 15kV - Point, Detector: BSD Full, Time: JAN 6 2023 18:14



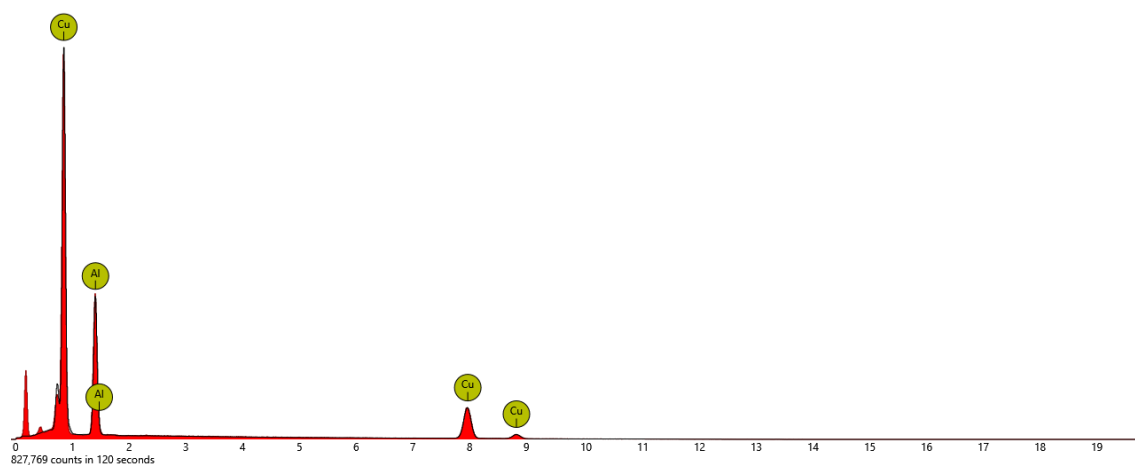
Disabled elements: C

3. spot



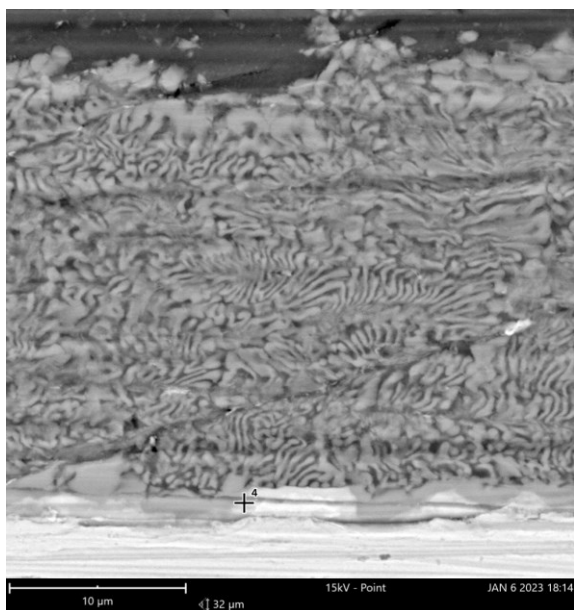
Element Symbol	Atomic Conc.	Weight Conc.	Oxide Symbol	Stoich. wt Conc.
Cu	51.85	71.72		
Al	48.15	28.28		

FOV: 32 μm, Mode: 15kV - Point, Detector: BSD Full, Time: JAN 6 2023 18:14



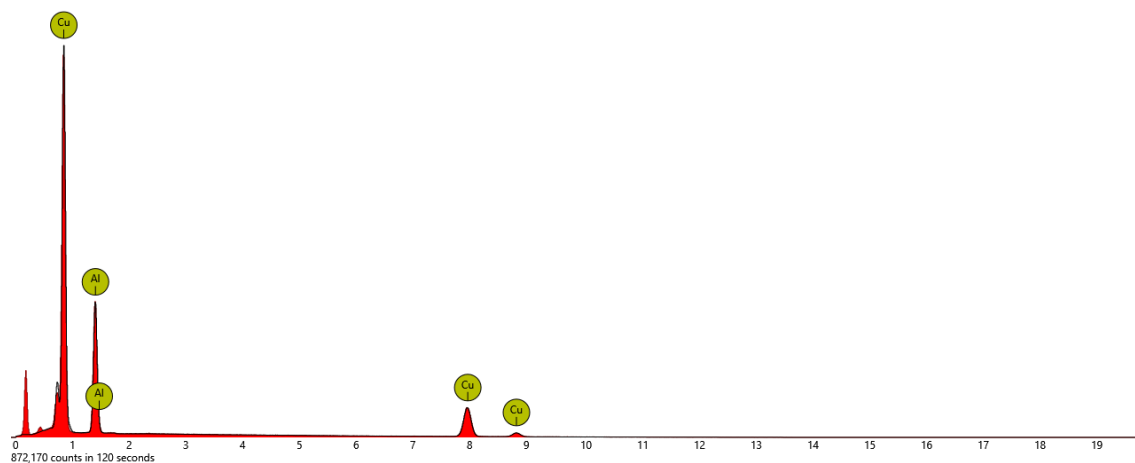
Disabled elements: C

4. spot



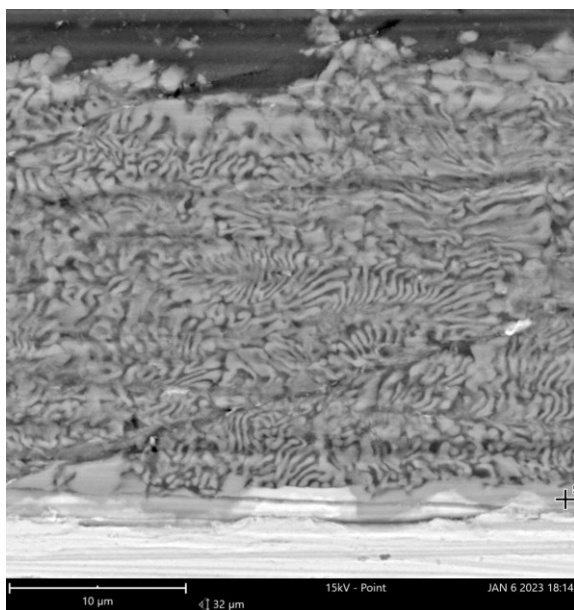
Element Symbol	Atomic Conc.	Weight Conc.	Oxide Symbol	Stoich. wt Conc.
Cu	51.77	71.65		
Al	48.23	28.35		

FOV: 32 μm, Mode: 15kV - Point, Detector: BSD Full, Time: JAN 6 2023 18:14



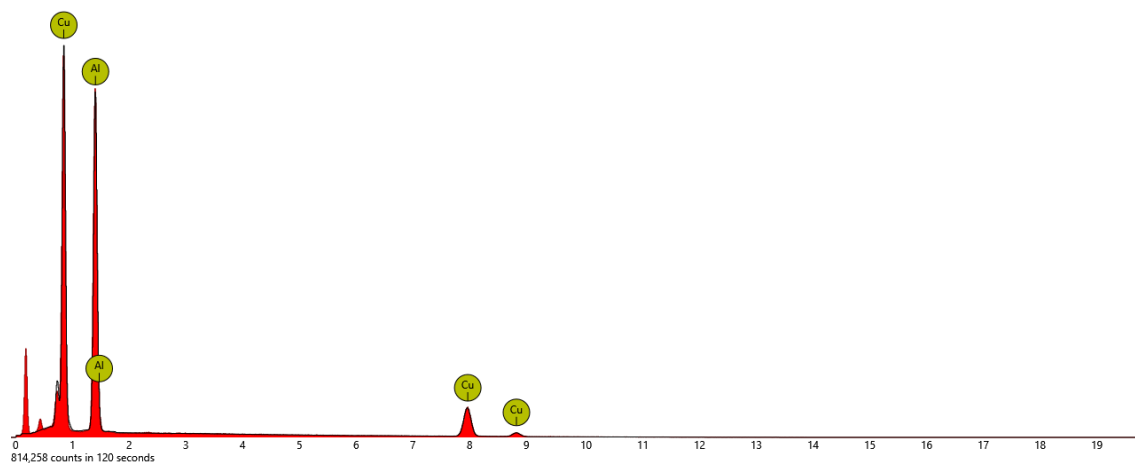
Disabled elements: C

5. spot



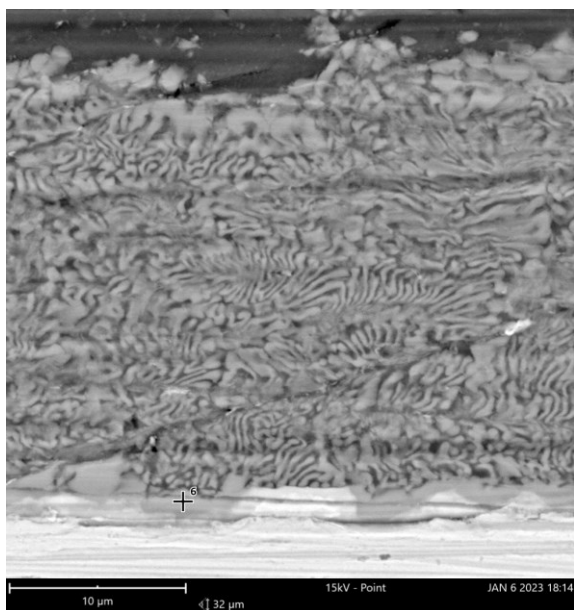
Element Symbol	Atomic Conc.	Weight Conc.	Oxide Symbol	Stoich. wt Conc.
Cu	33.09	53.81		
Al	66.91	46.19		

FOV: 32 μm, Mode: 15kV - Point, Detector: BSD Full, Time: JAN 6 2023 18:14



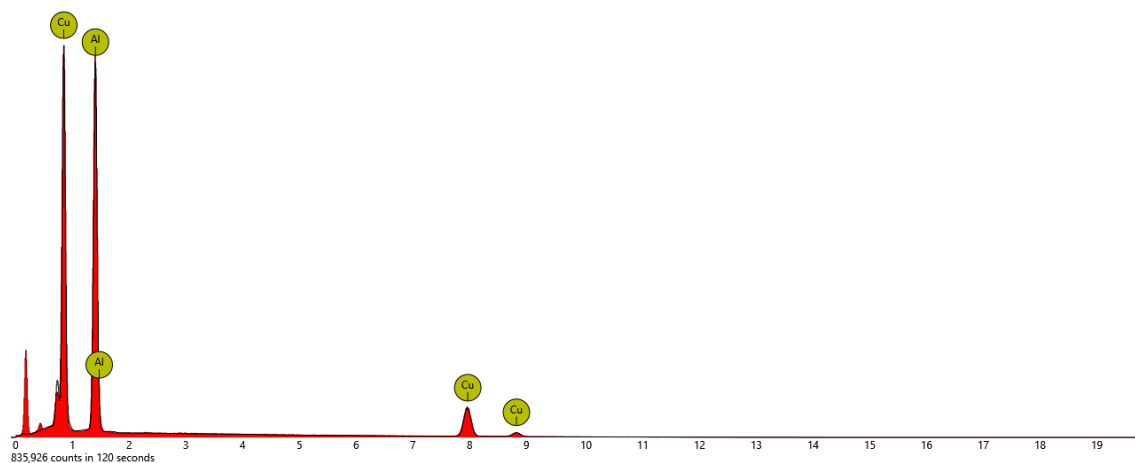
Disabled elements: C

6. spot



Element Symbol	Atomic Conc.	Weight Conc.	Oxide Symbol	Stoich. wt Conc.
Cu	31.69	52.21		
Al	68.31	47.79		

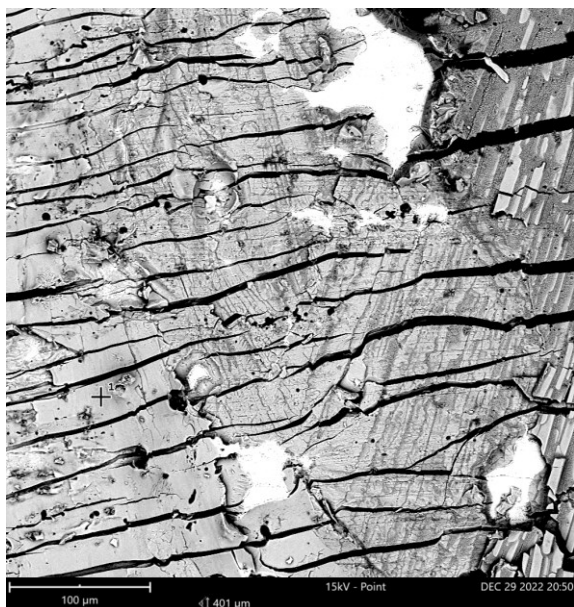
FOV: 32 μm, Mode: 15kV - Point, Detector: BSD Full, Time: JAN 6 2023 18:14



Disabled elements: C

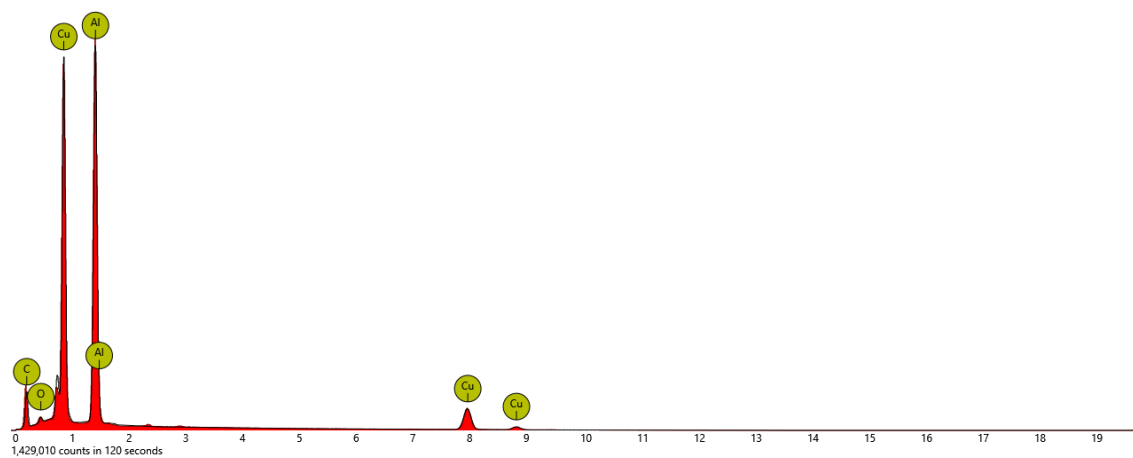
Beeinflussung thermischer Prozessparameter (eingegossen) Schmelze 800°C,
Werkzeug 190°C

1. spot

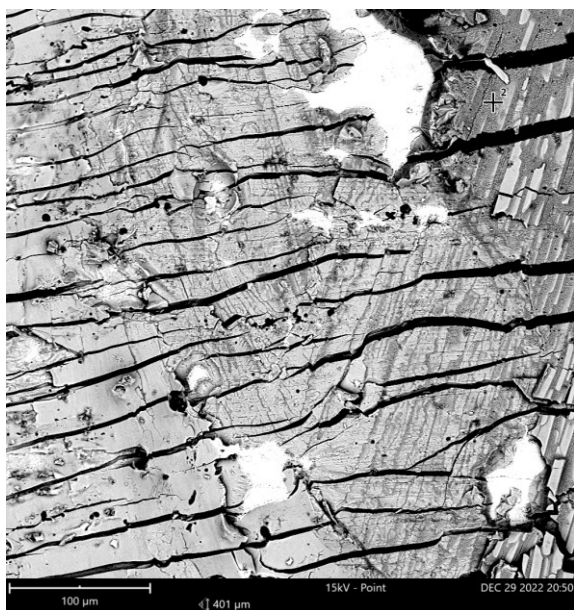


Element Symbol	Atomic Conc.	Weight Conc.	Oxide Symbol	Stoich. wt Conc.
C	53.28	27.24		
Al	32.20	36.99		
Cu	12.79	34.59		
O	1.73	1.18		

FOV: 401 µm, Mode: 15kV - Point, Detector: BSD Full, Time: DEC 29 2022 20:50

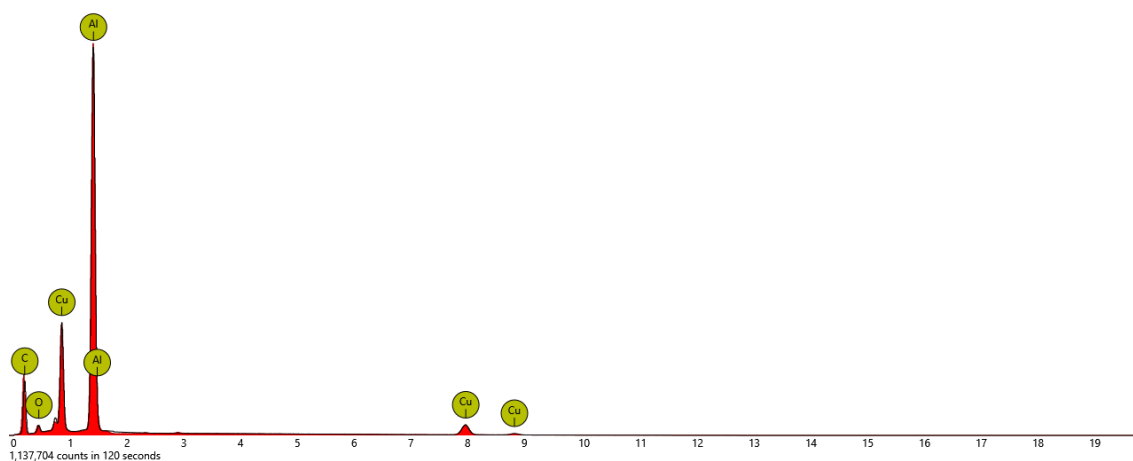


2. spot



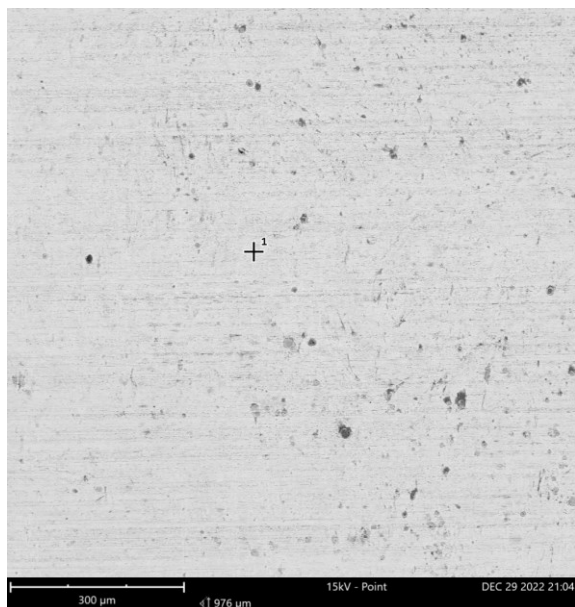
Element Symbol	Atomic Conc.	Weight Conc.	Oxide Symbol	Stoich. wt Conc.
C	66.14	42.13		
Al	25.62	36.66		
Cu	5.64	19.00		
O	2.60	2.20		

FOV: 401 μm, Mode: 15kV - Point, Detector: BSD Full, Time: DEC 29 2022 20:50



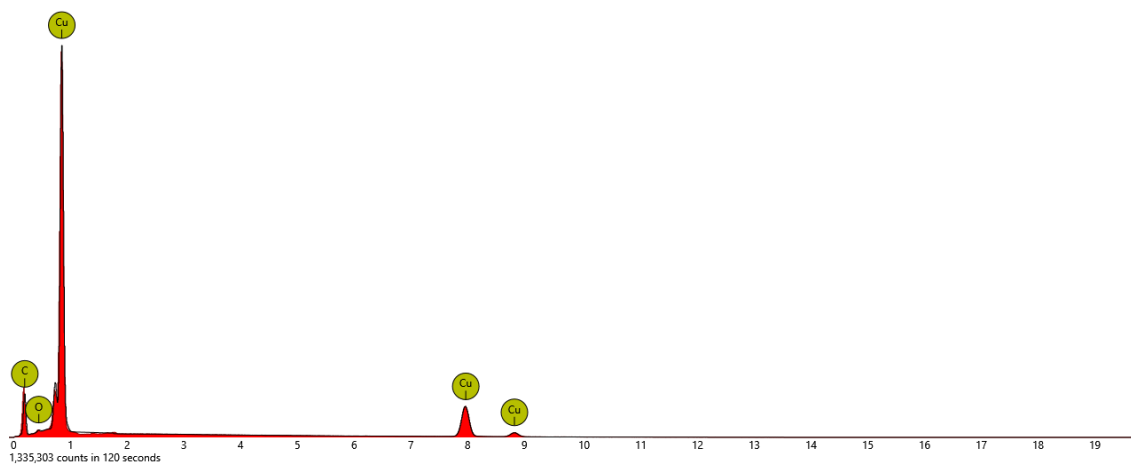
Beeinflussung thermischer Prozessparameter (eingegossen) Schmelze 740°C,
Werkzeug 290°

1. spot

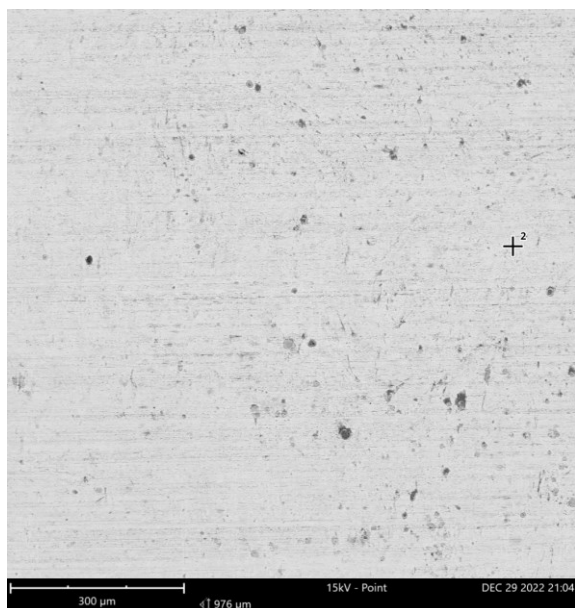


Element Symbol	Atomic Conc.	Weight Conc.	Oxide Symbol	Stoich. wt Conc.
C	69.32	30.37		
Cu	29.83	69.13		
O	0.85	0.50		

FOV: 976 µm, Mode: 15kV - Point, Detector: BSD Full, Time: DEC 29 2022 21:04

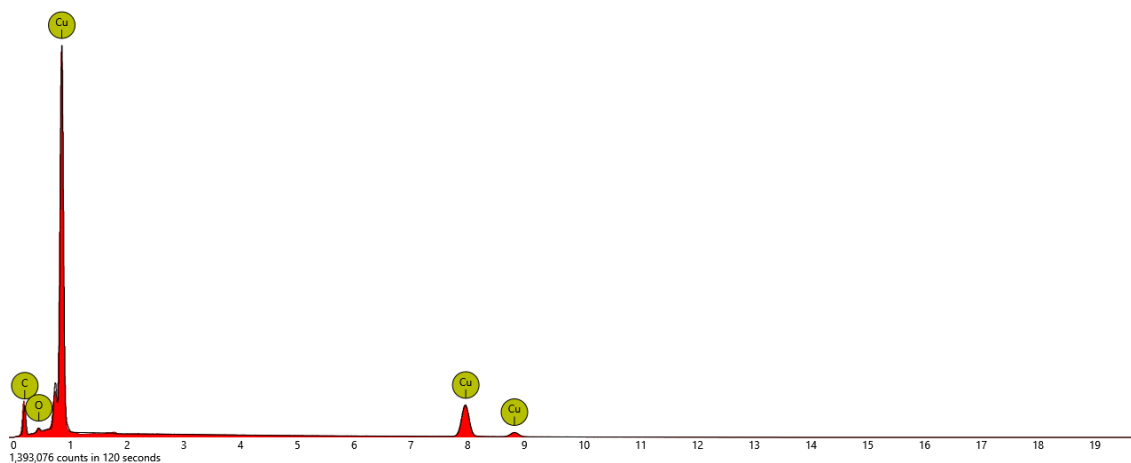


2. spot

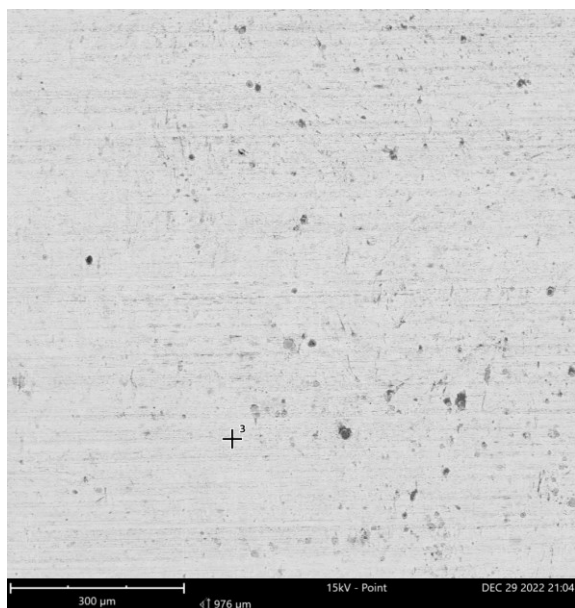


Element Symbol	Atomic Conc.	Weight Conc.	Oxide Symbol	Stoich. wt Conc.
C	61.89	24.16		
Cu	36.26	74.88		
O	1.85	0.96		

FOV: 976 μm, Mode: 15kV - Point, Detector: BSD Full, Time: DEC 29 2022 21:04

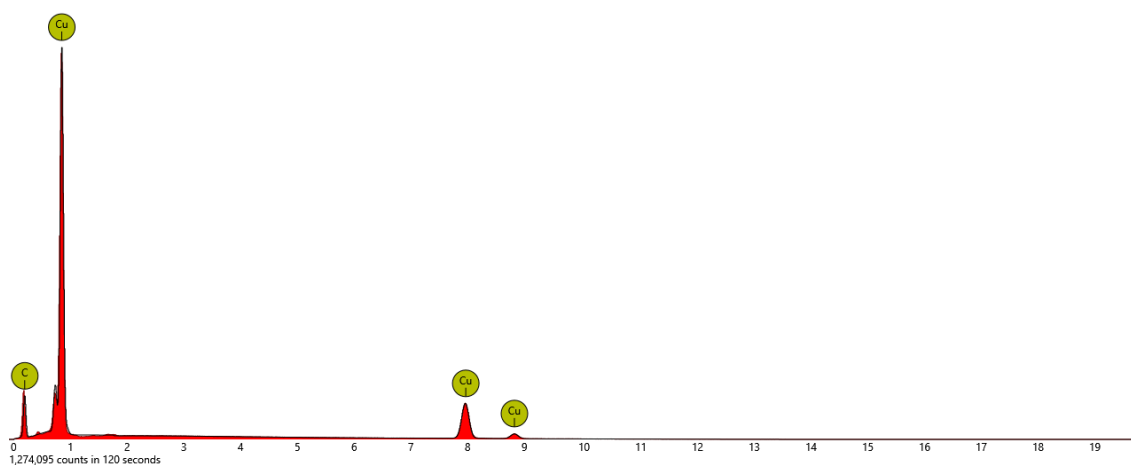


3. spot

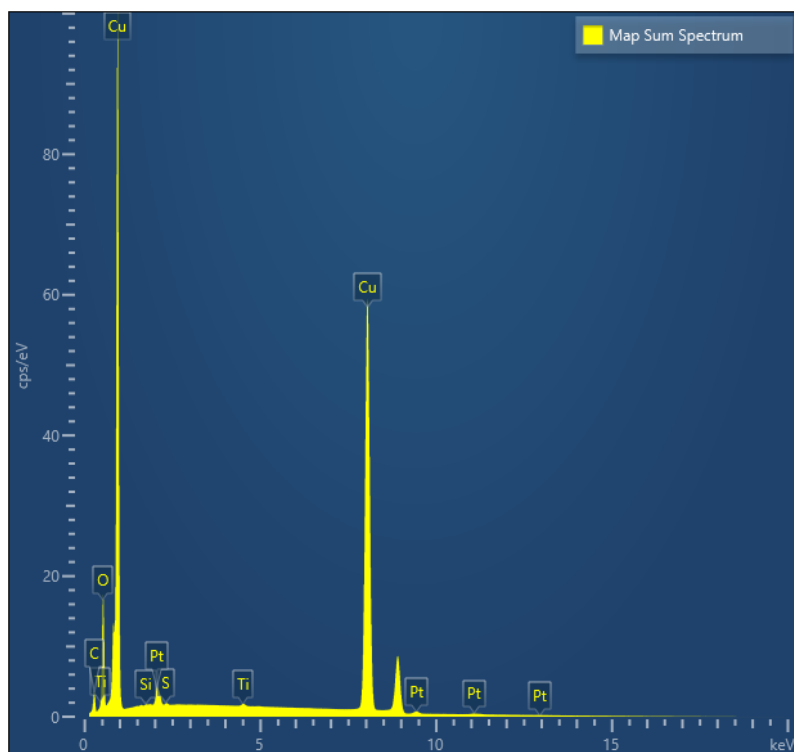


Element Symbol	Atomic Conc.	Weight Conc.	Oxide Symbol	Stoich. wt Conc.
C	67.60	28.29		
Cu	32.40	71.71		

FOV: 976 µm, Mode: 15kV - Point, Detector: BSD Full, Time: DEC 29 2022 21:04

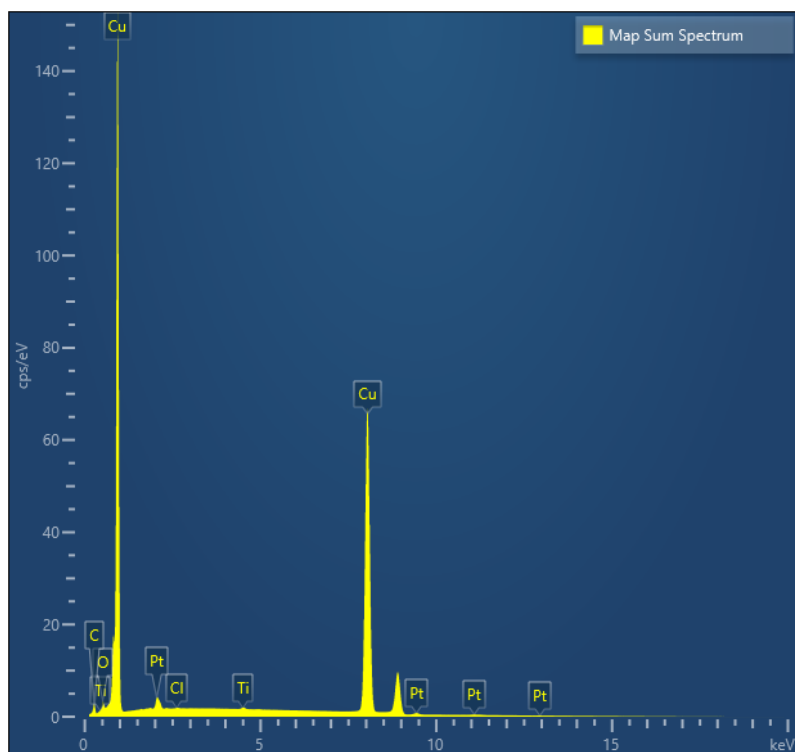


Laserstrukturierte Oberfläche vor chemischer Reinigung mittels Beize



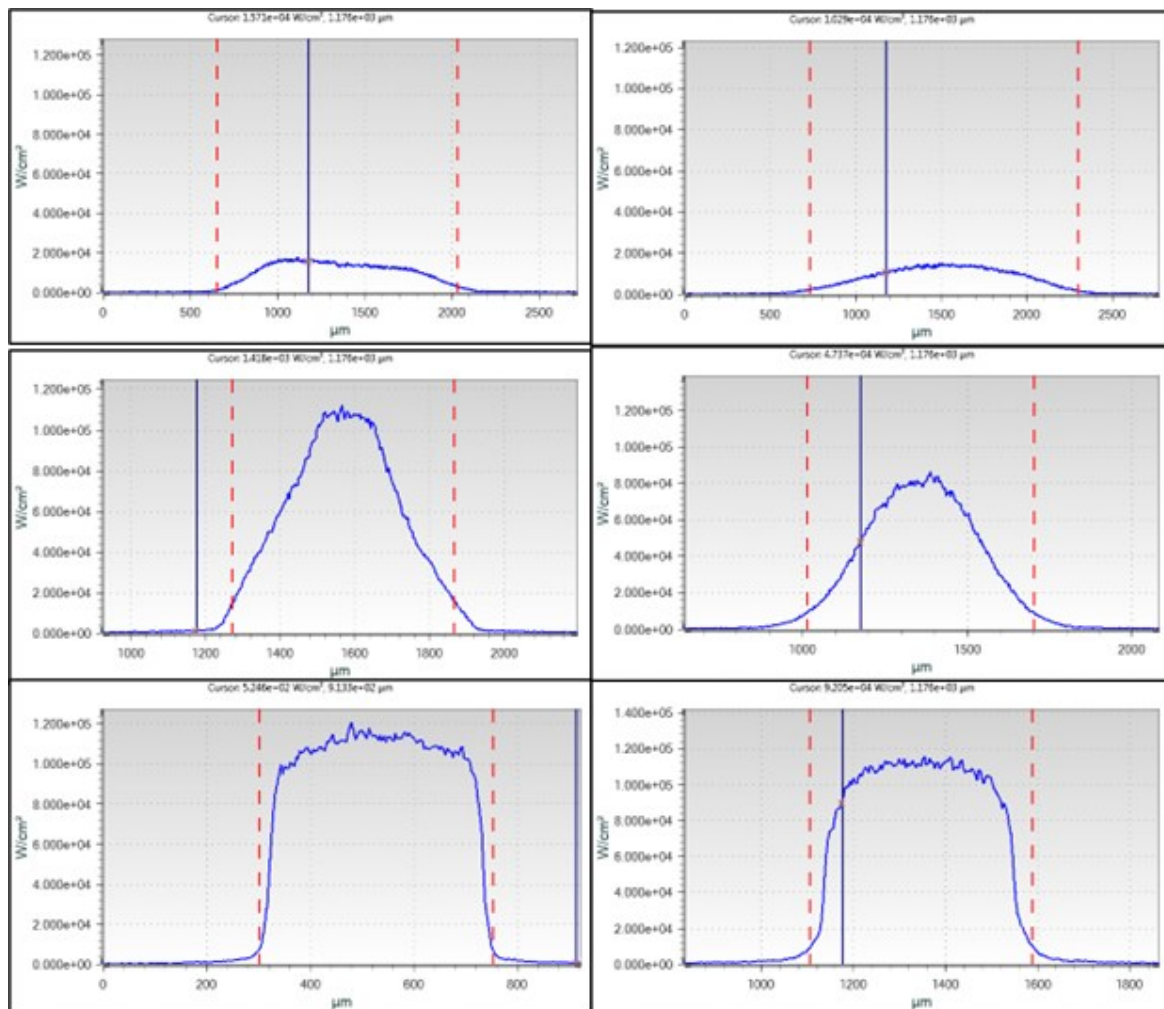
Map Sum Spectrum							
Element	Line Type	Apparent Concentration	Intensity Correction	k Ratio	Wt%	Wt% Sigma	Atomic %
O	K series	32.16	1.15	0.10822	7.21	0.01	23.54
Si	K series	0.05	0.52	0.00039	0.02	0.00	0.05
S	K series	0.16	0.76	0.00135	0.05	0.00	0.09
Ti	K series	0.55	0.98	0.00546	0.14	0.00	0.16
Cu	K series	350.56	0.98	3.50557	92.57	0.01	76.17
Total:					100.00		100.00

Laserstrukturierte Oberfläche nach chemischer Reinigung mittels Beize



Map Sum Spectrum							
Element	Line Type	Apparent Concentration	Intensity Correction	k Ratio	Wt%	Wt% Sigma	Atomic %
O	K series	3.65	1.14	0.01228	0.80	0.01	3.12
Cl	K series	0.12	0.84	0.00108	0.04	0.00	0.07
Ti	K series	0.66	1.00	0.00664	0.17	0.00	0.22
Cu	K series	393.58	1.00	3.93576	98.99	0.01	96.60
Total:					100.00		100.00

Spotvermessung der f100 Optik



Druckgussprotokoll für die Verbundgussversuche

Arbeits- und Prüfplan - Druckguss		Gießprotokoll.xlsx		Nr. 1/1	
Klassifizierung					
Forschungsauftrag X <input type="checkbox"/> Industrierauftrag <input type="checkbox"/> Vorversuch <input type="checkbox"/> Eigenforschung <input type="checkbox"/> Sonstiges <input type="checkbox"/>					
Projekt					
Projektleiter: Nane Nolte		Projekt-Nr.: 315559		Angebots-Nr.: A419650	
Bearbeiter: Nane Nolte		Datum:		Kunde: INTERN	
Projekt-/Beschreibung: Promotionsvorhaben Gießtag 1					
Hilfs- und Betriebsstoffe					
Legierung: Rotorenaluminium		Trennmittel: SL 61088		Schmierstoffe: Kolbensmiermittel	
Hersteller: Rheinfelden		Typ: Saefy-Lube		Typ: PowerLube 851	
Chargen-Nr./-Wechsel:		Hersteller: Chem-Trend		Hersteller: Chem-Trend	
Vorbereitung					
Dichteind. <input type="checkbox"/> Impellern X <input type="checkbox"/> Vakuum X <input type="checkbox"/> Vorwärmen Rohm. X <input type="checkbox"/> Kreislaufmat. <input type="checkbox"/> Veredelung <input type="checkbox"/>				Wegprofil	
Form: Uni-Siegen Platten-Profil		T _s schmelze [°C]: 750		Zuhaltezeit [s]: 10	
Formprogramm: unisiegp		T _{fest} [°C]: 190		Abkühlung: Luft	
Spektroskopieprobe:		T _{beweglich} [°C]: 190		Umschaltkriterien:	
Gießgewicht [g]: 1250		T _{gießkammer} [°C]: 250		lim [s]: 240	
Löffelfüllwinkel: 535				lim [v]: 999 / 199	
Löffeldosierung: 850				lim [p]: 185	
Löffelgröße:				146 2,3	
Sonstiges: Anschnittgeschw. 20m/s entspricht 1,3m/s am Kolben				200 2,6	
Anschnittgeschw. 30m/s entspricht 2m/s am Kolben				235 1,5	
Anschnittgeschw. 40m/s entspricht 2,6m/s am Kolben					
				Mit Druck und Temp.-Messung	
Nachbearbeitung					
Wärmebehandlung: keine					
Dokumentation und Freigabe					
Gießdiagramm Speichern <input checked="" type="checkbox"/>		Bearbeiter:		Datum/ Unterschrift	
Probenaufbewahrung:		Projektleiter:		#####	