

Untersuchungen von bleifreien Aluminium-Automatenlegierungen

Dipl.-Ing. Susanne Koch



Dissertation zur Erlangung des akademischen Grades eines
Doktors der montanistischen Wissenschaften
an der Montanuniversität Leoben

Leoben, April 2010

Eidesstattliche Erklärung

Ich erkläre Eides statt, dass ich die vorliegende Dissertation selbstständig verfasst, andere als die angegebenen Quellen und Hilfsmittel nicht benutzt und mich auch sonst keiner unerlaubten Hilfsmittel bedient habe.

Leoben, April 2010

Susanne Koch

Danksagung

Viele Persönlichkeiten haben mir entlang des Weges zur Erstellung dieser Arbeit wichtige Hinweise gegeben, mich auf die eine oder andere Weise begleitet und unterstützt. Ich danke:

Ao.Univ.-Prof. Helmut Antrekowitsch, Leiter der Nichteisenmetallurgie an der Montanuniversität Leoben, für die Möglichkeit diese Arbeit schreiben zu dürfen, sowie für die ständige Diskussionsbereitschaft und wertvollen Ratschläge.

Univ.-Prof. Helmut Clemens, Leiter des Department Metallkunde und Werkstoffprüfung der Montanuniversität Leoben, für die methodischen Anregungen und konstruktiven Anmerkungen.

Dr. Brigitte Kriszt für die gezielte Projektleitung und das konsequente Management, sowie allen Partnern des EraSME-DEMAND Projektes für die erfolgreiche Kooperation.

Dr. Dietmar Gruber für die Motivation, die Geduld und die kreativen Diskussionen. Ohne deine Unterstützung wäre es mir unmöglich gewesen, die Dissertation in dieser Form durchzuführen.

dem Nichteisenmetallurgie-Team für die angenehme Zusammenarbeit, tatkräftige Unterstützung und für die nicht immer fachlichen Dialoge.

den verschiedenen Einrichtungen, die mir notwendige Untersuchungen unkompliziert und rasch ermöglichten. Stellvertretend seien hier Forschungszentrum Strangpressen TU Berlin, Salzburger Aluminium AG, Wuppermann Engineering GmbH und Christian-Doppler-Labor für örtliche Korrosion Montanuniversität Leoben genannt.

den studentischen MitarbeiterInnen, die wesentlich an den verschiedenen Phasen der Studie beteiligt waren.

meinen Eltern, die mir eine Universitätsausbildung so selbstverständlich ermöglicht haben.

und meinen Freunden für die notwendige Ablenkung.

Ebenso sei allen denen ein Dankeschön ausgesprochen, die nicht namentlich Erwähnung fanden, aber zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben.

Untersuchungen von bleifreien Aluminium-Automatenlegierungen

Aufgrund der in Kraft getretenen EU-Richtlinien ist die Herstellung von Aluminium-Automatenlegierungen mit einem Bleigehalt von mehr als 0,4 Gew.-% seit 1. Juli 2008 verboten. Ein Bleizusatz von bis zu 2,0 Gew.-% gewährleistete die erforderliche Zerspanbarkeit. Die vorliegende Studie stellt die Auswirkungen der Substitution von Blei durch Zinn auf Materialcharakteristika wie Mikrostruktur, mechanische Eigenschaften, sowie geändertes Verhalten bei Umformung, Wärmebehandlung, Anodisierung, Korrosion und Zerspanung dar. Im Mittelpunkt steht somit eine umfassende Legierungsspezifikation. Ausgehend von der Norm bleihaltiger AlCu-Legierungen sind die Konsequenzen einer Mengenvariation der Hauptlegierungselemente Sn, Cu, Mn und Mg Gegenstand der Untersuchung. Dabei stellte sich heraus, dass ein erhöhter Sn-Gehalt die Umformbarkeit begünstigt, die Warmauslagerung beschleunigt und die Kaltauslagerung verzögert. Sehr gute Zerspanbarkeit ist bei AlCuMgSn-Legierungen mit $> 1\%$ Sn gegeben. Weiters gewährleistet eine Harteloxierschicht einen guten Schutz vor interkristalliner Korrosion. Mittels statistischer Versuchsplanungssoftware wurden Legierungszusammensetzungen für optimale mechanische Eigenschaften bzw. bestmögliche Zerspanbarkeit modelliert. Mittlere Cu-Gehalte bieten den Kompromiss zwischen ausreichend hoher Legierungsfestigkeit und guter Zerspanbarkeit bei gleichzeitig gutem Eloxier- sowie Korrosionsverhalten. Höhere Mn-Konzentrationen fördern die Zerspanbarkeit. Der Mg-Gehalt muss an der Untergrenze des Legierungsfensters liegen, um die Spanbarkeit nicht negativ zu beeinflussen. Ebenso Teil der Arbeit ist die Erforschung möglicher Effekte von Mikrolegierungselementen wie Ce oder Y und von Zusätzen an Co, Hf, Sr, Ti, V und Zr. Hinsichtlich der Zerspanbarkeit sind höhere Elementgehalte an Hf und Ti unbedingt zu vermeiden. Hingegen verbessert Zr bedeutend die Zerspanbarkeit von AlCuMgSn-Legierungen.

Investigations of lead-free aluminium alloys for machining

Due to current EU guidelines the production of aluminium machining alloys with lead-contents exceeding 0.4 wt.-% has been prohibited since 1st July 2008. Lead additions up to 2.0 wt.-% provided the required machinability. The present study exhibits the effects of substituting lead by tin on materials characteristics like microstructure or mechanical properties. Moreover, altered behaviours at shaping, heat treatment, anodising, corrosion and machining are determined. Hence, the focus of the investigations is a comprehensive alloy specification. Based on the Aluminum Association's standards for lead containing AlCu alloys, implications of content variations of main alloying elements Cu, Mn, Mg and Sn have been investigated. It can be seen that increasing Sn contents improve shaping, accelerate artificial ageing and decelerate natural ageing. A-rated machinability can be achieved with Sn contents > 1 % in AlCuMgSn alloys. Furthermore, hard anodizing layers show a protective action on all Sn-containing materials. Alloy compositions for optimised mechanical properties and best possible machinability are modelled by design of experiments software. Medium Cu contents exhibit a good compromise between sufficiently high alloys strength and good machinability with simultaneous satisfying anodization and corrosion behaviour.

A higher Mn content facilitates free cutting, whereas the Mg content has to be low to guarantee good machinability. Furthermore, part of this study is the investigation of possible effects of the micro alloying elements Ce and Y, respectively and additions of Co, Hf, Sr, Ti, V and Zr. Due to machinability high amounts of Hf and Ti should be avoided. However, Zr improves machinability significantly.

Inhaltsverzeichnis

| | | |
|----------|--|-----------|
| 1 | EINLEITUNG | 1 |
| 2 | PROBLEMSTELLUNG, ZIELSETZUNG UND LÖSUNGSWEG | 2 |
| 2.1 | Problemstellung | 2 |
| 2.2 | Zielsetzung und Lösungsweg | 4 |
| 3 | STAND DES WISSENS | 5 |
| 3.1 | Gesetzliche Lage | 5 |
| 3.2 | Fertigungsverfahren für Al-Automatenlegierungen | 6 |
| 3.2.1 | Stranggießen | 6 |
| 3.2.2 | Umformen | 6 |
| 3.2.3 | Wärmebehandlungen | 7 |
| 3.2.4 | Spanende Fertigung | 9 |
| 3.2.5 | Beschichten | 12 |
| 3.3 | Zerspanbarkeit von Aluminiumlegierungen | 13 |
| 3.3.1 | Spanbrechende Phasen | 16 |
| 3.3.2 | Substitutionselemente | 17 |
| 3.4 | Überblick patentierter Legierungen | 20 |
| 3.5 | Einfluss von Legierungselementen | 23 |
| 4 | GROSSTECHNISCHE LEGIERUNGSHERSTELLUNG UND DEREN CHARAKTERISIERUNG | 29 |
| 4.1 | Herstellung der Pressbolzen | 29 |
| 4.2 | Gefügecharakterisierung der Pressbolzen | 30 |
| 4.2.1 | Chemische Analyse | 30 |
| 4.2.2 | Licht- und Rasterelektronenmikroskopie (LIM und REM) | 31 |
| 4.2.3 | Röntgenbeugungsanalyse (XRD) | 35 |
| 4.2.4 | Differential Scanning Calorimetry (DSC) | 35 |
| 4.3 | Umformverhalten | 38 |
| 4.3.1 | Voruntersuchungen | 38 |
| 4.3.2 | Strangpressen | 47 |
| 4.3.3 | Charakterisierung der Strangpressstangen | 49 |
| 4.3.4 | Fließpressversuche | 52 |
| 4.4 | Wärmebehandlungsversuche | 58 |
| 4.5 | Zerspanversuche | 62 |
| 4.5.1 | Beurteilung der Spanform und der Oberflächengüte | 63 |
| 4.5.2 | Untersuchung der Nass-Schruppbearbeitbarkeit | 65 |
| 4.5.3 | Untersuchung der Trockenspannung | 69 |

| | | |
|-----------|--|------------|
| 4.6 | Eloxierbarkeitsuntersuchung | 76 |
| 4.7 | Korrosionsuntersuchungen | 79 |
| 4.7.1 | Wechseltest VDA 621-415 | 79 |
| 4.7.2 | Elektrochemische Impedanzspektroskopie (EIS) | 81 |
| 5 | LABORTECHNISCHE LEGIERUNGSHERSTELLUNG UND DEREN CHARAKTERISIERUNG | 84 |
| 5.1 | Strangpressen | 86 |
| 5.2 | Charakterisierung der Strangpressstangen | 86 |
| 5.2.1 | Zugversuche | 86 |
| 5.2.2 | Licht- und Rasterelektronenmikroskopie (LIM und REM) | 90 |
| 5.2.3 | Differential Scanning Calorimetry (DSC) | 91 |
| 5.3 | Wärmebehandlungsversuche | 92 |
| 5.4 | Zerspanversuche | 97 |
| 5.5 | Eloxierbarkeitsuntersuchung | 103 |
| 5.6 | Korrosionsuntersuchungen (EIS) | 104 |
| 6 | ZUSAMMENFASSENDER DISKUSSION DER ERGEBNISSE | 105 |
| 6.1 | Gefügecharakterisierung | 106 |
| 6.2 | Umformen | 109 |
| 6.3 | Mechanische Eigenschaften | 110 |
| 6.4 | Ausscheidungshärtung | 111 |
| 6.5 | Zerspanbarkeit | 116 |
| 6.6 | Eloxierbarkeit | 121 |
| 6.7 | Korrosionsverhalten | 122 |
| 7 | ZUSAMMENFASSUNG | 125 |
| 8 | AUSBLICK | 126 |
| 9 | LITERATUR | 127 |
| 10 | ABKÜRZUNGSVERZEICHNIS | 135 |
| 11 | ABBILDUNGS- UND TABELLENVERZEICHNIS | 137 |
| 12 | ANHANG | 140 |
| 12.1 | Auswirkungen von Blei und Zinn auf Mensch und Umwelt | 140 |

| | | |
|--------|--|-----|
| 12.1.1 | Verwendung | 140 |
| 12.1.2 | Toxikologie | 144 |
| 12.1.3 | Funktionen im menschlichen Körper | 148 |
| 12.1.4 | Effekte auf die Umwelt | 148 |
| 12.2 | Gefügecharakterisierung | 151 |
| 12.2.1 | LIM- und REM-Aufnahmen der industriell hergestellten Legierungen..... | 151 |
| 12.2.2 | XRD-Diffraktogramme | 161 |
| 12.2.3 | DSC-Thermogramme von labortechnisch hergestellten Legierungen..... | 164 |
| 12.2.4 | REM-Aufnahmen von beschichteten, labortechnisch hergestellten Legierungen .. | 169 |
| 12.3 | Korrosionsuntersuchungen | 173 |
| 12.3.1 | VDA 621-415 an industriell gefertigten Legierungen..... | 173 |
| 12.3.2 | EIS-Messergebnisse an industriell gefertigten Legierungen | 182 |
| 12.3.3 | EIS-Messergebnisse an labortechnisch hergestellten Legierungen | 184 |
| 12.4 | Zerspanversuche an labortechnisch hergestellten Legierungen | 185 |
| 12.4.1 | Vorschub-Spantiefe-Diagramme | 185 |
| 12.4.2 | Aufbauschneidbildung an Wendeschneidplatten | 216 |

1 Einleitung

Aufgrund gesundheitlicher Beeinträchtigungen sind unter anderem bei Treibstoffen (DIN EN 228:2000 ≤ 5 mg/l) und bei Trinkwasser (WHO Guidelines for Drinking-water Quality 2006 und EU Trinkwasserrichtlinie 98/83/EG ≤ 100 ppm/l, US Environmental Protection Agency – Lead and Copper Rule 1991 ≤ 11 ppm/l) die Grenzwerte für Blei abgesenkt worden. ^[1-4]

Andere EU-weite Einschränkungen in der metallverarbeitenden Industrie beziehen sich auf Blei als Legierungselement in Stahl, Kupfer- sowie Aluminiumlegierungen (ELV – End of Life Vehicles Richtlinie 2000/53/EC) und in Elektro- und Elektronikgeräten (RoHS – Restriction of Hazardous Substances Richtlinie 2002/95/EC).

Die Einschränkung des Bleis in Aluminiumlegierungen betrifft hauptsächlich zerspanbare AlCu- und AlMgSi-Legierungen, das heißt Materialien der 2000er- und 6000er-Serie für die spanende Formgebung. Sie enthalten das niedrig-schmelzende Weichmetall, da es die Bildung von kurzen Spänen begünstigt. Die bleihaltigen Späne stellen, zusätzlich zur Möglichkeit der Freiwerdung von Blei in Form von Rauch, Dampf oder Staub, ein Entsorgungsproblem dar. Traditionelle bleifreie Aluminiumlegierungen mit geringer Zugfestigkeit sind nicht in der Lage, kleine Späne zu bilden.

Infolgedessen besteht der Bedarf bleifreie Aluminiumautomatenlegierungen zu entwickeln, die Zusätze enthalten, welche die bewährte Zerspanbarkeit bei gleichzeitig gutem Verhalten hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften, Korrosionsbeständigkeit und Anodisierbarkeit gewährleisten.

Neue kommerzielle Al-Automatenlegierungen der 2000er- und 6000er-Serie enthalten entweder einen auf das erlaubte Minimum von 0,4 %¹ abgesenkten Bleigehalt oder eine Kombination aus Zinn und Wismut. Weiters ist eine 6000er-Legierung, die Zinn als alleiniges Ersetzelement beinhaltet, am Markt erhältlich, jedoch keine 2000er-Legierung.

Dies ist Ausgangspunkt der vorliegenden Arbeit, durchgeführt im Rahmen des EraSME Projektes „DEMAND – Developing the Machinability of Non-lead Aluminum Alloys“ und gefördert durch die Österreichische Forschungsförderungsgesellschaft.

¹ Alle Angaben in dieser Arbeit, sofern nicht explizit angeführt, beziehen sich auf Gewichtsprozent.

2 Problemstellung, Zielsetzung und Lösungsweg

Toxikologische Gründe verlangen die Beseitigung von Blei in Aluminiumautomatenlegierungen, so dass die Forderung nach einer bleifreien, gut umform-, zerspan-, härt- sowie beschichtbaren Legierung entsteht. Der Lösungsweg der vorliegenden Arbeit führt über die Herstellung unterschiedlicher bleifreier Legierungen, deren Charakterisierung und Überprüfung auf Verarbeitbarkeit.

2.1 Problemstellung

Der bisher übliche Einsatz von Blei als Legierungselement in Aluminiumautomatenlegierungen birgt gesundheitliche Risiken für den Menschen und wirkt belastend auf die Umwelt. Bei der spanenden Bearbeitung entstehende Emissionen führen zur Inkorporation des Schwermetalls und Intoxikation des menschlichen Körpers sowie zu Kontaminationen in seinem Lebensraum (näheres dazu siehe Anhang 12.1). Die Europäische Union ist bestrebt, Blei-Kontaminierungen in Zukunft durch Richtlinien, die den Einsatz von Blei unter anderem als Legierungselement in Aluminium verbieten, zu vermeiden.

Reines, unlegiertes Aluminium ist sehr weich und duktil und tendiert dazu am Schneidwerkzeug anzuhafte, dort Aufbauschneiden zu formen sowie lange Band- oder Wirrspäne zu bilden. Beides verringert die Oberflächengüte des Werkstückes, führt zu erhöhten Maschinenstillstandzeiten, da der Spanabtransport behindert und die Werkzeuglebensdauer verkürzt wird. Das alleinige Hinzufügen von härtesteigernden Legierungselementen reicht oft nicht aus, um die Zerspanbarkeit genügend zu steigern.

Bei der spanenden Fertigung bildet Blei, das sich nicht im Aluminiummischkristall löst und somit an den Korngrenzen niedrig-schmelzende Phasen bildet, Gefügeinhomogenitäten, welche als Sollbruchstelle fungieren. Auf diese Weise sind die Erzeugung von kurzen Spänen, die gute Oberflächengüte des Werkstückes, geringe Zerspankräfte als auch lange Werkzeugstandzeiten gewährleistet. Das ergibt zusammengefasst eine gute Zerspanbarkeit, welche für eine hohe Produktivität, reduzierte Zykluszeiten und daraus resultierende Zeit- und Kosteneinsparungen maßgeblich ist. ^[5,6]

Folgende Fragen stellen sich in diesem Kontext: Wie sieht die gesetzliche Lage zur Bleiproblematik in Aluminiumlegierungen aus? Welche Fertigungsverfahren kommen bei Aluminiumautomatenlegierungen zum Einsatz, sind verantwortlich für deren Materialverhalten und müssen neben der Zerspanbarkeit mitcharakterisiert werden? Existieren Bleisubstitute, das heißt Legierungselemente, die spanbrechende Einschlüsse bilden und sowohl die Bildung von kurzen Spänen unterstützen, bei gleichzeitig hoher Oberflächengüte des Werkstückes und langer Standzeit des Werkzeuges? Gibt es Ersatzelemente, die sowohl im festen, als auch im flüssigen Aluminium unlöslich sind, niedere Schmelzpunkte als Aluminium aufweisen, keine intermetallischen Verbindungen mit Aluminium oder anderen Legierungsbestandteilen eingehen und eine geringere Härte als die Aluminiummatrix besitzen? Sind bleifreie Aluminiumlegierungen für die spanende Bearbeitung am Markt erhältlich? Welchen Einfluss haben Haupt-, Verunreinigungs- und Sonderlegierungselemente in 2000er-Legierungen? Wie werden neben der Zerspanbarkeit andere Materialcharakteristika, wie Gefügezusammensetzung, mechanische Kennwerte, Umformbarkeit, Wärmebehandlungsverhalten, Anodisierbarkeit und Korrosionsbeständigkeit beeinflusst? Ist eine erfolgreiche Umstellung von derzeitig bleihaltigem Rohmaterial auf bleifreie Werkstoffe möglich, ohne Verluste in der Produktivität und Performance der Endanwendungen?

2.2 Zielsetzung und Lösungsweg

Ausgehend von der dargestellten Sachlage ist die Motivation vorliegender Arbeit Blei vollständig aus Aluminiumautomatenlegierungen zu entfernen. Das Ziel ist einerseits optimierte Legierungszusammensetzungen hinsichtlich mechanischer Parameter sowie Zerspanbarkeit zu finden, andererseits die Auswirkung verschiedener Legierungselemente auf das Eigenschaftsportfolio der AlCuMgSn-Legierung festzustellen. Der Lösungsweg bzw. das Vorgehen dieser Studie gliedert sich in drei Abschnitte:

1. Analyse des aktuellen Wissensstandes:

Eine Literaturrecherche spezifiziert die breit gefächerten Anforderungen an Aluminium-Automatenlegierungen. Weiters liefert eine Patent- und Marktrecherche den Überblick über vorhandene neue Legierungsprodukte und Möglichkeiten für neue Legierungen.

2. Herstellung unterschiedlicher AlCuMgSn-Legierungen und deren Charakterisierung:

Im Zentrum des Interesses ist hier die Herstellung von AlCuMgSn-Legierungen innerhalb des Legierungsfensters der EN AW 2007 mit unterschiedlichen Sn- und Legierungselementgehalten. Die Auswirkungen der Elementvariationen sowie der Zusatzlegierungselemente auf die mechanischen Eigenschaften, das Gefüge, die Strang- und Fließpressbarkeit, die Aushärtbarkeit, das Zerspan-, Eloxier- sowie Korrosionsverhalten wurden mit Methoden der Metallkunde und Werkstoffprüfung charakterisiert.

3. Schlussfolgerungen aus der Legierungscharakterisierung zur Legierungselementwahl und Verarbeitung in der Praxis:

Hier sind die Ergebnisse der Versuche und ihre Implikationen auf die geeignete Legierungszusammensetzung und Weiterverarbeitbarkeit diskutiert. Ferner werden die zugrunde gelegten Fragestellungen beantwortet und sich neu ergebende Fragen aufgezeigt.

3 Stand des Wissens

Schon seit den späten 1960er Jahren ist das Thema zerspannbare Aluminiumlegierungen immer wieder Gegenstand von Untersuchungen. Warum bisher Blei dennoch in Aluminiumautomatenlegierungen zum Einsatz kam, wie es die Materialcharakteristika beeinflusst, welche Ersatzmöglichkeiten und patentierte Legierungen bereits existieren, ist Inhalt der darauf folgenden Abschnitte. Zuvor seien die erst kürzlich in Kraft getretenen EU-weiten Richtlinien zur Einschränkung von Blei sowie die Fertigungsverfahren für Aluminiumautomatenlegierungen vorgestellt.

Die von Blei und Zinn ausgehenden Gefahren, bezogen auf den Menschen und seinen Lebensraum sind im Anhang in Kapitel 12.1 zusammengestellt.

3.1 Gesetzliche Lage

Durch die Richtlinie 2000/53/EC (ELV-Direktive – End-of-life Vehicle Directive) des Europäischen Parlamentes und des Rates vom 18. September 2000 ist die stoffliche Verwertung von Kraftfahrzeugen innerhalb der Europäischen Union geregelt. Die darin festgelegten Maßnahmen zielen vorrangig auf die Vermeidung von Fahrzeugabfällen, auf die verwertungsgerechte Konstruktion von Fahrzeugen, daneben auf die Verwertung, Wiederverwendung und Rezyklierung von Altfahrzeugen und ihren Bauteilen ab. Zur Förderung der Abfallvermeidung sind alle Mitgliedsstaaten ab 1. Juli 2003 dazu verpflichtet, keine Werkstoffe und Bauteile von Fahrzeugen in den Verkehr zu bringen, die Blei, Quecksilber, Cadmium oder sechswertiges Chrom enthalten. Ausnahmen sind im Anhang II angeführt: Der Bleibestandteil einer Aluminiumlegierung darf maximal 0,4 % betragen. Bis zum 1. Juli 2008 durften, gemäß dem Bundesgesetzblattes Teil II der Republik Österreich, Bleigehalte von bis zu 1,5 % in Aluminiumlegierungen für Bearbeitungszwecke enthalten sein. ^[7,8]

Mit der EU-Richtlinie 2002/95/EC (RoHS-Direktive – Restriction of Hazardous Substances) vom 27. Jänner 2003 sind Grenzwerte für den Gebrauch von gesundheitsschädlichen Substanzen in elektrischen und elektronischen Geräten festgelegt worden. Demzufolge ist seit 1. Juli 2006 der Verkauf von Elektrik- und Elektronikgeräten verboten, die den Forderungen der Richtlinie nicht entsprechen. Beschränkt sind hierbei Gehalte an Blei, Cadmium, Quecksilber, sechswertigem Chrom auf 0,1 % und bromhaltige Flammschutzmittel auf 0,01 %. Eine Ausnahme (Artikel 4 §1 – Anhang C § 6) stellt die Verwendung von Blei als Legierungselement in Stahl, Kupfer- bzw. Aluminiumlegierungen dar. Erlaubte Maximalwerte sind 0,35 % Pb in Stahl, 4 % Pb in Kupfer- sowie 0,4 % Pb in Aluminiumlegierungen. ^[9]

3.2 Fertigungsverfahren für Al-Automatenlegierungen

Nach DIN 8580 sind die Fertigungsverfahren in sechs Hauptgruppen unterteilt und umfassen Urformen, Umformen, Ändern der Stoffeigenschaften, Trennen, Beschichten und Fügen. Nachfolgende Kurzbeschreibungen beziehen sich auf die Verfahrensvarianten jener Hauptgruppen, die in vorliegender Studie zur Charakterisierung der Legierungen zum Einsatz kamen.^[10]

Da Al-Legierungen mit einem Cu-Gehalt von 0,3 bis 5 % beim Schmelzschweißen zur Warmrissbildung neigen und allgemein als nicht oder nur schwer schmelzschweißbar zu betrachten sind, war die Fertigungstechnik Fügen nicht Gegenstand dieser Studie. Erst mit einem Cu-Gehalt von mehr als 6 % wäre die Schmelzschweißbarkeit gegeben.^[11]

3.2.1 Stranggießen

Die großtechnische Herstellung der untersuchten Legierungen erfolgte mittels kontinuierlichen Stranggussprozess. Dabei trifft die Schmelze auf die feststehende wassergekühlte Kokille, dessen Grund mit einem absenkbaaren Bodenstück verschlossen ist. Die Strangform mit erstarrter dünner Randschale tritt kontinuierlich aus der Kokille durch Absenken des Gießtisches aus und wird gezielt durch Wasser abgekühlt. Das Ergebnis ist eine von unten nach oben gerichtete Erstarrung des feinkörnigen, dichten, poren- und lunkerfreien Gussstranges mit glatter Oberfläche, sodass auf das Abdrehen vor dem Strangpressen verzichtet werden kann.^[11,12]

Die so hergestellten Gussbolzen enthalten Primärphasen mit Abmessungen von bis zu ca. 40 µm. Deren Größe, Verteilung und Zusammensetzung ist abhängig von der Korngröße, der Erstarrungsgeschwindigkeit und dem Gehalt an Legierungs- und Verunreinigungselementen. Sie sind mit der Aluminiummatrix kristallographisch inkohärent.^[11]

3.2.2 Umformen

Nach dem Stranggießen sind die Gussstränge durch Strangpressen sowie aus den Stangen gefertigte Ronden durch Fließpressen umgeformt worden. Das direkte Strangpressen ist das häufigste Verfahren zur großtechnischen Produktion von Stangen oder Profilen. Dabei presst der Stempel den auf ca. 450 – 500 °C erwärmten Stranggussbolzen durch die formgebende Matrizenöffnung. Ein Luftgebläse, ein Wasserdampfnebel oder Wasser kühlt bzw. schreckt den austretenden Profilstrang ab, welcher anschließend gereckt, zugeschnitten und gegebenenfalls warmausgehärtet wird. Beim indirekten Strangpressen drückt der Stempel die Matrize

gegen den Pressbolzen. Vorteil dieses Verfahrens sind die verminderten Reibungsverluste zwischen Bolzen und Aufnehmer und die dadurch gleichmäßigere Temperaturverteilung über dem Strang. Das indirekte Pressen eignet sich daher sehr gut zur Erzeugung von schwer pressbaren Stangen in Bohr- und Pressqualität. ^[11]

Die Herstellung der Strangpressprofile erfolgt durch Warmumformung bei hohen Temperaturen zwischen 300 – 500 °C und somit erniedrigtem Fließwiderstand. Die Streckung des Gusskorns in Verformungsrichtung erzeugt ein Versetzungszellgefüge, das durch dynamische Erholung (Versetzungserzeugung und -vernichtung) in ein Subkorngefüge überführt wird. Weiters bewirkt der Warmumformprozess eine Zertrümmerung und zeitliche Anordnung der Gussphasen (Primärphasen) im Gefüge. Sie sind Bereiche mit hohen Spannungs- und Dehnungskonzentrationen und daher Rekristallisationskeime bei der Warmumformung. Häufig kann sich auch eine rekristallisierte Randzone, infolge der großen Scherungen an den Einlaufkanten des Presskanals, ausbilden Diese Zone neigt auch zur Grobkornbildung. ^[11]

Das Kaltfließpressen ist wegen seines hohen Ausbringungsverhältnisses von meist mehr als 85 % des Einsatzgewichtes für Anwendungen in der Fahrzeug-, Elektro- und Maschinenbau-technik gut geeignet. Die Gestaltungsmöglichkeiten von Fließpressteilen sind erheblich erweiterbar, wenn andere Verarbeitungsverfahren wie zum Beispiel eine spanende Drehbearbeitung die Fertigung ergänzen. ^[11]

Das Fließpressen ist ein Massivumformverfahren bei Raumtemperatur, seltener bei höheren Temperaturen, zur Produktion von Voll- oder Hohlgeometrien. Die Gestalt des Werkstückes resultiert aus der Form von Pressstempel und -büchse. Das Aufbringen von sehr hohem Druck gewährleistet das Überschreiten der Formänderungsfestigkeit des Werkstoffes. Das Verfahren unterteilt sich, je nach Wirkrichtung des Stempels zur Fließrichtung des Werkstoffes, in Vorwärts- und Rückwärtsfließpressen. ^[13]

3.2.3 Wärmebehandlungen

Die im Rahmen der Studie verwendeten Wärmebehandlungen waren das Homogenisieren (Hochglühung) der Gussstränge und auch der Fließpressbutzen, sowie das Ausscheidungshärten nach dem Strangpressen. Mit dem Eingriff der Wärmebehandlung in die Gefügestruktur, entstehen unter anderem sogenannte Sekundärphasen. Mit deren Hilfe sind die Verarbeitungs- und Gebrauchseigenschaften einstellbar. ^[11]

Eine Homogenisierungsbehandlung von Gussbolzen vor Warmumformprozessen veranlasst den Abbau von Eigenspannungen sowie Seigerungen, bewirkt eine gleichmäßige Ausscheidung übersättigt gelöster Elemente, wie Mn und Fe, und führt zu einer verbesserten Warm- als auch Kaltumformbarkeit. ^[12] Die dabei entstehenden Dispersionsphasen, zum

Beispiel Al_3Fe , Al_6Mn , Al_7Cr oder Al_3Zr , sind 0,02 bis 0,05 μm groß und kontrollieren das Kornwachstum bei der Rekristallisation. Deren Anordnung und Größe sind durch die Aufheizgeschwindigkeit, Glühtemperatur und -zeit bei der Homogenisierung steuerbar. Sie sind somit in Verbindung mit den thermomechanischen Parametern für die Ausbildung des Warmverformungsgefüges verantwortlich. ^[11]

Die Sekundärphasen der Aushärtung sind lösliche Ausscheidungen, die sich durch ihre stark abnehmende Löslichkeit zu niederen Temperaturen hin, und durch ihre hohen Grenzflächenenergien, infolge ihrer inkohärenten Phasengrenzflächen, auszeichnen. Letzteres behindert deren Keimbildung, so dass aus dem durch Lösungsglügen und Abschrecken erzeugten übersättigten Mischkristall sich metastabile Phasen beim anschließenden Kalt- oder Warmauslagern ausscheiden. Sie erzielen hohe Keimbildungsgeschwindigkeiten dank ihrer niederenergetischen kohärenten oder teilkohärenten Phasengrenzfläche. Bis zum Erreichen der niedrigen freien Enthalpie der Gleichgewichtsphase werden mehrere metastabile Phasen durchlaufen. ^[11,14]

Die Ausscheidungsfolge einer AlCu-Legierung, Tabelle 3.1 beginnt mit der Bildung von sogenannten Clustern. Darunter sind örtliche Ansammlungen von Legierungsatomen oder Legierungsatome/Leerstellen-Komplexe ohne erkennbare Struktur oder Ordnung zu verstehen. Aus diesen Agglomeraten entstehen kohärente, metastabile Guinier-Preston-Zonen (GPI) mit Größen von wenigen Nanometern. GPI-Zonen sind bei der Kaltauslagerung für die Festigkeitssteigerung verantwortlich. Bei der Warmauslagerung entstehen nach der Ausbildung von kohärenten GPII-Zonen (θ'' -Phasen) anschließend teilkohärente θ' -Zwischenphasen. Sie können über einen gewissen Zeitraum bei der Auslagerung koexistieren. Die Festigkeitssteigerung bei der Warmauslagerung ist vorwiegend auf GPII-Zonen zurückzuführen. Die stabile inkohärente θ - bzw. Al_2Cu -Phase formiert sich erst nach langen Glühzeiten und führt zu einer unerwünschten Festigkeitsabnahme, der sogenannten Überalterung. ^[11,14,15]

Tabelle 3.1: Chronologische Reihenfolge der auftretenden Phasen in AlCu-Legierungen ^[14,16]

| Ausscheidung | Phasengrenze | Morphologie |
|---|--------------|---|
| atomare Cluster oder Atom/Leerstellen-Cluster | | keine Struktur, keine Ordnung |
| GPI-Zonen | kohärent | Monolagen aus Cu-Atomen auf $\{100\}_{\text{Al}}$ -Ebenen |
| GPII-Zonen (θ'' -Phasen) | kohärent | zwei oder mehrere Cu-Lagen auf $\{100\}_{\text{Al}}$ -Ebenen getrennt durch drei Al-Atomlagen |
| θ' -Phasen | teilkohärent | tetragonale Kristallstruktur, basierend auf einem leicht verzerrten CaF_2 -Gitter (C1-Typ) |
| θ - bzw. Al_2Cu -Phase | inkohärent | C16 Kristallstruktur |

Ist in der Legierung auch Mg enthalten, gibt es eine zweite Ausscheidungssequenz, einleitend mit GPB-Zonen, das sind Cu/Mg Guinier-Preston-Bagariastkij-Zonen, gefolgt von der Formierung metastabiler Phasen, S'' und S', bis schließlich die Gleichgewichtsphase S (Al₂CuMg) erreicht ist. Bei der Warmaushärtung von AlCuMg-Legierungen ist weiters auch eine thermisch stabilere Ω-Phase zu finden, die zur Kriechbeständigkeit beiträgt. Sie ist ähnlich der θ-Phase, jedoch bevorzugen ihre Vorphasen, Ω' und Ω'', die {111}-Kohärenzebene im Mischkristall. Durch das Vorhandensein von Ausscheidungen auf unterschiedlichen Kohärenzebenen ist das Gleitverhalten homogener und die Duktilität verbessert sich bei einem hohen Festigkeitsniveau. Si-Zusätze hemmen die Ω-Phasen-Bildung, Mikrolegierungen fördern sie. Noch immer Gegenstand aktueller Forschungen ist der Beginn beider Ausscheidungsfolgen mit Cu-Mg-Leerstellen-Komplexen und/oder Cu-Clustern. Abhängig von der Legierungszusammensetzung, das heißt vom Cu-Gehalt sowie vom Cu/Mg-Verhältnis, und von den Aushärteparametern können verschiedene Phasenverteilungen und -volumenanteile erzeugt werden. Maximale Festigkeitssteigerung ist mit einer hohen Phasenanzahl, einem geringen Phasenabstand und einer gleichmäßigen Verteilung möglich. Diese metastabilen Phasen behindern die Versetzungsbewegung und infolgedessen sind hohe bis höchste Festigkeitswerte erzielbar. Geht die Kohärenz bzw. Teilkohärenz durch zunehmende Überalterung verloren, nimmt die Festigkeit ab. ^[11,17,18]

Durch ein erneutes Lösungsglühen und nachfolgendes Abschrecken oder durch eine Rückbildungsglühung bei Temperaturen unter der Lösungsglüh-temperatur können die Ausscheidungsphasen wieder aufgelöst und eine Ausscheidungssequenz über metastabile Phasen bei nachfolgender Kalt- oder Warmauslagerung bewirkt werden. ^[11]

3.2.4 Spanende Fertigung

Hauptaugenmerk der Charakterisierung lag bei der Beurteilung der Zerspanbarkeit der produzierten Automatenlegierungen. Bei den spangebenden Bearbeitungsverfahren dringt beim Spanen mit geometrisch bestimmter Schneide, wie zum Beispiel beim Drehen, Bohren, Fräsen etc. ein Schneidkeil in die Werkstückoberfläche ein und verformt diese zuerst elastisch, danach plastisch (Scher-, Lamellen-, Fließspanbildung). Nach Überschreiten der maximal zulässigen Schubspannung beginnt der Werkstoff zu fließen und erzeugt einen Span, der über die Spanfläche der Schneide abläuft (siehe Abbildung 3.1). Genauer betrachtet, bewegen sich bei der Spanbildung metallischer Werkstoffe die Versetzungen des Kristallgitters unter dem Einfluss der wirkenden Schubspannungen. Die Versetzungsbewegung bei plastischer Verformung ist Grundlage der Plastizität der Metalle, wobei die Höhe der dafür erforderlichen Schubkräfte ein Maß für deren Festigkeit bzw. Verformungswiderstand ist. Eingelagerte Fremdatome, Ausscheidungen und Korngrenzen, aber auch die

gegenseitige Verankerung der Versetzungen hemmen die Versetzungsbewegung und erhöhen so den Verformungswiderstand. Bei steigendem Verformungsgrad nehmen die Versetzungsdichte und die Behinderung der Versetzungsbewegung zu und verursachen eine Materialverfestigung. Schließlich können an Hindernissen die wirksamen Normalspannungen die zulässige Kohäsionsgrenze überschreiten und Riskeime entstehen. [11,19–21]

Bei der Reißspanbildung erfolgt keine plastische Verformung bis zum Bruch, sondern das Material bricht nach der elastischen Formänderung. Dieser Spanbildungsvorgang ist bei spröden Werkstoffen wie zum Beispiel Gusseisen, Gestein, Faserverbundwerkstoffen oder Titanaluminiden zu beobachten. [21]

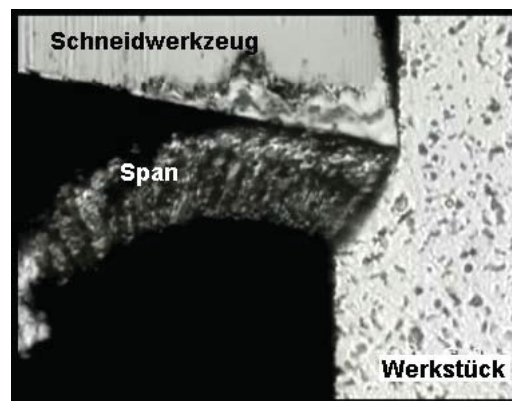


Abbildung 3.1: Schnittvorgang im Feingefüge der AlCuMgPb-Legierung [22]

Die bleibende plastische Verformung, das heißt die Spanbildung ist nicht ausschließlich werkstoffabhängig, sondern kann durch Variation der Richtung und des Betrages der Belastung erreicht werden. Die Richtung des Belastungsfalles ist durch die Schneidkeillage (Span-, Einstell- und Neigungswinkel), der Betrag durch die Schnittparameter Vorschub, Schnittgeschwindigkeit und -tiefe veränderbar. Wie gut sich ein Werkstoff spanend bearbeiten lässt, ist durch dessen Zerspanbarkeit festgelegt. Der Begriff Zerspanbarkeit ist, neben der Mindestforderung nach einem einwandfreien Werkstück, die Summe all jener Eigenschaften eines Werkstoffes, die auf den Zerspanprozess Einfluss haben, und ist abhängig vom jeweiligen Bearbeitungsverfahren, dem Schneidstoff und den gewählten Schnittbedingungen. Die Zerspanbarkeit lässt sich durch die vier Kriterien Zerspankraft, Werkzeugverschleiß, Oberflächengüte des Werkstücks und Spanform bewerten. [19,21,23]

Das Wissen um die auftretenden **Zerspankräfte** ist Grundlage für die Maschinenauslegung, dient der Abschätzung der elastischen Verformungen von Werkstück und -zeug und damit der erreichbaren Werkstückgenauigkeit. Den größten Einfluss auf die Zerspankräfte besitzt der Werkstückstoff mit seinem Gefüge- und Wärmebehandlungszustand. Verursacht dieser große Zerspanungskräfte – ist somit schwerer zerspanbar – können diese durch Veränderung der Schnittbedingungen oder/und der Schneidstoffwahl verringert werden. Die

bei der Aluminiumzerspannung auftretenden Zerspankräfte sind um ca. zwei Drittel geringer als jene bei der Fertigung von Stahl. ^[19,20,24]

Ein wesentlicher Parameter für die Wirtschaftlichkeit des Prozesses ist die **Standzeit** des Schneidstoffes: Während des Spanens finden im Bereich der Schneide Verschleißvorgänge, verursacht durch Adhäsion, Abrasion, Oxidation, Diffusion, Oberflächenzerrüttung und thermische Spannungen statt. Auslöser dieser Vorgänge ist überwiegend die Reibung, welche durch Wahl des Schneidstoffes und des Kühlschmiermittels aber auch durch Legierungsbestandteile des Werkstückstoffes beeinflussbar ist. Zum Beispiel bildet Blei infolge der örtlichen Erwärmung eine schützende Gleitschicht und führt so zur Reibungsverringerung. Die Art, Ausprägung und Lage des Verschleißes geben einen Anhaltspunkt für die Prozessoptimierung, möglich durch Schneidstoffwahl und Veränderung der Schnittgeschwindigkeiten. ^[19,21]

An der **Oberfläche** des Werkstückes bilden sich Rillen und Riefen beim Spanen, wobei die Rillen den Schneideckenradius wiedergeben und die feineren Riefen durch Unregelmäßigkeiten der Schneidkante entstehen. ^[20] Die Oberflächengüte ist gekennzeichnet durch die Abweichung von der im Prozess angestrebten Idealform in Bezug auf Maß, Form, Lage, Rauheit sowie den physikalischen Randzoneneigenschaften. ^[19] Zum Beispiel wird die Performance von Lagerungen, Dichtungen und anderen Oberflächen mit Gleitkontakt stark von einer hohen Oberflächenrauigkeit beeinträchtigt. Andererseits neigen glatt polierte Oberflächen bei Schmiermittelverlust zu Adhäsion und Anhaftung. ^[25]

Obwohl Späne ein Abfallprodukt sind, wirkt sich deren Form auf die Prozesssicherheit aus. Die **Spanform** ist nicht nur wichtig für einen ungestörten Prozessablauf, sondern auch für die Werkzeugkonstruktion und für die Gestaltung des Maschinenraumes. ^[19,25]

Vor allem bei automatisierten Prozessen ist die Leichtigkeit der Spanentsorgung, das heißt ein ungestörter Spanablauf von Bedeutung. Der Austrag aus dem Maschinenraum, die Transportfähigkeit im Allgemeinen, ist am besten von kurz gebrochenen, aber nicht zu feinen Spänen. Weitere Kriterien für die Beurteilung der Spanform sind Oberflächenbeschädigungen und die Gefahr für den Menschen: Je länger ein Span ist, desto wahrscheinlicher ist es, dass er sich um Werkstück oder Werkzeug wickeln kann und infolgedessen die Oberfläche des Werkstücks zerkratzt sowie den Werkzeughalter und die Schneidkante beschädigt. Lange Band- und Wirrspäne, deren Kanten messerscharf sind, gefährden das Maschinenbedienpersonal. ^[19–21,26]

Die Erzeugung der unterschiedlichen Spanformen ist stark von den Reibungsbedingungen in der Kontaktzone zwischen Span und Spanfläche des Schneidkeils abhängig und lässt sich folglich durch die Schneidkeillage, die Schnittparameter, die Werkstoffeigenschaften, als auch durch aufsetzbare Spanbrecher oder eingesinterte Spanformnuten beeinflussen. ^[20,21]

Das Problem der Spanform stellt sich vor allem bei kontinuierlichen Verfahren, das heißt bei Prozessen mit ununterbrochenem Schnitt, wie beim Drehen und Bohren. Sie kann daher gegenüber anderen Kriterien für die Zerspanbarkeit dominant sein.^[19]

3.2.5 Beschichten

AlCu(Mg,Si)-Legierungen zeigen in korrosiver Atmosphäre aufgrund des hohen Cu-Gehaltes eine oftmals unzureichende Korrosionsbeständigkeit und bedürfen spezieller Schutzmaßnahmen.^[11] Eine Möglichkeit stellt die anodische Oxidation dar. Sie gewährleistet den Korrosionsschutz der Aluminiumlegierungen durch eine veränderte Oberflächenschicht.

Eloxier- bzw. Anodisierschichten bilden eine feste Verbindung mit dem Grundmetall aus, schützen vor Korrosion, sind hitzebeständig, verschleißfest als auch elektrisch isolierend. Anodisch erzeugte Oxidschichten setzen sich aus einer porigen, dicken Außenschicht mit Säulenstruktur und einer dünnen dichten Sperrschicht zusammen. Die Außenschicht lässt sich durch Farbstoffe adsorptiv oder elektrolytisch färben. Weiters ist es aber auch möglich färbige Oxidschichten direkt zu erzeugen.^[12] Wichtig für eine gute Korrosionsschutzwirkung der Schicht ist neben ihrer Dicke und Homogenität eine ordnungsgemäße Verdichtung. Dabei geht wasserfreies Al_2O_3 in Hydrat über, das ein größeres Volumen einnimmt und die Poren verschließt. Zwei Methoden der Verdichtungsbehandlung, die einen Porenverschluss bewirkt, stehen zur Verfügung: Zum einen das konventionelle Verdichten mittels Hydratation der Oxidschicht und zum anderen das Kaltimpregnieren mittels Einlagerung von Nickelfluorid in den Poren. Beide Varianten fanden in vorliegender Arbeit Anwendung. Weiters kam in dieser Studie ein Hartanodisierverfahren mit Gleichstrom in Schwefelsäure und anschließender adsorptiven Färbung (Tauchfärbung) mittels organischer Farbstoffe zum Einsatz. Mit dem Hartanodisierprozess sind deutlich dickere Oxidschichtdicken von bis zu 300 μm herstellbar, als mit dem Standardeloxierverfahren „GS-Eloxal“ (bis zu 30 μm). Erreichbar ist dies durch Absenken der Badtemperatur auf 0 bis + 6 °C und einem Erhöhen der Stromdichte. Hartoxidschichten zeichnen sich durch eine hohe Korrosions-, Verschleiß- sowie Abriebsbeständigkeit aus und ermöglichen den Einsatz von Al-Legierungen als Kolben, Zylinder, Zylinderbüchsen, Stoßdämpfer, Getriebe, hydraulische Geräte etc. in der Automobilindustrie.^[27]

3.3 Zerspanbarkeit von Aluminiumlegierungen

Die Spanbarkeit von Aluminiumlegierungen ist festgelegt durch deren chemischen Zusammensetzung und deren Gefügestand. Deshalb ist zwischen Knet- und Gusslegierungen zu unterscheiden, die entweder im naturharten oder im ausscheidungsgehärteten Zustand vorliegen. Das Umformgefüge der Knetlegierungen als auch das Gussgefüge der Gusslegierungen haben maßgeblichen Einfluss auf die Zerspanung. Beim Warm- oder Kaltaushärten erfolgt die Festigkeitssteigerung durch Ausscheidungen mit kohärenten oder teilkohärenten Phasengrenzen, durch die sich Versetzungen hindurchbewegen können. Als generelle Regel gilt: je härter und fester eine Aluminiumlegierung ist, desto kürzer sind die Späne. Tabelle 3.2 zeigt die Klassifizierung von Aluminiumlegierungen nach deren Zerspanbarkeit. ^[14,21,24]

Reinaluminium, nicht aushärtbare sowie aushärtbare Legierungen im weichen Zustand produzieren lange Bandspäne, die den Fertigungsprozess stören und sollten deshalb für spanend hergestellte Bauteile möglichst vermieden werden. Hochfeste Knetlegierungen sowie untereutektische AlSi-Gusslegierungen bilden kurze Späne, welche sich einfach entfernen lassen. Zu den Werkstoffen mit geringem plastischen Verformungsvermögen, gehören eutektische oder übereutektische AlSi-Gusslegierungen. Sie bilden kurze Spanfragmente, weil sie während der Spanbildung bereits reißen oder brechen. Zurückzuführen ist dies auf die Ausscheidung von Siliziumplatten. Harte und spröde Phasen, wie ebengenannte Siliziumausscheidungen oder Al_2O_3 -Teilchen verbessern den Spanbruch, beschleunigen aber gleichzeitig den Werkzeugverschleiß. ^[19,21,24]

Eine spezielle Untergruppe der hochfesten Knetlegierungen sind die Automatenlegierungen. Sie enthalten zusätzlich niedrig-schmelzende Weichmetalle, welche die Formation von bevorzugt kurzen Spänen begünstigen. Meist werden spezielle Legierungsvariationen mit Blei verwendet. Die wichtigsten Aluminiumlegierungen zur Zerspanung sind nachfolgend aufgelistet: ^[24,28,29]

- EN AW-2007 (AlCuMgPb) mit 0,8 bis 1,5 % Pb, Bi und Sn je bis zu 0,2 %,
- EN AW-2011 (AlCu5BiPb) mit 0,2 bis 0,6 % Pb und 0,2 – 0,6 % Bi,
- EN AW-2030 (AlCuMgPb) mit 0,8 bis 1,5 % Pb und bis zu 0,2 % Bi,
- EN AW-6012 (AlMgSiPb) mit 0,4 bis 2,0 % Pb und bis zu 0,7 % Bi und
- EN AW-6262 (AlMgSiPb) mit 0,4 bis 0,7 % Pb und 0,4 – 0,7 % Bi.

Die Legierung EN AW-2011 fand im amerikanischen Raum, wegen der von ihr gebildeten kurzen Späne, jahrzehntelang als Ausgangsmaterial für zerspanend bearbeitete Aluminiumteile, seine Verwendung. Analog dazu, kamen die Legierungen EN AW-2007 und 2030 im europäischen Raum zum Einsatz. ^[5]

Tabelle 3.2: Klassifizierung von Aluminiumlegierungen nach deren Zerspanbarkeit ^[24]

| Gruppe | Legierungstyp | Beispiel EN /DIN | Charakteristische Werkstoffeigenschaften |
|--|--|--|--|
| Gruppe 1: Knetlegierungen mit geringer Zugfestigkeit | <ul style="list-style-type: none"> • Nicht aushärtbare Legierungen im weichen oder teilgehärteten² Zustand | 1000er-/AlFeSi-Serie 3000er-/AlMn-Serie 5000er-/AlMg-Serie | Weich, duktil, geringe Festigkeit, keine harten Komponenten. Klebend während dem Zerspanen. |
| | <ul style="list-style-type: none"> • Aushärtbare Legierungen vor dem Auslagern | 6063/AlMgSi0.5 6082/AlMgSi1 | Tendenz zur Aufbauschneidbildung. |
| Gruppe 2.1: Knetlegierungen mit höherer Zugfestigkeit | <ul style="list-style-type: none"> • Nicht aushärtbare Legierungen im gehärteten² Zustand | 3000er-/AlMn-Serie 5050/AlMg1 5056/AlMg5 5083/AlMg4.5Mn | Festigkeit: 300 – 600 N/mm ² gute Dehnungswerte, keine harten Komponenten, geringer Werkzeugverschleiß. Abnehmende Tendenz zur Aufbauschneidbildung mit steigender Festigkeit. |
| | <ul style="list-style-type: none"> • Aushärtbare Legierungen nach dem Auslagern | 2017/AlCuMg1 7020/AlZnMg1 7075/AlZnMgCu1.5 | |
| Gruppe 2.2: Knetlegierungen zur Zerspanung | <ul style="list-style-type: none"> • Aushärtbare Legierungen mit spanbrechenden Komponenten | 6012/AlMgSiPb 2011/AlCuBiPb 2007/AlCuMgPb | Festigkeit: 280 – 380 N/mm ² Kurze Späne in Verbindung mit Spanbrecher. Geringe Tendenz zur Aufbauschneidbildung. |
| Gruppe 3.1: AlSi-Guss- legierungen ≤10 % Si | <ul style="list-style-type: none"> • AlSiCu-Legierungen | 355.0/AlSi5Cu1 319.0/AlSi6Cu4 380.0/AlSi8Cu3 | Festigkeiten bis zu 250 N/mm ² . |
| | <ul style="list-style-type: none"> • AlSiMg-Legierungen | 356.0/AlSi7Mg 359.0/AlSi9Mg 360.0/AlSi10Mg | Festigkeiten bis zu 360 N/mm ² . Erhöhter Werkzeugverschleiß durch harte Legierungskomponenten und Einschlüsse. Gute spanbrechende Eigenschaften und glatte Oberflächen. Tendenz zur Aufbauschneidbildung und Scheinspanbildung ab Si-Gehalten von ca. 5 %. |
| Gruppe 3.2: AlSi-Guss- legierungen mit geringer Härte | <ul style="list-style-type: none"> • AlSi-Legierungen ≤12 % Si | 413.0/AlSi12 | Geringe Matrixmetallhärte. Harte Komponenten und Einschlüsse. Hohe Tendenz zur Aufbauschneid- und Scheinspanbildung. |
| Gruppe 3.3: AlSi-Guss- legierungen mit hoher Härte | <ul style="list-style-type: none"> • AlSi-Legierungen > 12 % Si | AlSi18CuMgNi AlSi21CuNiMg AlSi25CuMgNi | Mittlere Festigkeiten, hohe Härte, sehr geringe Duktilität. Hoher Verschleiß durch harte intermetallische Phasen und primär Silizium. Hohe Tendenz zur Aufbauschneid- und Scheinspanbildung. |

² Nicht ausscheidungshärtbare Knetlegierungen der 1000er-, 3000er- und 5000er-Serie sind durch Kaltverfestigung härtbar.

Im Vergleich zur Zerspanung von Stählen treten bei Aluminiumlegierungen infolge der höheren thermischen Leitfähigkeit geringere Grenzflächentemperaturen – sie liegen im Bereich von 350 °C – und geringere mechanische sowie thermische Belastungen am Werkzeug auf. Daher und auch auf Grund der geringeren Dichte von Aluminium sind gegenüber der Stahlbearbeitung gesteigerte Schnittparameter, insbesondere höhere Schnittgeschwindigkeiten möglich. Dadurch vergrößert sich wiederum das Zeitspanvolumen: Eine große Spanmenge führt einerseits den größten Teil der beim Spanen produzierte Wärme ab und macht andererseits die Spanform zum wichtigen Kriterium für den Abtransport sowie in weiterer Folge für die Zerspanbarkeit von Aluminiumlegierungen. Die Schnittgeschwindigkeit ist nach unten durch den Verschleiß mittels Adhäsion, nach oben durch die Temperaturbeständigkeit des Werkstoffes begrenzt. ^[21]

Als hauptsächliche Verschleißursache des Werkzeuges bei der spanenden Bearbeitung von Aluminiumlegierungen tritt die Adhäsion in den Vordergrund. Ursache dafür ist die gute plastische Verformbarkeit infolge der relativ geringen Festigkeit und das kubisch-flächenzentrierte Kristallgitter, eine für Adhäsionsvorgänge begünstigte Struktur. Daraus resultierende Verschleißformen sind Werkstoffverklebungen auf Span- und Freifläche oder Aufbauschneidbildung. Durch gleichzeitiges Einwirken von Druck und Temperatur bleiben hochverfestigte Schichten des zerspannten Werkstoffes auf dem Werkzeug kleben, das heißt sie verschweißen und übernehmen die Funktion der Werkzeugschneide als so genannte Aufbauschneide. Der ablaufende Span reißt diese Aufschweißungen mit Schneidstoffteilen immer wieder teilweise ab; die Oberflächengüte des Werkstückes verschlechtert sich erheblich. Das Phänomen des Adhäsionsverschleißes tritt bei geringeren Schnitttemperaturen bzw. -geschwindigkeiten und bei einer vorhandenen Affinität zwischen Schneidstoff und Werkstückstoff auf. Eine Verringerung der Aufbauschneidbildung ist durch höhere Schnittgeschwindigkeiten, durch Schmiermittel oder durch eine Vergrößerung des Spanwinkels zu erreichen. ^[11,20,21,30–32]

Bei Aluminiumgusslegierungen kann auch der Verschleiß durch so genannte Scheinspanbildung auftreten. Dabei schmilzt der Werkstückstoff durch die örtlich hohen Temperaturen auf, wird an der Kontaktzone herausgedrückt und klebt am Werkzeug fest, das heißt er verschweißt und zerkratzt so die frisch gespannte Oberfläche. ^[11,24]

Als Schneidwerkstoffe für die Bearbeitung von Aluminiumlegierungen kommen Schnellarbeitsstahl (HSS), unbeschichtete Hartmetalle (HW) und polykristalliner Diamant (DP) zum Einsatz. Als ungeeignete Schneidstoffe haben sich Keramikwerkzeuge, wegen ihrer chemischen Reaktivität mit Aluminium, und kubisches Bornitrid (CBN), infolge des hohen Schneidstoffverschleißes, erwiesen. Die Schichtsysteme der beschichteten Hartmetalle – Titankarbid, Titanitrid oder Titankarbonitrid – sind kubisch-flächenzentriert, woraus eine, für

die Zerspanung ungünstige, starke Adhäsionsneigung zu Aluminiumwerkstoffen resultiert. ^[11,21,33]

HSS-Stähle sind kostengünstige, zähe Schneidwerkzeuge zur Zerspanung von niedrig legierten, mittelharten Knetlegierungen mit konventionellen Schnittgeschwindigkeiten bis zu 600 m/min. **Hartmetalle** zeichnen sich durch eine hohe Verschleißbeständigkeit, Härte und Schneidkantenschärfe bei der Zerspanung von Knetlegierungen und untereutektischen Gusslegierungen aus. Weiters sind sie zäher als Diamantwerkstoffe und es lassen sich komplizierte Werkzeuggeometrien verwirklichen. Polykristalline und die seltener verwendeten monokristallinen **Diamantsorten** gewährleisten eine hohe Standzeit, saubere Schnitte und eine hohe Oberflächengüte bei der Zerspanung der stark abrasiven übereutektischen Gusslegierungen. Ein weiteres Einsatzgebiet der Diamantschneidstoffe ist die Herstellung von stark reflektierenden Oberflächen und die Hochgeschwindigkeitszerspanung. CVD-Diamantschichten auf Hartmetallsubstraten verbinden die hohe Verschleißfestigkeit und die Minimierung der Aufbauschneidbildung mit den Vorteilen des Hartmetalls. Darüber hinaus bietet diamantbeschichtetes Hartmetall eine effektive Spanabfuhr und ist erste Wahl für Drehoperationen im mittleren Bereich zwischen Schlichten und Schruppen. ^[11,21,33]

Generell müssen die für die Zerspanung von Aluminiumwerkstoffen eingesetzten Wendschneidplatten einen großen Spanwinkel und einen schlanken Schneidkeil besitzen. ^[11] John ^[24] gibt Empfehlungen zu Werkzeuggeometrie-, Schnittparameter- sowie Schmiermittel beim Fräsen und Sägen.

3.3.1 Spanbrechende Phasen

Um die Zerspanbarkeit günstig beeinflussen zu können, gibt es zwei Möglichkeiten an Gefügetypen: Zum einen harte, spröde Phasen in weicher Grundmasse und zum anderen weiche Gefügebestandteile in einer härteren Grundmatrix. Sehr harte Si-hältige Phasen oder komplexe intermetallische Ausscheidungen mit Cr oder Mg, sind sehr effektive Spanbrecher, reduzieren allerdings drastisch die Werkzeuglebensdauer. Daher kommt aus wirtschaftlichen Gründen die zweite Variante bei Al-Automatenlegierungen zur Anwendung. Sie enthalten weiche Bestandteile mit geringen Schmelzpunkten, wie Pb, Bi oder Sn, um die Zerspanbarkeit der Legierung zu erhöhen, das Schneidwerkzeug durch Bildung einer schützenden Gleitschicht zu schmieren und die Spangröße zu minimieren. ^[6,21,34]

Diese spanbrechenden Einschlüsse mit Abmessungen von einigen μm bis zu wenigen $10\ \mu\text{m}$ reduzieren gemeinsam mit Phasen anderer Verunreinigungs- bzw. Legierungselemente den Zusammenhalt der Kristallkörner. Dies führt zu beschleunigtem Aufreißen des Materials während dynamischer Beanspruchung das heißt zum leichteren Brechen von

Spänen. Hierbei ist es wesentlich, dass diese Einschlüsse sehr gleichmäßig und fein verteilt im Gefüge vorliegen. ^[34–36]

Ein steigender Pb-, Sn- oder Bi-Gehalt hat zur Folge, dass die erforderliche Spannung zur Deformation, die Dehngrenze und Zugfestigkeit sinken und die Zerspanbarkeit sich verbessert. Somit sind diese Legierungen einerseits leichter warmumformbar und spanbar, andererseits zeigen sie geringere Festigkeitswerte. ^[36]

Das Brechen des Spanes bei Al-Automatenlegierungen ist eine Konsequenz der örtlich auftretenden erhöhten Temperaturen infolge des Drehvorganges. Diese Erwärmung bewirkt eine thermische Ausdehnung der Einschlüsse gegen die Aluminiummatrix und induziert so Normalspannungen. Überschreiten diese Spannungen die Kohäsionskräfte der Kristallkörner, können Risse entstehen. ^[23,35] Das leichte Brechen der Späne ist auch eine Konsequenz der beginnenden Aufschmelzung der Einschlüsse bei diesen Temperaturen. Sie können dadurch an ihren Grenzflächen keine Schubkräfte übernehmen und bilden eine Kerbe, die den Schervorgang einleitet. Zoller ^[34,37] bestätigte diese Annahme mit Kerbschlagzähigkeitsversuchen bei erhöhten Temperaturen. ^[34] Der Mechanismus der Spanbildung von Aluminiumlegierungen in Drehqualität ist nicht vollständig geklärt. Der Grund dafür ist das noch immer lückenhafte Verständnis des Verhaltens von Aluminium bei höheren Dehnungsraten von 10^4 bis 10^6 s^{-1} in der Scherzone während dem Drehen. Untersuchungen deuten auf einen Wechsel der Verformungsmechanismen (visko-plastisches oder adiabatisches Verformungsverhalten) hin, da oberhalb von 10^3 bis 10^4 s^{-1} die Fließspannung von Aluminium deutlich zunimmt. ^[11,23,24,38]

3.3.2 Substitutionselemente

Als spanbrechende Legierungselemente kommen solche in Frage, die nachstehende Bedingungen erfüllen: ^[35,37]

- (1) Die Elemente sind sowohl im festen, als auch im flüssigen Aluminium unlöslich,
- (2) haben niedrigere Schmelzpunkte als Aluminium,
- (3) dürfen keine intermetallischen Verbindungen mit Aluminium oder anderen Legierungsbestandteile eingehen und
- (4) besitzen eine geringere Härte als die Aluminiummatrix.

Diese Bedingungen sind erfüllt bei Blei, Wismut, Zinn, Cadmium, Indium und einigen anderen Elementen, die jedoch aus praktischen Gesichtspunkten nicht in Frage kommen. ^[37]

Tabelle 3.3 listet die genannten Elemente mit deren Schmelzpunkten T_S und Rohstoffpreisen auf. Die Schmelzpunkte und Löslichkeiten der Elemente in Aluminium sind in Tabelle 3.4 angeführt. Obwohl Legierungen mit Indium exzellente Zerspanungseigenschaften aufweisen, macht der hohe Indiumgehalt verbunden mit dem hohen Indium-Rohstoffpreis solche

Legierungen vom ökonomischen Standpunkt aus unattraktiv. ^[39] Das Schwermetall Cadmium fällt aus, es gilt als karzinogen. Wismut, ein nicht umweltgiftiges Schwermetall, wirkt akut als Atemgift und als Gift bei der oralen Einnahme. ^[40,41] Demgegenüber steht Zinn, das auch in der Lebensmittelindustrie eingesetzt wird.

Tabelle 3.3: Schmelzpunkte und Rohstoffpreise vom 06.04.2010 ^[24,42,43]

| | T_s [°C] | US\$/t |
|----|------------|-----------|
| In | 156,4 | 1.366.866 |
| Sn | 231,9 | 18.895 |
| Bi | 271,3 | 21.385 |
| Cd | 320,9 | 5.291 |
| Pb | 327,4 | 2.233 |

Tabelle 3.4: Schmelzpunkte und Löslichkeiten der Elemente in Aluminium ^[6,11,17,44]

| | Eutektische (E)/ monotektische (M) Temperatur | | Eutektische/monotektische Zusammensetzung | | Löslichkeit im festen Zustand bei | |
|----|---|-----|--|---------|--------------------------------------|------|
| | [°C] | E/M | [Gew.-%] | [At.-%] | [Gew.-%] | [°C] |
| In | 639 | E | 17,30 | 4,70 | < 0,01 | 155 |
| Sn | 228 | E | 99,40 | 97,60 | < 0,05 | 228 |
| Bi | 657 | M | 3,40 | 0,45 | < 0,01 | 269 |
| Cd | 650 | M | 7,09 | 1,80 | 0,0002 | 177 |
| Pb | 659 | M | 1,40 | 0,19 | < 0,05 | 327 |

Gleichzeitiges Legieren mit zwei oder mehreren in Aluminium unlöslichen Elementen in kleineren Mengen hat eine größere Auswirkung auf die Zerspanbarkeit als das Hinzufügen eines einzelnen Elementes. Der Grund dafür ist die Bildung eines Eutektikums der spanbrechenden Elemente (Übersicht in Tabelle 3.5). ^[34]

Nach der Erstarrung der Schmelze formen spanbrechende Komponenten globulitische Phasen oder Eutektika entlang der Korngrenzen in der Größenordnung von einigen μm bis zu einigen 10 μm . Deren Verteilung im Gefüge muss sehr fein und gleichmäßig sein. ^[34,35,45]

Nach Podgornik ^[45] spielt die Oberflächenspannung des spanbrechenden Zusatzes eine wichtige Rolle für die Phasengröße und -verteilung. Bei einer AlCu5Pb1-Legierung sind die Pb-Ausscheidungen entlang den Korngrenzen zu finden. Mit wachsendem Bi-Zusatz zu jener Legierung verringert sich die Oberflächenspannung der Bi-Pb-Tropfen, das heißt deren Widerstand gegen die Bildung neuer Flächen ist gesunken: Die spanbrechenden Ausscheidungen sind gleichmäßiger verteilt, treten zusätzlich auch transkristallin auf und deren Abmessungen sind kleiner. ^[45] Die Schmelzpunkte der reinen Elemente bzw. die Schmelzpunkte der Eutektika, die bei der jeweiligen Elementkombination entstehenden, haben einen signifikanten Einfluss auf die Zerspanbarkeit einer Aluminiumlegierung. ^[46] Die günstigste spanbrechende Wirkung ist bei der eutektischen Zusammensetzung der Phasen erzielbar. ^[34]

Tabelle 3.5: Schmelzpunkte infrage kommender Substitute sowie eutektische (E) und peritektische (P) Zusammensetzungen der binären Systeme ^[32,37,44]

| | Bi | Cd | In | Pb | Sn |
|----|----------|----------------------|----------------------|------------------------|------------------------|
| Bi | 271,3 °C | E: 60 % Bi 144 °C | E: 34 % Bi 72 °C | E: 56,5 % Bi 125 °C | E: 57 % Bi 139 °C |
| Cd | | 320,9 °C | E: 26 % Cd 123 °C | E: 17,4 % Cd 248 °C | E: 32 % Cd 177 °C |
| In | | | 156,4 °C | P: 70,6 % In 172 °C | E: 48 % In 117 °C |
| Pb | | | | 327,4 °C | E: 38,1 % Pb 183 °C |
| Sn | | | | | 231,9 °C |

Als Beispiel sei die Legierung 2011 erwähnt: Pb und Bi formen ein niedrig-schmelzendes Eutektikum aus Pb_3Bi+Bi mit einem eutektischen Punkt von 125,5 °C. ^[39,46] Wobei die Bi-Kristalle 98,5 % Bi, die Pb_3Bi -Phasen 72,8 % Pb und 26,2 % Bi enthalten. Weiters sind in ihnen auch Aluminium, Kupfer und Verunreinigungselemente gelöst. Deren Gehalte variieren lokal zwischen einigen Zehntel bis einigen Prozent. ^[39,47,48]

Die Legierung 6262 enthält ebenfalls Pb und Bi. Allerdings hat Bi eine große Affinität zu Mg und tendiert zur Bildung von Mg_3Bi_2 . Da die Tendenz zur Bildung der Mg_3Bi_2 -Phase stärker ist als die der Mg_2Si -Ausscheidung, ist einiges an Mg durch Bi abgebunden und steht nicht zur Härtesteigerung durch Bildung von Mg_2Si -Vorphasen zur Verfügung. ^[39,46] In der Legierung 6262 bildet sich im Gegensatz zur Legierung 2011 auf Grund des höheren Mg-Gehaltes kein niedrig-schmelzendes Eutektikum, sondern die Phasen Mg_2Pb und Mg_3Bi_2 mit etwas höheren Schmelzpunkten von 248 °C bzw. 271 °C. ^[5] Die thermische Ausdehnung von Wismut bei der Erstarrung der Schmelze hat den Vorteil, die Schwindung von Blei zu kompensieren. ^[49]

Zinn war eines der ersten Elemente, welches mit Gehalten bis zu 2 % zu Al-Legierungen beigemischt wurde. ^[50] Zu diesem Zeitpunkt jedoch wurde dessen ausgedehnter Gebrauch, wegen der vermuteten Verschlechterung der Korrosionseigenschaften ^[37], der geringeren Duktilität der Legierung ^[50] und des hohen Sn-Preises nicht toleriert. Von AlSn-Lagerlegierungen ist allerdings die spanbrechende Wirkung des Zinns bereits hinlänglich bekannt. ^[34]

Zinn ist das am häufigsten verwendete Substitutionselement. Es wurde in letzter Zeit hauptsächlich in AlMgSi-(6000-) und AlCuMg-(2000-)Legierungen verwendet. Diese Serien beinhalten standardmäßig Blei und Wismut. ^[35] Typische Anwendungen von 2000er- sowie 6000er-Automatenlegierungen schließen Drehteile aller Art ein: Hauptbremszylinderkolben, Verbindungsstücke, Getriebesteuerblöcke, Getriebekolben für Automatikgetriebe, Lager und Pumpengehäuse, Armaturen und Formstücke, Ventile, verschiedenste hydraulische Komponenten für Automobil- und Elektronikindustrie. ^[5,51]

3.4 Überblick patentierter Legierungen

Die Ergebnisse der Patentrecherche – sie sind in Tabelle 3.6 dargestellt – zeigen, dass insbesondere Großkonzerne schon seit den 1990er Jahren nach bleifreien Alternativen suchen.

Die Aluminum Company of America (Alcoa) hat seit Mitte der 1990er Jahre eine bleifreie Legierung, UltrAlloy 6020, speziell für Zerspanungszwecke auf dem Markt. UltrAlloy 6020 ist eine 6000-Legierung, die laut Hersteller alle Vorteile dieser Serie, wie Korrosionsbeständigkeit, Schweißbarkeit, oder Anodisierbarkeit mit der gewünschten guten Zerspanbarkeit verbindet. Demnach gewährleistet sie die verlangte Oberflächengüte sowie Späne von der Größe der üblicherweise verwendeten 2011-Legierung. Im Falle von UltrAlloy wurde Zinn in Mengen von 0,9 – 1,5 % gewählt, um Blei zu ersetzen, da es niedrigschmelzende eutektische Phasen in Aluminium erzeugt. ^[5] Chemische Zusammensetzungen und mechanische Eigenschaften dieser und nachfolgend genannter Produkte sind in Tabelle 3.7 und 3.8 zu finden.

In den späten 1990er Jahren entwickelte die Reynolds Metals Company (R.M.C.) eine bleifreie Extrusionslegierung, EZCUT 6000-Serie bzw. X6030. Alcoa fusionierte im Jahre 2000 mit R.M.C. ^[52]

Durch Forschungsarbeiten der Universität Ljubljana und auch aus deren Zusammenarbeit mit der Firma Impol, ein Aluminium- und Aluminiumlegierungshersteller mit Hauptsitz in Slowenien, entstanden einige Patentschriften und bedeutungsvolle Veröffentlichungen. Besagte Untersuchungen gehen dahin, Zinn anstelle von Blei in den Standardlegierungen 2030 (AlCuMgPb) und 2011 (AlCu5PbBi) zu verwenden. ^[35,36,45,47,48,53–56]

Forschungsaktivitäten der Alusuisse ^[57–59] flossen nach verschiedenen Fusionen und Übernahmen in den Rio Tinto Alcan (RTA) Konzern ein. Dieser bietet unter der Bezeichnung Stanal-32 und Stanal-40A, eine 6000er sowie eine 2000er-Basislegierung mit spanbrechenden Zusätzen von Bi und Sn an. ^[60,61]

Corus Aluminium, seit 2006 eingegliedert in Aleris International, bietet drei verschiedene bleifreie Produkte unter den Namen AlEco23Sn, AlEco62Sn und AlMach6065 an. In den AlEco-Legierungen ersetzt die Kombination aus Zinn und Wismut das Legierungselement Blei. AlMach6065 ist blei- und zinnfrei; der Wismutgehalt bewirkt die gute Zerspanbarkeit. ^[51,62,63]

Kaiser Aluminium Corporation ersetzte sein Produkt K211 mit geringem Pb-Gehalt ab Mai 2009 durch die Legierung 2011. Barren und Stangen dieser Legierung sind nun RoHS-konform und enthalten 0,4 % Blei. ^[64] Auch andere Firmen bieten weiterhin Pb-hältige, jedoch auf den erlaubten Gehalt von 0,4 % Pb beschränkte Legierungen an. ^[29]

Tabelle 3.6: Patente bleifreier Aluminiumlegierungen zur Zerspanung ^[39,53–56,58,59,65–74]

| Patent | Erscheinung Mon./Jahr | Assignee/ Applicant | Pb Substitut | Si | Cu | Mn | Mg | Bi | Pb | Sn | Cr | Ti |
|-----------------------------|--------------------------|------------------------|-----------------|--------------|-------------|-----------|-------------|--------------------|--------|-------------|----------------|--------|
| WO 07027629 = EP 1926838 | 03/07 | Alcoa, USA | Sn | 0,5 – 0,6 | 0,55 – 0,65 | ≤ 0,04 | 0,7 – 0,8 | - | - | 1,05 – 1,15 | 0,04 – 0,06 | - |
| EP 1098009 | 07/02 | Otto Fuchs, D | Sn | 0,6 – 3,0 | ≤ 0,1 | 0,4 – 1,0 | 0,6 – 2,0 | - | - | 0,6 – 1,5 | ≤ 0,25 | ≤ 0,25 |
| US 6423163 | 07/02 | Impol, USA | Sn | ≤ 0,8 | 3,3 – 4,6 | 0,5 – 1,0 | 0,4 – 1,8 | ≤ 0,1 | ≤ 0,1 | 0,4 – 1,9 | ≤ 0,1 | ≤ 0,2 |
| US 6409966 ³ | 06/02 | R.M.C., USA | Bi | | | | | 0,1 – 3,0 | | | | |
| WO 0220862 | 03/02 | Impol, SLO | Bi, Sn | ≤ 0,5 | 3,3 – 4,6 | 0,5 – 1,0 | 0,4 – 1,8 | 0,1 – 3,0 | | 0,1 – 1,5 | | |
| US 6361741 | 03/02 | Alcoa, USA | Sn | 0,5 – 0,8 | ≤ 0,3 | ≤ 0,35 | 0,4 – 0,6 | 0,05 – 0,4 (Pb+Bi) | | 0,4 – 1,9 | ≤ 0,1 | ≤ 0,2 |
| US 6315947 ⁴ | 11/01 | R.M.C., USA | Bi, In | | | | | 0,1 – 1,5 | | 0,4 – 0,72 | ≤ 0,15 | |
| US 6248188 | 06/01 | Impol, USA | Sn | ≤ 0,8 | 3,3 – 4,6 | 0,5 – 1,0 | 0,4 – 1,8 | ≤ 0,1 | ≤ 0,1 | 1,1 – 1,9 | ≤ 0,1 | ≤ 0,2 |
| US 6113850 | 09/00 | Alcoa, USA | Bi, Sn | ≤ 0,4 | 4 – 5,75 | - | - | 0,2 – 0,9 | - | 0,12 – 1,0 | - | - |
| WO 0037697 = EP 1144703 | 06/00 | Impol, SLO | Sn | ≤ 0,8 | 3,3 – 4,6 | 0,5 – 1,0 | 0,4 – 1,8 | ≤ 0,1 | ≤ 0,1 | 0,4 – 1,9 | ≤ 0,1 | ≤ 0,2 |
| EP 0982410 | 03/00 | Alusuisse, CH | Bi, Sn | ≤ 0,4 | 4,6 – 6,0 | - | - | 0,2 – 1,0 | - | 0,2 – 0,7 | | |
| EP 0964070 | 12/99 | Alusuisse, CH | Sn | ≤ 0,8 | 3,9 – 5,2 | 0,3 – 1,0 | 0,3 – 1,3 | ≤ 0,4 | - | 0,7 – 1,5 | ≤ 0,15 | ≤ 0,20 |
| US 5916385 | 06/99 | Kaiser Al. Corp. | Bi, Sn | ≤ 0,4 | 4,5 – 6,0 | - | - | 0,1 – 1,0 | - | 0,1 – 0,5 | - | - |
| US 5725694 ⁵ | 03/98 | R.M.C., USA | In, Bi, Sn | | | | | 0,1 – 0,7 | | 0,1 – 0,8 | | |
| US 5587029 ⁶ | 12/96 | R.M.C., USA | In, Sn | | | | | | | 0,04 – 1,5 | | |
| US 5522950 | 06/96 | Alcoa, USA | | 0,4 – 1,1 | 0,15 – 1,0 | ≤ 0,35 | 0,65 – 1,35 | ≤ 0,09 | ≤ 0,09 | 1,01 – 1,5 | ≤ 0,15 | ≤ 0,15 |
| WO 9608586 | 03/96 | Alcoa, USA | Sn | 0,4 – 1,1 | 0,15 – 1,0 | ≤ 0,35 | 0,65 – 1,35 | - | - | 0,4 – 1,5 | ≤ 0,15 | ≤ 0,15 |

³ Patentierung von Bi bzw. eine Kombination von Bi und Sn als Legierungselemente in allen Al-Legierungen.⁴ Patentierung einer Kombination von 0,1 – 1,5 % Bi und 0,01 – 0,3 % In als Legierungselemente in allen Al-Legierungen.⁵ Patentierung einer Kombination von 0,1 – 0,7 % Bi, 0,03 – 0,4 % In und 0,1 – 0,8 % Sn als Legierungselemente in 2000er und 6000er Al-Legierungen.⁶ Patentierung einer Kombination von ≥ 0,1 % In und 0,04 – 1,5 % Sn als Legierungselemente in 2000er und 6000er Al-Legierungen.

Tabelle 3.7: ELV-/RoHS-konforme⁷ Aluminium-Automatenstangen erhältlich am Markt⁸ [5,60,62-64,75-82]

| Produktname | EN AW / DIN | Abmessung [mm] | Temper | R _m [MPa] | R _{p0,2} [MPa] | A [%] | Händler/ Hersteller | ersetzen Produkte: |
|----------------|-------------------|----------------|----------|----------------------|-------------------------|---------|---------------------|--------------------|
| 2011E | 2011E / AlCuBiPb | ∅ < 80 | T3 T6 | 280 370 | 210 270 | 10 8 | Kaiser Al, Aleris | 2011 |
| 2028A | 2028A / AlCu4PbMg | ∅ < 80 | T3 T4 | 340 370 | 220 250 | 6 8 | Aleris | 2030, 2007 |
| 6012E | 6012E / AlMgSiPb | 10 < ∅ < 40 | T6 | 370 | 340 | 14 | Aleris | 6012 |
| 6042 | 6042 | 10 < ∅ < 40 | T6 | 390 | 340 | 13 | Aleris | 6012, 6262 |
| 6064A | 6012A / AlMgSiPb | 10 < ∅ < 40 | T6 | 390 | 340 | 13 | Aleris | 6012, 6262 |
| Stanal-40A | 2015 / AlCuMgSn | ∅ > 80 | T3 T4 | 370 340 | 250 220 | 8 8 | Alcan, Allegra | 2007, 2030, 2011 |
| AlEco23Sn | 2028C | ∅ > 80 | T3 T4 | 370 270 | 240 250 | 7 8 | Aleris | 2030, 2007 |
| UltrAlloy 6020 | 6020 / AlMgSiSn | 5 < ∅ < 45 | T651 | 262 | 241 | 10 | Alcoa | 6262, 2011 |
| Stanal-32 | 6023 / AlMgSiSnBi | ∅ < 80 | T6 | 320 | 270 | 11 | Alcan, Allegra | 6262, 6012, 6018 |
| AlMach6065 | 6065 / AlMgSiBi | 10 < ∅ < 40 | T6 | 365 | 340 | 13 | Aleris, Häuselmann | 6012, 6018, 6262 |
| AlEco62Sn | 6262 / AlMgSiSn | 10 < ∅ < 40 | T6 | 375 | 345 | 13 | Aleris, Häuselmann | 6012, 6018, 6262 |

Tabelle 3.8: Chemische Zusammensetzungen ELV-/RoHS-konformer⁷ Aluminium-Automatenstangen [5,60,62-64,75-82]

| Produktname | Si | Fe | Cu | Mn | Mg | Zn | Bi | Pb | Sn | Cr | Ti | Zr |
|----------------|-----------|-------|------------|-----------|-----------|--------|-----------|------------|-----------|-------------|--------|--------|
| 2011E | ≤ 0,4 | ≤ 0,7 | 5,0 – 6,0 | - | - | ≤ 0,30 | 0,2 – 0,6 | 0,2 – 0,4 | - | - | - | - |
| 2028A | ≤ 0,8 | ≤ 0,7 | 3,3 – 4,5 | 0,2 – 1,0 | 0,5 – 1,3 | ≤ 0,50 | 0,5 – 0,7 | 0,2 – 0,4 | - | - | ≤ 0,2 | - |
| 6012E | 0,6 – 1,4 | ≤ 0,5 | ≤ 0,1 | 0,4 – 1,0 | 0,6 – 1,2 | ≤ 0,30 | 0,4 – 0,9 | 0,2 – 0,4 | - | - | ≤ 0,2 | - |
| 6042 | 0,5 – 1,2 | ≤ 0,7 | 0,2 – 0,6 | ≤ 0,40 | 0,7 – 1,2 | ≤ 0,25 | 0,2 – 0,8 | 0,15 – 0,4 | - | 0,04 – 0,35 | ≤ 0,15 | - |
| 6064A | 0,4 – 0,8 | ≤ 0,7 | 0,15 – 0,4 | ≤ 0,15 | 0,8 – 1,2 | ≤ 0,25 | 0,4 – 0,8 | 0,2 – 0,4 | - | 0,04 – 0,14 | ≤ 0,15 | - |
| Stanal-40A | ≤ 0,8 | ≤ 0,4 | 3,9 – 4,5 | 0,4 – 0,8 | 0,6 – 1,1 | ≤ 0,50 | ≤ 0,4 | ≤ 0,05 | 0,8 – 1,3 | ≤ 0,15 | ≤ 0,2 | - |
| AlEco23Sn | ≤ 0,8 | ≤ 0,7 | 3,3 – 5,0 | 0,2 – 1,0 | 0,5 – 1,3 | ≤ 0,50 | 0,4 – 1,0 | - | 0,2 – 1,0 | ≤ 0,10 | ≤ 0,2 | - |
| UltrAlloy 6020 | 0,4 – 0,9 | ≤ 0,5 | 0,3 – 0,9 | ≤ 0,35 | 0,6 – 1,2 | - | - | ≤ 0,05 | 0,9 – 1,5 | ≤ 0,15 | ≤ 0,15 | - |
| Stanal-32 | 0,6 – 1,4 | ≤ 0,5 | 0,2 – 0,5 | 0,2 – 0,6 | 0,4 – 0,9 | - | 0,3 – 0,8 | - | 0,6 – 1,2 | - | - | - |
| AlMach6065 | 0,4 – 0,8 | ≤ 0,7 | 0,15 – 0,4 | ≤ 0,15 | 0,8 – 1,2 | ≤ 0,25 | 0,5 – 1,5 | ≤ 0,05 | - | ≤ 0,15 | ≤ 0,1 | ≤ 0,15 |
| AlEco62Sn | 0,4 – 0,8 | ≤ 0,7 | 0,15 – 0,4 | ≤ 0,15 | 0,8 – 1,2 | ≤ 0,25 | 0,4 – 0,9 | - | 0,4 – 1,0 | 0,04 – 0,14 | ≤ 0,1 | - |

⁷ Gelbe Tabellenschattierung ≤ 0,4 % Pb, grüne Schattierung 100 % Pb-frei⁸ R_m ... Zugfestigkeit; R_{p0,2} ... Dehngrenze; A ... Bruchdehnung

3.5 Einfluss von Legierungselementen

Da jedes Element unterschiedliche Auswirkungen auf die sich einstellenden Eigenschaften der Aluminiumlegierungen hat, listet die Überblickstabelle Tabelle 3.9, Legierungs- und Verunreinigungselemente in alphabetischer Reihenfolge auf, die in dieser Arbeit Verwendung fanden. Die in dieser Studie hergestellten und analysierten Legierungen haben Kupfer, Mangan, Magnesium und Zinn als Hauptlegierungselemente. Als Verunreinigungen treten Wasserstoff, Eisen und Silizium auf. Zur Einstellung eines feinen Gussgefüges kam Titan zur Anwendung. Darüber hinaus sind mögliche Effekte von Mikrolegierungselementen wie Ce oder Y und von Zusätzen an Ti, V, Zr, Co, Sr und Hf untersucht worden.

Tabelle 3.9: Einfluss der Legierungselemente auf die Eigenschaften von Aluminiumlegierungen

| Legierungselement | Wirkung |
|-----------------------|--|
| B – Bor Ti – Titan | <p>Beide Elemente werden als Kornfeinungsmittel verwendet. Ein feineres Korn führt zur Verbesserung der mechanischen Eigenschaften sowie der Spanbarkeit und vermindert die Neigung zur Rissbildung. ^[49,83]</p> <p>B verbessert die elektrische Leitfähigkeit durch Ausscheidung von V, Ti, Cr, Mo. B als alleiniger Kornfeiner kommt in Mengen von 0,005 – 0,1 % B zur Anwendung. Seine Wirkung kann in Kombination mit Ti verbessert werden: Es bildet sich TiB_2. ^[49] TiB_2 behält seine Wirkung auch nach dem Umschmelzen. Reines Ti geht in Lösung und verliert somit den kornfeinenden Effekt. ^[6]</p> <p>Üblicherweise sind Ti-Zusätze in der Größenordnung von 10 – 100 ppm Ti in Verwendung. Ti mindert die elektrische Leitfähigkeit. B-Zusätze können diesen Effekt reduzieren. ^[6,84] Ti hat keinen direkten Einfluss auf Festigkeit, jedoch kann es durch das feinere Korn eine Erhöhung der Festigkeit erzielen. ^[83]</p> <p>Über 0,2 % Ti treten harte intermetallische Phasen (Al_3Ti, $AlTi$) auf: Diese verursachen Schwierigkeiten beim Polieren, Zerspanen und Anodisieren. Der Werkzeugverschleiß erhöht sich. ^[83]</p> <p>Ti hat hinsichtlich der Korrosionsbeständigkeit weder Vor- noch Nachteile. Bei Mg- und Si-haltigen Legierungen bewirkt die Ti-Kornfeinung eine Einformung der Mg_2Si-Phasen an den Korngrenzen zum Perlschnurgefüge. Mg_2Si ist chemisch wenig beständig; durch seine Einformung ist allerdings die Korrosionsbeständigkeit besserbar. ^[83]</p> <p>Korngefeinte Legierungen sind besser schleif- sowie polierbar und eignen sich besser zur dekorativen elektrolytischen Oxidation. ^[83]</p> |

| Legierungselement | Wirkung |
|---------------------------------------|--|
| Bi – Wismut Pb – Blei Sn – Zinn | <p>Bi, Pb und Sn fördern aufgrund ihrer Unlöslichkeit im Al-Mischkristall die Spanbarkeit durch Bildung von niedrig-schmelzenden Phasen. Durch ihren niedrigen Schmelzpunkt ermöglichen sie die Schmierung des Schneidwerkzeuges. ^[49]</p> <p>Festigkeitseigenschaften lassen sich durch < 0,2 % Bi geringfügig erhöhen; höhere Gehalte reduzieren sie erheblich. Bi neigt nicht zur Ausscheidungshärtung in Legierungen und es reduziert die Korrosionsbeständigkeit. ^[17] Wismut expandiert beim Erstarren und kann so die Schrumpfung von Pb in der Al-Matrix kompensieren. ^[49] In AlSi-Gusslegierungen, veredelt mit Sr, verbindet sich Bi mit Sr; die modifizierende Wirkung von Sr wird dadurch aufgehoben. ^[85]</p> <p>Geringe Mengen an Pb lassen die mechanischen Eigenschaften unbeeinflusst. Die große Überspannung von Pb verringert die Korrosionstendenz der Aluminiumlegierung. ^[17]</p> <p>Sn verbessert die Gießbarkeit, führt zu Verlusten von Duktilität und Festigkeit und erhöhte die Heißrissanfälligkeit. Festigkeit und Dehnung fallen mit zunehmender Temperatur rasch ab. ^[17] 0,05 % Sn erhöht die Aushärtbarkeit von AlCu-Legierungen Dies verbessert die Korrosionsbeständigkeit und erhöht die Festigkeit. Höhere Gehalte tragen zur Heißrissbildung bei. ^[6] Nach Mondolfo ^[17] ist der Beitrag von Sn zu Korrosionsanfälligkeit nicht wesentlich. ^[17]</p> <p>Sn als Spurenelement (~ 0,05 %) fördert, wegen seiner starken Interaktion mit Leerstellen und der Behinderung der GP-Zonen-Bildung in AlCu- und AlZn-Legierungen, die Ausscheidungshärtung. Sn unterstützt die Mg₂Si-Ausscheidungshärtung in AlCuMgSi-Legierungen. In Al-4Mg-Legierungen und in Reinaluminium segregiert Sn an den Korngrenzen und an Versetzungen. In einer Al-7Si-0.35Mg-Legierung bewirken 0,15 % Sn eine Verbesserung der mechanischen Eigenschaften im ausgelagerten Zustand, da die Ausscheidungsgröße des Si modifiziert wird. Sn in einer Al-11Si-0.35Mg-Legierung verlangsamt die Mg₂Si-Ausscheidung, erhöht jedoch die Ausscheidungsanzahl indem es als Keimbildungsort fungiert. ^[86-88]</p> <p>Bei höheren Mg-Gehalten bilden sich Mg₂Pb, Mg₂Sn, Mg₃Bi₂, MgCd₃ mit Schmelzpunkten von 550, 778, 823 und 358 °C. Ein Teil des Mg-Gehaltes wird durch diese Schwermetalle gebunden und steht nicht mehr zur Ausscheidungshärtung zur Verfügung. Mit Sn bildet sich ein β-Sn+Mg₂Sn Eutektikum mit dem Schmelzpunkt von 203 °C. ^[5,23,46]</p> |
| Ce – Cer | <p>Dieses Element steigert Härte und Verschleißwiderstand durch Mischkristallhärtung sowie durch Ausscheidungen (Al₄Ce, Al₂Ce, SiCe, SiCe₄), die eine Feinkornhärtung erzielen. Diese Phasen erhöhen darüber hinaus auch die Kriechbeständigkeit. ^[89,90] Ce-Zusätze wirken korrosionsfördernd. ^[27]</p> <p>Die negativen Effekte von Fe- und Si-Verunreinigungen lassen sich mittels Ce neutralisieren. Dadurch steigen die Festigkeit und die Zerspanbarkeit, ohne Verluste an elektrischer Leitfähigkeit. ^[17,91]</p> |
| Co – Cobalt | <p>Co ist kein übliches Legierungselement. Bei eisenhaltigen AlSi-Legierungen, transformiert Co die grobe AlFeSi-Phase in eine abgerundete AlCoFe-Phase. Somit steigen Festigkeit und Dehnung. ^[6]</p> <p>Co-Zusätze zu AlCu-Legierungen erhöhen deren Härte, erniedrigen jedoch die Aushärtbarkeit, da schon geringe Beimengungen den Diffusionskoeffizienten von Cu herabsetzen. ^[17]</p> |

| Legierungselement | Wirkung |
|-------------------|--|
| Co – Cobalt | <p>Die Gießbarkeit reduziert sich durch Co-Zusätze während die Erstarrungsschwindigkeit zunimmt. Die Formbarkeit vermindert sich ebenfalls, so dass Legierungen mit über 10 % Co sich nicht mehr walzen lassen. Co verursacht eine nur geringfügige Erhöhung der Festigkeit, jedoch eine merkbare Erhöhung des Kriechwiderstandes. Co erhöht die Rekristallisationstemperatur nach 5 % Kaltverformung, erniedrigt diese aber nach 95 % Kaltarbeit. Die Korrosionsbeständigkeit von AlCo-Legierungen ist besser als jene der AlCu-Legierungen. ^[17]</p> |
| Cu – Kupfer | <p>Cu erhöht Festigkeit, Dehngrenze und Härte bei gleichzeitiger Verringerung der Bruchdehnung. Durch Bildung von metastabilen Vorphasen der Al₂Cu-Phase ist eine Ausscheidungshärtung möglich. Verstärkt wird dieser Effekt durch Mg oder Zn. ^[6]</p> <p>Ab einem Cu-Gehalt von über 0,5 % ^[92] führt es zu einer eindeutigen Verschlechterung der elektrischen Leitfähigkeit und der Korrosionsbeständigkeit. ^[92–94] Cu beschleunigt die Korrosion besonders in Chloridlösungen, jedoch nur wenig in Industrieluft. ^[27] Spröde Kupferoxidteilchen können beim Walzen oder Ziehen im Gefüge Risse induzieren. ^[95]</p> <p>AlCu-Legierungen sind wegen ihres großen Erstarrungsintervalls schwer gießbar. Cu-Zusätze zu anderen Gusslegierungen vermindern die Erstarrungsschrumpfung. ^[83]</p> <p>Cu wirkt günstig auf die Spanbarkeit, insbesondere bei AlSi-Legierungen. ^[83]</p> <p>Das Material ist durch Cu besser schleif und polierbar. Gehalte über 0,5 % Cu vermindern Schichtdicke und -dichtheit bei anodischer Oxidation. ^[83] Mit bis zu 2 % Cu lassen sich klare, schützende Anodisierschichten erzeugen. ^[27]</p> |
| Fe – Eisen | <p>Fe ist hauptsächlich ein Verunreinigungselement. Ausnahmen sind Reinaluminium und Gusslegierungen, in denen von 0,3 bis 1 % Fe ^[83] auf Grund der Festigkeitssteigerung enthalten sein können. Darüber hinaus verringert es die Klebeneigung der Schmelze an der Formoberfläche beim Kokillen- und Druckgussverfahren. Fe bildet, da praktisch keine Mischkristallbildung erfolgt, intermetallische Phasen: zum Beispiel die sehr spröde Phase Al₃Fe. Diese wirkt ebenfalls kornfeinend. Ist zusätzlich Cu enthalten bildet sich Al₇Cu₂Fe. Dies ist unerwünscht, da Cu dadurch abgebunden wird. ^[83,96]</p> <p>In Verbindung mit Si treten die eisenreiche Verbindung Al₁₂Fe₃Si sowie die siliziumreiche Phase Al₉Fe₂Si₂ auf. Letztere zeigt nadel- bzw. plattenförmige Struktur und beeinflusst dadurch die mechanischen Eigenschaften ungünstig. Durch Zusätze von Mn ändert sich deren Form zu einem globulitischen, rundlichen Aussehen. ^[83]</p> <p>Erst oberhalb eines Fe-Gehaltes von 1,3 % begünstigt Eisen die Werkzeugabnutzung. ^[83]</p> <p>Korrosionsbeständige Al-Legierungen besitzen einen geringeren Fe-Gehalt. ^[83] Durch Homogenisieren wirken gelöste Fe-Verunreinigungen weniger korrosionsfördernd als in ausgeschiedener Form. ^[27]</p> <p>Fe hat keinen nachteiligen Einfluss auf die Oberflächenveredelung. ^[83] Ist das Fe:Si-Verhältnis allerdings größer als 7:1 entstehen graue oder schwarze Streifen beim Anodisieren. ^[27]</p> |

| Legierungselement | Wirkung |
|-------------------|---|
| H – Wasserstoff | <p>H besitzt eine höhere Löslichkeit im flüssigen als im festen Zustand des Aluminiums. Daher können sich Gasporositäten während der Erstarrung bilden. ^[49]</p> <p>Be, Cu, Sn, Si vermindern die H-Aufnahme. Schwefelverbindungen, Sr und Hydridbildner fördern sie. ^[6]</p> |
| Hf – Hafnium | <p>Hf bildet Al₃Hf-Dispersoide, welche die Rekristallisationsbeständigkeit fördern. Ein kritischer Si-Gehalt darf nicht überschritten werden, da es sonst zur Bildung grober AlHfSi-Phasen kommt, welche die Rekristallisationsbeständigkeit wieder herabsetzen. ^[97]</p> |
| Mg – Magnesium | <p>Mg steigert die Dehngrenze und die Zugfestigkeit bedeutend. ^[98] Auch die Festigkeit bei hohen Temperaturen und der Kriechwiderstand können mit hohen Mg-Gehalten verbessert werden, insbesondere wenn der Si-Gehalt gering ist. ^[17] Korrosionsresistenz und Schweißbarkeit von Legierungen mit Mg sind gut. ^[49] In neutralen oder sauren Lösungen haben Mg-Gehalte bis zu 3,5 % nur wenig Einfluss auf das Korrosionsverhalten. Höhere Mengen können in Abhängigkeit von der Wärmebehandlung Interkristalline- und Spannungskorrosion verursachen. Mg verbessert die Beständigkeit in alkalischen und ammoniakalischen Flüssigkeiten und die Seewasserbeständigkeit von Al-Legierungen. ^[27] Mit Si bzw. Zn bildet Mg die zur Ausscheidungshärtung verwendeten Phasen Mg₂Si und Mg₂Zn. ^[23,83]</p> <p>Wird die Löslichkeit im Mischkristall überschritten, scheidet Mg sich an Korngrenzen als Mg₅Al₃, Mg₅Al₈ aus. Diese Phasen steigern die Anfälligkeit für interkristalline Risse und Spannungsrisskorrosion. ^[6,83]</p> <p>Mg bewirkt keine Verbesserung der Gießeigenschaften. Weiters beeinflusst Mg die Spanbarkeit durch Steigerung der Härte günstig. AlMg-Legierungen finden vor allem dort Anwendung, wo eine hohe Korrosionsbeständigkeit gefordert ist. AlMg-Legierungen sind hervorragend schleif und polierbar, als auch für die galvanische Veredelung geeignet. ^[83] Mit bis zu 0,3 % Mg lassen sich klare, farblose Anodierschichten erzeugen. ^[27]</p> <p>Mg-Zusätze in AlCu-Legierungen beschleunigen und verstärken die Kaltaushärtung. Abhängig vom Mg-Gehalt und Cu/Mg-Verhältnis bildet sich die Al₂CuMg-(S-), die Al₂Cu-(θ-)Gleichgewichtsphase oder eine Mischung von beiden. ^[11]</p> <p>Bei höheren Mg-Gehalten hat Mg eine größere Affinität zu den spanbrechenden Zusätzen Pb, Sn, Bi und Cd als zu Si. Es bilden sich Mg₂Pb, Mg₂Sn, Mg₃Bi₂, MgCd₃ mit Schmelzpunkten von 550, 778, 823 und 358 °C. Ein Teil des Mg-Gehaltes wird durch diese Schwermetalle gebunden und steht nicht mehr zur Ausscheidungshärtung zur Verfügung. Mit Sn bildet sich ein β-Sn+Mg₂Sn Eutektikum mit dem Schmelzpunkt von 203 °C. ^[5,23,46]</p> |

| Legierungselement | Wirkung |
|-------------------|--|
| Mn – Mangan | <p>Mn erhöht die Zugfestigkeit sowie Warmfestigkeit einerseits durch Mischkristallhärtung und andererseits durch die Bildung von intermetallischen Phasen an den Korngrenzen. Diese Phasen ermöglichen eine Kontrolle der Korngröße und erhöhen die Rekristallisationstemperatur. Über 0,8 %^[6] senkt Mn die elektrische Leitfähigkeit. In übereutektischen AlMn-Legierungen (> 1,9 % Mn) scheiden sich große, balkenförmige Al₆Mn-Kristalle aus, welche eine starke Versprödung bewirken und die mechanischen Eigenschaften nachteilig beeinflussen. Daher sind in kommerziellen AlMn-Legierungen höchstens 2 % Mn enthalten.^[6,12,99]</p> <p>Mn hat keinen nachteiligen Effekt auf die Korrosionsbeständigkeit. In geringen Mengen kann es durch Abbindung von Fe die Korrosionsbeständigkeit und Festigkeit sogar verbessern.^[6,27]</p> <p>Durch Mn-Einbau in AlFeSi-Verbindungen, ändert sich deren Form: Sie haben dadurch ein mehr rundlicheres Aussehen und wirken somit nicht mehr nachteilig auf die Festigkeit.^[83]</p> <p>Mn, in der Höhe von einigen Zehnteln, hat keinen Einfluss auf die elektrolytische Oxidierbarkeit und Galvanisierbarkeit.^[83] Mit bis zu 1 % Mn treten in Abhängigkeit von Bearbeitung und Korngröße klare, silbrig-graue, braune oder fleckige Anodisierschichten auf. Dickere Eloxalschichten bei 0,3 – 0,5 % Mn sind stets braun gefärbt.^[27]</p> |
| Si – Silizium | <p>Si-Zusätze hemmen die Ω-Phasen-Bildung (ähnlich der Al₂Cu-Phasen) und verzögern die Ausscheidungshärtung bei Raumtemperatur in AlCuMg-Legierungen. Dies führt aber zu einer beschleunigten Aushärtung bei höheren Temperaturen.^[11]</p> <p>Si erhöht den Formänderungswiderstand und wirkt in Verbindung mit Magnesium, durch Bildung von Mg₂Si, aushärtend.^[98]</p> <p>Si dehnt sich beim Erstarren aus und wirkt der Erstarrungsschrumpfung entgegen. Si verbessert das Fließ- und Formfüllungsvermögen.^[83]</p> <p>AlSi-Legierungen sind besser spanbar als Reinaluminium, jedoch erhöht Si den Werkzeugverschleiß.^[83]</p> <p>Die Korrosionsbeständigkeit von Reinaluminium, das heißt in Fe-freien Legierungen, wird durch Si-Zusätze nicht verschlechtert.^[83,27]</p> <p>AlSi-Legierungen sind besser schleif- und polierbar als Reinaluminium. Damit der Glanz des Aluminiums erhalten bleibt, ist der Si-Gehalt auf max. 0,3 – 1 % zu begrenzen. Über diesen Bereich tritt Graufärbung auf. Eine anodische Oxidation zwecks Korrosionsschutzes ist auch bei höheren Si-Gehalten möglich.^[83]</p> |
| Sr – Strontium | <p>Sr bewirkt eine feinkristalline Ausscheidung des eutektischen Siliziums (veredeltes Eutektikum bei eutektischen/naheutektischen AlSi-Legierungen). Dadurch verbessern sich Festigkeit und Dehnung. Bei zu hohen Mengen an Sr erfolgt die Bildung von intermetallischen Phasen, was den Veredelungseffekt erniedrigt. 0,015 % Sr senken die Keimbildungstemperatur von intermetallischen Phasen wie zum Beispiel Al₂Cu und erniedrigen die eutektische Temperatur im Al-Si-System. Höhere Sr-Gehalte steigern die Keimbildungstemperatur. Sr hat neutralisierenden Effekt auf Fe in AlSiCu-Legierungen.^[100,101]</p> |

| Legierungselement | Wirkung |
|-------------------|--|
| V – Vanadium | <p>V verringert die elektrische Leitfähigkeit. ^[49]</p> <p>Es verzögert die Rekristallisation durch Wachstumsbehinderung der rekristallisierten Körner. V lagert sich in Ausscheidungen ein (AlFeSi, Al_3Fe, MnAl_6). V beschleunigt die 6000er-Umwandlungsreaktion β'' zu β'. Deswegen ergeben sich geringere Festigkeits- und Härtewerte bei gleicher Auslagerungszeit verglichen mit 6000er ohne V. Es begünstigt die Bildung der weniger festigkeitssteigernden Phase β'. ^[102]</p> <p>Vanadium stabilisiert die metastabile $\text{Al}_{12}\text{Fe}_3\text{Si}$-Phase und erhöht die mechanischen Eigenschaften bei erhöhten Temperaturen. Es bewirkt die Verfeinerung der Fe-Ausscheidungen durch Substitution des Fe. ^[103]</p> |
| Y – Yttrium | <p>Y verursacht eine Abnahme der eutektischen Temperatur. Eutektische Gefüge werden durch Y stark verfeinert. Y verhält sich ähnlich wie Antimon. ^[104,105]</p> <p>Es verbessert die Festigkeit bei erhöhten Temperaturen um 300 °C ($\text{Al}_6\text{Cu}_6\text{Y}$-Dispersionen sind Hindernisse die das Kriechen behindern), durch Kornfeinung und Erhöhung der Keimbildungsrate. Das Ergebnis ist eine feinere Rekristallisationsmikrostruktur. Y verringert die Wachstumsgeschwindigkeit der Ausscheidungen während dem Warmauslagern. ^[91]</p> <p>0,1 % Y in einer EN AW 2519 Legierung wirkt kornfeinend, und erzielt einen Anstieg von Zugfestigkeit und Härte durch Zunahme von θ'-Phasen. Diese behindern die Versetzungsbewegung. 0,2 % Y führt zur 30 %-igen Erhöhung der Zugfestigkeit, jedoch zur Erniedrigung der Dehnung. Bei höheren Y-Gehalten agglomerieren die Y-Ausscheidungen und senken mechanische Eigenschaften ab. ^[91]</p> <p>Es erhöht die Oxidationsresistenz von Hochtemperatur-Legierungen, durch Verbesserung der Adhäsion (reduziert die Absplitterung). Zugaben von Yttriumoxid begünstigen die Korrosionsresistenz und agieren gegen korrosiven Verschleiß. Die Härte steigt durch Al_3Y-Phasenbildung. Die Härte sowie die kornfeinende Wirkung erhöhen sich mit steigendem Y-Gehalt. ^[106]</p> |
| Zr – Zirkon | <p>Legierungszusätze von 0,1 – 0,3 % Zr bilden feinste Ausscheidungen an Al_3Zr. Diese hemmen Erholung und Rekristallisation und erhöhen somit die Rekristallisationstemperatur. Dadurch ist eine Kontrolle der Kornstruktur möglich. Wirkt nachteilig auf TiB_2; es wird mehr TiB_2 zur Kornfeinung benötigt. ^[49]</p> |

4 Großtechnische Legierungsherstellung und deren Charakterisierung

Die Salzburger Aluminium AG ermöglichte die Erzeugung der Sn-hältigen Legierungen unter vergleichbaren Bedingungen im industriellen Maßstab. Zunächst ist die Herstellung dreier Chargen, deren Charakterisierung unter metallkundlichen Aspekten und abschließend das Verhalten bei der weiteren Verarbeitung dokumentiert. Dies schließt das Strangpressen mit nachfolgenden Wärmebehandlungen, etwaige Beschichtungen und deren Untersuchung auf Korrosionsbeständigkeit, als auch die formgebende Fertigung durch zerspanende Bearbeitung oder Fließpressen ein.

4.1 Herstellung der Pressbolzen

Der Guss der drei Chargen mit jeweils drei Legierungsvariationen erfolgte halbkontinuierlich. Die Atmosphäre bei der Abkühlung der Bolzen mit Durchmesser 203 mm war Luft, bei der anschließenden Homogenisierungsglühung bei 480 °C für 23 h Argon.

Eine erste Charge mit 40 kg Schmelzvolumen und Sn-Gehalten von 1,2 – 1,5 % sollte zuerst Aufschluss über das Gefüge geben. Bei der nachfolgenden zweiten Charge mit 300 kg Schmelzvolumen wurden mittlere Sn-Gehalte (0,8 – 1,0 % Sn) gewählt. Es folgte eine Charakterisierung der abgegossenen Legierungen, eine Bestimmung des Umformverhaltens sowie ein Vergleich zu den weiter unten beschriebenen labortechnisch hergestellten Legierungen.

Die dritte Charge, mit einem Schmelzvolumen von 1.200 kg, hat Sn-Konzentrationen von 1,0 – 1,2 %. Dieses Material kam für die großtechnischen Strangpressversuche bei Neuman Aluminium – Strangpresswerk GmbH zur Anwendung.

4.2 Gefügecharakterisierung der Pressbolzen

Im Rahmen der Arbeit erfolgte eine Charakterisierung der Probenkörper mittels Metallographie und metallkundlicher Methodik. Hier kamen Licht- und Rasterelektronenmikroskopie, Röntgertexturmessungen (XRD), sowie Dynamische Differenzkalorimetrie (DSC) zum Einsatz.

Eingangs sind wesentliche Veränderungen im Gefüge der Gusslegierung, hervorgerufen durch eine Homogenisierungsbehandlung, Gegenstand der Untersuchung. Eine weitere Gefügeanalyse erfolgte nach dem Strangpressen.

4.2.1 Chemische Analyse

Die Legierungselementanalyse, bzw. die Bestimmung des Gehaltes von gelösten Elementen, wurde mittels Spectro Maxx Funkenspektrometer (OES – Optische Emissionsspektrometrie) anhand von fünf Messungen an einer Probe bestimmt. Die chemischen Zusammensetzungen der drei Legierungen aus der ersten Charge verglichen mit der Norm für Pb-hältige AlCuMg-Legierungen sind der Tabelle 4.1, jene der zweiten und dritten Charge der Tabelle 4.2 bzw. 4.3 zu entnehmen.

Tabelle 4.1: Chemische Zusammensetzung der Legierungen der ersten Charge im Vergleich mit dem Legierungsfenster einer Pb-hältigen AlCu-Legierung ^[107]

| Type | Si | Fe | Cu | Mn | Mg | Zn | Bi | Pb | Sn |
|----------------------|-------|-------|-----------|-----------|-----------|-------|-------|-----------|-------|
| AlCuMgPb (AA2007) | ≤ 0,8 | ≤ 0,8 | 3,3 – 4,6 | 0,5 – 1,0 | 0,4 – 1,8 | ≤ 0,8 | ≤ 0,2 | 0,8 – 1,5 | ≤ 0,2 |
| AlCuMgSn1.2 | 0,76 | 0,27 | 4,66 | 0,63 | 0,57 | 0,13 | - | - | 1,17 |
| AlCuMgSn1.3 | 0,34 | 0,08 | 4,27 | 0,60 | 0,79 | - | - | - | 1,31 |
| AlCuMgSn1.5 | 0,09 | 0,12 | 4,65 | 0,84 | 0,94 | 0,01 | - | - | 1,55 |

Tabelle 4.2: Chemische Zusammensetzung der Legierungen der zweiten Charge

| Type | Si | Fe | Cu | Mn | Mg | Ti | Sn |
|-------------|-------|-------|------|------|------|-------|------|
| AlCuMgSn0.8 | 0,186 | 0,082 | 3,75 | 0,49 | 0,79 | 0,100 | 0,82 |
| AlCuMgSn0.9 | 0,185 | 0,090 | 3,96 | 0,53 | 0,76 | 0,106 | 0,87 |
| AlCuMgSn1.0 | 0,137 | 0,137 | 3,89 | 0,50 | 0,76 | 0,079 | 0,99 |

Tabelle 4.3: Chemische Zusammensetzung der Legierungen der dritten Charge

| Type | Si | Fe | Cu | Mn | Mg | Ti | Sn |
|-------------|-------|-------|------|------|------|-------|------|
| AlCuMgSn1.0 | 0,070 | 0,100 | 3,57 | 0,48 | 0,66 | 0,014 | 0,97 |
| AlCuMgSn1.1 | 0,033 | 0,110 | 3,66 | 0,48 | 0,71 | 0,035 | 1,10 |
| AlCuMgSn1.2 | 0,031 | 0,095 | 3,78 | 0,49 | 0,74 | 0,046 | 1,22 |

4.2.2 Licht- und Rasterelektronenmikroskopie (LIM und REM)

Um eine reproduzierbare plane Oberfläche ohne Verlust von Gefügebestandteilen durch Ausbrüche oder Korrosion herstellen zu können, wurde eine wasserfreie Präparationsroute (Tabelle 4.4) gewählt. Zum Beispiel sind Magnesiumphasen wie unter anderem Mg_2Si bevorzugte Bereiche für korrosiven Angriff.

Tabelle 4.4: Präparationsrezept für wasserempfindliche, weiche Werkstoffe

| Präparationsrezept |
|---|
| <p>Schleifen: SiC-Papier P320, P500, P800, P1200, P2500 und P4000 mit wasserfreiem Schmiermittel, bestehend aus neun Teilen Alkohol und einem Teil Lubricant Blau. Schleifzeit 30 s bei P320, 1 min bei P500 und P800, alle folgenden je 2 min. 150 U/min im Gegenlauf, Druck: 20 N.</p> |
| <p>Polieren: 3 μm polykristalline Diamantsuspension auf Alkoholbasis mit weichem Baumwollgewebetuch für 5 min mit 250 U/min im Gleichlauf, Druck: 15 N.</p> <p>1 μm polykristalline Diamantsuspension auf Alkoholbasis mit sehr weichem, dichtem und geflocktem Synthetiktuch für 5 min mit 250 U/min im Gleichlauf, Druck: 15 N.</p> <p>Mechanische Endpolitur mit Fumed Silica Suspension 0,2 μm wasserfrei auf chemikalienbeständigem, porösem, weichem Synthetiktuch mit Ethylenglykol für 10 min; 150 U/min Gleichlauf, Druck: 20 N.</p> |

Die Untersuchungen der Legierungen beinhalteten die metallographische Analyse der Verteilung und Zusammensetzung der Ausscheidungen bzw. Einschlüsse im gegossenen und im anschließend homogenisierten Material. Zur Verwendung kam ein vollmotorisches Zeiss-Auflichtmikroskop Axio Imager M1m mit der Digital Imaging Software AxioVision 4.1 und ein FEI Quanta 200 Rasterelektronenmikroskop.

Lichtmikroskopie:

Unmittelbar nach dem Abguss und vor der Homogenisierungsbehandlung erfolgte die erste Beprobung und Analyse: Im primären Aluminiummischkristall finden sich keine Ausscheidungen eingelagert. Die Proben weisen ein in sich verbundenes, grobes Ausscheidungsnetzwerk auf. Dieses durchzieht die interdendritischen Aussparungen und Korngrenzen mit kantigen Anhäufungen in den Zwickel (siehe REM-Aufnahmen in Abbildung 4.2 und LIM-Aufnahmen im Anhang 12.2.1). Darüber hinaus sind bei Charge 1 auch vereinzelt Poren entlang der Korngrenzen zu erkennen. Weiters ist die Korngröße der ersten Charge deutlich gröber als die der zweiten und dritten. Dies lag an der, wie sich im Nachhinein herausstellte, für die industrielle Herstellung zu geringen Schmelzmenge. Das Gefüge besteht aus 91 – 94 % Aluminiummatrix und 9 – 7 % Phasenanteilen, mit wachsenden

Werten bei zunehmendem Legierungselementgehalt (siehe Tabelle 4.5). Der Phasenanteil setzt sich aus Aluminiden, Sn-reiche Phasen und Al_2Cu -Ausscheidungen zusammen.

Eine Homogenisierungsglühung bewirkt die Eiformung von großen kantigen Phasen und die Auflösung kleiner Ausscheidungen. Durch die lange Glühdauer knapp unter der Solidustemperatur wachsen große Ausscheidungen weiter. Da nach dem Homogenisieren die Bolzen an Luft langsam abkühlten, hatten die gelösten Elemente genügend Zeit, sich im Al-Mischkristall auszuscheiden. Bei hoher Auflösung im LIM sind diese Ausscheidungen als kleine Punkte bzw. Striche in der Matrix erkennbar (Abbildung 4.1). Die Aluminide, mit unterschiedlicher chemischer Zusammensetzung, sind im LIM an ihrer hellgrauen Färbung erkennbar. Sn-hältige Phasen, sichtbar durch ihre braune Färbung, liegen hauptsächlich in Verbindung und Verschachtelung mit Al_2Cu -Phasen (rosa Färbung) vor. An den Korngrenzen finden sich ausscheidungsreiche Zonen (Gefügebilder siehe Anhang 12.2.1).

Tabelle 4.5: Flächenanalyse und Korngröße (KG) der Schliiffbilder im LIM

| Charge | Gussprobe | Matrix [%] | Sn-Phasen [%] | Mischphasen [%] | Al_2Cu [%] | KG [μm] |
|--------|---------------------------|------------|---------------|-----------------|----------------------------|----------------------|
| 1 | AlCuMgSn1.2 nach Abguss | 93,42 | 1,28 | 2,19 | 3,11 | 132,05 |
| | AlCuMgSn1.3 nach Abguss | 92,64 | 1,46 | 2,49 | 3,41 | 130,68 |
| | AlCuMgSn1.5 nach Abguss | 92,37 | 1,52 | 2,26 | 3,85 | 130,95 |
| | AlCuMgSn1.2 homogenisiert | 93,49 | 1,15 | 2,38 | 2,98 | 129,80 |
| | AlCuMgSn1.3 homogenisiert | 92,47 | 1,39 | 2,78 | 3,36 | 128,27 |
| | AlCuMgSn1.5 homogenisiert | 91,22 | 1,83 | 3,33 | 3,62 | 131,21 |
| 2 | AlCuMgSn0.8 homogenisiert | 94,08 | 1,33 | 1,2 | 3,39 | 34,16 |
| | AlCuMgSn0.9 homogenisiert | 93,91 | 1,42 | 1,23 | 3,44 | 31,57 |
| | AlCuMgSn1.0 homogenisiert | 93,58 | 1,58 | 1,32 | 3,52 | 32,42 |
| 3 | AlCuMgSn1.0 homogenisiert | 94,16 | 1,22 | 1,21 | 3,41 | 33,46 |
| | AlCuMgSn1.1 homogenisiert | 93,27 | 1,25 | 1,84 | 3,64 | 32,67 |
| | AlCuMgSn1.2 homogenisiert | 92,67 | 1,31 | 2,17 | 3,85 | 30,94 |

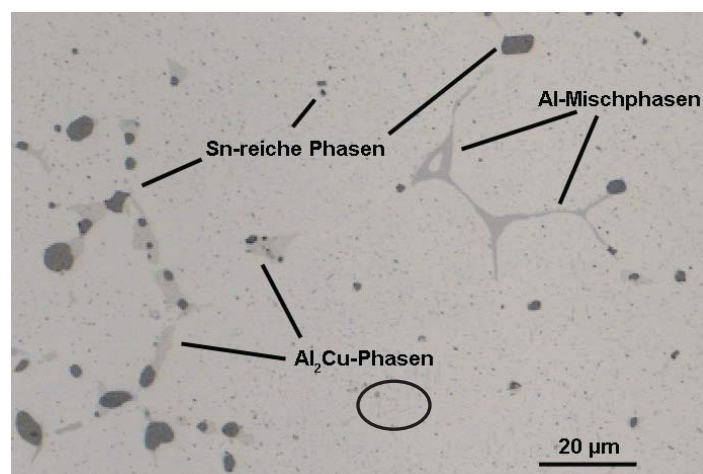


Abbildung 4.1: Lichtmikroskopische Aufnahme von AlCuMgSn1.0 im homogenisierten Gusszustand

Rasterelektronenmikroskopie:

Die Identifizierung der im LIM erkannten unterschiedlichen Phasen fand mittels Rasterelektronenmikroskopie statt. Mit dem EDX-Detektor (energiedispersive Röntgenspektroskopie – Inca Energy 200, Oxford Instruments) konnten zusätzliche Informationen durch Punkt-Scans (Bestimmung der chemischen Zusammensetzung in einem vorgegebenen Oberflächenareal) und Mappings (Bestimmung der Elementverteilung) gewonnen werden.

Die Rückstreuerelektronenbilder im Anhang 12.2.1 und hier beispielhaft in Abbildung 4.2a sowie 4.1b lassen, gleich wie zuvor im LIM, drei verschiedene Phasen in der α -Al-Matrix erkennen. Mit Unterstützung der EDX-Analyse können die Phasen als Sn-Einschlüsse (weiß), Al_2Cu (hellgrau) und Mischphasen (beinhalten Fe, Mn, Si und Cu in unterschiedlichen Quantitäten) in dunkelgrau identifiziert werden. Diese Aufnahmen zeigen, wie durch Homogenisierung eine weitgehende Auflösung der Segregationen an den Korngrenzen und eine Einförmigkeit der Gussphasen stattfinden. Dabei bleibt der Dendritenarmabstand unverändert.

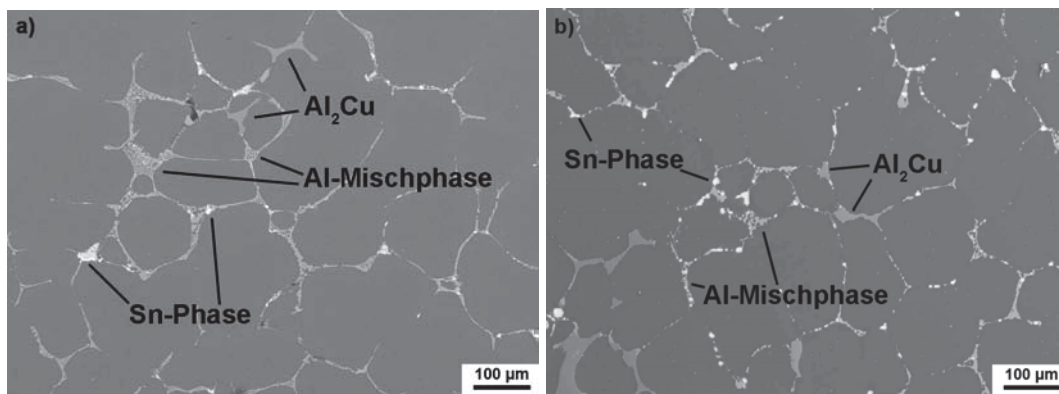


Abbildung 4.2: Rückstreuerelektronen-Bilder der Legierung AlCuMgSn1.5
a) Gusszustand, b) nach 23 h Homogenisierung bei 480 °C

Ein Mapping der Elementverteilung mittels EDX der nicht homogenisierten und homogenisierten Proben aller unterschiedlichen Legierungen zeigte aluminiumreiche Körner in denen Mn, Mg, und Spuren von Fe, Si gleichmäßig verteilt vorliegen. Kupfer hingegen reichert sich stark an den Korngrenzen an und formt Cu-reiche Ausscheidungen mit ~ 52 % Cu und Al als Rest. Dabei handelt es sich folglich um Al_2Cu -Phasen. Weiters sind einige Cu-Atome gleichmäßig verteilt in der Al-Matrix zu finden, wobei deren Gehalt mit zunehmender Homogenisierungszeit zunimmt. Das ist ein Indiz für die Ausscheidung von Al_2Cu -Phasen im Al-Mischkristall. Sie sind gleichmäßig im Korn verteilte Stäbchen mit Abmessungen von weniger als $0,2 \times 1 \mu\text{m}$. Indessen verarmen die Al_2Cu -Phasen der Korngrenzen an Cu und reichern sich mit anderen Legierungs- bzw. Verunreinigungselementen (zum Beispiel ~ 0,7 bis 0,9 % Si, ~ 3,5 bis 5 % Fe, ~ 0,6 % Mn) an.

Ein zweiter Phasentyp kann als Sn-reicher runder Einschluss mit variierenden Sn-Gehalten ermittelt werden (~ 75 bis 97 % Sn und Al als Differenz). EDX-Scans und Mappings lassen erkennen, dass diese Sn-Einschlüsse auch ungefähr 0,6 bis 1,2 % Si, ~ 0,6 bis 12 % Mg und vereinzelt auch ~ 0,5 bis 9 % Cu enthalten. Das Auffinden solcher Einschlüsse ist in der Literatur ^[47] dokumentiert.

Darüber hinaus treten Sn-reiche Einschlüsse (Abbildung 4.3 und 4.4) mit ca. 47 bis 61 % Sn und ~ 5 bis 12 % Mg auf. Dieses Ergebnis lässt auf das Vorhandensein des niedrig-schmelzenden β -Sn + Mg_2Sn Eutektikums schließen, welches als spanbrechender Einschluss bei der mechanischen Bearbeitung wirken könnte. ^[5]

Durch die Homogenisierungsglühung sind Elementverarmungen, sogenannte ausscheidungsfreie Zonen (AFZ), in kleinen Bereichen der Korngrenzen feststellbar.

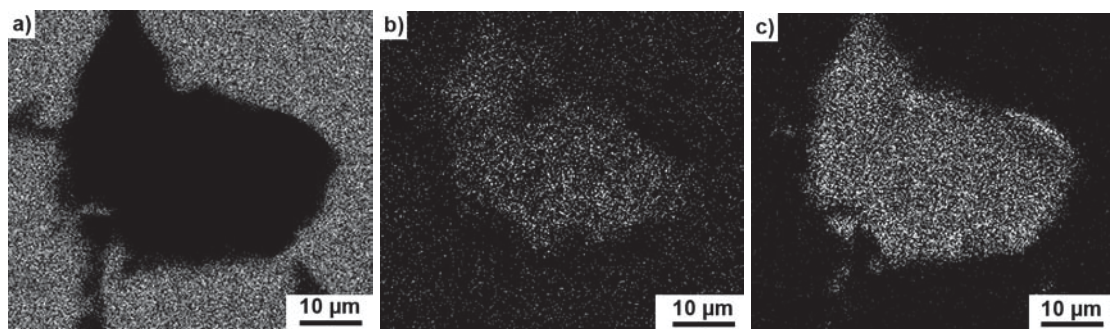


Abbildung 4.3: EDX-Mapping; niedrig-schmelzendes β -Sn + Mg_2Sn Eutektikum
a) Al, b) Mg, c) Sn

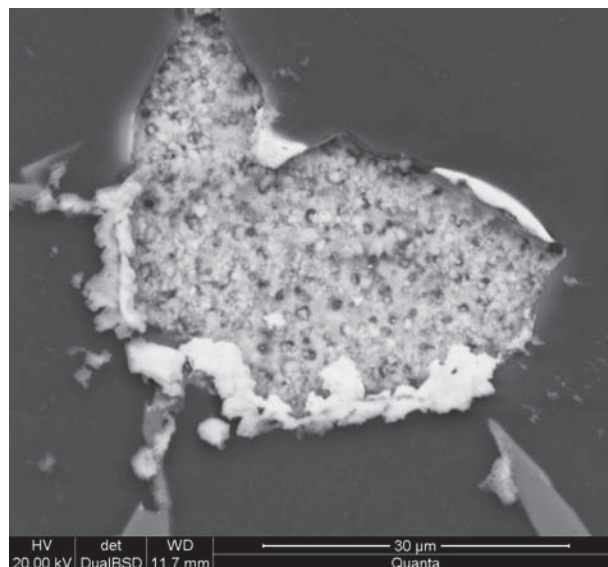


Abbildung 4.4: Rückstreuelektronen-Bild; β -Sn + Mg_2Sn Eutektikum

4.2.3 Röntgenbeugungsanalyse (XRD)

Die röntgenographischen Untersuchungen geben einerseits Aufschluss über die in den Legierungen enthaltenen Phasen, andererseits ist eine Bestimmung der Phasenanteile möglich. Die Messung am Bruker D8 Advance, mit Göbel-Spiegel und Sol-X Detektor, unter Verwendung von Cu-K α -Strahlung (1.540598 Angström), ließ eindeutig eine Identifizierung der Reinelemente Al und Sn, sowie der Phasen Al₂Cu, AlCu und Mg₂Sn zu. Da die Elementgehalte der Mischphasen in relativ großen Bereichen variieren, liefert die Vielzahl an einzelnen Phasenzusammensetzungen auch eine Fülle an überlappenden Reflexe mit sehr geringen Intensitäten. Daher ist eine 100 %-ige Bestimmung aller Intensitätspeaks nicht erreichbar und die Durchführung einer Rietveld-Analyse zur Phasenanteilsbestimmung nicht möglich. Die Diffraktogramme der Röntgenbeugungsanalyse sind im Anhang 12.2.2 zu finden.

4.2.4 Differential Scanning Calorimetry (DSC)

Mit Hilfe der dynamischen Differenz-Wärmestrom-Kalorimetrie (DSC) ist die Enthalpieänderung der Legierungen aus den ersten beiden Chargen kalorimetrisch bei zeitlinearer Änderung der Temperatur bestimmt worden. Dies diente zur Ermittlung des Schmelzverhaltens von spanbrechenden Komponenten, welche die Zerspaneigenschaften maßgeblich beeinflussen. Ein endothermer Effekt im niederen Temperaturbereich ist zu erwarten. In den Tabellen 4.6 und 4.7 sind die verwendeten Geräte und deren Einstellungen aufgezeigt.

Tabelle 4.6: DSC-Versuchsparameter der ersten Charge

| Parameter | Wert |
|------------------------|--------------------------------|
| Gerät | Setaram Setsys Evolution 2400 |
| Probenthermoelement | Typ E |
| Atmosphäre | He |
| Gasdurchfluss [ml/min] | 20 |
| Tiegelmaterial | Al ₂ O ₃ |
| Probenmasse [mg] | 60 |
| Aufheizrate [K/min] | 20 |

Tabelle 4.7: DSC-Versuchsparameter der zweiten Charge

| Parameter | Wert |
|------------------------|--------------------|
| Gerät | Netzsch STA 409 PC |
| Probenthermoelement | Typ K |
| Atmosphäre | Ar |
| Gasdurchfluss [ml/min] | 20 |
| Tiegelmaterial | Al |
| Probenmasse [mg] | 16,5 |
| Aufheizrate [K/min] | 20 |

Abbildung 4.5 zeigt die Ergebnisse der kalorimetrischen Messungen, durchgeführt an den Gussproben der ersten Charge. In dieser Darstellung entsprechen negative, endotherme Abweichungen der Kurve einer Auflösungsreaktion und positive, exotherme einem Auscheidungsvorgang.

Die DSC-Messungen zeigen im Temperaturbereich von ca. 195 bis 208 °C einen endothermen Peak (Reaktionspeak A in Abbildung 4.5). Gemäß der Literatur^[5] entspricht dies der Auflösung spannbrechender Phasen in Form des bei niederen Temperaturen schmelzenden β -Sn + Mg_2Sn Eutektikums bei 203,5 °C und 97,87 % Sn (siehe Phasendiagramm in Abbildung 4.6). Des Weiteren ist im Thermogramm der Legierung mit 1,5 % Sn ein zusätzlicher Auflösungspeak (Peak B) mit einem Minimum bei 234 °C zu erkennen. Dieses liegt nahe dem Schmelzpunkt von reinem Zinn (231,9 °C).

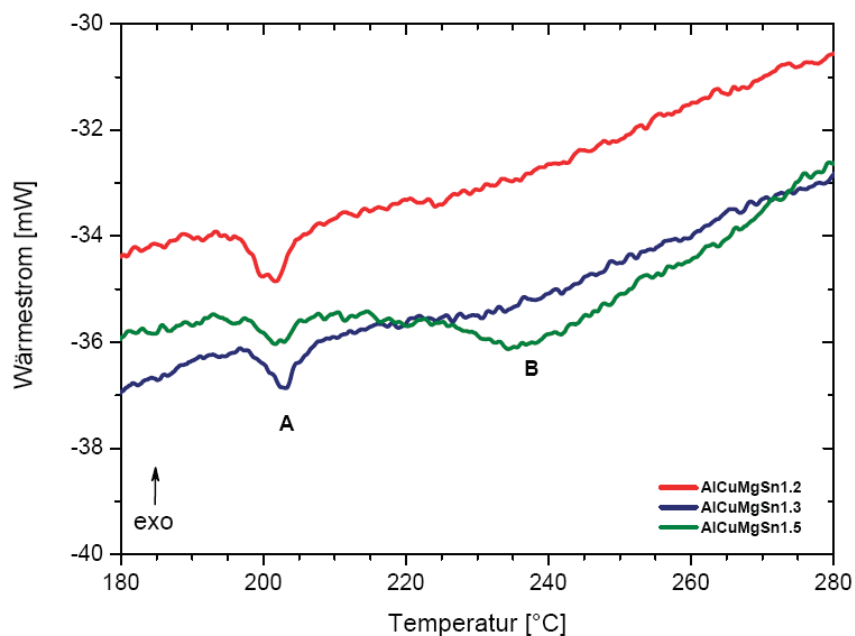


Abbildung 4.5: DSC-Thermogramm der Legierungen der ersten Charge

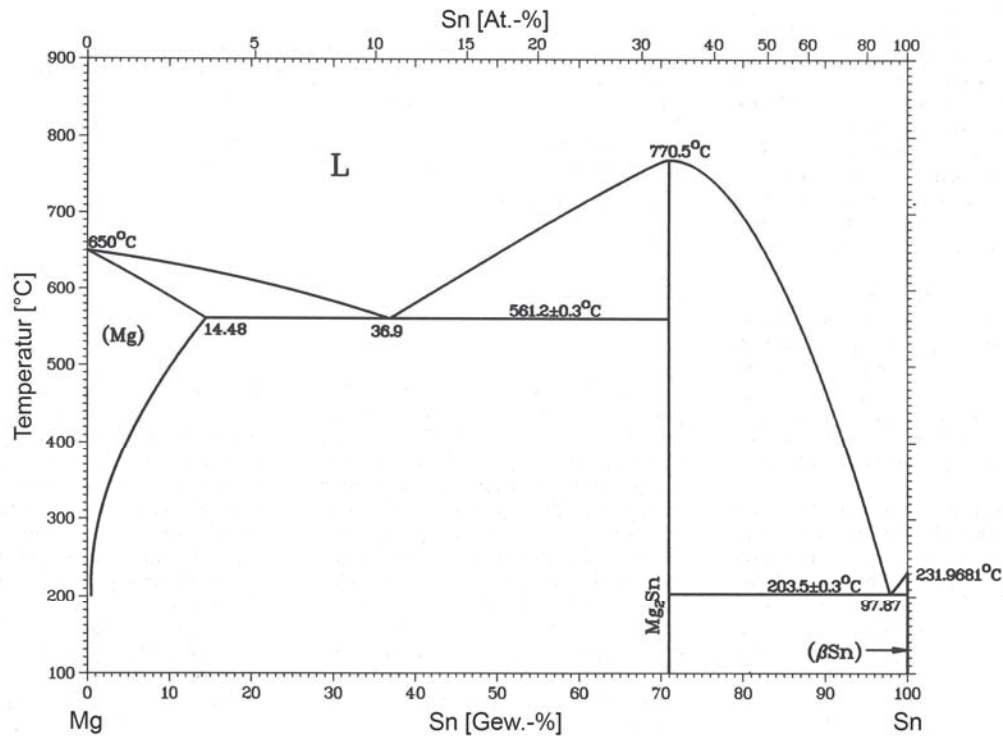


Abbildung 4.6: Mg-Sn Phasendiagramm
 β -Sn + Mg_2Sn Eutektikum bei 203,5 °C und 97,87 % Sn ^[44]

In Abbildung 4.7 sind die Thermogramme der zweiten Charge zu sehen. Die Peakmaxima der Schmelzbereiche liegen zwischen 225 und 230 °C. Die Unähnlichkeit zwischen den Kurvenverläufen in den beiden Diagrammen resultiert aus den unterschiedlichen Versuchsparametern (Gerät, Probenträger, Tiegelmaterial). Besonders groß ist der Einfluss des Tiegelmaterials: Al_2O_3 -Tiegel haben eine geringere Wärmeleitfähigkeit als Al-Tiegel.

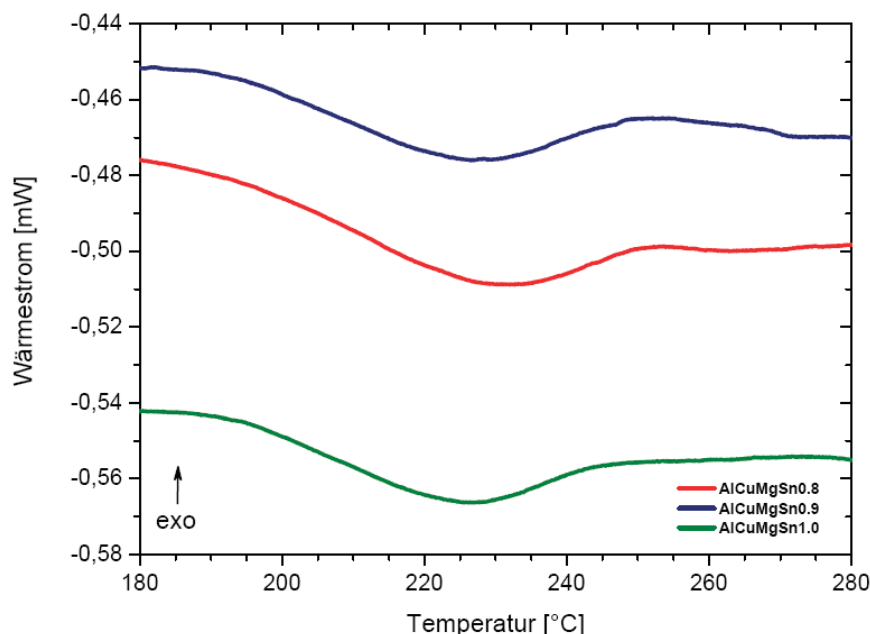


Abbildung 4.7: DSC-Thermogramm der Legierungen der zweiten Charge

4.3 Umformverhalten

Nähere Informationen über die Umformbarkeit der neuen Legierungen im Vergleich zu Pb-hältigem Standardmaterial lieferten Stauchversuche bei unterschiedlichen Temperaturen und Verformgeschwindigkeiten. Mit Bezug auf diese Daten erfolgten das Strang- sowie das Fließpressen.

4.3.1 Voruntersuchungen

Zum Vergleich der Umformeigenschaften zwischen Pb- und Sn-hältigem Material einerseits, und zur Untersuchung einer möglichen Auswirkung des Sn-Gehaltes sowie des Temperaturzustandes auf die Verformung andererseits, wurden Druckversuche nach DIN 50106 bei variiertem Probenkörpertemperatur durchgeführt. Die Ergebnisse dienen zur Ermittlung der optimalen Bolzenvorwärmtemperatur beim Strangpressen. Weitere Versuche mit hoher Umformrate⁹ und geringer Probenkörpertemperatur sollten darüber Aufschluss geben, ob ein Fließpressen möglich wäre.

Die Versuchsreihen beinhalteten die Aufnahme von Fließkurven bei folgenden Parametern, siehe dazu auch Tabelle 4.8:

- Prüftemperatur 480 °C und Umformgeschwindigkeiten von 0,1 bzw. 0,33 s⁻¹: Proben der bleihaltigen Al-Legierung AA2007 (EN AW 2007 bzw. AlCuMgPb) als Referenz und einer lösungsgeglühten Sn-hältigen Legierung (AlCuMgSn1.0-O).
- Prüftemperaturen 400, 300, 200 als auch 100 °C bei einer Umformgeschwindigkeit von 40 s⁻¹. Proben der weichgeglühten Sn-hältigen Legierung (AlCuMgSn1.0-O).
- Prüftemperatur bei Raumtemperatur. Proben einer Sn-hältigen Legierung (AlCuMgSn1.0) im gehärteten (T6) sowie im weichgeglühten Zustand (O) bei moderaten und hohen Umformraten (0,33 bzw. 40 s⁻¹).

Die Aufnahme von Fließkurven erfolgte am Lehrstuhl für Umformtechnik am Umformsimulator TMTS. Die Ermittlung fand im Zylinderstauchversuch nach Rastegaev^[108] zwischen ebenen Stauchplatten statt. Die chemischen Zusammensetzungen der Legierungen sind in Tabelle 4.9 dargestellt.

Um zusätzlich die Auswirkung eines variierten Sn-Gehaltes qualitativ abschätzen zu können, erfolgten Pressungen in einer Prüfeinrichtung, in der nur die maximale Stauchkraft ermittelt

⁹ Umformgeschwindigkeit $\dot{\varphi} = \frac{d\varphi}{dt}$ [s⁻¹] ist die zeitliche Ableitung des Umformgrades^[109]

und die Pressung von Hand gesteuert werden konnte. Hierbei wurden die zwei Materialien AlCuMgSn1.0-T6 und AlCuMgSn1.2-T6 einander gegenübergestellt.

Tabelle 4.8: Versuchsmatrix für Umformsimulator TMTS

| Nr. | Umformgeschwindigkeit [s ⁻¹] | Temperatur [°C] | Material |
|-----|---|--------------------|-------------------------------|
| 1 | 0,1 | 480 | AlCuMgSn1.0-O; AA2007-T4 |
| 2 | 0,33 | 480 | AlCuMgSn1.0-O; AA2007-T4 |
| 3 | 40 | 400 | AlCuMgSn1.0-O |
| 4 | 40 | 300 | AlCuMgSn1.0-O |
| 5 | 40 | 200 | AlCuMgSn1.0-O |
| 6 | 40 | 100 | AlCuMgSn1.0-O |
| 7 | 0,33 | 21 | AlCuMgSn1.0-O; AlCuMgSn1.0-T6 |
| 8 | 40 | 21 | AlCuMgSn1.0-O; AlCuMgSn1.0-T6 |

Tabelle 4.9: Chemische Zusammensetzung der geprüften Legierungen

| Type | Temper | Si | Fe | Cu | Mn | Mg | Ti | Zn | Pb | Sn |
|-------------|--------|-------|-------|------|------|------|-------|------|-------|-------|
| AA2007 | T4 | 0,471 | 0,171 | 3,86 | 0,63 | 0,60 | 0,054 | 0,21 | 0,940 | 0,007 |
| AlCuMgSn1.0 | T6; O | 0,070 | 0,100 | 3,57 | 0,48 | 0,66 | 0,014 | - | 0,003 | 0,97 |
| AlCuMgSn1.2 | T6 | 0,031 | 0,095 | 3,78 | 0,49 | 0,74 | 0,046 | - | 0,003 | 1,22 |

Die Probengeometrie ist in Abbildung 4.8 schematisch dargestellt. Nach A. Smolej et al. ^[35] entsprechen die hier gewählten Umformgeschwindigkeiten (0,1 bzw. 0,33 s⁻¹) den durchschnittlichen Raten einer Strangpressung von hochfesten Legierungen. Die maximale Umformgeschwindigkeit des Simulators mit 40 s⁻¹ ist jedoch geringer als die tatsächlich auftretenden Geschwindigkeiten beim Fließpressen (bis zu 100 s⁻¹, berechnet mittels Simulationsprogramm DEFORM™-3D ^[110]).

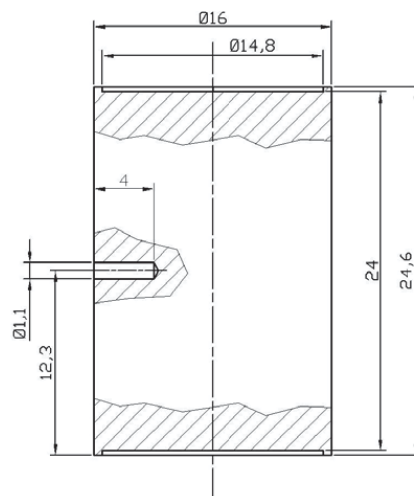


Abbildung 4.8: Stauchprobe nach Rastegaev mit Bohrung für ein Thermoelement ^[111]
Längenangaben in mm

Ergebnisse des Umformverhaltens bei T = 480 °C

Durch die hohe Vorwärmtemperatur des Prüfkörpers entfestigt die T4 ausgehärtete Pb-Legierung. Das ist im Ergebnisdiagramm (Abbildung 4.9) an den sehr geringen Fließspannungen zu erkennen. Zuerst steigen die Fließspannungen mit zunehmenden Umformgrad¹⁰, hervorgerufen durch die Erhöhung der Versetzungsdichte und aufgrund der Behinderung der Versetzungsbewegung. In weiterer Folge nehmen sie mit dem Umformgrad durch die zunehmende Probenkörpertemperatur infolge der Reibung ab (Abbildung 4.10). Ein weiterer Grund für die abnehmende Verfestigung mit zunehmendem Verformungsgrad ist die dynamische Erholung: Während der Verformung ordnen sich die Versetzungen in energetisch günstigen Zellstrukturen an. Damit verbunden ist auch eine Ausheilung von Versetzungen. ^[11]

Die Verfestigung der Sn-hältigen Legierung bei hohen Umformgraden, zu sehen in Abbildung 4.9, ist auch an der ausgebeulten Probenkörperform nach der Umformung erkennbar. Dieser Effekt ist nicht auf eine versuchstechnische Vorgehensweise zurückzuführen, da jeder Versuch mit einer Doppelprobe durchgeführt, und auch die Schmierung identisch zur Pb-hältigen Probe vorgenommen wurde. Daher ist von metallkundlichen Einflüssen, wie zum Beispiel einer unterschiedlichen Korngröße, Ausscheidungsgröße oder -verteilung auszugehen. Nicht zuletzt, ist hier der Unterschied zwischen den Werkstoffzuständen, weichgeglüht (O) bzw. T4-gehärtet hervorzuheben.

Die maximal auftretende Fließspannung ist bei der Sn-hältigen Legierung geringfügig kleiner als beim Pb-hältigen Material. Smolej et al. ^[36] führt dies auf die andersartige Verteilung der spannbrechenden Phasen im Gefüge zurück. Er beobachtete größere Pb- als auch Bi-Phasen in der Standardlegierung im Vergleich zu kleineren fein verteilten Sn-Phasen in der neuen Legierung. Im vorliegenden Fall sind allerdings in der AlCuMgSn-Legierung deutlich größere Sn-Phasen zu erkennen als in der Pb-hältigen Referenz. Der Unterschied hinsichtlich des Fließspannungsniveaus zwischen den beiden Legierungen ist dennoch als vernachlässigbar gering anzusehen. Qualitativ kann das auch an der Probenkörperform nach der Verformung (Abbildung 4.11) gesehen werden: Beide Legierungen lassen sich mit einem Umformgrad von 1 gleichmäßig auf einen annähernd runden Grundriss stauchen. Allerdings weist die Pb-hältige Probe feine Risse entlang der Ausbauchung auf.

¹⁰ Umformgrad bzw. logarithmische Formänderung $\varphi = \ln\left(\frac{h}{h_0}\right)$ [-] mit Anfangs- h_0 und Endhöhe h ^[109]

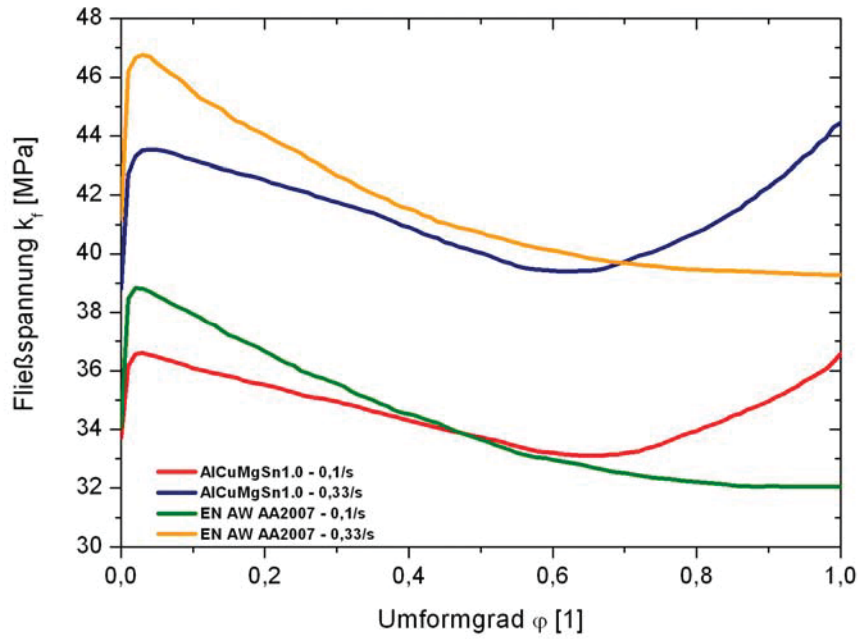


Abbildung 4.9: Fließkurven gemessen bei 480 °C an Pb- bzw. Sn-hältigem Material

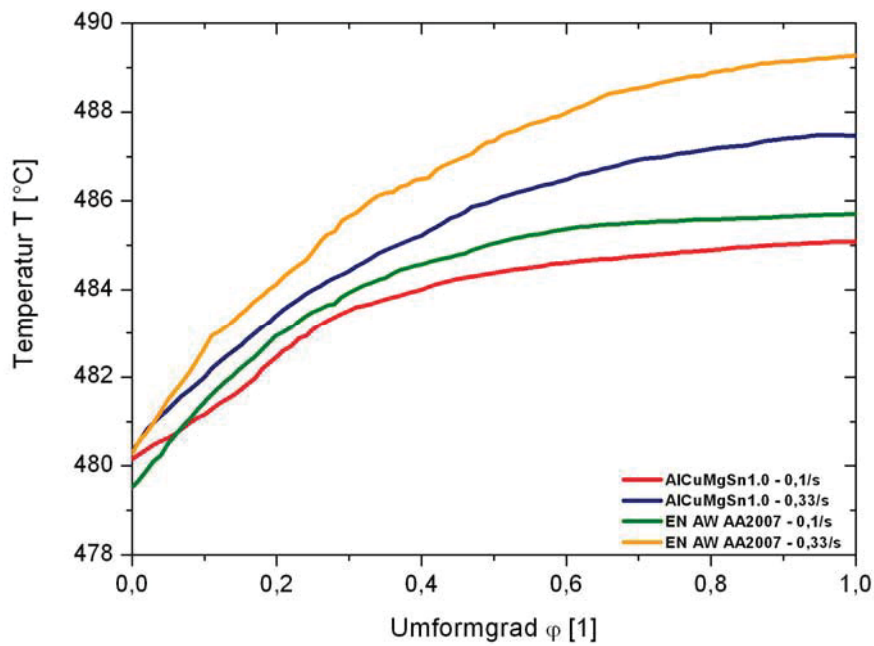


Abbildung 4.10: Temperaturerhöhung des Pb- bzw. Sn-hältigen Materials in Abhängigkeit vom Umformgrad (Vorwärmtemperatur 480 °C)

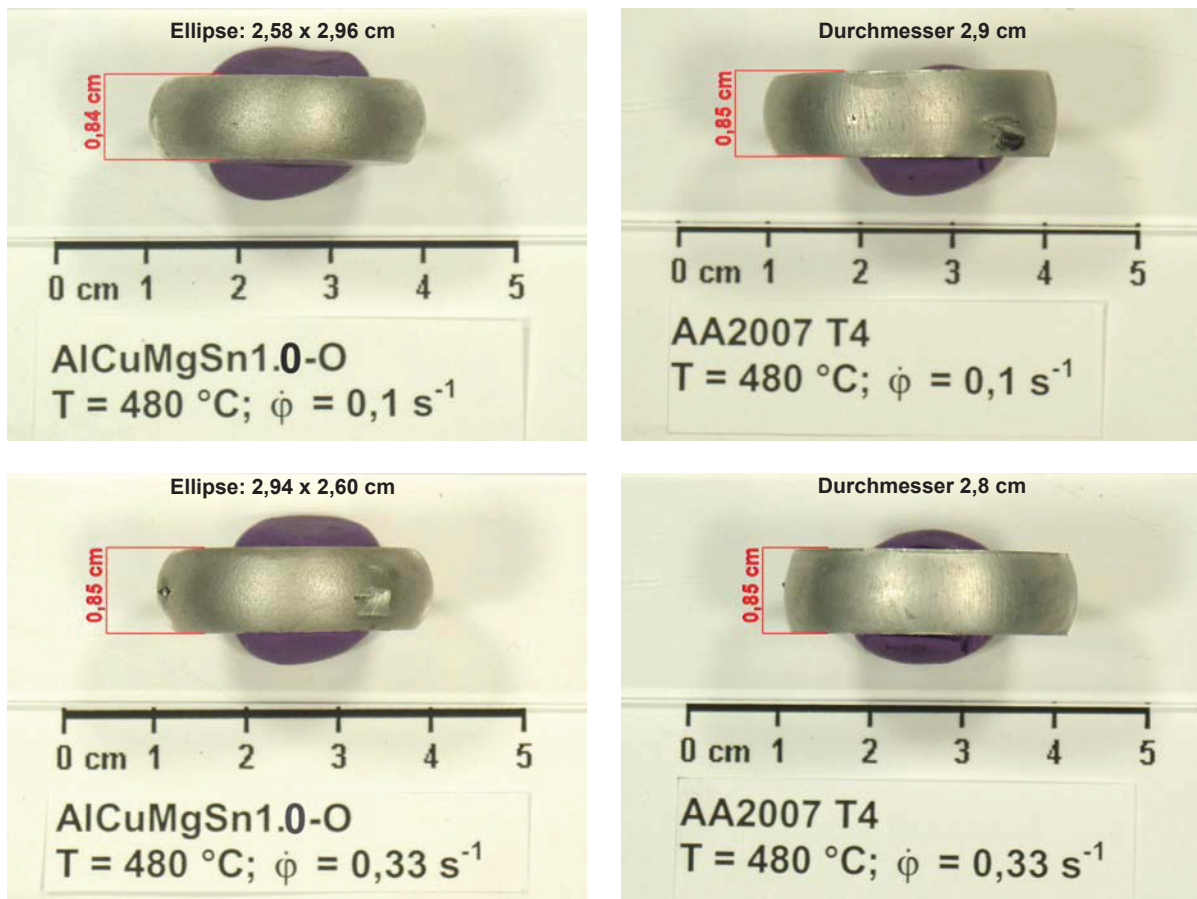


Abbildung 4.11: Rastegaev-Proben nach Umformung bei 480 °C
links AlCuMgSn1.0, rechts AA2007

Umformverhalten bei erhöhten Temperaturen und variiertem Sn-Gehalt

Die hier durchgeführten Handstauchversuche trugen zur qualitativen Abschätzung des Materialverhaltens mit abweichenden Sn-Gehalten und bei unterschiedlichen Prüftemperaturen bei. Die Probengeometrie für diese Messvorrichtung betrug $\varnothing 15 \times 11,7$ mm.

Smolej et al. ^[35] fanden, dass die Umformbarkeit mit steigendem Sn-Gehalt (0,49 bis 1,75 % Sn) in der Legierung zunimmt. Die Differenz des Sn-Gehaltes zwischen den untersuchten Legierungen ist mit 0,2 % allerdings sehr gering. Dementsprechend klein sind die Unterschiede, die sich aus dem Vergleich der Grundrissdurchmesser nach der Stauchung ergeben (siehe Abbildung 4.12). Die Stauchkraft erniedrigt sich nicht mit der geringfügigen Erhöhung des Sn-Gehalts, dies ist allerdings auch auf die Messungenauigkeit der einfachen Apparatur zurückzuführen. Jedoch steigt die Kraft sehr deutlich mit abnehmender Prüfköpertemperatur an. Wieder ist zu sehen, dass die Umformung keine Risse entlang der Ausbauchung verursacht.





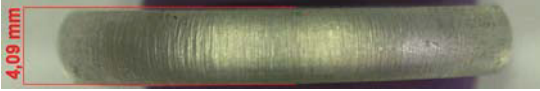

| Prüf-T | AlCuMgSn1.0 | AlCuMgSn1.2 |
|--------|--|---|
| 400 °C |  Stauchkraft 15 t; \varnothing 2,80 cm |  Stauchkraft 15 t; \varnothing 2,86 cm |
| 350 °C |  Stauchkraft 17 t; \varnothing 2,70 cm |  Stauchkraft 17 t; \varnothing 2,82 cm |
| 300 °C |  Stauchkraft 21 t; \varnothing 2,58 cm |  Stauchkraft 21 t; \varnothing 2,6 cm |

Abbildung 4.12: Stauchproben mit variiertem Sn-Gehalt nach Umformung bei unterschiedlichen Temperaturen

Umformverhalten bei erhöhten Temperaturen

Für die geplanten Fließpressversuche erfolgte die Ermittlung der von der Umformtemperatur abhängigen Fließspannungen. Zugleich sollten diese Versuche darüber Aufschluss geben, bis zu welcher minimalen Temperatur eine schadfreie Umformung möglich ist.

Die Fließkurven in Abbildung 4.13 bestätigen die Ergebnisse aus den vorhergehenden Handstauchversuchen: Die Fließspannung verhält sich zur Umformtemperatur indirekt proportional. Bei den Prüfungen mit 100 und 200 °C steigt die Prüfköpertemperatur um jeweils ca. 50 °C infolge der Reibung an (Abbildung 4.14). Es ist zu sehen, dass mit abnehmender Prüftemperatur die Proben sich nicht mehr gleichmäßig verformen: Unter 300 °C haben die Prüflinge nach dem Stauchvorgang eine ovale Grundfläche und weisen eine Abscherung von 45° zur Krafteinwirkung auf (Abbildung 4.15).

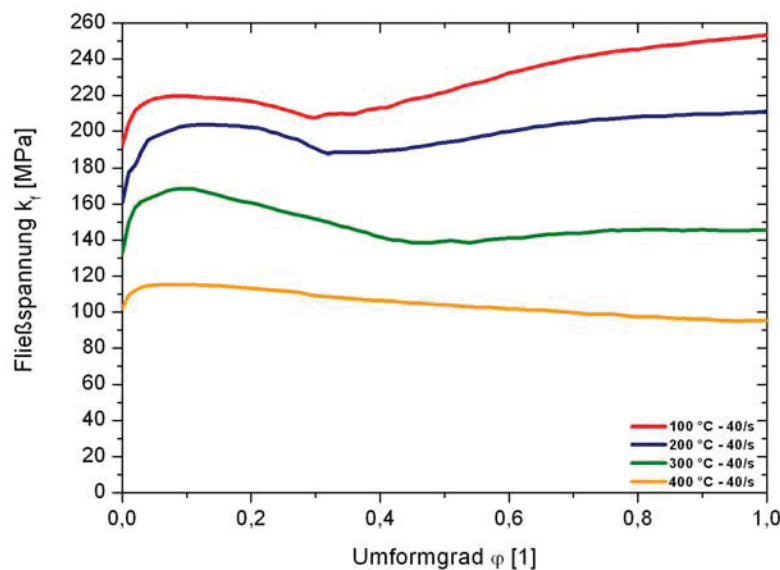


Abbildung 4.13: Fließkurven von AlCuMgSn1.0 bei hohen Umformraten und unterschiedlichen Temperaturen

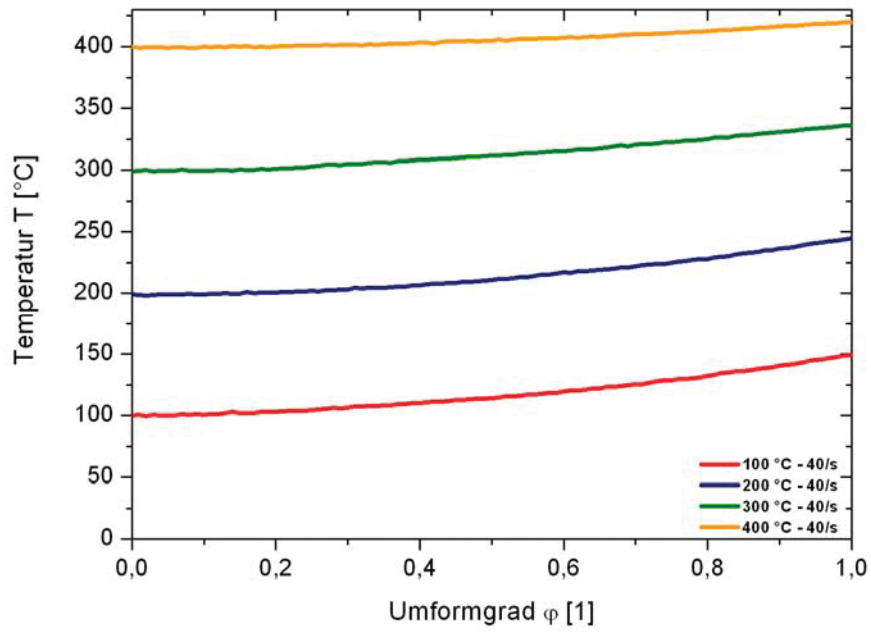


Abbildung 4.14: Temperaturerhöhung der AlCuMgSn1.0-Stauchproben bei der Umformung in Abhängigkeit vom Umformgrad

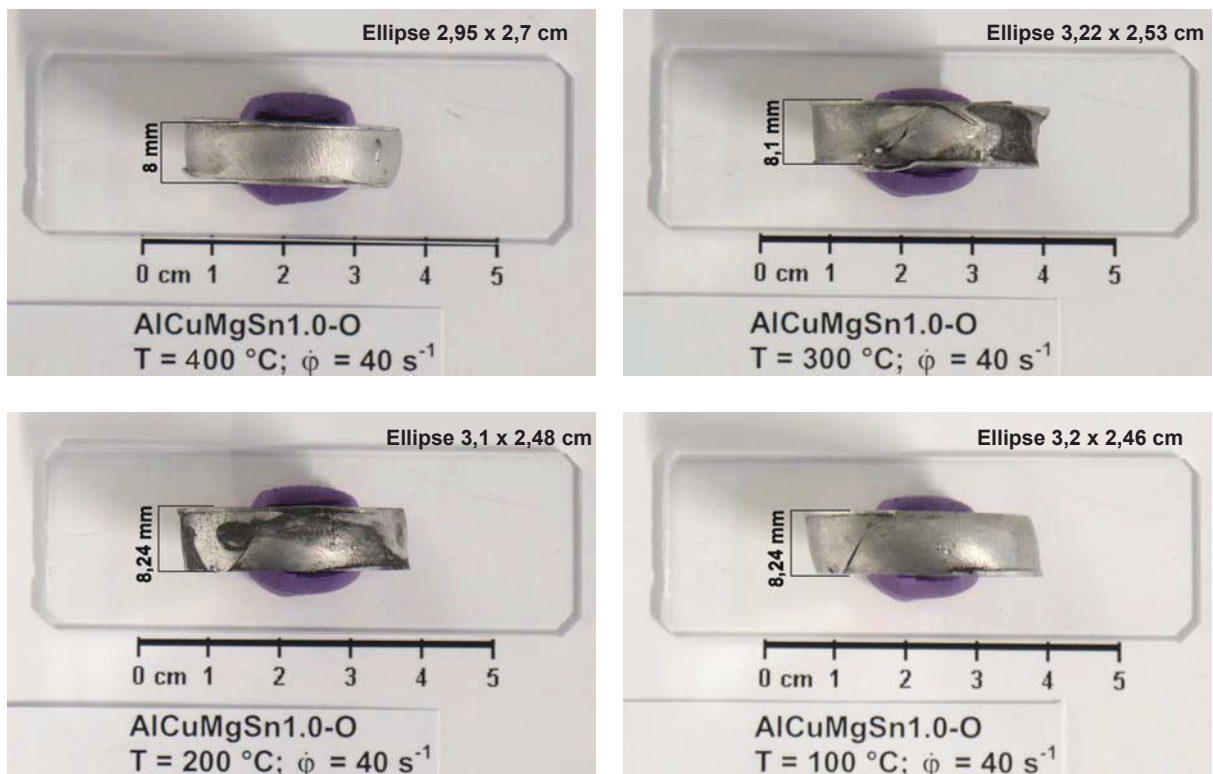


Abbildung 4.15: Rastegaev-Proben nach Umformung bei unterschiedlichen Prüftemperaturen

Ergebnisse des Umformverhaltens bei $T = 21\text{ °C}$

Fließpressungen finden zumeist bei Raumtemperatur statt. Daher stellt diese Versuchsreihe eine Raumtemperaturumformung bei niedrigen Umformraten jener mit hohen und ferner ein T6 behandeltes Material einem weichgeglühten gegenüber. Die Fließkurven in Abbildung 4.16 zeigen, dass durch eine Weichglühung keine bessere Umformbarkeit bei Raumtemperatur erzielt werden kann. Die in Abbildung 4.17 dargestellten Temperaturerhöhungen infolge der Umformung erlangen nach einem Umformgrad von ca. 0,4 einen Wert von 50 °C . Bei Umformgraden über 0,259 konnte ein Bruch des Probenmaterials eindeutig festgestellt werden. Es kann jedoch nicht ausgeschlossen werden, dass der Bruch bereits viel früher eingeleitet wird. Leichte Unstetigkeiten im Fließkurvenverlauf sind bereits bei einem Umformgrad von 0,09 festzustellen. Fotos des Werkstoffversagens durch Abgleiten unter 45° -Winkel sind in Abbildung 4.18 zu sehen.

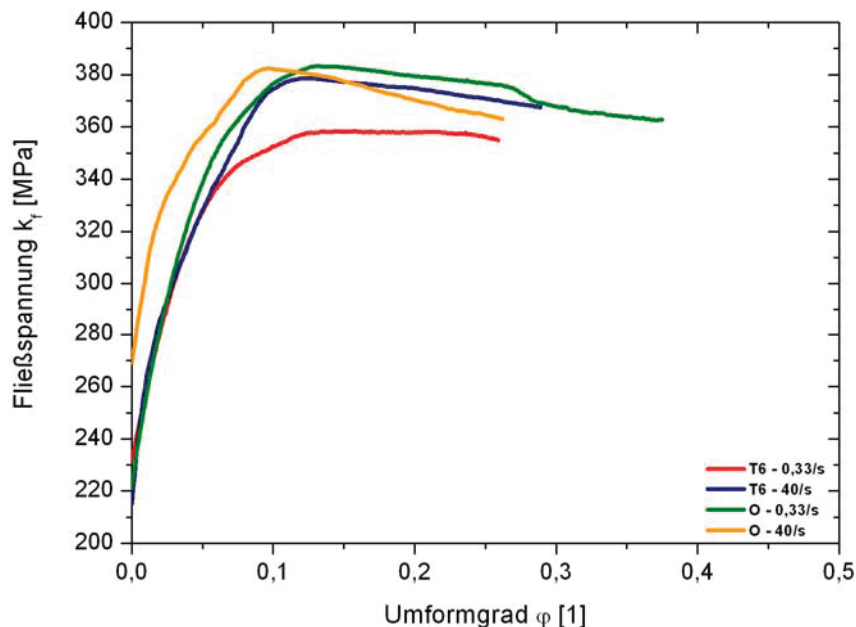


Abbildung 4.16: AlCuMgSn1.0-Fließkurven gemessen bei Raumtemperatur und unterschiedlichen Umformraten

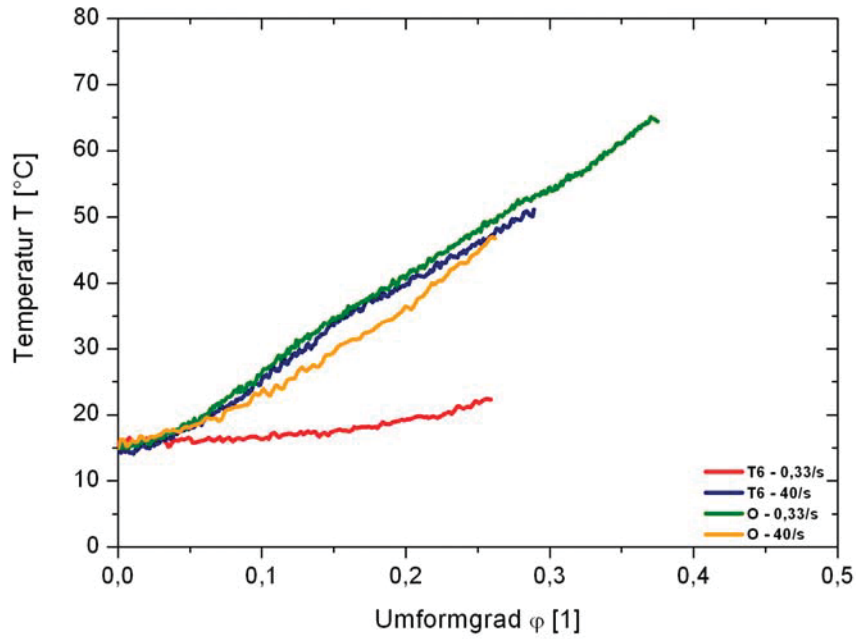


Abbildung 4.17: Temperaturerhöhung der AlCuMgSn1.0-Probe bei Raumtemperaturumformung in Abhängigkeit vom Umformgrad

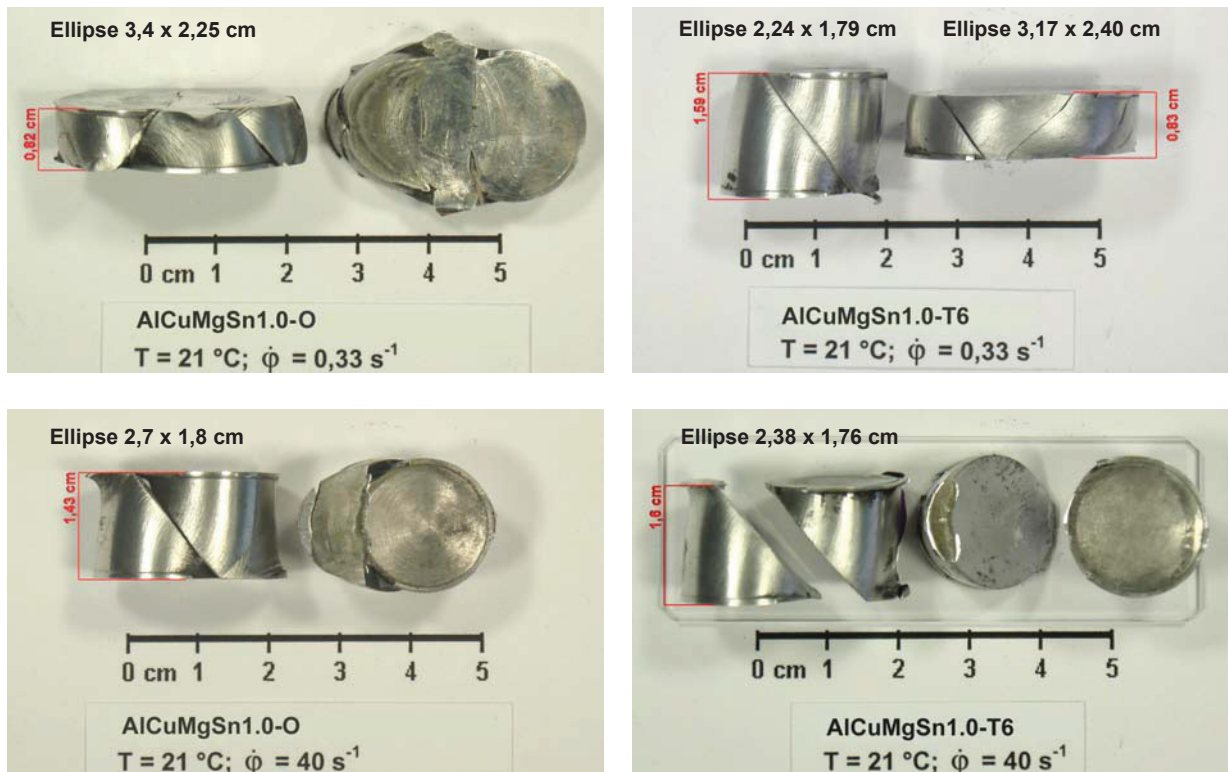


Abbildung 4.18: Rastegaev-Proben nach Umformung bei RT; links weichgeglüht, rechts T6-gehärtetes Material

4.3.2 Strangpressen

Die aus der dritten Charge resultierenden Pressbolzen mit der chemischen Zusammensetzung aus Tabelle 4.3 und Durchmesser 203 mm wurden bei Neuman Aluminium auf einen Durchmesser von 52,1 mm stranggepresst, von der Presstemperatur mittels Wassernebelkühlung abgeschreckt, um 3 – 4 % Längenänderung gereckt und anschließend 10 h bei 160 °C warmausgelagert. Diese Wärmebehandlungsfolge ist mit T6 bezeichnet.

Das Verpressungsverhältnis, das heißt das Verhältnis des Profilquerschnittes zum Stranggussbolzenquerschnitt, beträgt 1:15 und ergibt einen Umformgrad ϕ von 2,7. In der Literatur^[11] sind das maximale Verpressungsverhältnis einer EN AW 2024 (AlCu4Mg1) mit 1:50 und die maximale Austrittsgeschwindigkeit der Stangen mit 2 m/min (33 mm/s) genannt. Begonnen wurde mit der Sn-reichsten Legierung (AlCuMgSn1.2), da gemäß Literatur^[35] die Formbarkeit sich mit zunehmendem Sn-Gehalt verbessern sollte. Die Länge der homogenisierten Gussbolzen betrug anfangs 1003 mm, wurde aber ab Bolzen Nummer 8, auf Grund der zu hohen Reibungshitze, auf 799 mm gekürzt. Damit war es möglich, die entstehende Reibungshitze durch die Vorwärmung zu kompensieren, und ein homogenes Temperaturprofil zu erreichen (Tabelle 4.10).

Tabelle 4.10: Temperaturprofil im Bolzen unmittelbar vor dem Pressen

| Stangen-Nr. | T [°C] | | | | | | | | Legierung |
|-------------|----------------|-----|-----|-----|---------------|-----|-------------|-------------|-----------|
| | Werkzeug-Seite | | | | Stempel-Seite | | | | |
| 1 | 477 | 480 | 467 | 445 | 447 | 426 | 389 | AlCuMgSn1.2 | |
| 2 | 456 | 459 | 446 | 424 | 426 | 405 | 368 | | |
| 3 | 412 | 404 | 382 | 314 | 262 | 223 | 177 | | |
| 4 | 386 | 373 | 348 | 293 | 255 | 234 | 182 | | |
| 5 | 388 | 375 | 345 | 289 | 254 | 225 | 171 | AlCuMgSn1.1 | |
| 6 | 428 | 432 | 427 | 402 | 376 | 344 | 284 | | |
| 7 | 401 | 403 | 394 | 370 | 359 | 325 | 271 | | |
| 8 | 451 | 444 | 417 | 394 | 366 | 321 | AlCuMgSn1.0 | | |
| 9 | 435 | 431 | 411 | 396 | 377 | 340 | | | |
| 10 | 436 | 433 | 418 | 399 | 374 | 342 | | | |
| 11 | 443 | 435 | 417 | 401 | 370 | 324 | | | |
| 12 | 438 | 432 | 396 | 387 | 375 | 339 | | | |

Für die Strangpresseexperimente sind die Prozessparameter in den genannten Bereichen variiert worden:

- Bolzentemperatur an der Matrizenseite 385 – 480 °C, bzw. an der Stempelseite 170 – 390 °C
- Matrizen-Temperatur 400 – 430 °C
- Pressgeschwindigkeiten:
4, 20, 30, 40 und 50 mm/s, das entspricht einem Umformratenbereich von 0,68 – 4 s⁻¹

Beim Verpressen der ersten Stange kam es aufgrund der zu hohen Blocktemperatur und der zu schnellen Pressgeschwindigkeit von 125 mm/s zur Heißrissbildung (Abbildung 4.19). Deshalb wurde die erste Stange verschrottet. Daraus geht deutlich hervor, dass bei diesen Legierungen keine sehr hohen Pressgeschwindigkeiten realisierbar sind.

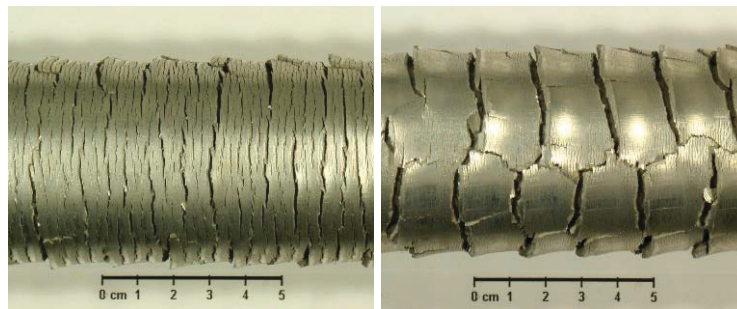


Abbildung 4.19: Darstellung von Heißrissen bei AlCuMgSn-Legierungen

Nachstehende Einstellungen verhinderten die Heißrissbildung und Abplatzungen:

- Temperaturprofil bei der Vorwärmung siehe Tabelle 4.10 für Stangen-Nr. 9 bis 12,
- Matrizen-Temperatur 410 °C
- Pressgeschwindigkeit 37 mm/s, dies entspricht einer Umformgeschwindigkeit von 2,97 s⁻¹

Der Pressdruck für diese Einstellung betrug anfangs 240 bar und nahm mit Pressfortschritt auf 75 bar ab. Die Stangenaustrittstemperatur belief sich dabei auf 450 °C.

4.3.3 Charakterisierung der Strangpressstangen

Die Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften der T6-gehärteten Stangen erfolgte durch Zugversuche nach DIN EN 10002-1 und Brinell-Härteprüfungen der Methode HBW2,5/62,5 nach DIN EN ISO 6506-1. Entsprechend den Richtlinien bei Neuman Aluminium GmbH sind jeweils am Stangenanfang und -ende, gekennzeichnet in den Diagrammen mit A bzw. E, zwei Zugprobenkörper (DIN 50125-A10x50) der Stange entnommen und geprüft worden (Abbildung 4.20 bis 4.23). Ein Vergleich der Ergebnisse mit Zugprüfungen aus der Stangenmitte ergab ähnliche mechanische Eigenschaften.

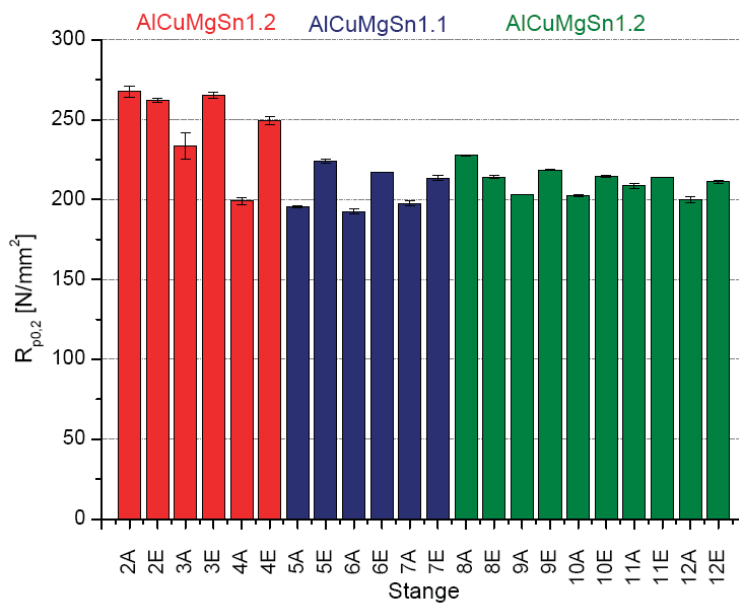


Abbildung 4.20: Zugversuch – Werte der Dehngrenze $R_{p0,2}$

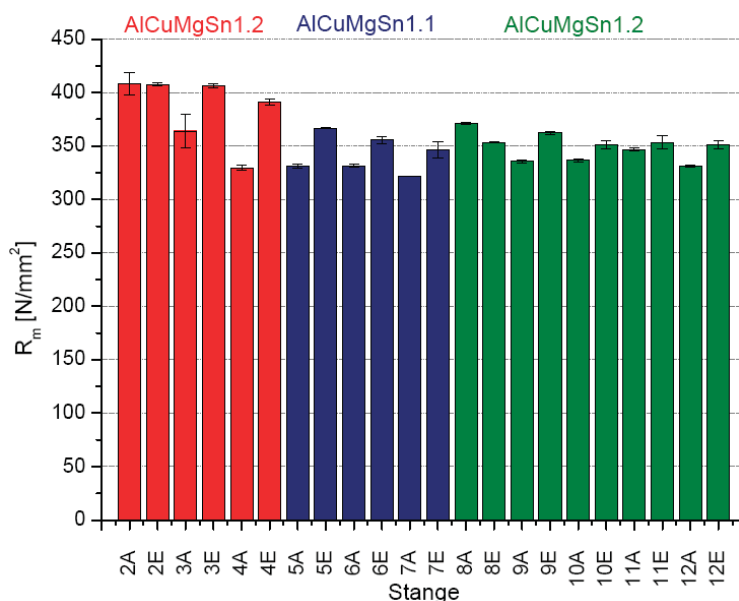


Abbildung 4.21: Zugversuch – Werte der Zugfestigkeit R_m

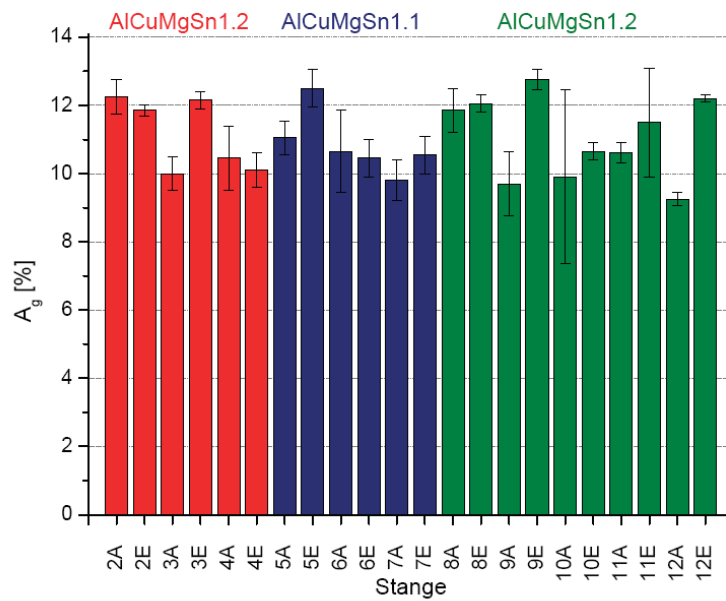
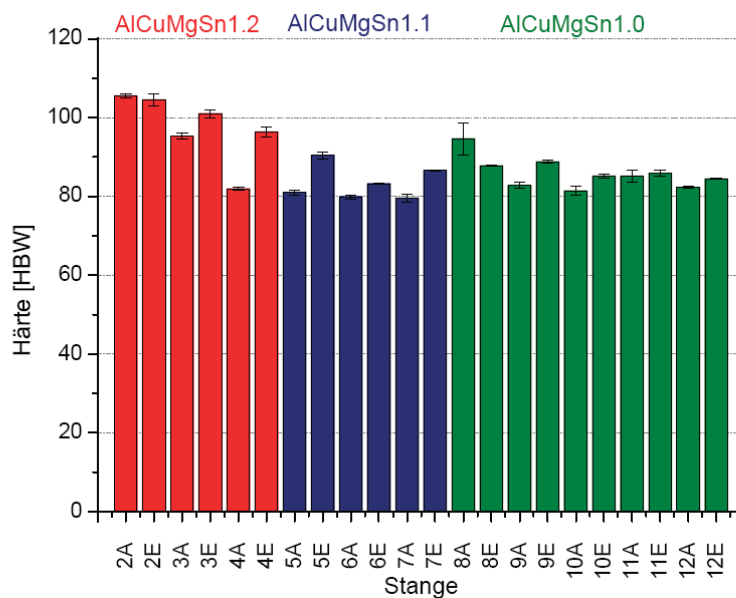
Abbildung 4.22: Zugversuch – Werte der Gleichmaßdehnung A_g 

Abbildung 4.23: Härtemessung nach Brinell

Die teilweise sehr großen Festigkeits- bzw. Härteunterschiede zwischen Stangenanfang und -ende, sind darauf zurückzuführen, dass die Parameter Bolzenvorwärmtemperatur, Pressgeschwindigkeit und Matrizentemperatur verändert wurden.

Zugfestigkeit und der Dehngrenze der zuletzt gepressten Legierung AlCuMgSn1.0-T6 (Tabelle 4.11) erfüllen die Mindestanforderungen der vergleichbaren Legierung 2011-T6 aus Norm EN 755-2 ^[112] für gepresste Stangen (Tabelle 4.12). Eine genauere Untersuchung der Aushärtbarkeit folgt in Kapitel 4.4 und 5.3.

Tabelle 4.11: AlCuMgSn1.0-T6 – Mittelwerte und Standardabweichungen der mechanischen Eigenschaften

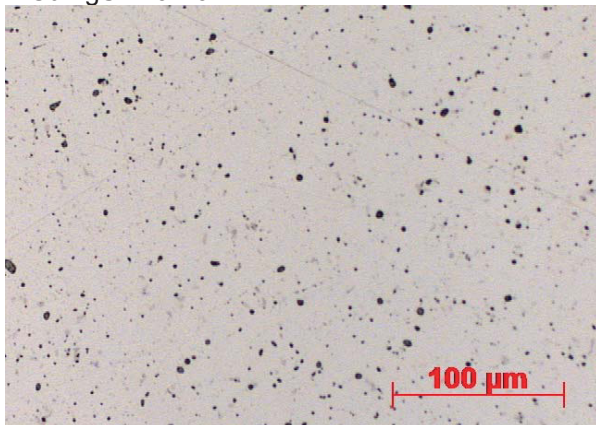
| | Härte HB 2,5/62,5 | R_m [N/mm ²] | $R_{p0.2}$ [N/mm ²] | A_g [%] |
|-----------------------------|----------------------|-------------------------------|------------------------------------|--------------|
| Mittelwert \bar{x} | 86 | 349 | 211 | 11 |
| Standardabweichung σ | 3,9 | 12,4 | 8,3 | 1,2 |

Tabelle 4.12: EN 755-2:1997 – Mechanische Eigenschaften stranggepresster Al-Legierungen ^[112]

| EN AW / DIN | Durchmesser [mm] | R_m [N/mm ²] | $R_{p0.2}$ [N/mm ²] | A_g [%] |
|---------------------|---------------------|-------------------------------|------------------------------------|--------------|
| 2011-T4 / AlCu6BiPb | ≤ 200 | 275 | 125 | 14 |
| 2011-T6 / AlCu6BiPb | ≤ 75 | 310 | 230 | 8 |

Eine Abschätzung der Phasengröße im Querschliff lieferte einen Phasenanteil von ca. 1,40 % an Sn-reiche Bestandteilen mit Durchmessern von 1 bis 8 μm der AlCuMgSn-Legierungen. Ähnliche Werte sind auch bei der Pb-hältigen Vergleichslegierung AA2007 zu finden. Abbildung 4.24 zeigt Querschliffe der AlCuMgSn-Legierungen mit 1,0 bzw. 1,2 % Sn. Längsschliffe an Pb- sowie Sn-hältigen Material, zu sehen in Abbildung 4.25, lassen eine zeilenförmige Anordnung der Phasen im Umformgefüge erkennen.

AlCuMgSn1.0-T6



AlCuMgSn1.2-T6

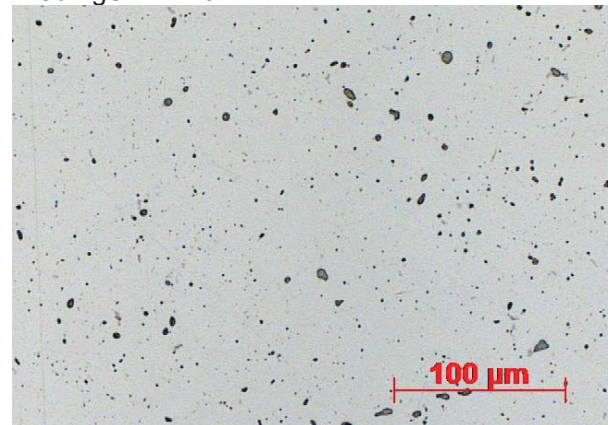
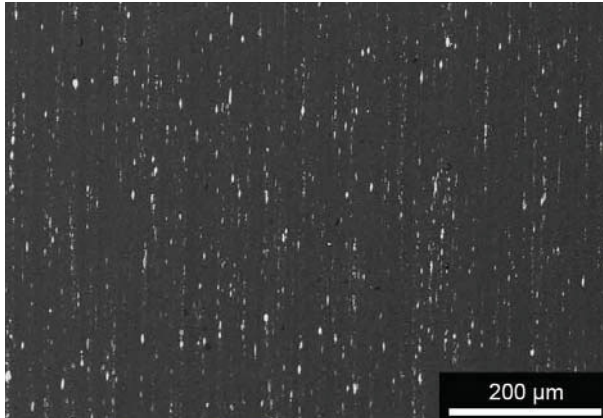


Abbildung 4.24: Gefügeaufbau stranggepresster AlCuMgSn-Proben im Querschliff (LIM-Aufnahmen)

AA2007



AlCuMgSn1.2-T6

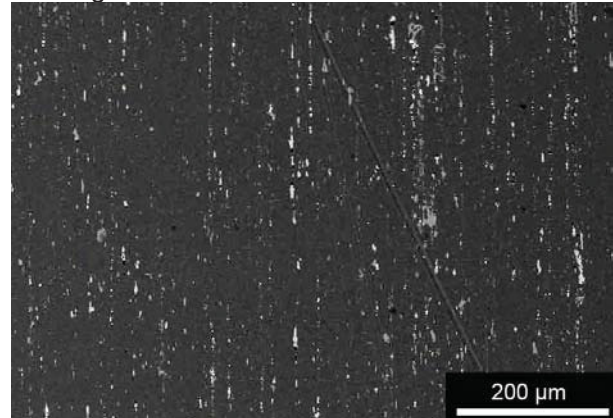


Abbildung 4.25: Gefügebau stranggepresster Proben im Längsschliff (REM-Aufnahmen)

4.3.4 Fließpressversuche

Für das Fließpressen bei Neuman Aluminium GmbH, kamen die stranggepressten, T6-gehärteten und auf 16,2 mm Breite gesägten Stangen der Legierungen aus der dritten Charge zum Einsatz. Vor dem Fließpressen erfolgte das Weichglühen für 3,5 h bei 385 °C, um die Presskräfte gering und die Werkzeugstandzeiten sowie das Fließvermögen des Werkstoffs hoch zu halten.^[11] Das abschließende vierminütige Sandstrahlen mit einem AlCu-Granulat (F40: 0,4 mm mittlere Größe; 0,1 – 0,8 mm) gewährleistet eine aufgeraute Oberflächenbeschaffenheit für den Auftrag des Schmiermittels.

Es wurde eine Airbaghülse, zu sehen in Abbildung 4.26, das heißt eine sehr einfache Pressgeometrie durch Rückwärtsfließpressen hergestellt. Wie in Abbildung 4.27 zu sehen, sind die Stempel- und Werkstoffbewegung bei dieser Methode gegenläufig.

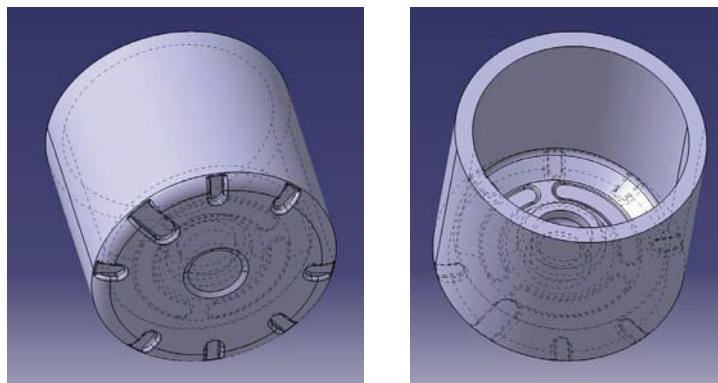


Abbildung 4.26: Geometrie der Airbaghülse^[110]

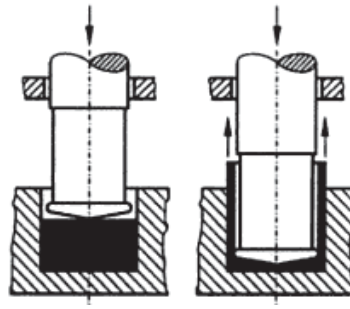


Abbildung 4.27: Schematische Darstellung des Rückwärtsfließpressens ^[13]

Zur Durchführung der Fließpresssimulation des Bauteiles mit dem Finite-Elemente-Simulationsprogramm DEFORM™-3D, sind Stempel und Matrize als starre, das Werkstück als plastischer Körper definiert. Die Berechnung der Kontakte erfolgte mit einem Scherreibungsmodell. Werkstoffdaten zur Simulation gingen aus den Umformversuchen des Sn-hältigen Materials bei verschiedenen Temperaturen hervor. Die Stempelgeschwindigkeit laut Presse betrug 60 Hub/min. Die Ergebnisse der Modellierung sind in nachfolgenden Abbildungen zu sehen. In Abbildung 4.28 sind die Geschwindigkeitsvektoren in den Mesh-Knoten dargestellt. Blaue Pfeile zeigen eine geringe, rote eine hohe Geschwindigkeit an. Der kontinuierliche Verlauf rührt von einem gleichmäßigen Fließen her, ohne etwaiges Abscheren. In der Abbildung 4.29 sind Ergebnisse der FE-Modellierung des Temperaturverlaufes, in Abbildung 4.30 des Umformgrades, in Abbildung 4.31 der Vergleichsspannung sowie in Abbildung 4.32 der Presskraftverlauf veranschaulicht. ^[110]

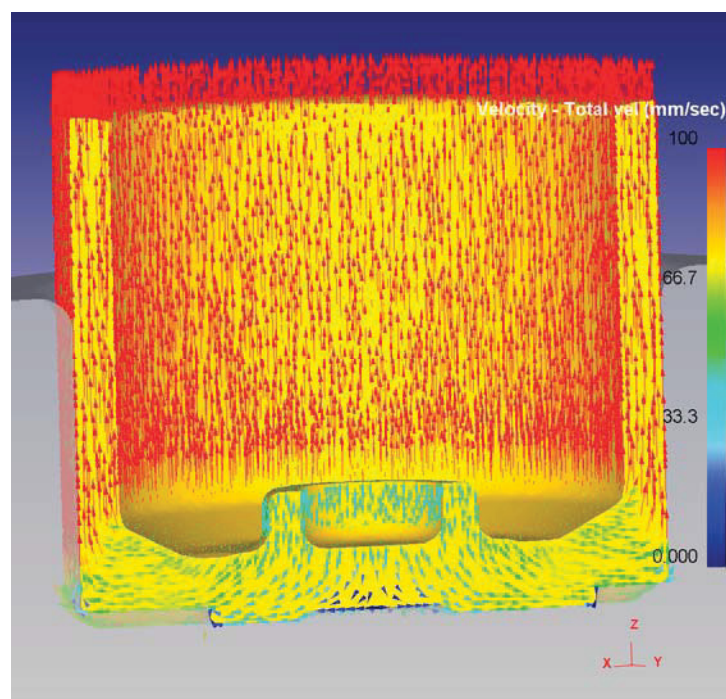


Abbildung 4.28: Geschwindigkeitsvektoren kurz vor Ende des Pressvorganges ^[110]

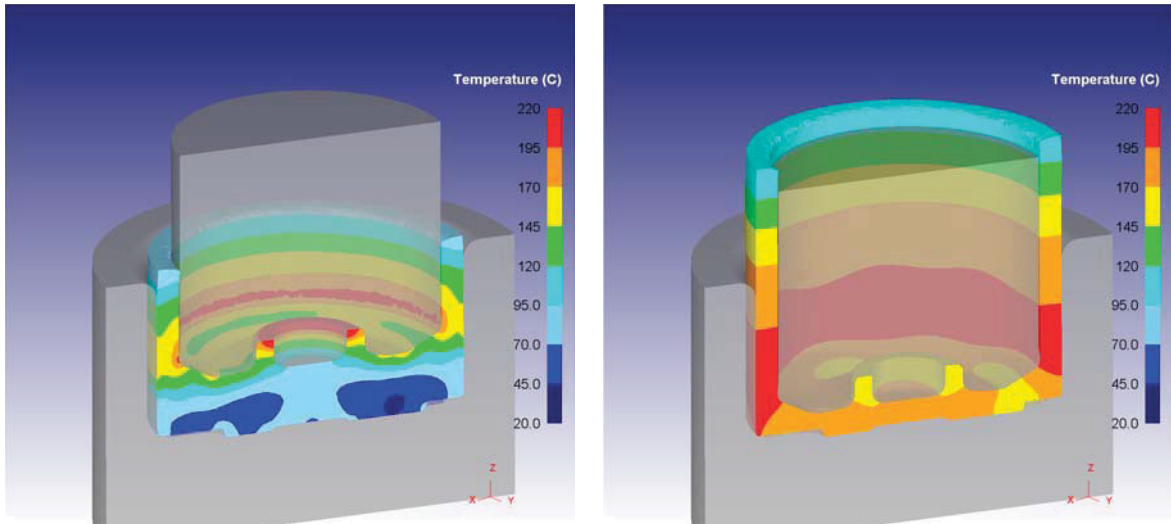


Abbildung 4.29: Temperaturverteilung während und am Ende des Pressens ^[110]

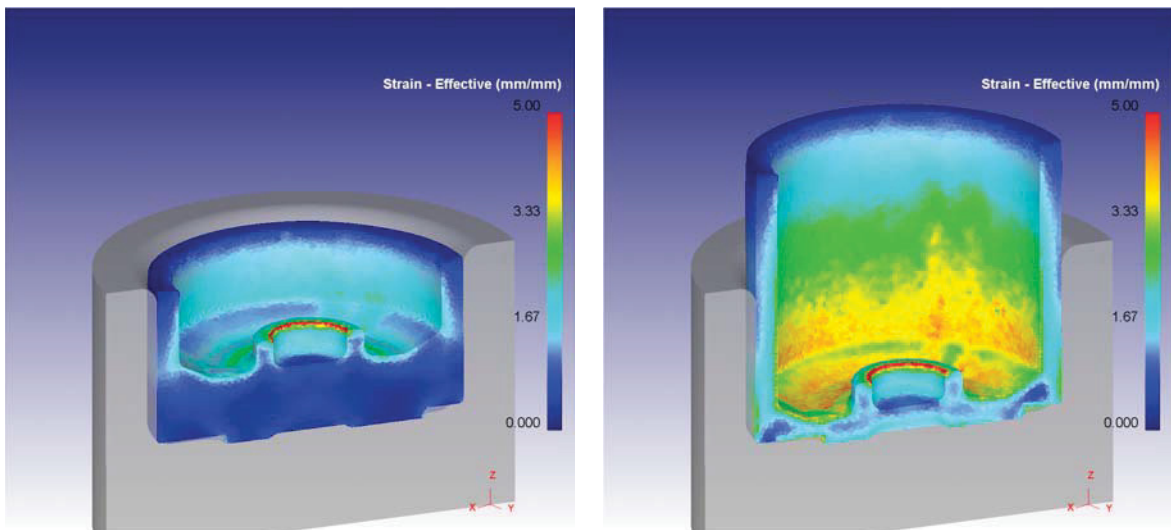


Abbildung 4.30: Umformgrad zu zwei Zeitpunkten ^[110]

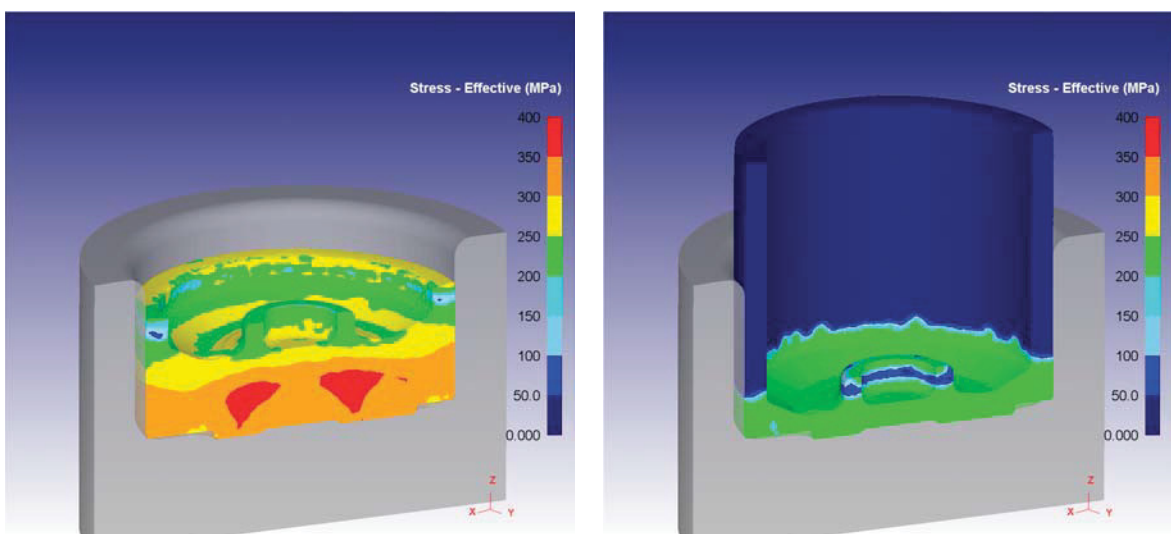


Abbildung 4.31: Von Mises Vergleichsspannung zu zwei Zeitpunkten ^[110]

Um eine Verformung durch Fließpressen zu ermöglichen, wurde die Pressmatrize auf 145 °C induktiv und die Rohlinge (Butzen) in einem Kammerofen auf 320 °C vorgeheizt. Weiters fiel die Wahl auf ein Molybdändisulfid-Schmiermittel (MoS₂; Produktbezeichnung Unimoly 220), da es bis 350 °C einsetzbar ist. Wiederum kam die Legierung mit dem höchsten Sn-Gehalt, AlCuMgSn1.2, aufgrund der besseren Warmumformbarkeit, für die ersten Versuche zur Verwendung. Die maximale Presskraft betrug bei diesen Versuchsparametern ca. 440 kN.

Die zuvor durchgeführten Referenzpressungen einer üblichen 6000er-Legierung zeigten bei Raumtemperaturchargierung und ohne Werkzeugheizung eine maximale Presskraft von 778 kN. Sogar mit Butzentemperierung auf 350 °C und Matrizenheizung ist die Presskraft mit ca. 550 kN noch immer um ca. 100 kN höher als der erreichte Wert der AlCuMgSn1.2. Wie in der Tabelle 4.13 protokolliert, ist die Butzenvorwärmtemperatur in Schritten bis auf Raumtemperatur gesenkt worden. Die maximale Presskraft bei Raumtemperaturchargierung betrug schließlich 738 kN bei einer Umformgeschwindigkeit von 34 Hub/min. Abbildung 4.33 zeigt die bei diesen Parametern entstandene Probe: Die Kanten der Pressgeometrie wurden sehr genau nachgeformt und auch die Chargennummer am Boden der Hülse ist sehr deutlich zu lesen. Folglich ist eine schadfreie Umformung der Sn-hältigen Legierung bei Raumtemperatur möglich.

Die Modellierung des Presskraftverlaufes bei Raumtemperatur, basierend auf den Fließkurven der Stauchversuche (Abbildung 4.32), zeigt allerdings eine doppelt so hohe maximale Presskraft mit 1460 kN. Grund für diesen Unterschied sind die der Simulation zugrunde gelegten Daten der Stauchversuche. Die daraus gewonnenen Daten beschreiben demnach das Materialverhalten während dem Fließpressen nicht mit ausreichender Genauigkeit.

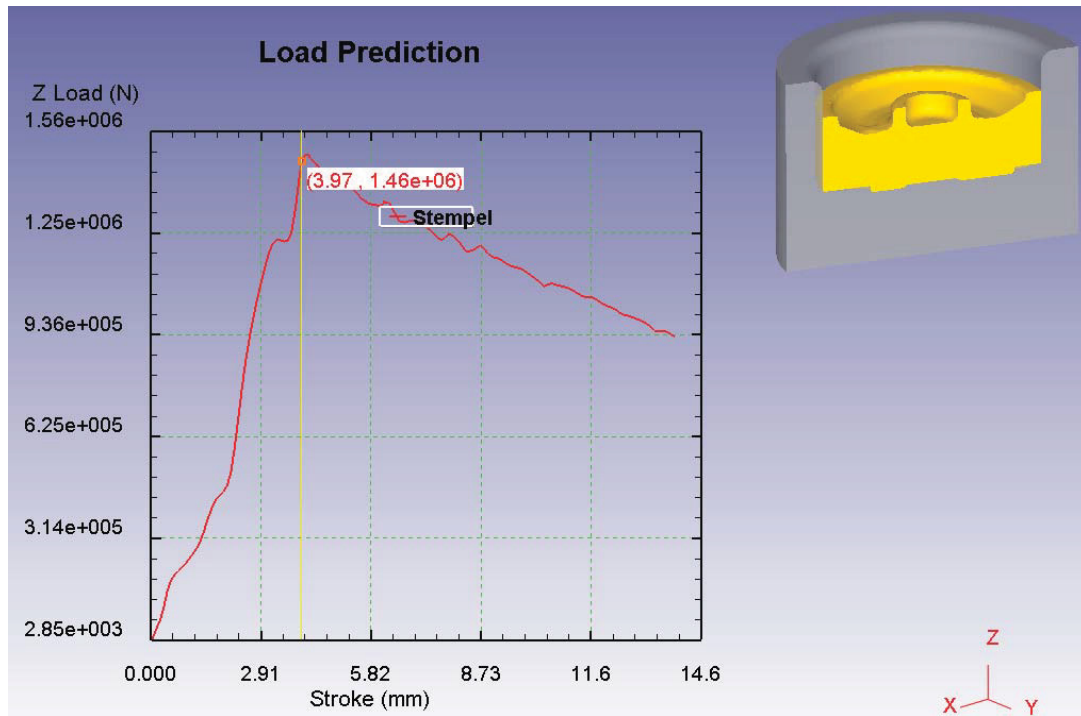


Abbildung 4.32: Ergebnis der FE-Modellierung für die Presskraft während der Umformung ^[110]

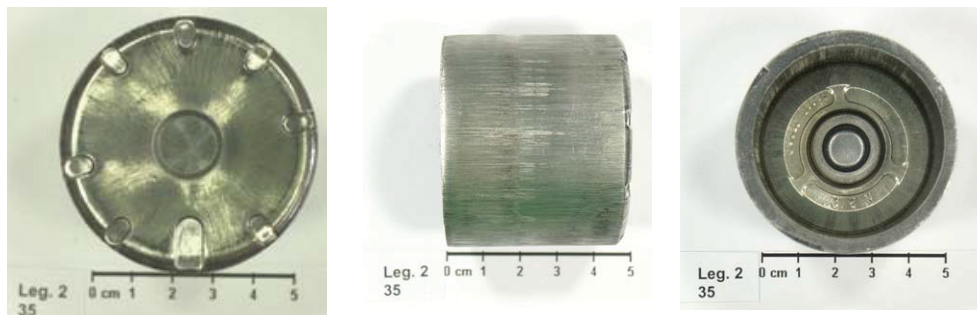


Abbildung 4.33: Darstellung einer bei Raumtemperatur fließgepressten Airbaghülse aus AlCuMgSn1.1

Bei Butzentemperaturen ab ca. 290 °C hatte die Erhöhung der Hubzahl auf 64 min⁻¹ einen Presskraftanstieg von ungefähr 60 kN, die Verwendung eines auf Teflon basierenden Schmiermittels (Produktname Rz30) eine Absenkung von ca. 120 kN zur Folge.

Da die Umformung der Butzen mit Raumtemperatur und geringfügiger Matrizenvorwärmung möglich war, folgte eine Versuchsreihe mit dem Standardgleitmittel Zinkstearat (auch Zinkdistearat). Dieses Pulver schmilzt bei 130 °C, und ist nur unter seinem Flammpunkt von 277 °C einsetzbar. ^[113] Aus genannter Versuchsreihe ging hervor, dass die AlCuMgSn-Legierungen bei Raumtemperaturchargierung in die auf 145 °C vorgewärmte Matrice mit 36 Hub/min fließpressbar ist. Die dabei auftretenden maximalen Presskräfte betragen zwischen 700 – 800 kN.

Tabelle 4.13: Versuchsparameter, Schmiermittel und daraus resultierende Presskraft

| Probenbezeichnung Butzennummer | Hub [1/min] | Butzentemperatur [°C] | Schmiermittel | Presskraft [kN] |
|-----------------------------------|----------------|--------------------------|---------------|--------------------|
| 6082 ohne Matrizenvorwärmung | 60 | 26 | MoS | 778 |
| 6082 mit Vorwärmung auf 145 °C | 34 | 350 | MoS | 551 |
| AlCuMgSn1.2 | | | | |
| 1 | 34 | 320 | MoS | 431 |
| 2 | 34 | 320 | MoS | 446 |
| 3 | 34 | 329 | MoS | 442 |
| 4 | 34 | 280 | MoS | 486 |
| 5 | 34 | 280 | Teflon | 359 |
| AlCuMgSn1.0 | | | | |
| 1 | 34 | 283 | MoS | 422 |
| 2 | 34 | 284 | MoS | 401 |
| 3 | 34 | 290 | MoS | 404 |
| AlCuMgSn1.1 | | | | |
| 1 | 34 | 287 | MoS | 358 |
| 2 | 34 | 290 | MoS | 325 |
| 3 | 34 | 290 | MoS | 371 |
| 4 | 34 | 250 | MoS | 407 |
| 5 | 34 | 250 | MoS | 455 |
| 6 | 34 | 240 | MoS | 521 |
| 7 | 34 | 240 | MoS | 510 |
| 8 | 34 | 240 | MoS | 519 |
| 9 | 34 | 220 | MoS | 518 |
| 10 | 34 | 230 | MoS | 526 |
| 11 | 34 | 230 | MoS | 497 |
| 12 | 64 | 290 | MoS | 465 |
| 13 | 64 | 295 | MoS | 383 |
| 14 | 64 | 295 | MoS | 386 |
| 15 | 34 | 200 | MoS | 519 |
| 16 | 34 | 205 | MoS | 470 |
| 17 | 34 | 210 | MoS | 471 |
| 18 | 34 | 176 | MoS | 545 |
| 19 | 34 | 180 | MoS | 554 |
| 20 | 34 | 185 | MoS | 479 |
| 21 | 34 | 130 | MoS | 652 |
| 22 | 34 | 145 | MoS | 573 |
| 23 | 34 | 150 | MoS | 537 |
| 24 | 34 | 100 | MoS | 731 |
| 25 | 34 | 114 | MoS | 633 |
| 26 | 34 | 119 | MoS | 619 |
| 27 | 34 | 80 | MoS | 700 |
| 28 | 34 | 90 | MoS | 701 |
| 29 | 34 | 97 | MoS | 662 |
| 30 | 34 | 50 | MoS | 684 |
| 31 | 34 | 55 | MoS | 650 |
| 32 | 34 | 60 | MoS | 705 |
| 33 | 34 | 26 | MoS | 690 |
| 34 | 34 | 26 | MoS | 689 |
| 35 | 34 | 26 | MoS | 738 |

4.4 Wärmebehandlungsversuche

Für die Lösungsglühversuche kamen 0,5 mm dicke Scheiben der Strangpressstangen mit Durchmesser 52 mm zweier AlCuMgSn-Legierungen mit unterschiedlichen Sn-Gehalten – 1,0 bzw. 1,2 % Sn – zum Einsatz. Nach dem Glühen (490 °C/1 h) im Nabertherm Umluft-Kammerofen N6085SHA850 erfolgte das Abschrecken im raumtemperaturwarmen Wasser, das Trocknen der Proben und danach entweder die Kaltauslagerung bei Raumtemperatur oder das Warmauslagern im Umlufttrockenschrank bei 160 oder 180 °C. Die AlCuMgSn-Probenmaterialien dienten der Aufnahme von Härteverläufen in Abhängigkeit von:

- Warmauslagerung bei 180 °C
- Lagerung für 3 h bei 20 °C Raumtemperatur (RT), sogenannte RT-Zwischenlagerung, anschließendes Warmauslagern bei 180 °C
- Warmauslagerung bei 160 °C
- Lagerung für 3 h bei RT, gefolgt vom Warmauslagern bei 160 °C
- Kaltauslagerung bei RT
- Vollständige Kaltaushärtung und danach Warmauslagern bei 180 °C
- Vollständige Kaltaushärtung und anschließendes Warmauslagern bei 160 °C

Das Abschrecken und nachfolgende Chargieren in den Auslagerungsöfen erfolgte innerhalb von 5 min. Die gemessenen Temperaturschwankungen auf der Probe im Umlufttrockenschrank betragen nicht mehr als ± 1 °C.

Die Ermittlung der Härteverläufe fand nach bestimmten Zeitintervallen an in Wasser abgeschreckten Proben statt. Die Härtemessungen der RT-Auslagerungsproben erfolgten im Abstand von 24 Stunden. Nach Abschleifen der Oxidschicht mit SiC-Papier sind mindestens drei Härteeindrücke der Methode HBW 2,5/62,5 an der Härteprüfmaschine EMCO TEST M4C/R G3 durchgeführt und vermessen worden. Die dabei verwendete Prüfkraft betrug 613,13 N und deren Einwirkdauer 15 s. Die erlaubte Schwankungsbreite der Brinellmessungen beträgt bei genanntem Gerät ± 3 %. Härtemessungen an genormten Stahlplatten zeigten eine deutliche Unterschreitung der Streuung – sie ergab ± 1 %.

Abbildung 4.34 stellt die Ergebnisse für die Legierungen mit 1,0 und 1,2 % Sn dar. Die Warmauslagerungsversuche bei 180 °C ergeben, dass mit einem um 0,2 % höheren Sn-Gehalt geringfügig höhere Härtewerte erzielbar sind: Eine Betrachtung der polynominalen Fit-Kurven zeigt einen Härteunterschied von ca. 4 HB. Weiters verzögert eine dreistündige Raumtemperaturzwischenlagerung (RTZ) die Härtesteigerung in der Größenordnung von ca. 4 bis 5 h. Maximale Härtewerte von 97 bzw. 93 HB werden nach ca. 40 h bei unmittelbarer Warmauslagerung und nach ca. 45 h bei RTZ erreicht.

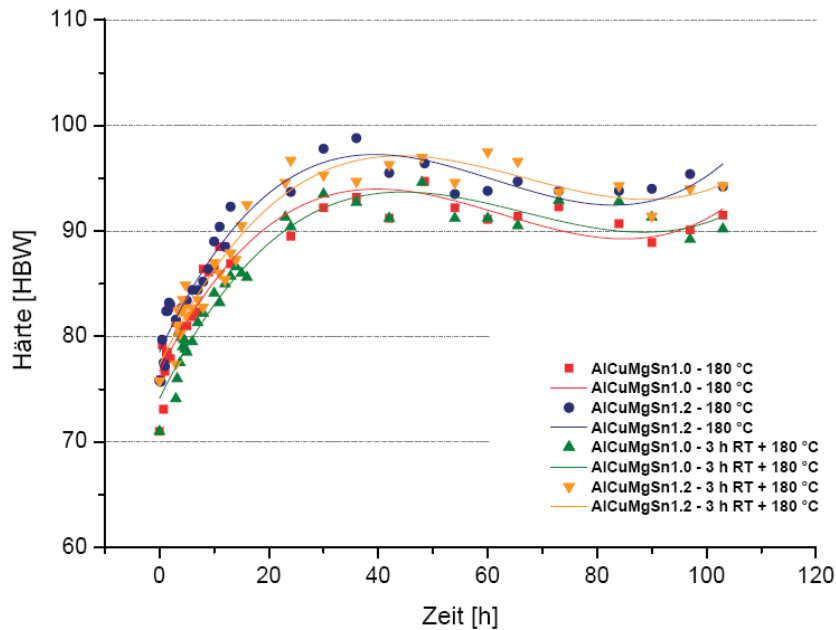


Abbildung 4.34: Härteverläufe zweier AlCuMgSn-Legierungen ausgelagert bei 180 °C

Eine Warmauslagerung bei 160 °C, siehe Abbildung 4.35, zeigt einen weniger raschen Härteanstieg, der erst nach ca. 55 h ähnlich hohe Messwerte erreicht wie die Maxima der Messungen bei 180 °C. Demnach verkürzt eine um 20 °C höhere Warmauslagerungstemperatur die Auslagerungszeit um ungefähr 10 h bei AlCuMgSn-Legierungen. Die erzielten Härtewerte nach 55 h betragen für 1,0 % Sn-Gehalt 93 HB für 1,2 % Sn 97 HB – wiederum eine minimale Härtesteigerung von 4 HB durch die Erhöhung des Sn-Gehaltes.

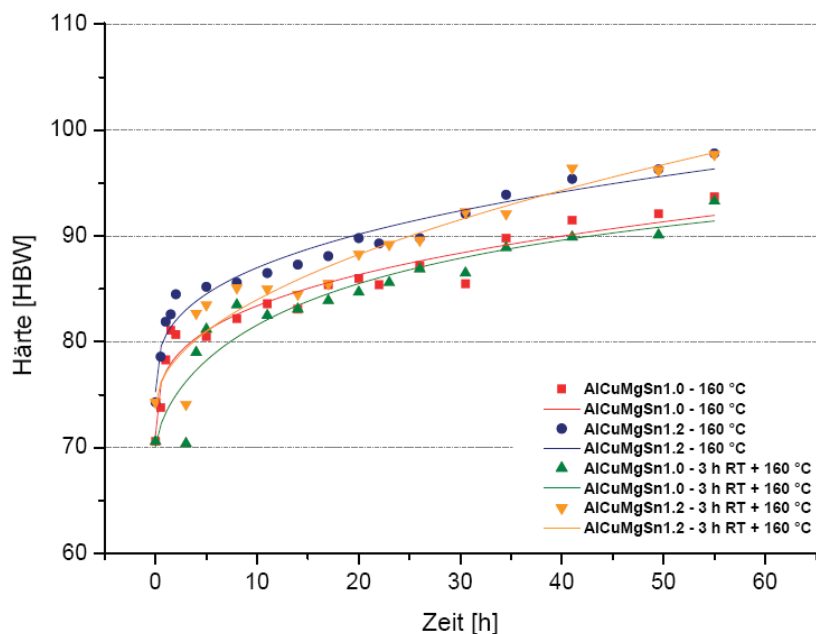


Abbildung 4.35: Härteverläufe zweier AlCuMgSn-Legierungen ausgelagert bei 160 °C

Die Kaltauslagerung bei Raumtemperatur (T4), dargestellt in Abbildung 4.36, erreicht erst nach ca. 21 Tagen das Plateau der maximalen Härte mit ca. 105 HB bei der Legierung mit 1,2 % Sn. Das Erreichen der maximalen Härte wurde durch einen Vergleich mit einjährig kaltausgelagerten Proben bestätigt. Der Sn-Gehaltsunterschied von 0,2 % bewirkt eine nur unbedeutende Härte­differenz von 2 bis 3 HB. Durch diese T4-Ausscheidungshärtung sind um ca. 10 HB höhere Härte­werte erreichbar als durch eine Warmaushärtung.

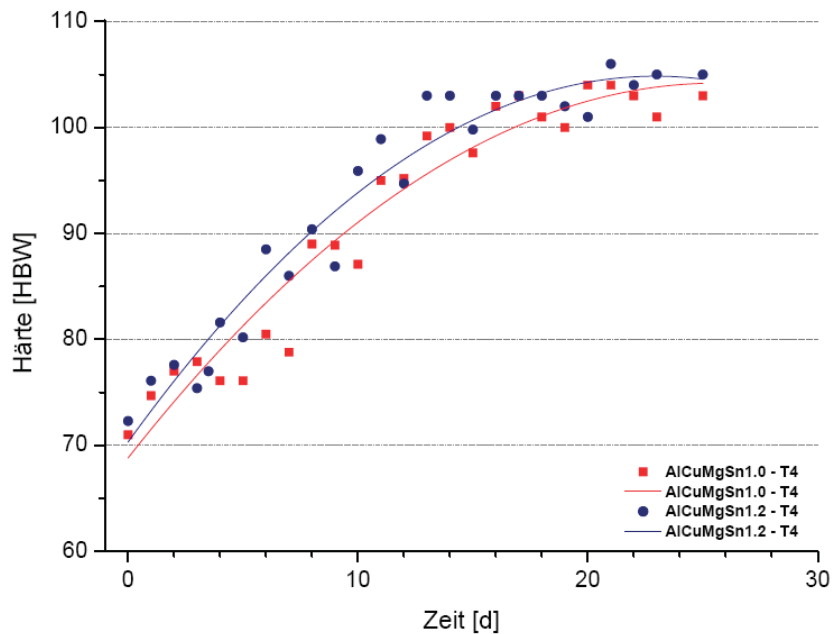


Abbildung 4.36: Härteverläufe zweier AlCuMgSn-Legierungen ausgelagert bei Raumtemperatur

Die Legierungen AlCuMgSn1.0 sowie AlCuMgSn1.2 erfuhren nach 21 Tagen Kaltauslagerung eine Wärmebehandlung bei 160 °C (Abbildung 4.37) oder 180 °C (Abbildung 4.38). Diese Warmauslagerung bewirkt anfangs einen Abfall der Härte­werte, welche darauf folgend kontinuierlich ansteigen. Eine Warmauslagerung von vollständig kaltausgehärteten Proben begünstigt keine schnellere Warmaushärtung.

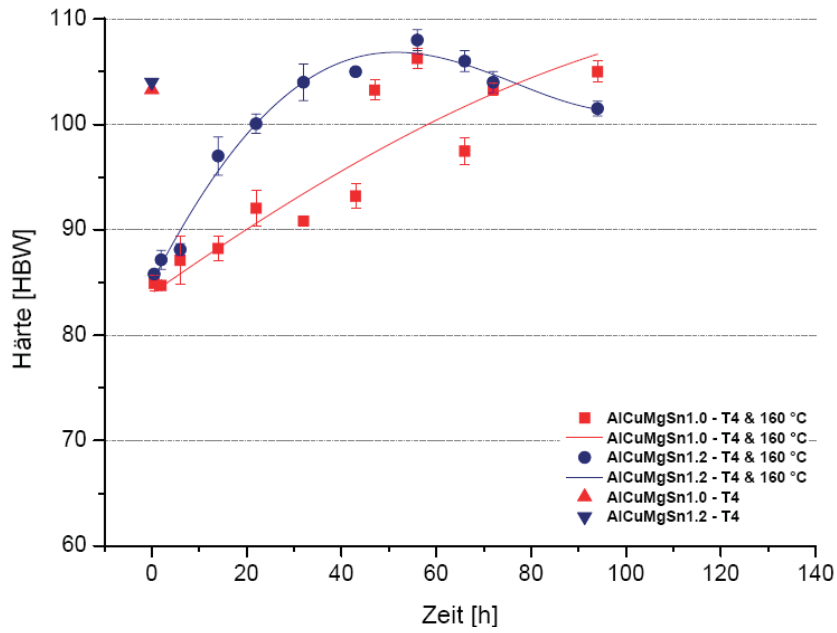


Abbildung 4.37: Härteverläufe zweier vollständig T4-gehärteten AlCuMgSn-Legierungen ausgelagert bei 160 °C

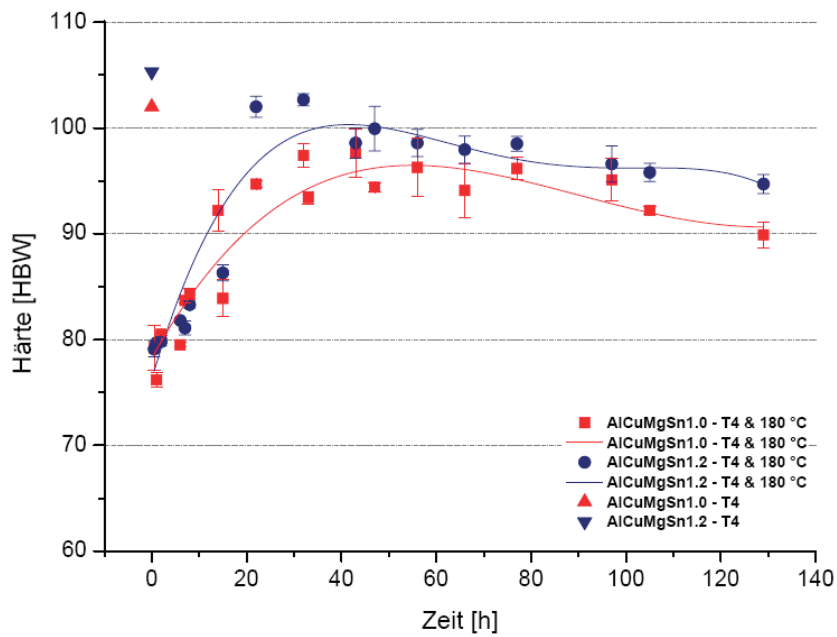


Abbildung 4.38: Härteverläufe zweier vollständig T4-gehärteten AlCuMgSn-Legierungen ausgelagert bei 180 °C

4.5 Zerspanversuche

Die Wahl des Zerspanverfahrens fiel auf das einfache Außenrund-Drehen. Dabei handelt es sich um ein kontinuierliches Verfahren, das heißt um einen Prozess mit ununterbrochenem Schnitt. Bei solchen Bearbeitungen kann ein unterbrochener Span nur durch die Materialeigenschaften des Werkstückes in Kombination mit den Zerspanparametern Vorschub, Schnitttiefe und -geschwindigkeit gewährleistet werden. ^[19]

Die Herstellung der zylindrischen Musterteile erfolgte auf einem CNC-gesteuerten Drehautomaten durch Drehen in einem Schnitt auf einen Durchmesser von 40 mm. Firma Fuchshofer zerspante ohne, Firma Hage mit Kühlschmiermittel. Der darauffolgende Abstechprozess floss nicht in die Beurteilung ein bzw. war nicht Teil der Zerspanuntersuchungen. Die anfallenden Späne wurden für die Zerspanbarkeitsanalyse gesammelt. Für jede Legierung ist eine neue Schneidkante, für die Gewährleistung der identischen Drehbedingungen, zur Anwendung gekommen. Weiters wurden Werkzeuge mit unbeschichteten Hartmetallwendeschneidplatten (H10) der Sorte N (Bezeichnung für Nichteisenmetalle ^[21]) mit eingeformter Spanleitstufe, sowie positiver, offener Geometrie verwendet. Diese Platten sind für das Längs- und Plandrehen, sowohl für Innen- als auch Außen-Drehoperationen, von Aluminiumlegierungen mit < 12 % Si empfohlen. Sie eignen sich zum Schrappen bis zum Schlichten und auch für hohe Schnittgeschwindigkeiten.

Als maßgebliche Einflussgrößen, die der Versuchsplanerstellung dienen, sind die variablen Faktoren

- Spangeschwindigkeit v_c ,
- Spantiefe a_p ,
- Vorschub f

und die konstanten Faktoren wie

- Kühlschmiermittel,
- Wendeschneidplattengeometrie (Freiwinkel an Hauptschneide, Keilwinkel, Spanwinkel, Größe, Plattendicke, Eckenradius)
- Werkzeughalter (Einstellwinkel, Neigungswinkel)

festgelegt worden. Als Zielgrößen sollen

- Spanform und
- Oberflächenrauheit des Probenkörpers beurteilt werden.

4.5.1 Beurteilung der Spanform und der Oberflächengüte

Da die Spanform nicht nur von der chemischen Zusammensetzung des Werkstückstoffes, sondern auch von den Schnittbedingungen abhängig ist, sind Vorschub-Spantiefe-Diagramme erstellt worden. Diese dienen der guten Übersicht und zeigen den Bereich der günstigsten Spanform mit den erzielbaren Oberflächenrauigkeiten R_z des Werkstückes. Sie sind nur für die jeweilige Legierungsvariation gültig und treffen ausschließlich auf die eine Schnittgeschwindigkeit, das gewählte Kühlschmiermittel, die jeweilige Werkzeuggeometrie und den spezifischen Schneidstoff zu.

Zur näheren Beurteilung der Spanformen erfolgte in den 1960er Jahren die Einführung von Spanformklassen, deren Einteilung für diese Versuchsserien mit modifizierter Reihung von schlecht bis gut übernommen wurde (Tabelle 4.14 sowie Abbildung 4.39).

Tabelle 4.14: Spanformklassen und deren Beurteilung

| Spanform | Spanformklasse ^[114] | Spanformklasse SFK für Modde | Beurteilung |
|---------------------------------|---------------------------------|---------------------------------|-------------|
| Bandspäne | 1 | 1 | |
| Wirrspäne | 2 | 2 | |
| Flachwendelspäne | 3 | 3 | ungünstig |
| lange, zylindrische Wendelspäne | 4 | 4 | |
| Spiralspanstücke | 7 | 5 | |
| Bröckelspäne | 8 | 6 | brauchbar |
| Wendelspanstücke | 5 | 7 | |
| Spiralspäne | 6 | 8 | gut |

| Spanformklassen | | |
|-----------------|---------------------------------|-----------|
| 1 | Bandspäne | ungünstig |
| 2 | Wirrspäne | |
| 3 | Flachwendelspäne | |
| 4 | Lange, zylindrische Wendelspäne | |
| 5 | Spiralspanstücke | brauchbar |
| 6 | Bröckelspäne | |
| 7 | Wendelspanstücke | gut |
| 8 | Spiralspäne | |

Abbildung 4.39: Spanformklassen und Beurteilung von Spanformen

Zur Erfassung der Oberflächenrautiefe, es wurde die gemittelte Rautiefe R_z als Ausgabe-parameter gewählt, diente ein konfokales Lasermikroskop Olympus LEXT OLS3000 mit der Software LEXT OLS3000 Version 2.0. Es erlaubt die 3-dimensionale Oberflächendarstellung und Vermessung sowie die Rauheitsbewertung. Ein Beispiel dazu ist in Abbildung 4.40 zu sehen.

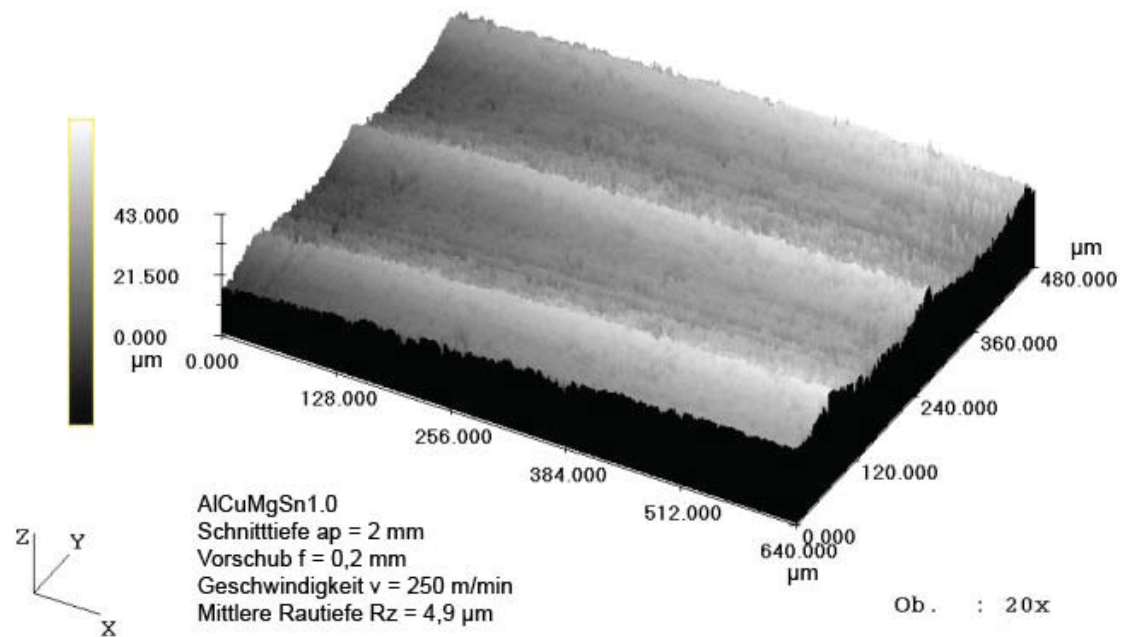


Abbildung 4.40: Rauigkeitsmessung an AlCuMgSn1.0

4.5.2 Untersuchung der Nass-Schruppbearbeitbarkeit

Für die Nasszerspanung kam das Produkt Blasocut BC 25, ein wassermischbarer, chlorfreier Kühlschmierstoff auf Mineralölbasis, weiters Wendeschneidplatten der Firma Sandvik (Abbildung 4.41) und die CNC-Drehmaschine Weipert WNC 500 S (Tabelle 4.15) zum Einsatz. Zur Untersuchung wurden Probenkörper mit einer zylindrischen Geometrie ($\varnothing 42 \text{ mm}$) gefertigt. Das Plandrehen und Abstechen der Probenkörper fand bei der Zerspanbarkeitsbeurteilung keine Berücksichtigung. Vor den Längsdrehversuchen erfolgte eine Abnahme der Oxidhaut und Oberflächenverletzungen mit Spanstärke 1 mm.

Bei den Schruppversuchen wurden Spantiefe a_p , Vorschub f und Geschwindigkeit v_c variiert (siehe Tabelle 4.16). Q steht für das Zeitspanungsvolumen bzw. für die Zeitspanrate [mm^3/min] ^[20], das heißt für das Volumen, welches ein Span mit dem Querschnitt $a_p \cdot f$ und der mittleren Schnittgeschwindigkeit v_c einnimmt. Die Zeitspanrate ist die wirtschaftliche Komponente des Spanens und sollte demnach möglichst hoch sein. Die daraus resultierenden f - a_p -Diagramme zweier Legierungen sind in den Abbildungen 4.42 und 4.43 dargestellt. Darin werden die Rauheitswerte R_z des jeweiligen Probenkörpers angeführt.

| Parameter | Wert |
|-------------|--------|
| Weight | 0,0076 |
| Insert_Size | 16 |
| l | 16 |
| s | 4,7625 |
| iC | 9,525 |
| re | 0,8 |

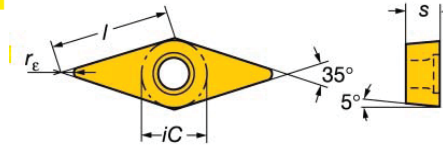


Abbildung 4.41: VCGX 16 04 08-AI – Schruppen ^[33]

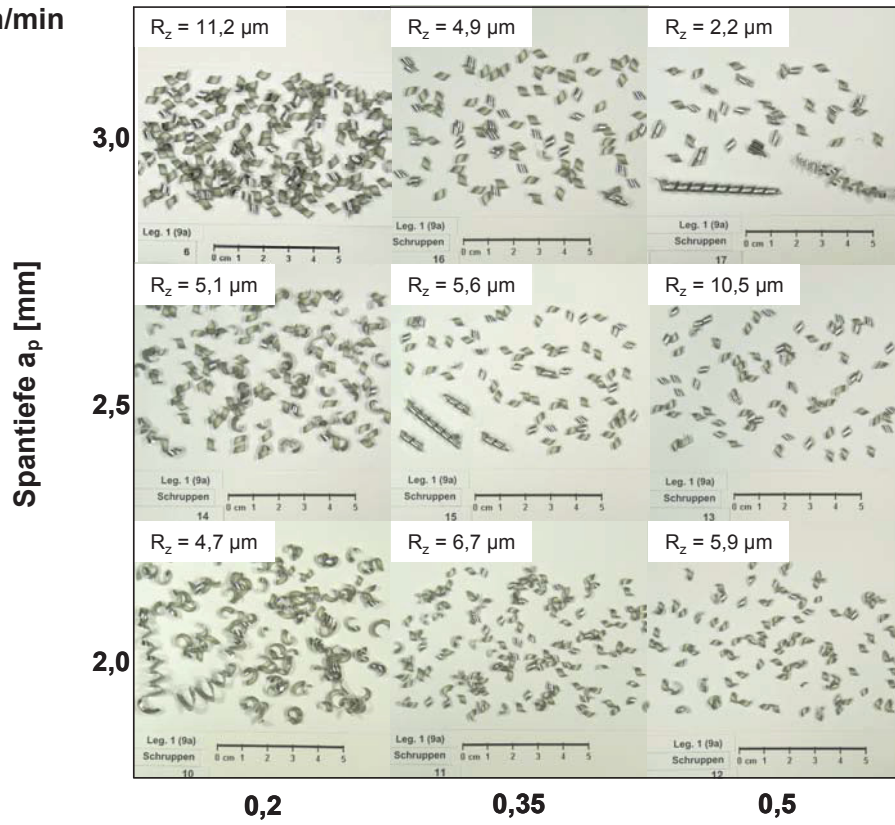
Tabelle 4.15: Technische Daten der Drehmaschine Weipert WNC 500 S

| | | |
|---------------------|---|-----------------|
| Arbeitsbereich: | Umlauf- \varnothing max: | 540 mm |
| | Umlauf- \varnothing über Planführung: | 450 mm |
| | Panweg (X): | 300 mm |
| | Längsweg (Z): | 1970 mm |
| Hauptspindel: | Stangendurchlass: | 65 mm |
| | Drehzahlbereich: | 25 – 4000 U/min |
| Vorschubantrieb AC: | Eilgang X/Z: | 10/15 m/min |
| Werkzeugträger: | Anzahl der Werkzeugstationen: | 12 |
| | Schaft- \varnothing nach DIN 69880: | 40 mm |
| | max. angetriebene WZ: | 6 |
| | max. Drehzahl | 2000 U/min |
| Lademagazin: | manuell | |

Tabelle 4.16: Versuchsplan mit Ergebnissen – Schruppen

| Nr. | v_c [m/min] | a_p [mm] | f [mm] | Q [cm ³ /min] | AlCuMgSn1.0 | | AlCuMgSn1.1 | | AlCuMgSn1.2 | |
|-----|------------------|---------------|-------------|-------------------------------|---------------------|------------|---------------------|------------|---------------------|------------|
| | | | | | R_z [μ m] | SFK [-] | R_z [μ m] | SFK [-] | R_z [μ m] | SFK [-] |
| 1 | 150 | 3 | 0,15 | 68 | 9,5 | 5 | 9,5 | 3 | 7,4 | 6 |
| 2 | 150 | 3 | 0,2 | 90 | 9,2 | 6 | 7,1 | 6 | 10,1 | 6 |
| 3 | 150 | 3 | 0,25 | 113 | 11,5 | 7 | 10,8 | 6 | 7,7 | 6 |
| 4 | 200 | 3 | 0,15 | 90 | 8,9 | 6 | 11,6 | 6 | 7,1 | 6 |
| 5 | 200 | 3 | 0,2 | 120 | 11,4 | 6 | 7,4 | 6 | 8,0 | 6 |
| 6 | 200 | 3 | 0,25 | 150 | 13,5 | 6 | 7,3 | 6 | 7,9 | 6 |
| 7 | 250 | 2 | 0,2 | 113 | 11,5 | 6 | 10,2 | 6 | 6,9 | 6 |
| 8 | 250 | 2 | 0,35 | 150 | 11,2 | 7 | 9,7 | 7 | 6,2 | 6 |
| 9 | 250 | 2 | 0,5 | 188 | 12,0 | 4 | 10,7 | 6 | 6,7 | 6 |
| 10 | 250 | 2,5 | 0,2 | 100 | 4,7 | 3 | 7,6 | 3 | 4,7 | 6 |
| 11 | 250 | 2,5 | 0,35 | 175 | 6,7 | 7 | 12,7 | 6 | 2,8 | 6 |
| 12 | 250 | 2,5 | 0,5 | 250 | 5,9 | 7 | 9,9 | 6 | 6,2 | 6 |
| 13 | 250 | 3 | 0,15 | 313 | 10,5 | 6 | 4,1 | 6 | 5,4 | 7 |
| 14 | 250 | 3 | 0,2 | 125 | 5,1 | 6 | 7,5 | 4 | 6,8 | 6 |
| 15 | 250 | 3 | 0,25 | 219 | 5,6 | 6 | 6,9 | 4 | 4,6 | 7 |
| 16 | 250 | 3 | 0,35 | 263 | 4,9 | 6 | 6,7 | 4 | 6,3 | 6 |
| 17 | 250 | 3 | 0,5 | 375 | 2,2 | 6 | 9,7 | 4 | 9,3 | 6 |
| 18 | 530 | 2 | 0,2 | 530 | 7,5 | 7 | 7,6 | 6 | 5,9 | 6 |
| 19 | 530 | 2 | 0,35 | 212 | 4,2 | 7 | 6,5 | 2 | 4,8 | 6 |
| 20 | 530 | 2 | 0,5 | 371 | 7,5 | 7 | 4,2 | 2 | 4,5 | 6 |
| 21 | 530 | 2,5 | 0,2 | 265 | 6,8 | 7 | 5,3 | 2 | 4,8 | 6 |
| 22 | 530 | 2,5 | 0,35 | 464 | 6,0 | 6 | 8,7 | 6 | 4,2 | 6 |
| 23 | 530 | 2,5 | 0,5 | 663 | 6,5 | 7 | 8,6 | 7 | 7,5 | 7 |
| 24 | 530 | 3 | 0,2 | 795 | 5,4 | 7 | 6,9 | 4 | 4,4 | 6 |
| 25 | 530 | 3 | 0,35 | 318 | 3,8 | 7 | 5,4 | 4 | 4,0 | 6 |
| 26 | 530 | 3 | 0,5 | 557 | 6,8 | 7 | 7,1 | 4 | 5,0 | 4 |

$v_c = 250 \text{ m/min}$



$v_c = 530 \text{ m/min}$

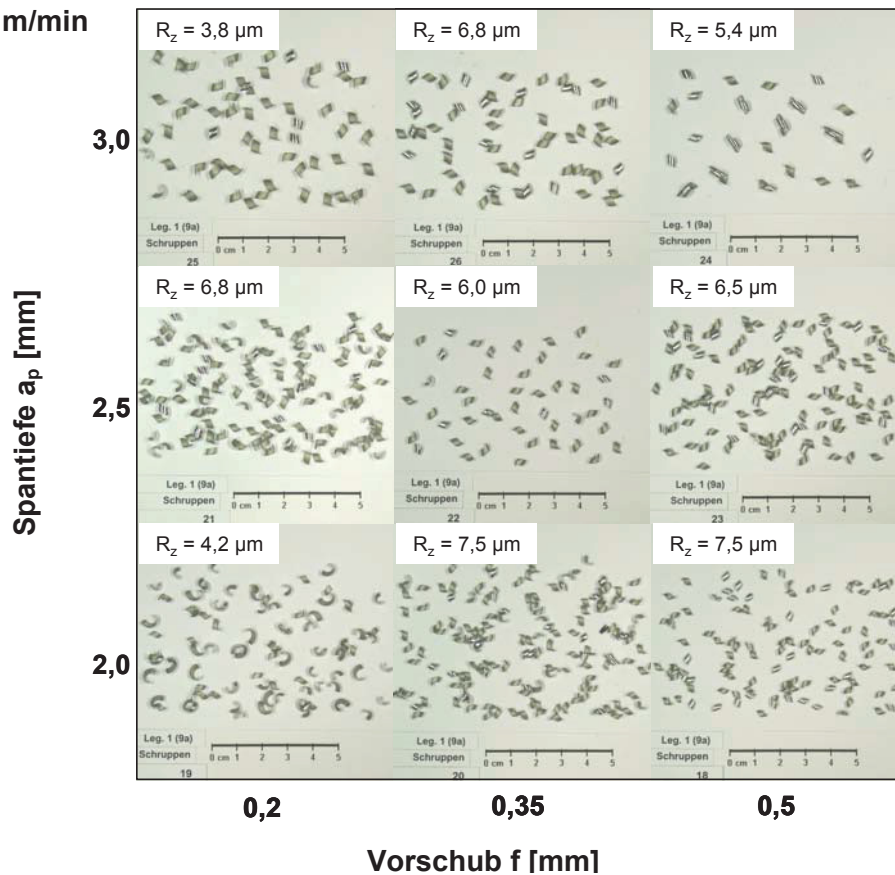
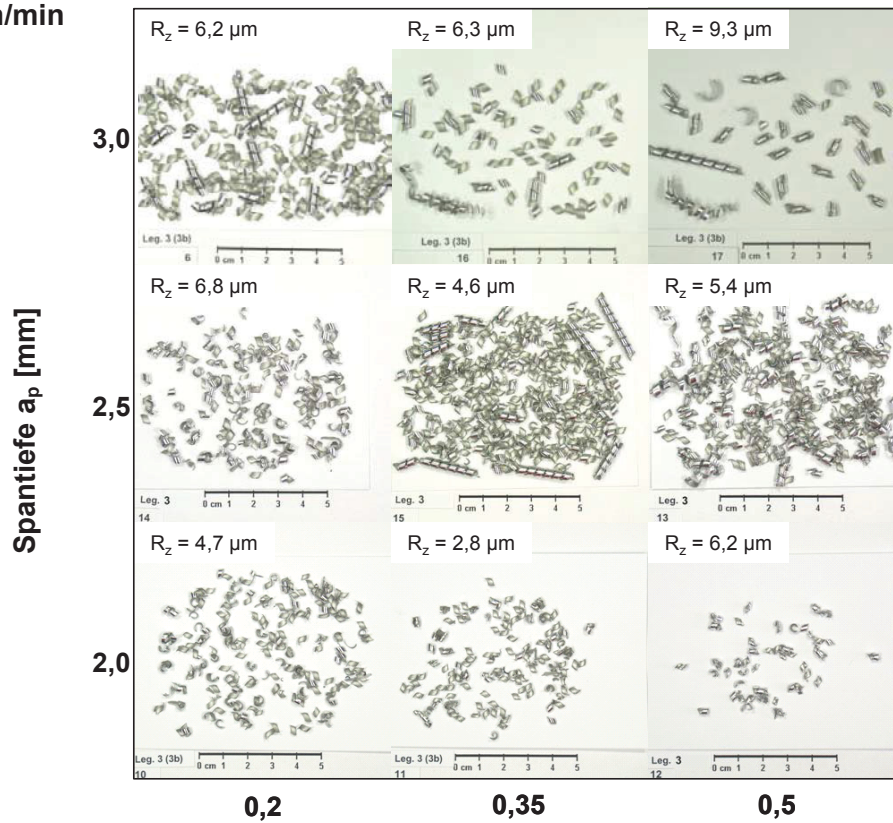


Abbildung 4.42: Spanformen im f - a_p -Diagramm AlCuMgSn1.0 Nass-Schruppen mit Wendeschneidplatte Sandvik VCGX 160408-Al

$v_c = 250 \text{ m/min}$



$v_c = 530 \text{ m/min}$

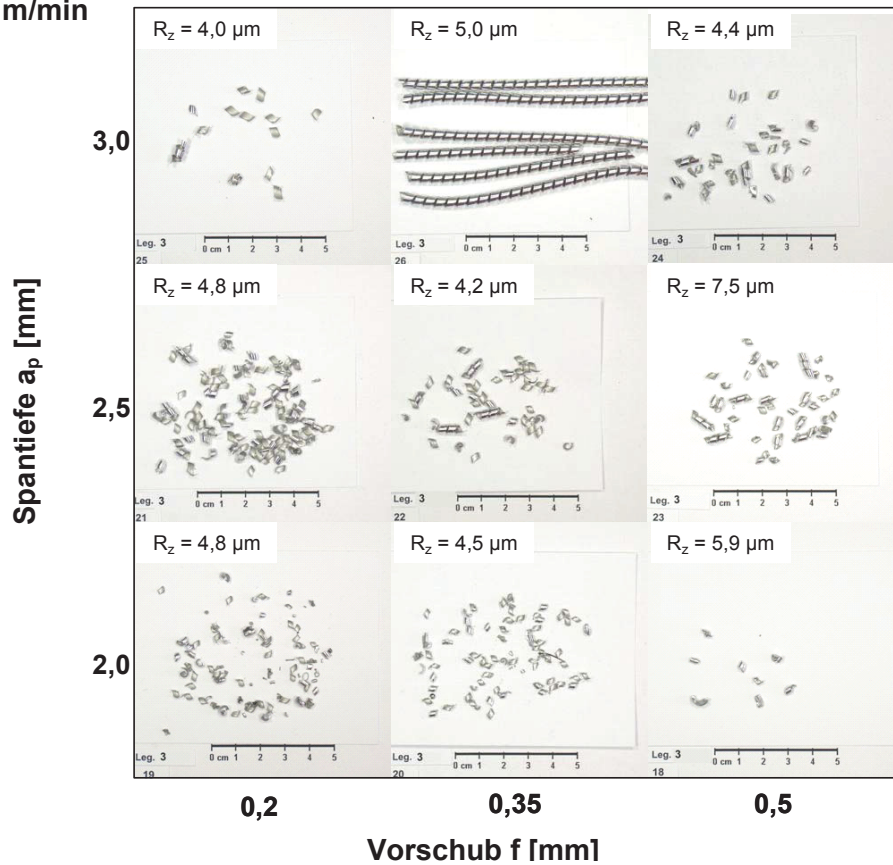


Abbildung 4.43: Spanformen im f - a_p -Diagramm AlCuMgSn1.2 Nass-Schuppen mit Wendeschneidplatte Sandvik VCGX 160408-Al

Die f - a_p -Diagramme stellen die erhaltenen Spanformen und Rauigkeitswerte der zerspannten Oberfläche in Anhängigkeit von Spantiefe a_p und Vorschub f gegenüber. Weiters sind AlCuMgSn-Legierungen mit unterschiedlichem Sn-Gehalt sowie zwei verschiedene Schnittgeschwindigkeiten verglichen. Die Legierung AlCuMgSn1.0 zeigt bei der Nasszerspannung eine annähernd gleichbleibende Spanform bei mäßigen als auch bei hohen Schnittgeschwindigkeiten und bei Variation von a_p sowie f . Bei geringen Geschwindigkeiten sollte jedoch der Vorschub hoch genug gewählt werden, um kurze Späne zu gewährleisten. Proben der höher Sn-hältigen AlCuMgSn1.2-Legierung produzieren kleinere Spanstücke, besonders bei hoher Schnittgeschwindigkeit.

4.5.3 Untersuchung der Trockenspanung

Die Drehversuche an den extrudierten Stangen ohne Schmier- bzw. Kühlmittel wurden an einer 5-Achsen-CNC-Drehmaschine der Firma Gildemeister, Modell CTX 420 Linear (Tabelle 4.17) durchgeführt. Es kamen Wendeschneidplatten der Firma Sandvik zum Einsatz (Abbildung 4.44 und 4.45). Zur Untersuchung wurden Probenkörper mit einer zylindrischen Geometrie (\varnothing 40 mm) gefertigt. Das Plandrehen und Abstechen der Probenkörper fand wiederum keine Berücksichtigung bei der Zerspanbarkeitsbeurteilung. Bei den Schrupp- und Schlichtversuchen wurden Spantiefe, Vorschub und Geschwindigkeit mit jeweils drei Werten variiert (siehe Tabelle 4.18 bzw. 4.19). Die daraus resultierenden f - a_p -Diagramme sind in den Abbildungen 4.46 bis 4.49 zu finden.

Tabelle 4.17: 5-Achsen-CNC-Drehmaschine der Firma Gildemeister, Modell CTX 420 Linear

| | | |
|---------------------|---|-----------------|
| Arbeitsbereich: | Umlauf- \varnothing max: | 680 mm |
| | Umlauf- \varnothing über Planführung: | 565 mm |
| | Panweg (X): | 185 mm |
| | Längsweg (Z): | 635 mm |
| Hauptspindel: | Stangendurchlass: | 65 mm |
| | Drehzahlbereich: | 20 – 5000 U/min |
| Gegenspindel: | Spindelbohrung: | 57 mm |
| | Drehzahlbereich: | 20 – 7000 U/min |
| Vorschubantrieb AC: | Eilgang X/Z: | 60/45 m/min |
| Werkzeugträger: | Anzahl der Werkzeugstationen: | 12 |
| | Schaft- \varnothing nach DIN 69880: | 40 mm |
| | max. angetriebene WZ: | 12 |
| | max. Drehzahl | 4500 U/min |
| Lademagazin: | MKE LM 12 | |

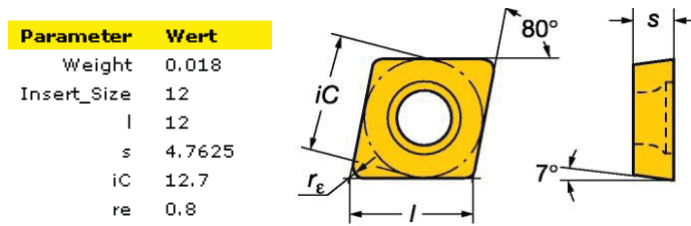


Abbildung 4.44: CCGX 12 04 08-Al – Schruppen ^[33]

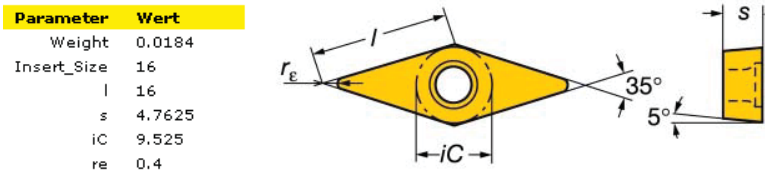


Abbildung 4.45: VCGX 16 04 04-Al – Schlichten ^[33]

Tabelle 4.18: Versuchsplan mit Ergebnissen – Schruppen

| Nr. | v_c [m/min] | a_p [mm] | f [mm] | Q [cm ³ /min] | AlCuMgSn1.0 | | AlCuMgSn1.1 | | AlCuMgSn1.2 | |
|-----|------------------|---------------|-----------|-----------------------------|---------------|------------|---------------|------------|---------------|------------|
| | | | | | R_z [μm] | SFK [-] | R_z [μm] | SFK [-] | R_z [μm] | SFK [-] |
| 1 | 250 | 2 | 0,2 | 100 | 5,0 | 3 | 6,6 | 2 | 8,2 | 3 |
| 2 | 250 | 2 | 0,35 | 150 | 5,9 | 4 | 6,6 | 3 | 8,5 | 7 |
| 3 | 250 | 2 | 0,5 | 175 | 5,3 | 7 | 7,1 | 3 | 5,5 | 6 |
| 4 | 250 | 2,5 | 0,2 | 263 | 7,3 | 6 | 8,5 | 4 | 6,0 | 7 |
| 5 | 250 | 2,5 | 0,35 | 313 | 8,5 | 6 | 3,4 | 6 | 5,8 | 6 |
| 6 | 250 | 2,5 | 0,5 | 250 | 7,5 | 6 | 6,8 | 6 | 7,0 | 6 |
| 7 | 250 | 3 | 0,2 | 125 | 8,4 | 7 | 7,1 | 4 | 6,3 | 7 |
| 8 | 250 | 3 | 0,35 | 219 | 7,1 | 6 | 8,0 | 6 | 5,5 | 6 |
| 9 | 250 | 3 | 0,5 | 375 | 8,4 | 6 | 7,6 | 6 | 6,5 | 6 |
| 10 | 350 | 2 | 0,2 | 140 | 7,1 | 3 | 6,1 | 3 | 6,7 | 6 |
| 11 | 350 | 2 | 0,35 | 210 | 6,2 | 5 | 7,6 | 3 | 5,3 | 7 |
| 12 | 350 | 2,5 | 0,5 | 245 | 7,1 | 6 | 6,3 | 7 | 5,7 | 7 |
| 13 | 350 | 3 | 0,2 | 368 | 7,8 | 6 | 7,9 | 6 | 5,8 | 6 |
| 14 | 350 | 3 | 0,35 | 438 | 7,3 | 7 | 3,7 | 6 | 7,2 | 6 |
| 15 | 480 | 2 | 0,2 | 525 | 6,3 | 7 | 3,4 | 3 | 7,1 | 7 |
| 16 | 480 | 2 | 0,35 | 480 | 7,5 | 6 | 2,8 | 6 | 8,5 | 6 |
| 17 | 480 | 2 | 0,5 | 720 | 7,3 | 6 | 3,4 | 2 | 6,4 | 6 |
| 18 | 480 | 2,5 | 0,2 | 240 | 7,2 | 7 | 3,7 | 6 | 6,7 | 7 |
| 19 | 480 | 2,5 | 0,35 | 420 | 7,2 | 6 | 4,3 | 6 | 6,1 | 7 |
| 20 | 480 | 2,5 | 0,5 | 600 | 7,6 | 6 | 5,6 | 7 | 5,7 | 7 |
| 21 | 480 | 3 | 0,2 | 288 | 5,7 | 7 | 6,4 | 6 | 6,2 | 6 |
| 22 | 480 | 3 | 0,35 | 504 | 7,3 | 6 | 6,4 | 7 | 5,9 | 7 |
| 23 | 480 | 3 | 0,5 | 192 | 7,0 | 6 | 5,9 | 6 | 7,0 | 6 |

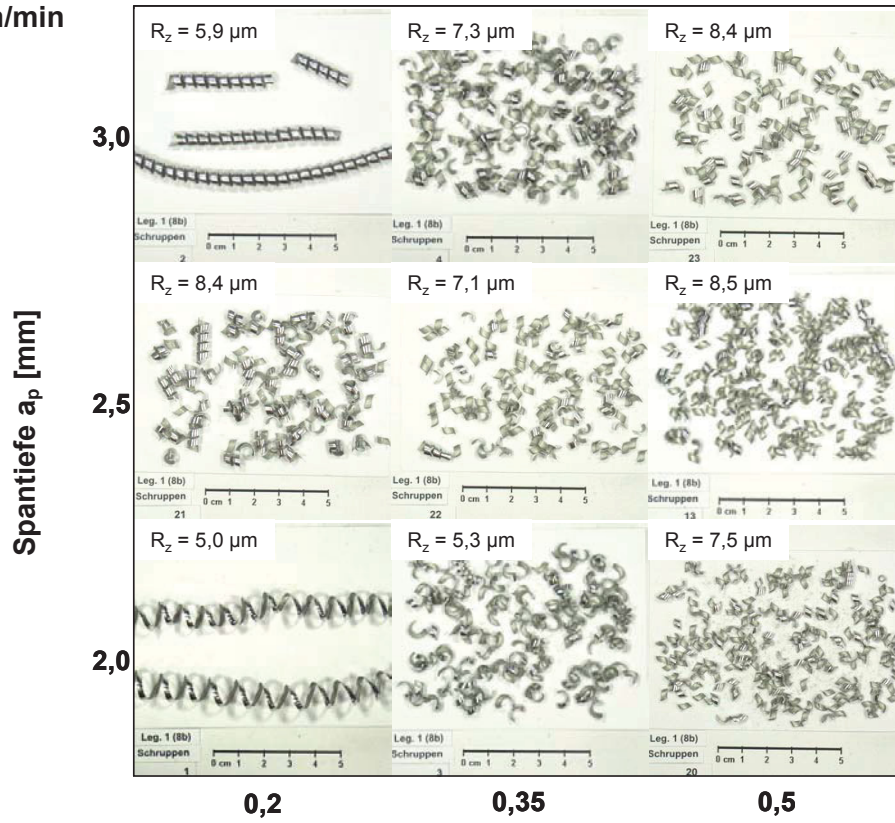
Tabelle 4.19: Versuchsplan mit Ergebnissen – Schlichten

| Nr. | v_c [m/min] | a_p [mm] | f [mm] | Q [cm ³ /min] | AlCuMgSn1.0 | | AlCuMgSn1.2 | |
|-----|------------------|---------------|-------------|-------------------------------|---------------------|------------|---------------------|------------|
| | | | | | R_z [μ m] | SFK [-] | R_z [μ m] | SFK [-] |
| 1 | 200 | 0,1 | 0,02 | 0,4 | 8,0 | 7 | 7,4 | 6 |
| 2 | 200 | 0,1 | 0,16 | 1,2 | 5,2 | 2 | 7,9 | 2 |
| 3 | 200 | 0,1 | 0,3 | 6 | 10,6 | 4 | 8,5 | 5 |
| 4 | 200 | 0,2 | 0,02 | 18 | 5,9 | 4 | 9,6 | 4 |
| 5 | 200 | 0,2 | 0,16 | 6,4 | 8,2 | 4 | 9,3 | 4 |
| 6 | 200 | 0,2 | 0,3 | 12 | 7,1 | 7 | 9,9 | 8 |
| 7 | 200 | 0,3 | 0,02 | 0,8 | 7,5 | 2 | 7,5 | 2 |
| 8 | 200 | 0,3 | 0,16 | 9,6 | 8,2 | 7 | 9,4 | 7 |
| 9 | 200 | 0,3 | 0,3 | 3,2 | 9,2 | 4 | 8,0 | 8 |
| 10 | 340 | 0,1 | 0,16 | 5,44 | 7,6 | 1 | 6,5 | 7 |
| 11 | 340 | 0,2 | 0,02 | 16,32 | 9,0 | 7 | 8,3 | 4 |
| 12 | 340 | 0,2 | 0,16 | 1,36 | 8,3 | 4 | 8,5 | 7 |
| 13 | 340 | 0,2 | 0,3 | 20,4 | 7,9 | 4 | 11,3 | 7 |
| 14 | 340 | 0,3 | 0,16 | 10,88 | 8,9 | 4 | 8,7 | 4 |
| 15 | 480 | 0,1 | 0,02 | 0,96 | 5,6 | 4 | 7,2 | 4 |
| 16 | 480 | 0,1 | 0,16 | 2,88 | 6,6 | 2 | 7,8 | 2 |
| 17 | 480 | 0,1 | 0,3 | 14,4 | 11,9 | 4 | 8,1 | 5 |
| 18 | 480 | 0,2 | 0,02 | 43,2 | 8,8 | 7 | 11,0 | 4 |
| 19 | 480 | 0,2 | 0,16 | 15,36 | 9,2 | 4 | 7,2 | 4 |
| 20 | 480 | 0,2 | 0,3 | 7,68 | 6,2 | 7 | 6,7 | 7 |
| 21 | 480 | 0,3 | 0,02 | 23,04 | 6,4 | 8 | 7,7 | 8 |
| 22 | 480 | 0,3 | 0,16 | 1,92 | 6,2 | 2 | 6,9 | 2 |
| 23 | 480 | 0,3 | 0,3 | 3,2 | 9,2 | 4 | 8,0 | 8 |

Aus den nachfolgenden f - a_p -Diagrammen (Abbildung 4.46 und 4.47) der trocken zerspannten Legierungen ist zu schließen, dass mit zunehmendem Sn-Gehalt die Spangröße abnimmt und die Schnittgeschwindigkeit kaum einen Einfluss auf die Spanform ausübt. Durch die Trockenzerspannung ist ein größerer Einfluss der Schnittparameter a_p und f auf die Spanform als auch auf die Oberflächenrauigkeit zu beobachten. Somit liefert eine große Spantiefe in Kombination mit einem geringen Vorschub die schlechtesten; eine hohe a_p mit einem hohen f gute; und eine geringe a_p mit einem hohen f sehr gute Ergebnisse. Verglichen mit der Nasszerspannung entstehen bei der Trockenzerspannung geringfügig größere Bröckelspäne und höhere Rauigkeiten.

Beim Schlichten (Abbildung 4.48 und 4.49) ist ebenfalls zu sehen, dass die Anhebung der Geschwindigkeit um mehr als das Doppelte einen sehr geringen Einfluss auf die Zerspanbarkeit hat. Sehr geringe Vorschübe erzielen zwar bessere Oberflächengüten, jedoch bilden Band- oder Wendelspäne Nester, die einen guten Spanabtransport behindern können. Mittlere oder höhere Vorschübe sind daher zu bevorzugen. Die Späne der Legierung AlCuMgSn1.2 sind kleiner und kurzbrüchiger als jene der Legierung AlCuMgSn1.0.

$v_c = 250 \text{ m/min}$



$v_c = 0 \text{ m/min}$

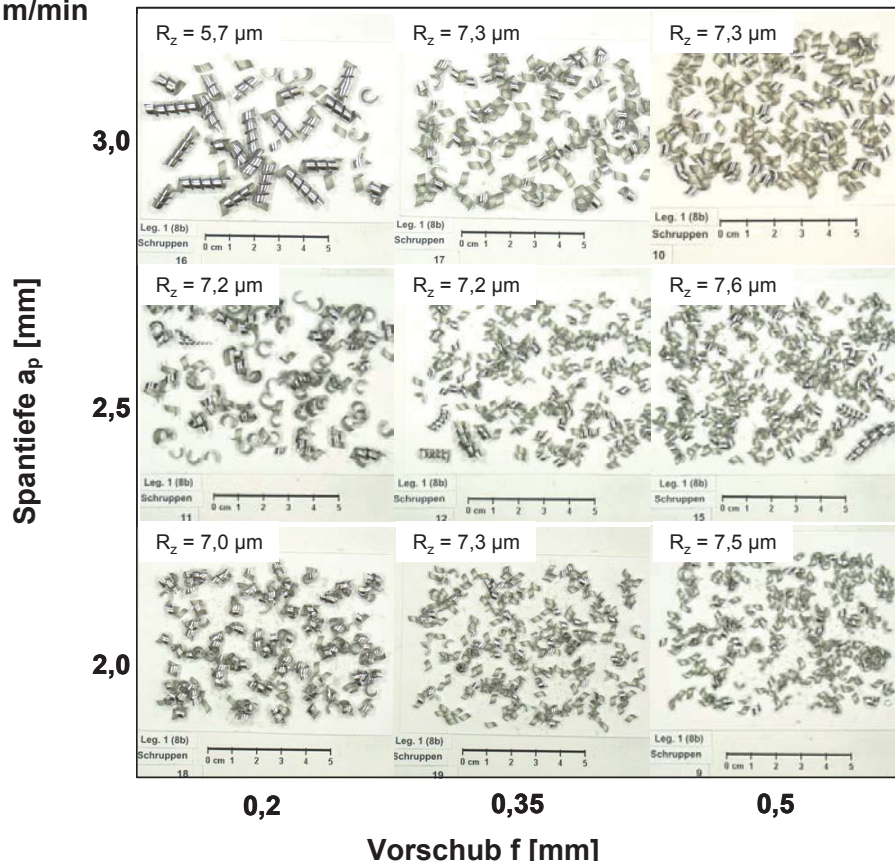
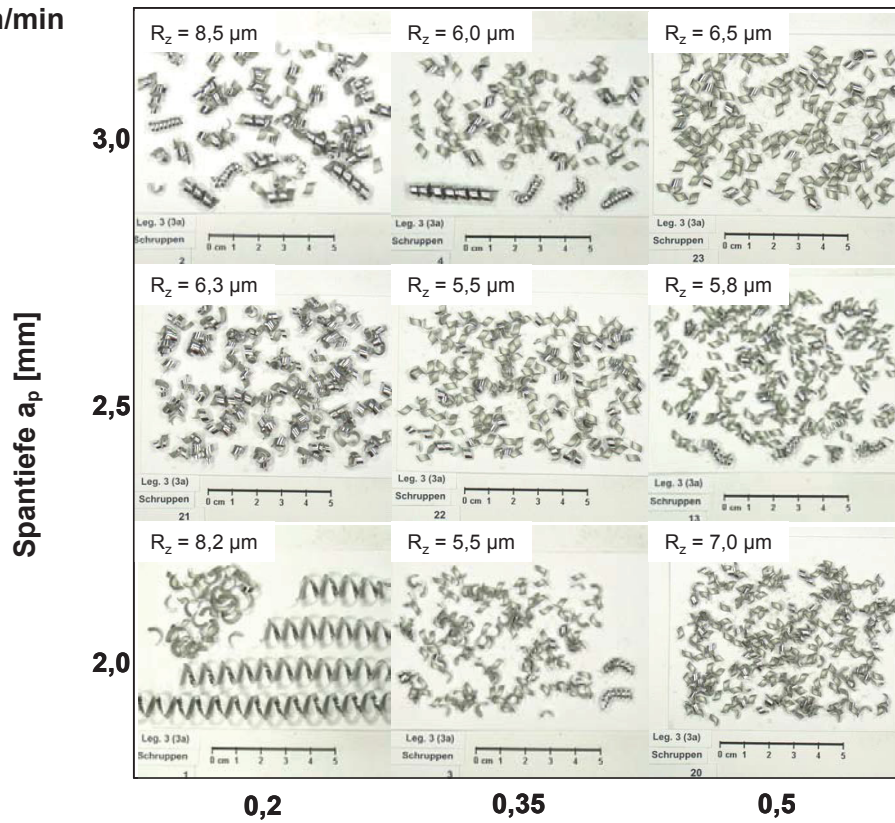


Abbildung 4.46: Spanformen im f - a_p -Diagramm AlCuMgSn1.0
rocken-Schuppen mit Wendeschneidplatte Sandvik CCGX 120408-Al

$v_c = 250 \text{ m/min}$



$v_c = 0 \text{ m/min}$

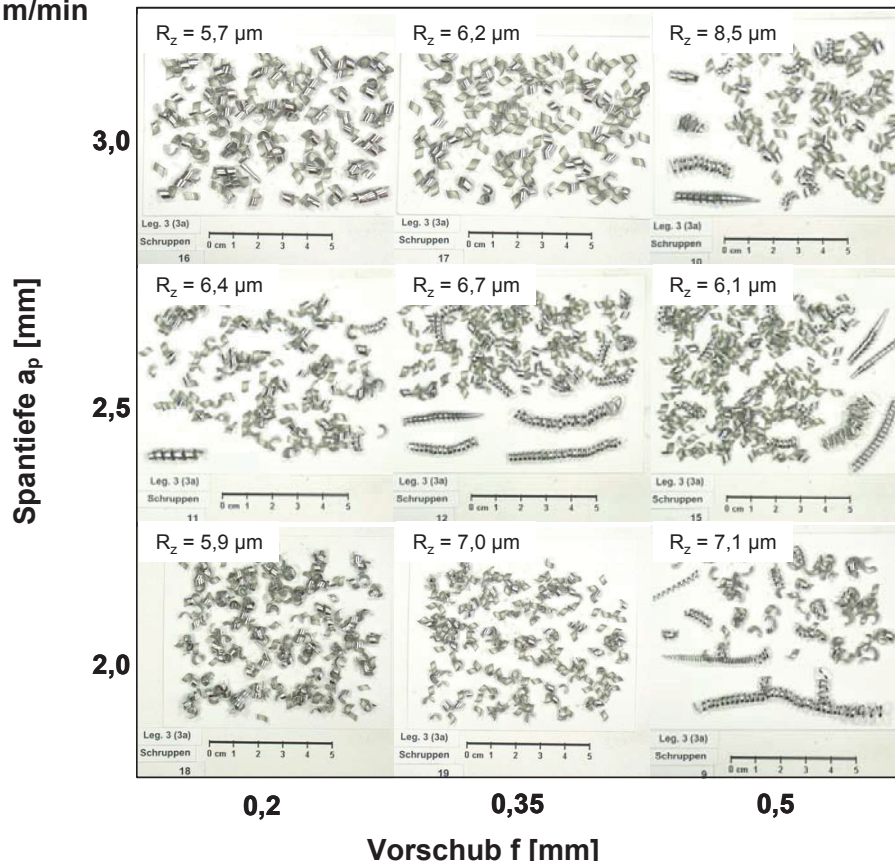
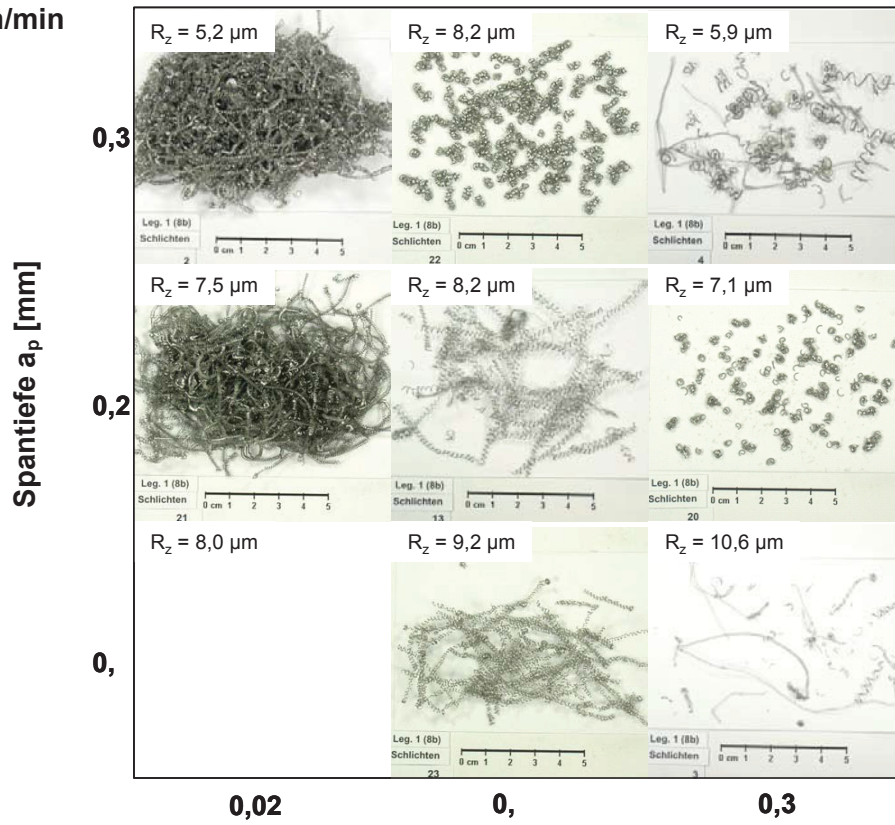


Abbildung 4.47: Spanformen im f - a_p -Diagramm AlCuMgSn1.2
rocken-Schruppen mit Wendschneidplatte Sandvik CCGX 120408-Al

$v_c = 200 \text{ m/min}$



$v_c = 0 \text{ m/min}$

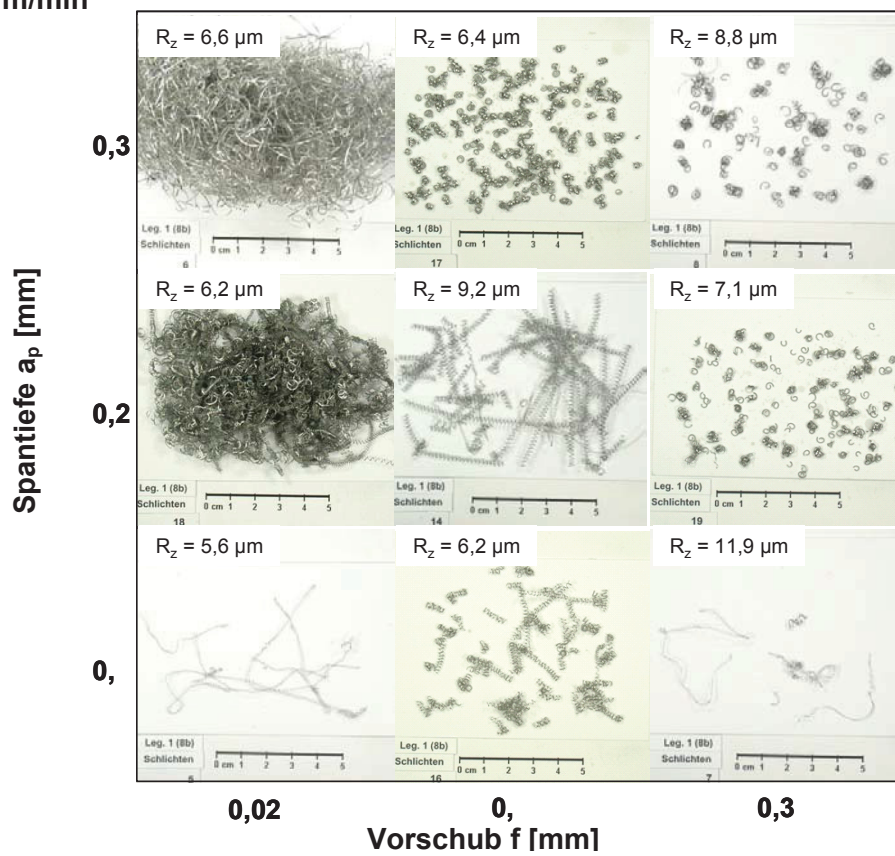
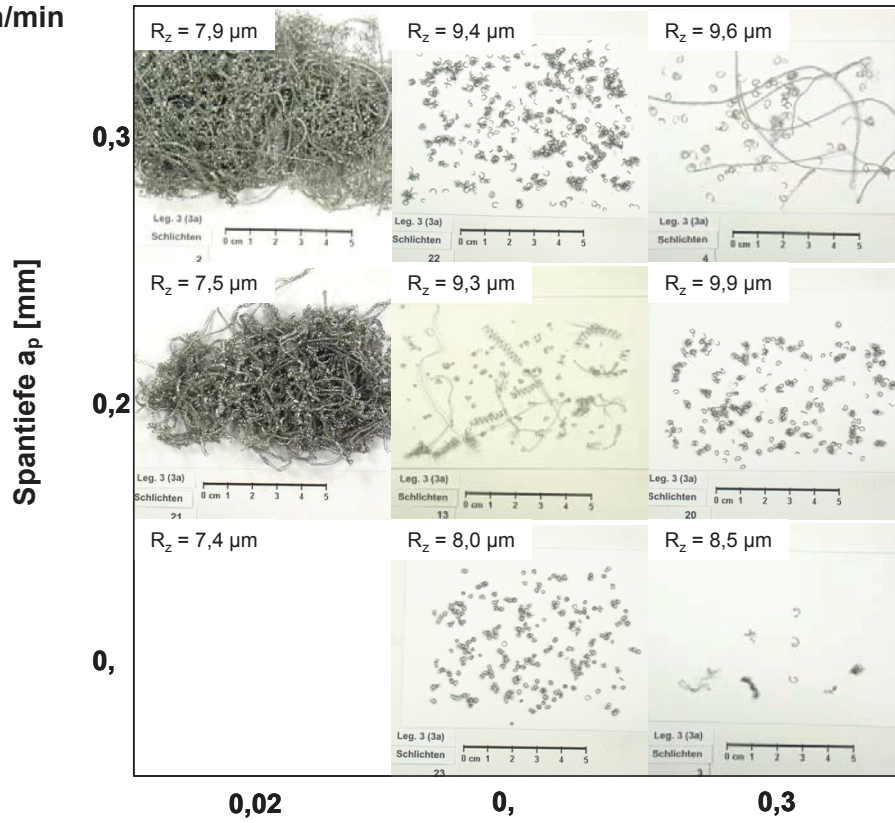


Abbildung 4.48: Spanformen im f - a_p -Diagramm AlCuMgSn1.0 rocken-Schichten mit Wendeschneidplatte Sandvik VCGX 160404-AI

$v_c = 200 \text{ m/min}$



$v_c = 0 \text{ m/min}$

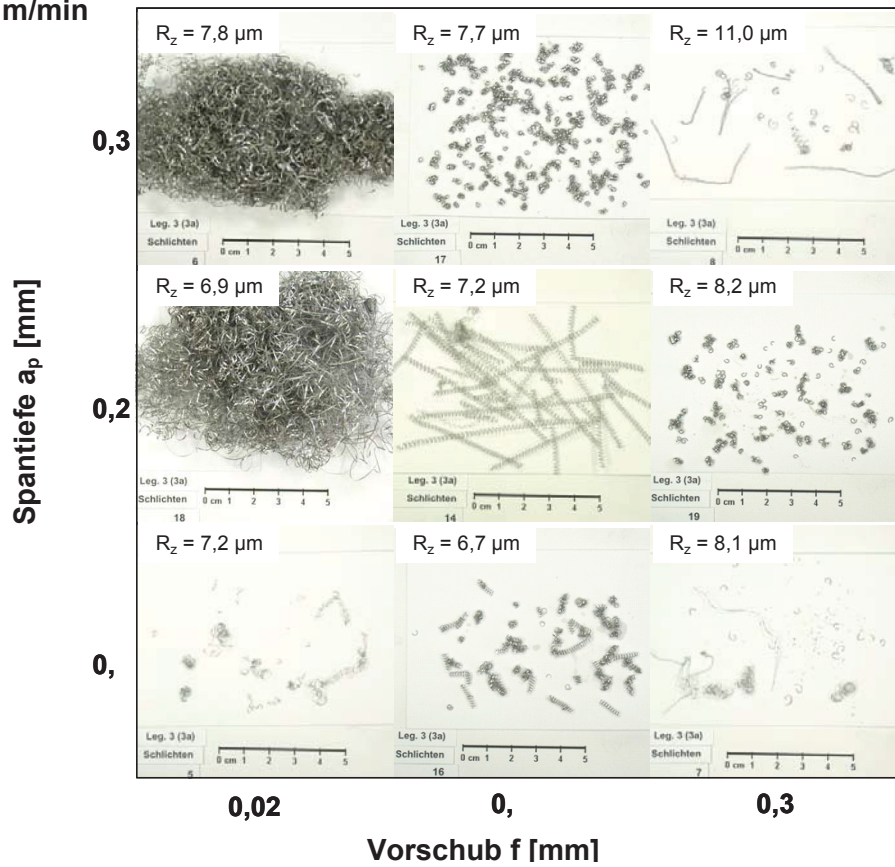


Abbildung 4.49: Spanformen im f - a_p -Diagramm AlCuMgSn1.2
rocken-Schichten mit Wendeschneidplatte Sandvik VCGX 160404-Al

4.6 Eloxierbarkeitsuntersuchung

Die Firma Heuberger Eloxal anodisierte Proben der Charge 2 sowie 3 (Tabelle 4.2 und 4.3) und einer Referenzlegierung AA2007 (chemische Zusammensetzung siehe Tabelle 4.9) mit verschiedenen Eloxierverfahren. Die Probengröße der Legierung AA2007 betrug 5 x 5 cm, die der AlCuMgSn-Legierungen aus der zweiten Charge 4 x 4 cm mit jeweils ca. 1 cm Probendicke und einer gesägten und geschliffen Oberfläche. Von der dritten Charge kamen gesägte Scheiben mit ebenfalls ca. 1 cm Dicke zur Beschichtung. Bei diesen Probenstücken sind die Riefen des Sägeschnittes nicht durch Schleifen entfernt worden.

Alle, durch Entfetten und Ätzen, gereinigten Proben kamen nach dem Spülen zum Harteloxieren. Die Verdichtung im anschließenden Sealingbad fand bei natureloxierten Proben in Wasser bei 88 – 96 °C, bei farbeloxierten Stücken bei Raumtemperatur und Zusätzen wie zum Beispiel 0,8 – 1,5 g/l Ni statt. Die Daten der Badzusammensetzung sind in Tabelle 4.20, die verschiedenen Möglichkeiten des Eloxierprozesses in Abbildung 4.50 gezeigt. Die Bezeichnungen der Prozesswege sind interne Bezeichnungen der Firma Heuberger Eloxal, wobei C0 für farblose, C50 für blaue und C60 für rote Eloxierung stehen.

Tabelle 4.20: Prozessparameter beim Harteloxieren ^[115]

| Parameter | Wert |
|------------------|-------------------------|
| Schwefelsäure | 5 – 10 % |
| Stromdichte | 2 – 5 A/dm ² |
| Spannung | 20 – 120 V |
| Behandlungsdauer | 10 – 240 min |
| Temperatur | 0 – 5 °C |
| Schichtdicke | bis 250 µm |

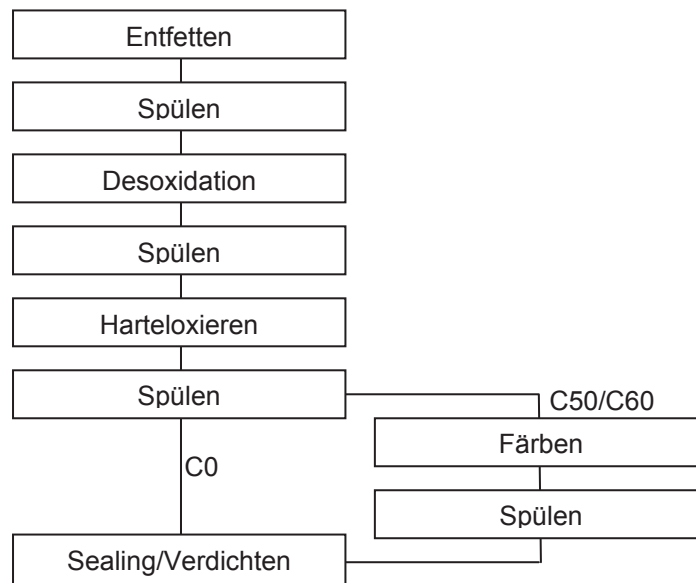


Abbildung 4.50: Prozessablauf der verschiedenen Eloxiermethoden ^[115]

Die Proben konnten durch den Standardprozess eloxiert werden und zeigen eine glatte und homogene Oberfläche. Die Farbwiedergabe (Abbildung 4.51 und Abbildung 4.52) ist klar und präzise, und somit vergleichbar mit Standardaluminiumlegierungen wie zum Beispiel der EN AW 5050 (AlMg1). Die Messung der Schichtdicke erfolgte an mindestens zehn verschiedenen Stellen jeder Probe mittels des Ultraschallprüfgeräts Fischer ISOSCOPE MP 30E-S. Die Effizienz des Eloxierprozesses errechnet sich aus dem Vergleich der tatsächlich erreichten Schichtdicken mit den erwarteten Schichtdicken für eine AlMg-Legierung. Diese gelten als sehr gut eloxierbar. ^[115]

Die Effizienz von AlCuMgSn-Legierungen erreichte zufriedenstellende Werte von 79 – 88 % (Tabelle 4.21). Wobei die Effizienz mit zunehmendem Sn-Gehalt der Legierung geringfügig abnimmt. Bei der Pb-hältigen Legierung AA2007 beträgt die Effizienz des Prozesses verglichen mit AlMg-Legierungen nur 50 – 70 %. Die Ursache für dieses Phänomen ist noch ungeklärt.

Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen zeigten, dass die Schichtausbildung bei Pb- sowie Sn-hältigem Material sehr gleichmäßig stattfindet und ein dichter Schichtaufbau erreicht wird (Abbildung 4.53).

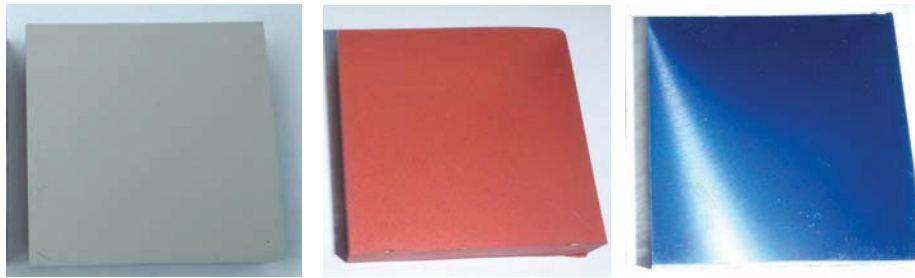


Abbildung 4.51: Eloxierte AA2007-Proben, links Eloxierprozess C0, Mitte C60, rechts C50 ^[115]



Abbildung 4.52: Eloxierte AlCuMgSn-Proben, links Eloxierprozess C0, Mitte C60, rechts C50

Tabelle 4.21: Oxidschichtdicke

| Legierung | Eloxierung | Erwartete Schichtdicke [µm] | Tatsächliche Schichtdicke [µm] | Effizienz [%] |
|-------------|--------------|-----------------------------|--------------------------------|---------------|
| AA2007 | farblos (C0) | 20,0 | 10,2 | 51,0 |
| AA2007 | rot (C60) | 20,0 | 9,8 | 49,0 |
| AA2007 | blau (C60) | 20,0 | 13,7 | 68,5 |
| AlCuMgSn1.0 | farblos (C0) | 15,0 | 13,1 | 87,1 |
| AlCuMgSn1.1 | farblos (C0) | 15,0 | 12,2 | 81,5 |
| AlCuMgSn1.2 | farblos (C0) | 15,0 | 12,1 | 80,8 |
| AlCuMgSn1.0 | rot (C60) | 15,0 | 13,2 | 88,0 |
| AlCuMgSn1.1 | rot (C60) | 15,0 | 12,8 | 85,1 |
| AlCuMgSn1.2 | rot (C60) | 15,0 | 12,7 | 84,6 |
| AlCuMgSn1.0 | blau (C60) | 15,0 | 13,1 | 87,4 |
| AlCuMgSn1.1 | blau (C60) | 15,0 | 12,7 | 84,9 |
| AlCuMgSn1.2 | blau (C60) | 15,0 | 11,9 | 79,1 |

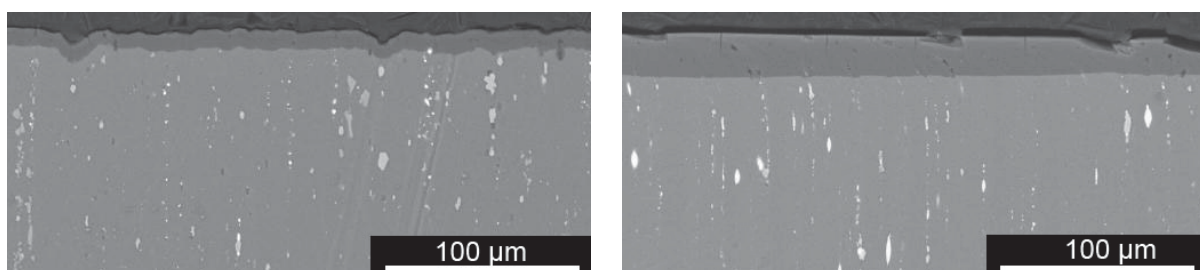


Abbildung 4.53: REM-Aufnahmen eloxierter Proben, links AA2007, rechts AlCuMgSn1.2

4.7 Korrosionsuntersuchungen

Schnellprüfverfahren zum Korrosionsverhalten lassen sich in zwei Gruppen unterteilen: Zum einen in beschleunigte Korrosionsprüfungen, durch verstärkte Einwirkung korrodierender Medien, zum anderen in physikalische oder elektrochemische Prüfverfahren, die das Werkstoffverhalten voraussagen sollen. Je eine Prüfmethode aus diesen beiden Gruppen kam zur Anwendung.^[27]

Für die Korrosionstests wurden Materialien der 2. und 3. Charge, sowie der Pb-hältigen Vergleichslegierung (AA2007) mit harteloxierter als auch mit unbeschichteter Oberfläche herangezogen. Die Untersuchung erfolgte mittels elektrochemischer Impedanzspektroskopie (EIS) am Christian Doppler Labor für Örtliche Korrosion der Montanuniversität Leoben sowie mit VDA 621-415 Wechselklimakammertest bei der Firma Wuppermann Engineering GmbH. Die Chloridionen im Elektrolyten der EIS-Messung, bzw. im Salzsprühnebel des VDA- (Verband der Automobilindustrie)-Testes schwächen oder durchdringen die schützende Oxidschicht der Aluminiumlegierung, bringen es in Kontakt mit dem Korrosionsmedium und leiten so den Korrosionsbeginn ein.^[11]

Die EIS-Methode kann Informationen über die Korrosionsmechanismen und den Korrosionsschutz liefern. Die Mechanismen lassen sich in Teilreaktionen zerlegen, die entweder hintereinander oder parallel ablaufen können. Beispiele hierfür wären Ladungs- und Massentransport im Ionenleiter, Diffusion, Adsorption, Dissoziation, Reaktion oder Ladungsdurchtritt. EIS erlaubt somit die Beschreibung eines gemessenen physikalischen Systems mit Hilfe von elektrischen Elementen wie Widerständen und Kapazitäten. Das EIS-Spektrum ist abhängig von den Eigenschaften des Elektrolyten, der Beschichtung und der Oberflächenwechselwirkungen. Effektive Barrierschichten zeigen Impedanzwerte von mindestens $10^6 \Omega \cdot \text{cm}^2$ ^[116] bei geringen Frequenzen ($\leq 10 - 1 \text{ Hz}$). Das ist gleichbedeutend mit einer geringen Rate der elektrochemischen Aktivität und demzufolge einer geringeren Korrosionsrate.^[116,117]

Die Prüfung nach dem Wechseltest VDA 621-415 dient dazu, den Korrosionsschutz von Kfz-Lackierungen zu beurteilen und soll bis mindestens zehn Zyklen durchgeführt werden.^[118]

4.7.1 Wechseltest VDA 621-415

Die Exposition der Proben im Korrosionstest VDA 621-415 inkludierte 24 Stunden Salzsprühnebelprüfung mit 5 %-iger NaCl-Lösung (DIN 50021 SS), gefolgt von 4 x 24 Stunden Kondenswasser-Wechselklima (DIN 50017 KFW) und schließlich 2 x 24 Stunden Trocknen an Raumtemperatur (DIN 50014-23/55-2). Diese Abfolge repräsentiert einen Zyklus. Für die

vorliegende Arbeit sind zwölf Zyklen durchgeführt worden, wobei nach jedem die Protokollierung der Veränderung mittels Fotografie erfolgte (siehe Anhang 12.3.1).

Die Anordnung der Probenstücke im Prüfgerät entsprach der Norm ^[118] mit einem Winkel von 60°. Nach Beendigung der Prüfung wurden die Probenplatten mit destilliertem Wasser abgespült, mit Pressluft oberflächlich trocken geblasen und auf sichtbare Veränderungen betrachtet. Die Anfertigung und Analyse der Querschliffe im LIM gab eine genauere Aussage über die möglicherweise auftretende Korrosionsart. Nach zwölf VDA-Zyklen sind sowohl die Pb- als auch die Sn-hältigen Legierungen mit unbehauelter Oberfläche stark von der Korrosion angegriffen (siehe Anhang 12.3.1). Bei Entfernung der voluminösen Korrosionsprodukte bleibt eine klar sichtbare Aufrauung der Oberfläche zurück und lässt auf Lochfraß-Korrosion schließen. ^[17] Metallographische Schliffe, Abbildung 4.54 sowie 4.55, zeigen, dass bevorzugt entlang der zeilenförmig angeordneten Primärausscheidungen Korrosion stattgefunden hat. Die Schutzschicht versagt bei der Pb-hältigen Probe bereits nach einem Zyklus im VDA-Test. Abbildung 4.54 rechts zeigt dieselbe Probe nach zwölf Zyklen. Entsprechend der Abbildung 4.55b, gewährleistet jedoch die Eloxalschicht auf der Sn-hältigen Legierung einen guten Korrosionsschutz. Zusammenfassend ist aus diesen Versuchen zu folgern, dass eine signifikante Verbesserung des Korrosionswiderstandes durch Harteloxieren beim Sn-hältigen Material zu erreichen ist.

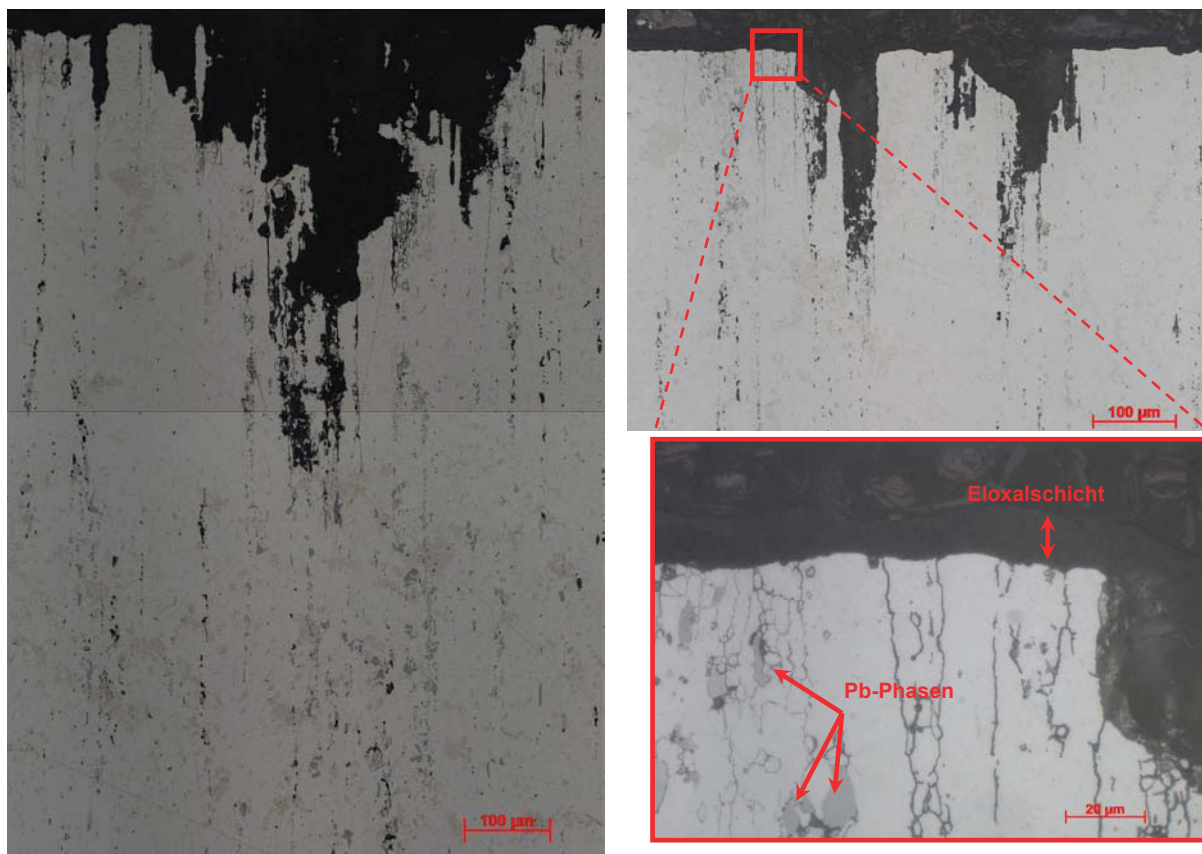


Abbildung 4.54: 0.94 % Pb-hältige AA2007 nach zwölf VDA-Zyklen
links im unbeschichteten und rechts im harteloxierten Zustand

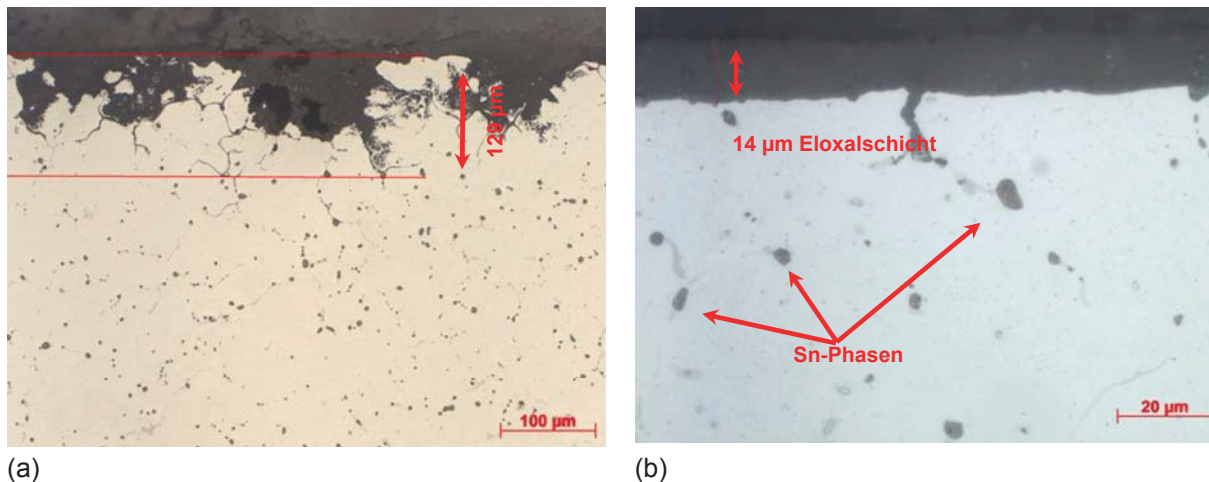


Abbildung 4.55: 0,99 % Sn-haltige AlCuMgSn1.0 nach zwölf VDA-Zyklen im (a) unbeschichteten und (b) harteloxierten Zustand

4.7.2 Elektrochemische Impedanzspektroskopie (EIS)

Für die elektrochemischen Messungen sind die unbeschichteten und mit einem P400 SiC-Papier geschliffenen Proben ($R_z = 12,8 \mu\text{m}$) als auch die eloxierten Versuchskörper ($R_z = 15,7 \mu\text{m}$) mit Ethanol gründlich gereinigt worden. Für EIS stand ein Gamry Instruments Reference 600[®] Gerät zur Verfügung. Der Test fand in 0,9 %-iger NaCl-Lösung bei Raumtemperatur ($25 \pm 2 \text{ }^\circ\text{C}$) mit konventionellem Dreielektrodensystem statt. Das Elektroden-system besteht aus dem Prüfkörper als Arbeitselektrode mit einer exponierten Oberfläche von $1,3 \text{ cm}^2$, einer gesättigten Kalomelelektrode als Referenzelektrode und einer Platinelektrode als Gegenelektrode. Die Versuche begannen mit der einstündigen Erfassung des Ruhepotenzials und anschließenden ersten Aufnahme der Impedanzspektren mit einer um das Gleichgewichtspotenzial oszillierenden Wechselspannung. Darauf folgte eine 24-stündige Aufnahme des Ruhepotenzials, wonach wiederum eine Messung des EIS-Spektrums erfolgte. Zuletzt schlossen Messungen nach 7 sowie 30 Tagen an. Der verwendete Frequenzbereich betrug 500 kHz bis 5 mHz mit 5 Punkten pro Dekade unter Verwendung von einer 10 mV sinusförmigen Spitzenspannung. Die Auswertung der Impedanzspektren erfolgte mit der Gamry Instruments Framework 5.50 Software.

In den Abbildungen im Anhang 12.3.2 sind die entsprechenden Nyquist-Plots nach 1 h, 24 h, 7 d, 30 d Einwirkzeit gezeigt. Eine Extrapolation der vorzeitig abbrechenden Halbkreise auf die Realachse des Nyquist-Plots liefert eine qualitative Aussage über den Korrosionswiderstand der Probe (Tabelle 4.22).

Es ist zu erkennen, dass nach einer längeren Einwirkzeit in NaCl-Lösung sich der Korrosionswiderstand an Pb-haltigen harteloxierten Proben stark erniedrigt, jedoch der Widerstand beim Sn-haltigen harteloxierten Material nach 7 Tagen erhöht und nach 30

Tagen wieder absinkt. Ab einer 7-tägigen Einwirkzeit von 0,9%-iger wässriger NaCl-Lösung besitzt die Pb-hältige Referenzlegierung AA2007 (0,94 % Pb) im harteloxierten Zustand einen geringeren Korrosionswiderstand als die Sn-hältige Legierung (1,2 % Sn). Abbildung 4.56 zeigt den Nyquist-Plot, Abbildung 4.57 den entsprechenden Bode-Plot der EIS-Messung nach 30 Tagen Einwirkzeit der beiden harteloxierten Legierungen. Darin ist zu erkennen, dass die harteloxierte Sn-hältige Legierung besser vor Korrosion geschützt ist als das Pb-hältige Referenzmaterial.

Weiters schneiden farbige Harteloxalschichten in rot und blau auf Pb-hältigen Legierungen hinsichtlich des Korrosionswiderstandes schlechter ab als dasselbe Material mit ungefärbten Beschichtungen.

Eine Beeinflussung des Korrosionsverhaltens durch die variierten Sn-Gehalte (0,8 – 1,2 % Sn) konnte aufgrund der dem System innewohnenden Messungenauigkeit weder im unbeschichteten noch im harteloxierten Zustand festgestellt werden.

Gemäß Tabelle 4.22 ergibt eine Harteloxalschicht eine ca. 100-fache ($\pm 20\%$ aufgrund Messungenauigkeit und Streuungen) Verbesserung der Korrosionseigenschaften von Pb- und Sn-hältigen AlCu-Legierungen. Nach Bard^[116] liegt eine effektive Barrierschicht gegen Korrosion vor, wenn die Impedanz mindestens $10^6 \Omega$ beträgt.

Tabelle 4.22: Impedanzwerte der EIS-Messungen

| | unbeschichtet [Ω] | eloxiert [Ω] |
|-----------------|--------------------------------|--------------------------------------|
| Gusszustand: | | |
| 1 ^h | AlCuMgSn0.8: $0,7 \times 10^4$ | AlCuMgSn0.8: $1,0 \times 10^6$ |
| | AlCuMgSn0.9: $0,7 \times 10^4$ | AlCuMgSn0.9: $1,0 \times 10^6$ |
| | AlCuMgSn1.0: $0,7 \times 10^4$ | AlCuMgSn1.0: $1,0 \times 10^6$ |
| 24 ^h | AlCuMgSn0.8: $1,3 \times 10^4$ | AlCuMgSn0.8: $0,6 \times 10^6$ |
| | AlCuMgSn0.9: $1,8 \times 10^4$ | AlCuMgSn0.9: $0,6 \times 10^6$ |
| | AlCuMgSn1.0: $2,0 \times 10^4$ | AlCuMgSn1.0: $1,0 \times 10^6$ |
| Stranggepresst: | | |
| 1 ^h | AlCuMgSn1.2: $1,0 \times 10^4$ | AlCuMgSn1.2: $0,25 \times 10^6$ |
| | AA2007: $1,1 \times 10^4$ | AA2007 ungefärbt: $0,15 \times 10^6$ |
| | | AA2007 blau: $0,15 \times 10^6$ |
| | | AA2007 rot: $0,15 \times 10^6$ |
| 24 ^h | AlCuMgSn1.2: $1,0 \times 10^4$ | AlCuMgSn1.2: $0,4 \times 10^6$ |
| | AA2007: $1,0 \times 10^4$ | AA2007 ungefärbt: $0,7 \times 10^6$ |
| | | AA2007 blau: $0,05 \times 10^6$ |
| | | AA2007 rot: $0,3 \times 10^6$ |
| 7 d | | AlCuMgSn1.2: $1,2 \times 10^6$ |
| | | AA2007 ungefärbt: $0,5 \times 10^6$ |
| 30 d | | AlCuMgSn1.2: $0,2 \times 10^6$ |
| | | AA2007 ungefärbt: $0,04 \times 10^6$ |

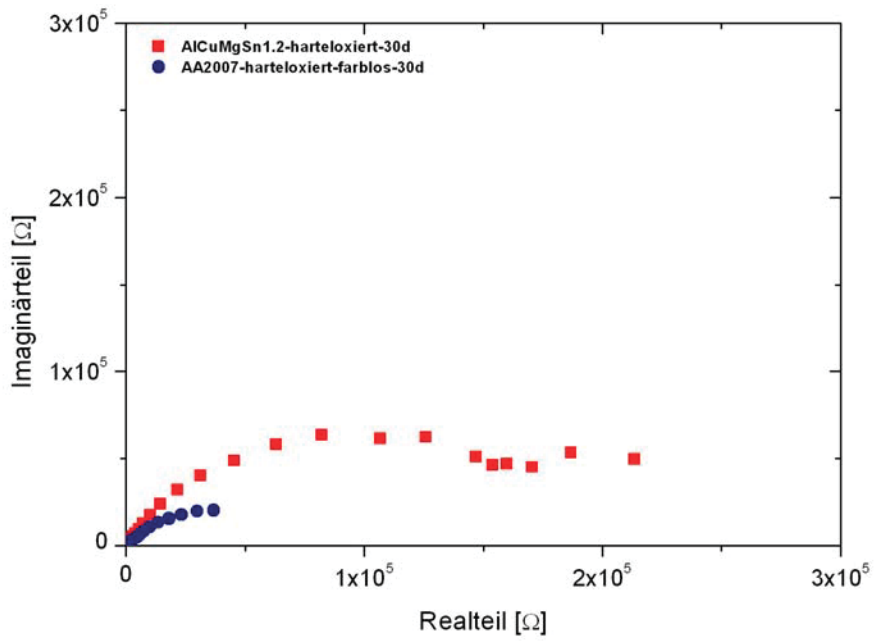


Abbildung 4.56: Nyquist-Plot der harteloxierten AICuMgSn1.2 und AA2007 nach 30 Tagen in 0,9 % NaCl-Lösung

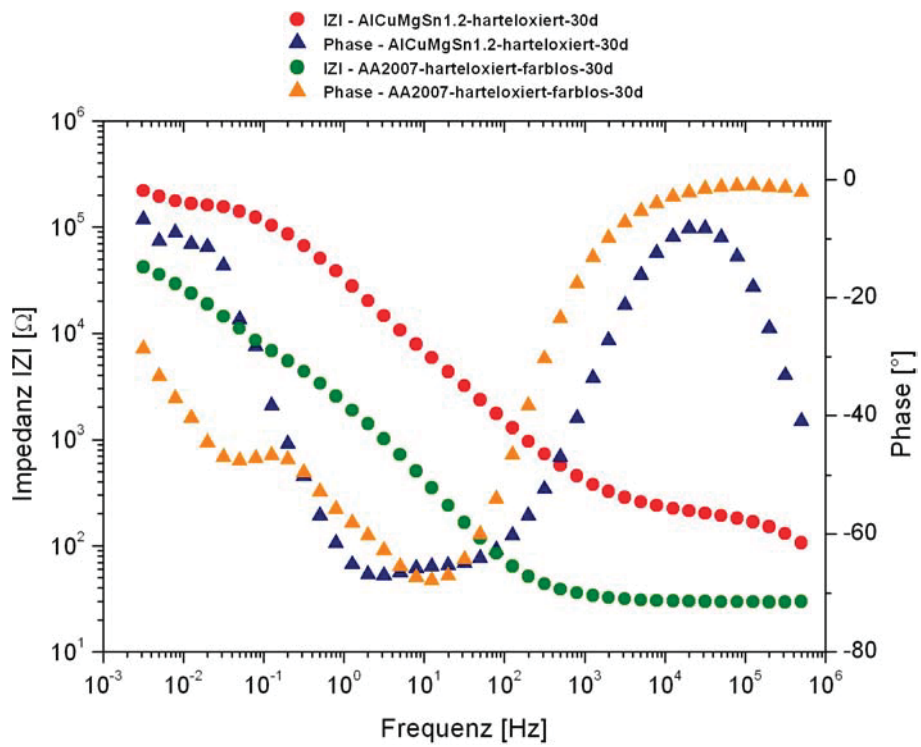


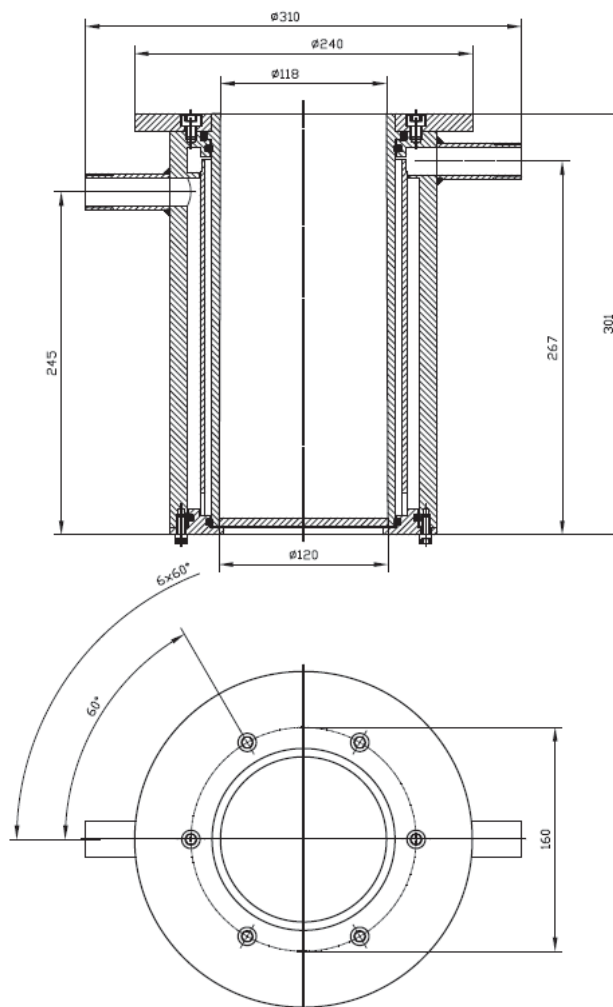
Abbildung 4.57: Bode-Plot der harteloxierten AICuMgSn1.2 und AA2007 nach 30 Tagen in 0,9 % NaCl-Lösung

5 Labortechnische Legierungsherstellung und deren Charakterisierung

Um die Auswirkungen von Gehaltsvariationen der Legierungselemente auf die Zerspanbarkeit abzuklären, erfolgte die Herstellung von Abgüssen im Labormaßstab am Institut für Nichteisenmetallurgie. Parameter dazu siehe Tabelle 5.1, für die schematische Darstellung der Kokille Abbildung 5.1.

Tabelle 5.1: Parameter Laborabgüsse

| Parameter | Wert |
|---------------------------|---|
| Schmelzmenge | ca. 13 kg |
| Schmelzofen | ITG Induktionstiegelofen |
| Spülung der Badoberfläche | Stickstoff |
| Kokille | Stahl; wassergekühlt |
| Homogenisierungsglühung | 480 °C/10 h, Luftabkühlung |
| Homogenisierofen | Nabertherm Umluft-Kammerofen N60 65 HA 650 °C |
| Endabmessung Gussbolzen | ∅ 108 mm, Höhe 280 mm |



Abmessungen in [mm]

Abbildung 5.1: Konstruktionszeichnung der Kokille für Laborabgüsse

Die Zusammensetzung 3,6 % Cu, 0,6 % Mn, 0,7 % Mg, 1,0 % Sn und Al als Rest galt als Ausgangspunkt, um das gesamte Legierungsfenster der Legierung EN AW AA2007 (DIN AlCuMgPb) abzudecken, wobei Sn Pb substituierte. Je ein Legierungselement wurde variiert (Kennzeichnung in Tabelle 5.2) oder ein zusätzliches Element hinzugefügt (Tabelle 5.4). Als Vorlegierungen kamen AlMn75, MgAl5.5, AlCe10, AlY10, AlTi75, AlV10, AlZr10, AlCo10, AlSr10 und AlHf9.2 zum Einsatz. AlTi5B1-Stäbe sind als Kornfeiner den Knetlegierungen hinzugefügt worden.

Tabelle 5.2: Chemische Zusammensetzung Laborabgüsse – Teil 1

| | G1B1- Sn0.4 | G1B2- Sn0.6 | G1B3- Sn1.6 | G1B4- Sn2.4 | G1B5- Sn1.7Cu4.3 | MIN | MAX |
|----|----------------|----------------|----------------|----------------|---------------------|-------|-------|
| Si | 0,053 | 0,056 | 0,083 | 0,061 | 0,053 | 0,049 | 0,073 |
| Fe | 0,099 | 0,097 | 0,092 | 0,110 | 0,113 | 0,103 | 0,129 |
| Cu | 3,62 | 3,92 | 3,50 | 3,82 | 4,31 | 3,47 | 5,24 |
| Mn | 0,56 | 0,60 | 0,54 | 0,61 | 0,58 | 0,19 | 1,02 |
| Mg | 0,73 | 0,68 | 0,76 | 0,79 | 0,82 | 0,36 | 1,52 |
| Ti | 0,015 | 0,012 | 0,009 | 0,014 | 0,019 | 0,014 | 0,017 |
| Sn | 0,40 | 0,61 | 1,59 | 2,41 | 1,73 | 0,86 | 1,95 |

Tabelle 5.3: Chemische Zusammensetzung Laborabgüsse – Teil 2

| | G2B1- Cu1.6 | G2B2- Cu2.7 | G2B3- Cu4.7 | G3B1- Mn0.2 | G3B2- Mn0.9 | G3B3- Mn1.4 | G4B1- Mg0.5 | G4B2- Mg1.0 | G4B3- Mg1.3 |
|----|----------------|----------------|----------------|----------------|----------------|----------------|----------------|----------------|----------------|
| Si | 0,059 | 0,06 | 0,096 | 0,066 | 0,049 | 0,058 | 0,066 | 0,134 | 0,095 |
| Fe | 0,103 | 0,098 | 0,069 | 0,104 | 0,109 | 0,011 | 0,090 | 0,113 | 0,091 |
| Cu | 1,62 | 2,71 | 4,69 | 3,85 | 3,60 | 3,68 | 3,63 | 3,66 | 3,78 |
| Mn | 0,57 | 0,63 | 0,67 | 0,21 | 0,90 | 1,43 | 0,58 | 0,58 | 0,60 |
| Mg | 0,71 | 0,74 | 0,75 | 0,87 | 0,60 | 0,69 | 0,47 | 0,99 | 1,27 |
| Ti | 0,039 | 0,011 | 0,009 | 0,016 | 0,014 | 0,016 | 0,009 | 0,037 | 0,006 |
| Sn | 1,00 | 0,99 | 1,08 | 1,00 | 1,01 | 0,96 | 0,96 | 1,00 | 1,11 |

Tabelle 5.4: Chemische Zusammensetzung Laborabgüsse – Sonderlegierungselemente

| Bezeichnung | Element | [%] |
|-------------|-----------|-------|
| G5B1-Ce0.01 | Cer | 0,008 |
| G5B2-Ce0.05 | Cer | 0,041 |
| G6B1-Y0.01 | Yttrium | 0,009 |
| G6B2-Y0.05 | Yttrium | 0,046 |
| G7-Ti0.2 | Titan | 0,180 |
| G8-V0.1 | Vanadium | 0,109 |
| G9-Zr0.2 | Zirkon | 0,239 |
| G10-Co0.1 | Cobalt | 0,127 |
| G11-Sr0.1 | Strontium | 0,100 |
| G12-Hf0.1 | Hafnium | 0,060 |

5.1 Strangpressen

Die Pressung der Bolzen fand am Forschungszentrum für Strangpressen an der TU Berlin an einer ölhydraulischen SMS Hasenclever 8 MN Strang- und Rohrpresse mit induktiver Bolzenerwärmungsanlage statt. Die Blocktemperatur bei Chargierung betrug ca. 440 °C, die des Aufnehmers und der Matrize 460 °C. Die Stempelgeschwindigkeit war 3 mm/s. Das entspricht einer Umformgeschwindigkeit von $0,97 \text{ s}^{-1}$. Das Verpressungsverhältnis, das heißt das Verhältnis des Profilquerschnittes (26,5 mm) zum Stranggussbolzenquerschnitt (108 mm), beträgt 1:17 und ergibt einen Umformgrad φ von 2,8. Bei allen Legierungen trat eine durchschnittliche Presskraft von ca. 2500 kN auf. Die Abschreckung der Stangen erfolgte direkt aus der Presshitze beim Austritt aus dem Werkzeug mittels kalten Wassers. Danach fand das Kaltauslagern bei Raumtemperatur statt.

5.2 Charakterisierung der Strangpressstangen

Die Charakterisierung umfasst die Prüfung der mechanischen Eigenschaften, die Untersuchung im Licht- sowie im Rasterelektronenmikroskop als auch kalorimetrische Analysen und ist nachfolgend dargestellt.

5.2.1 Zugversuche

Aus den vollständig kaltausgehärteten AlCuMgSn-Stangen sind Zugproben, DIN 50125 – A14x70, gefertigt worden. Die Mittelwerte der Ergebnisse sind in Tabelle 5.5 aufgelistet. Abbildung 5.2 zeigt, dass sich die Dehngrenze mit zunehmendem Mg-Gehalt sowie mit steigendem Cu-Gehalt der Legierung erhöht. Mn-Zusätze bewirken einen geringen Dehngrenzenzuwachs, während eine Anhebung der Sn-Konzentration die Dehngrenze herabsetzt. Ähnliche Wirkungen der genannten Elemente sind hinsichtlich der Zugfestigkeit in Abbildung 5.3 zu sehen.

Ein Vergleich der Ergebnisse aus Tabelle 5.5 mit den geforderten Mindestbeträgen der Norm (Tabelle 5.6) lässt erkennen, dass hinsichtlich Festigkeit die Legierungen MIN, G2B1-Cu1.6, G2B2-Cu2.7, sowie G3B1-Mn0.2 wegen des zu geringen Legierungselementgehaltes die Anforderungen nicht erfüllen. Höhere Elementkonzentrationen können jene aber erreichen. Die Legierung mit maximalem Legierungselementgehalt (MAX) kann die Mindestwerte der Dehngrenze nicht gewährleisten. Alle übrigen Legierungen überschreiten die Minimalgrenze der mechanischen Eigenschaften. Trotzdem erreichen stranggepresste, kaltausgehärtete Sn-hältige Legierungen im Gegensatz zum Pb-hältigen Material nur geringere Festigkeiten.

Bei den Legierungen AlCuMgSn0.8 bis 1.0 handelt es sich um Material, welches großtechnisch abgegossen, und als Vergleichsmaterial zu den labortechnisch hergestellten Legierungen an der TU Berlin gepresst wurde. Die deutlich höheren Festigkeits-eigenschaften nach dem Strangpressen und T4-Aushärten der industriell gefertigten Pressbolzen sind auf die unähnlichen Gussbedingungen und daraus resultierenden Mikrogefüge zurückzuführen. Die Zugabe von Sonderlegierungselementen (G5 bis G12 in Tabelle 5.5) bewirkt im Fall von Zr, Sr und Hf eine geringfügige Festigkeitssteigerung.

Tabelle 5.5: Ergebnisse der Zugversuche

| Legierung | R _{p0,2} [N/mm ²] | R _m [N/mm ²] | A _g [%] |
|---------------------|---|--|-----------------------|
| Referenz – AlCuMgPb | 423 | 481 | 6,8 |
| MIN | 203 | 281 | 16,5 |
| MAX | 355 | 428 | 3,7 |
| G1B1-Sn0.4 | 209 | 429 | 14,0 |
| G1B2-Sn0.6 | 283 | 429 | 15,2 |
| AlCuMgSn0.8 | 340 | 482 | 15,1 |
| AlCuMgSn0.9 | 335 | 477 | 14,8 |
| AlCuMgSn1.0 | 318 | 459 | 14,2 |
| G1B3-Sn1.6 | 259 | 402 | 15,1 |
| G1B4-Sn2.4 | 255 | 398 | 14,3 |
| G1B5-Sn1.7Cu4.3 | 287 | 428 | 14,3 |
| G2B1-Cu1.6 | 204 | 223 | 6,4 |
| G2B2-Cu2.7 | 217 | 362 | 15,1 |
| G2B3-Cu4.7 | 277 | 419 | 13,1 |
| G3B1-Mn0.2 | 241 | 365 | 15,8 |
| G3B2-Mn0.9 | 259 | 413 | 13,3 |
| G3B3-Mn1.4 | 266 | 427 | 13,9 |
| G4B1-Mg0.5 | 256 | 392 | 13,0 |
| G4B2-Mg1.0 | 310 | 454 | 14,4 |
| G4B3-Mg1.3 | 333 | 483 | 14,1 |
| G5B1-Ce0.01 | 265 | 408 | 15,4 |
| G5B2-Ce0.04 | 262 | 406 | 15,0 |
| G6B1-Y0.01 | 275 | 422 | 14,9 |
| G6B2-Y0.05 | 252 | 396 | 14,7 |
| G7-Ti0.2 | 276 | 419 | 14,6 |
| G8-V0.1 | 278 | 423 | 15,5 |
| G9-Zr0.2 | 286 | 426 | 14,3 |
| G10-Co0.1 | 268 | 415 | 15,4 |
| G11-Sr0.1 | 283 | 422 | 14,6 |
| G12-Hf0.1 | 281 | 426 | 14,7 |

Tabelle 5.6: EN 755-2:1997 – Mechanische Eigenschaften stranggepresster Al-Legierungen ^[112]

| EN AW / DIN | Durchmesser [mm] | R _{p0,2} [N/mm ²] | R _m [N/mm ²] | A _g [%] |
|---------------------|---------------------|---|--|-----------------------|
| 2007-T4 / AlCuMgPb | ≤ 80 | 250 | 370 | 8 |
| 2011-T4 / AlCu6BiPb | ≤ 200 | 125 | 275 | 14 |
| 2030-T4 / AlCuMgPb | ≤ 80 | 250 | 370 | 8 |

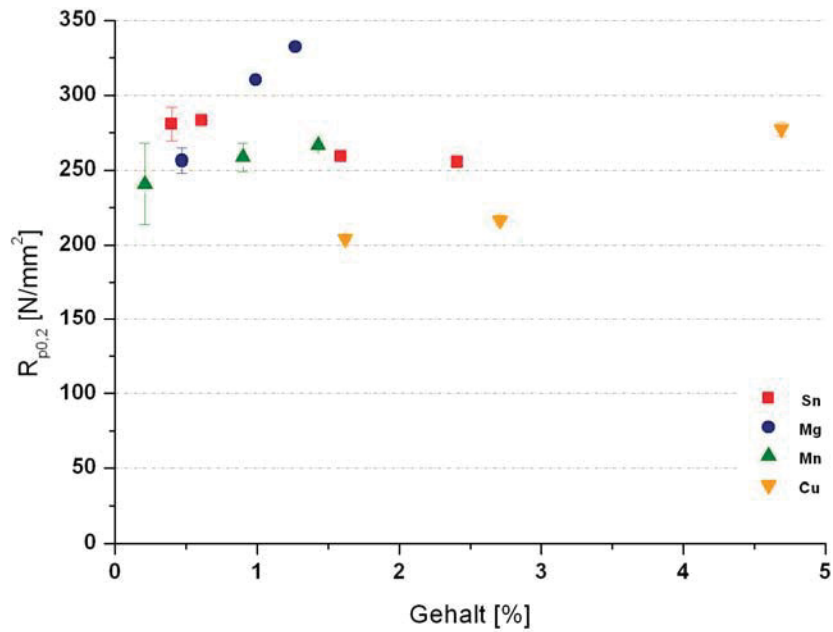


Abbildung 5.2: Abhängigkeit der Dehngrenze vom Legierungselementgehalt

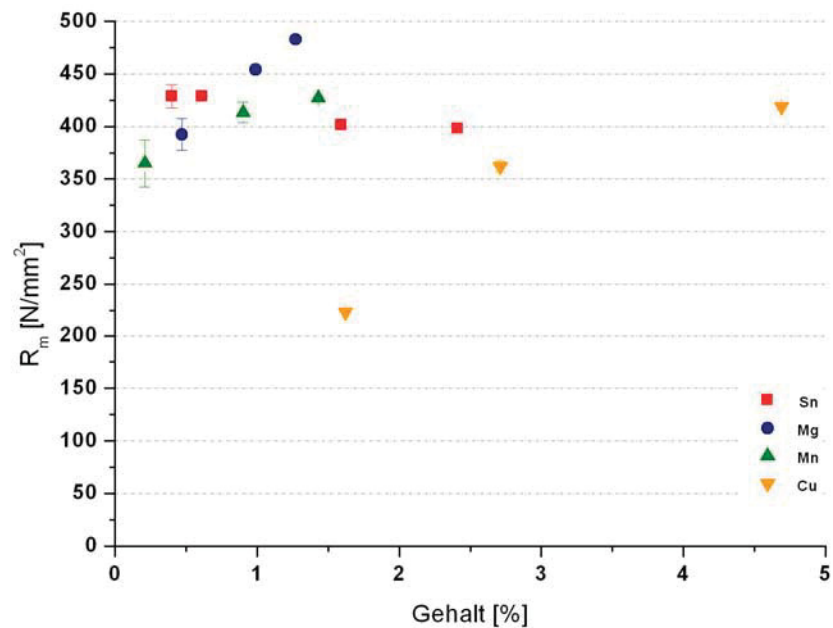


Abbildung 5.3: Abhängigkeit der Zugfestigkeit vom Legierungselementgehalt

Die Eingangsgrößen Cu-, Mn-, Mg- sowie Sn-Gehalt und die Messergebnisse der Zielgrößen Dehngrenze $R_{p0,2}$ sowie Zugfestigkeit R_m sind mit der statistischen Software Modde[®] 7.0 ausgewertet worden. Dabei errechnet Modde mittels Regression ein Modell. Statistische Kenngrößen beschreiben die Übereinstimmung des Modells mit den Messdaten (Abbildung 5.4). Ist das Bestimmtheitsmaß $R^2 > 0,8$, der Vorhersagbarkeitswert $Q^2 > 0,5$, die Modellgültigkeit $V > 0,25$ und die Reproduzierbarkeit $R > 0,5$, dann ist die nötige Modell-

qualität erreicht, um das Modell zu verwenden (Grafiken, Vorhersagen, Optimierung).^[119] Abbildung 5.4 zeigt exzellente Werte für R^2 , Q^2 sowie eine sehr hohe Reproduzierbarkeit. Die negativen Werte der Modellgültigkeit (lack of fit) sind statistische Artefakte: Wenn die Reproduzierbarkeit nahe 100 % liegt, werden die Abweichungen zwischen Modell und den Messwerten dem lack-of-fit zugerechnet.^[119]

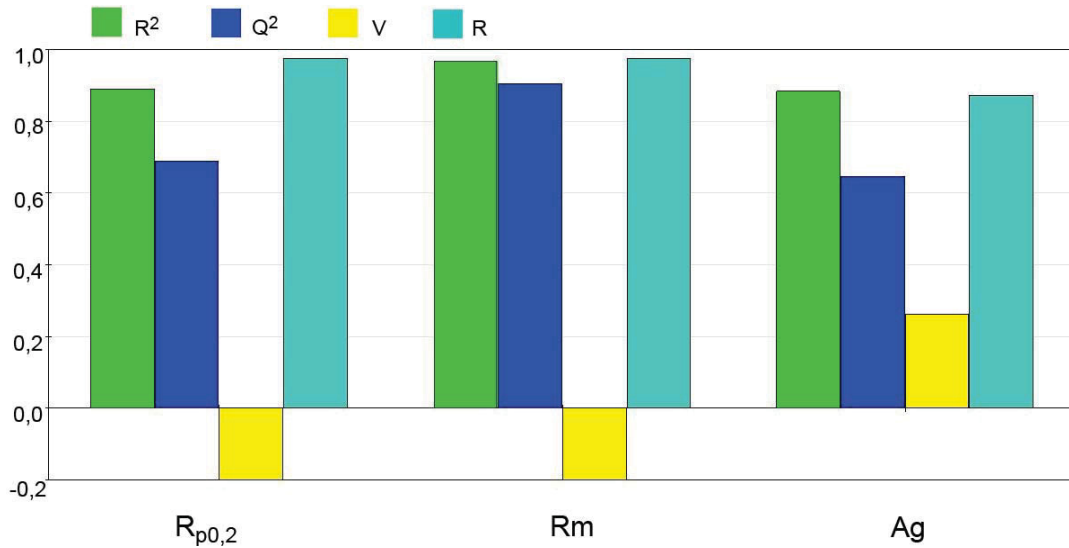


Abbildung 5.4: Statistische Kenngrößen des Modells

Die Modellierung soll zeigen, wie die Eingangsgrößen (Legierungszusammensetzungen, Tabelle 5.7) zu verändern sind, um die geforderten Festigkeitseigenschaften zu erhalten. Unter Eingangs- bzw. Einflussgrößen oder auch Faktoren sind jene Parameter zu verstehen, welche die erwarteten Ziel- oder Ausgangsgrößen möglicherweise beeinflussen. In diesem Fall entsprechen die Zielgrößen den Ergebnisparametern des Zugversuches. Die von der Norm EN 755-2^[112] geforderten Mindestwerte der Festigkeitsparameter sind als Minimum-Zielwert definiert (Tabelle 5.8).

Tabelle 5.7: Eingangsgröße Legierungselementgehalt

| Faktor Elementgehalt | Untergrenze [%] | Obergrenze [%] |
|-------------------------|--------------------|-------------------|
| Cu | 3,4 | 5,2 |
| Mn | 0,2 | 1,4 |
| Mg | 0,3 | 1,4 |
| Sn | 0,4 | 2,4 |

Tabelle 5.8: Zielgröße der mechanischen Kennwerte

| Zielgröße | Untergrenze | Zielwert | Obergrenze |
|---------------------------------|-------------|----------|------------|
| $R_{p0,2}$ [N/mm ²] | 250 | 280 | 290 |
| R_m [N/mm ²] | 370 | 400 | 480 |
| A_g [%] | 8 | 14 | 18 |

In Tabelle 5.9 ist die von Modde[®] 7.0 vorgeschlagene optimale chemische Zusammensetzung der Legierung dargelegt, welche die Zielgrößen Festigkeit sowie Dehnung bestmöglich erreicht.

Tabelle 5.9: Ergebnisse der Modellierung

| Parameter | Cu [%] | Mn [%] | Mg [%] | Sn [%] | $R_{p0,2}$ [N/mm ²] | R_m [N/mm ²] | A_g [%] |
|-----------|--------|--------|--------|--------|---------------------------------|----------------------------|-----------|
| Wert | 3,59 | 0,60 | 0,66 | 1,10 | 277 | 422 | 14 |

5.2.2 Licht- und Rasterelektronenmikroskopie (LIM und REM)

Nach erfolgtem Strangpressen sind Scheiben aus drei verschiedenen Stangenabschnitten (Stangenanfang, -mitte, -ende) entnommen, metallographisch präpariert und untersucht worden.

Längsschliffe zeigen, dass die auftretenden Phasen durch das Strangpressen entlang der Pressrichtung verformt wurden. Spröde Bestandteile wie Al-Mischphasen und Al₂Cu-Ausscheidungen brechen dabei. Einige Kanten der zertrümmerten Bereiche formen sich durch die Presshitze wieder ein. Querschliffe bestätigen eine durchwegs homogene Verteilung aller Phasen. In allen Legierungen treten Mg₂Sn-Phasen meist vergesellschaftet mit Al₂Cu-Ausscheidungen auf. Cu bildet Al₂Cu- sowie Al₂CuMg-Phasen. Der Prozentsatz der Sn- und Cu-Gefügebestandteile steigt mit zunehmendem Sn-, Cu- oder Mg-Gehalt an. Dabei nimmt die Größe der Sn-Phasen zu, jene der Cu-Phasen bleibt bei ca. 10 µm bestehen. Mn und Mg sind in Mischphasen mit variierenden Zusammensetzungen vorzufinden. Tabelle 5.10 bietet eine Zusammenfassung dieser Ergebnisse. Sie zeigt welche Phasen durch Erhöhung des Gehalts der Legierungselemente Sn, Cu, Mn oder Mg vermehrt auftreten oder sich zusätzlich bilden. Die chemischen Zusammensetzungen der Ausscheidungen sind mittels EDX (Inca Energy 200, Oxford Instruments) und Mikrosonde (JEOL JXA 8200) bestimmt worden. In Tabelle 5.11 sind die ermittelten Phasen dargestellt, die Sonderlegierungselemente bilden bzw. lösen. Vanadium als auch Hafnium sind weder in Phasen noch im Mischkristall detektierbar gewesen. Genaueres dazu siehe Kapitel 6.1.

Tabelle 5.10: Phasen und deren Menge bei verändertem Legierungselementgehalt

| Zunehmender Gehalt an | Auftretende Phasen | Größe/Menge | Farbe | Form |
|-----------------------|---|--|-------------------------------|--|
| Sn | Mg ₂ Sn | Größe steigt, Menge steigt; wenige mit 5 – 15 µm, viele mit 2 µm | braun bis schwarz | Rosettenform, rund |
| Cu | Al ₂ Cu Al ₂ CuMg | Menge steigt; ca. 10 µm | blassrosa | zertrümmert, kantig, länglich und in Zwickelform |
| Mn | AlMnFeCu-Mischphasen | Größe steigt; mittlere Größe (2 – 10 µm) | hellgrau | länglich mit eingeformten Kanten |
| Mg | Mg ₂ Sn; AlSiMnFeCuMg-Mischphasen | siehe oben; ca. 10 µm | braun bis schwarz; dunkelgrau | Rosettenform, rund; länglich, abgerundete Kanten |

Tabelle 5.11: Detektion der Sonderlegierungselemente

| Element | Auftretende Phasen | Element | Auftretende Phasen |
|---------|-----------------------------------|---------|------------------------------|
| Ce | gelöst in Al-Mischphasen | Co | gelöst in Al-Mischphasen |
| Y | Al ₆ Cu ₆ Y | Sr | gelöst in Mg ₂ Sn |
| Ti | TiAl ₃ | V | nicht auffindbar |
| Zr | ZrAl ₃ | Hf | nicht auffindbar |

5.2.3 Differential Scanning Calorimetry (DSC)

Kalorimetrische Versuche, in denen relativ rasch bis zum Schmelzpunkt der jeweiligen Legierung geheizt wird, zeigen, dass in einem Temperaturbereich von 526,1 bis 530,9 °C alle Legierungsvariationen erste Anschmelzungen zeigen. Aus den Messergebnissen ist zu schließen, dass die Variation der Legierungselemente keine erkennbare systematische Auswirkung auf die Onsettemperatur hat. Im Vergleich zu den AlCuMgSn-Legierungen ist zu erkennen, dass die Pb-hältige Referenzlegierung AA2007 eine deutlich höhere Onsettemperatur von 547,5 °C aufweist. In Tabelle 5.12 erfolgt die Auflistung der dabei gewählten Versuchsparameter; die Messkurven sind dem Anhang 12.2.3 zu entnehmen.

Tabelle 5.12: DSC-Versuchsparameter zur Bestimmung der Onsettemperatur

| Parameter | Wert |
|------------------------|--------------------------------|
| Gerät | Netzsch STA 409 PC |
| Probenthermoelement | Typ K |
| Atmosphäre | Ar |
| Gasdurchfluss [ml/min] | 20 |
| Tiegelmaterial | Al ₂ O ₃ |
| Probenmasse [mg] | ~ 19 |
| Aufheizrate [K/min] | 20 |
| Endtemperatur [°C] | 650 |

5.3 Wärmebehandlungsversuche

Gegenstand der Wärmebehandlungsuntersuchungen war eine AlCuMgSn-Legierung mit hohem Kupfergehalt (G2B3), eine Legierung mit hohem Sn-Gehalt (G1B3), weiters eine Legierung mit maximalen Hauptlegierungselementgehalten (MAX), sowie Legierungen mit Sonderlegierungselementen. Scheiben der Strangpressstangen mit ca. 0,5 mm Dicke und 27 mm Durchmesser sind im Nabertherm Umluft-Kammerofen N60 85 SHA 850 für eine Stunde bei 490 °C lösungsgeglüht, und anschließend mit raumtemperiertem Wasser abgeschreckt worden. Danach fand entweder die Kaltauslagerung (T4) bei Raumtemperatur oder das Warmauslagern (T6) im Binder Umlufttrockenschrank bei 180 °C statt.

Die Warmauslagerung der Legierungen MAX und G1B3 erfolgte nicht im Umlufttrockenschrank, sondern in einem Ölbad (LAUDA Proline P 26 mit Wärmethermostat).

Zur Anwendung kam die äquivalente Härtemessmethode wie in Kapitel 4.4. Aus den nachfolgenden Warmaushärteverläufen (Abbildung 5.5 bis Abbildung 5.8) ist zu schließen, dass

- mittels Warmauslagerung bei hoch kupferhaltigen Legierungen (G2B3-Cu4.7) sowie bei der Legierung MAX die im Vergleich höchsten Härtewerte erreichbar sind.
- Zr und Hf die nächst höchsten Messergebnisse am Ende der Auslagerungszeit liefern. Wobei die Legierung mit Zr schon ab 23 h Auslagerungszeit das Plateau erlangt.
- geringe Legierungszusätze an Ti, V, Co oder Sr ähnliche Härtemaxima bei der Warmauslagerung erzielen.
- Spuren an Ce und Y um 10 HB geringere Höchstwerte und somit im Vergleich die geringsten Härtewerte bei der Warmauslagerung bewirken.

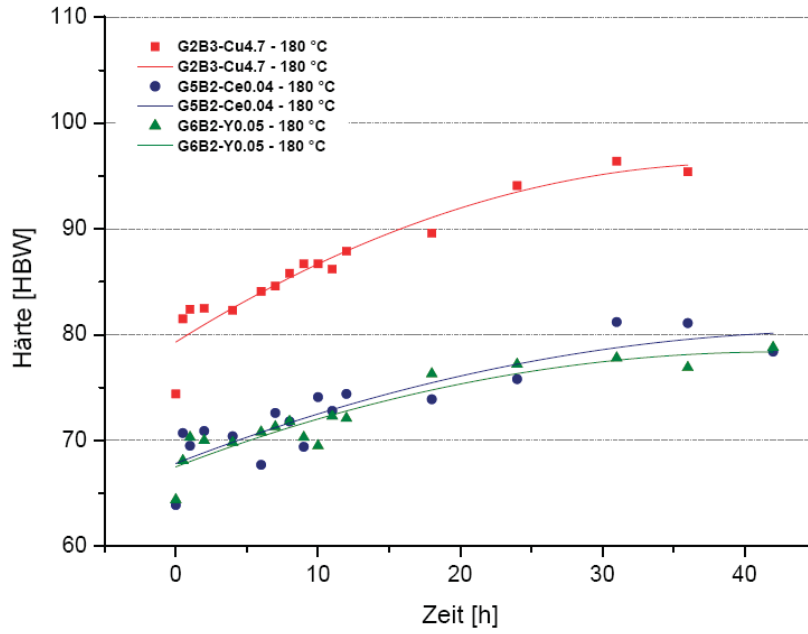


Abbildung 5.5: Härteverläufe bei Warmauslagerung von AlCuMgSn-Legierungen mit hohem Cu-Gehalt und mit den Sonderlegierungselementen Ce und Y

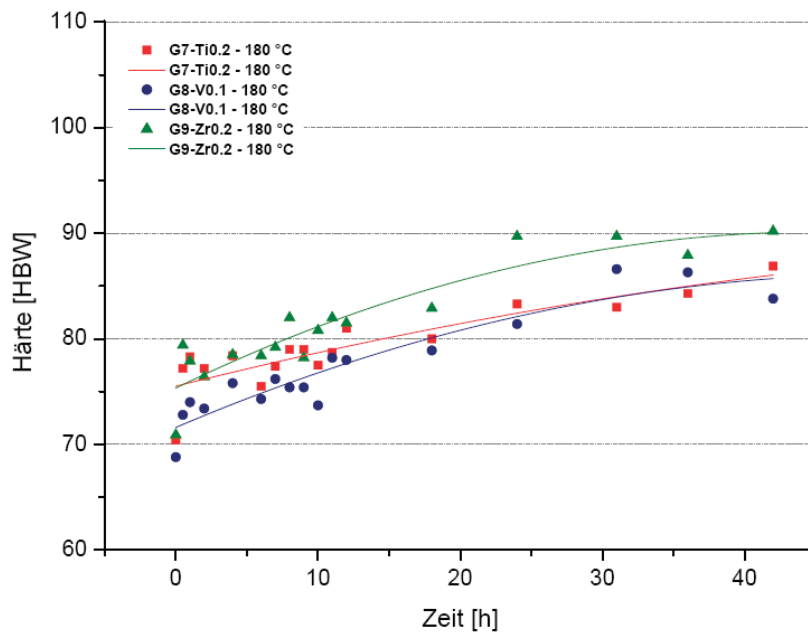


Abbildung 5.6: Härteverläufe bei Warmauslagerung von AlCuMgSn-Legierungen mit Sonderlegierungselementen Ti, V und Zr

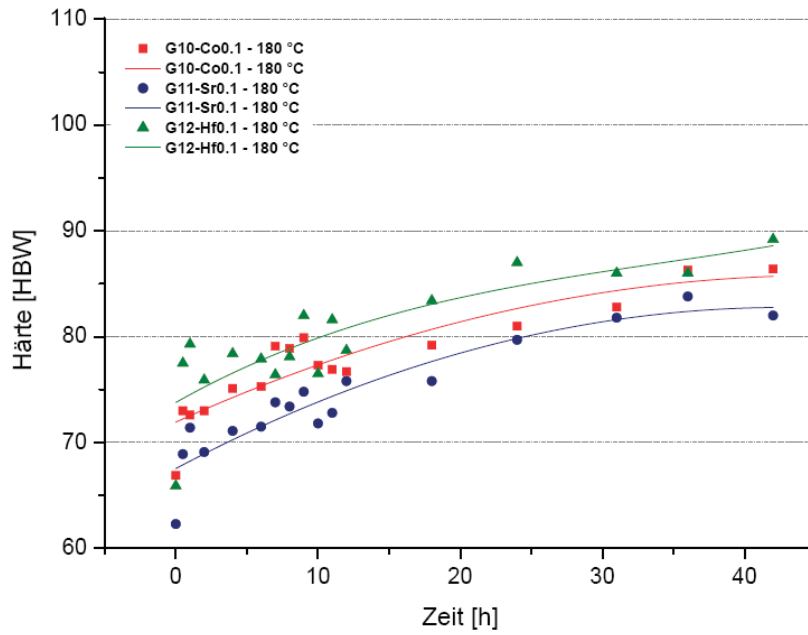


Abbildung 5.7: Härteverläufe bei Warmauslagerung von AlCuMgSn-Legierungen mit Sonderlegierungselementen Co, Sr und Hf

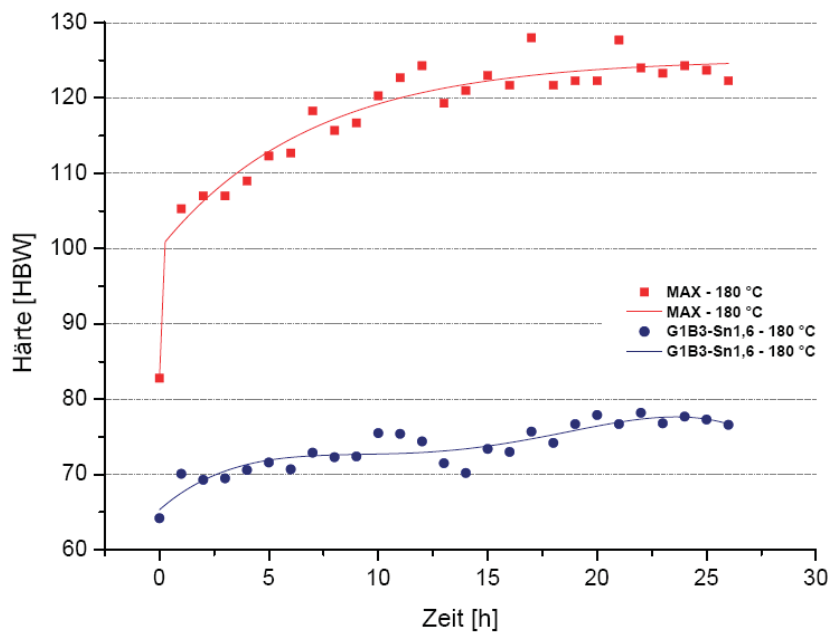


Abbildung 5.8: Härteverläufe bei Warmauslagerung von AlCuMgSn-Legierungen

Die Aushärteverläufe bei Raumtemperatur RT (Abbildung 5.9 bis Abbildung 5.11) zeigen, dass

- hoch Cu-hältige Legierungen (G2B3-Cu4.7) die im Vergleich höchsten Härtewerte mittels Kaltauslagerung erreichen.
- Hf- und Sr-legierte Proben annähernd gleich hohe Härtemaxima erzielen wie die Cu-hältige Probe. Wobei Hf einen sprunghaften Härteanstieg nach nur 6 Tagen Raumtemperaturlagerung verursacht.
- geringe Legierungszusätze an Ti, V, Zr oder Co ähnliche Härtemaxima bei der Kaltauslagerung erlangen.
- Spuren an Ce und Y im Vergleich zu den anderen Legierungskombinationen die geringsten Härtewerte bei der Kaltauslagerung bewirken.

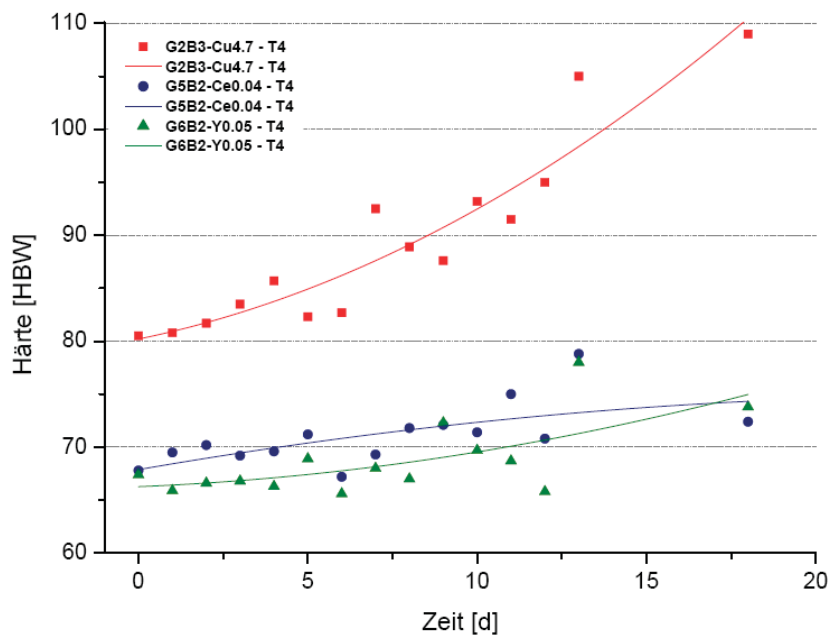


Abbildung 5.9: Härteverläufe bei RT-Auslagerung von AlCuMgSn-Legierungen mit hohem Cu-Gehalt sowie mit den Sonderlegierungselementen Ce und Y

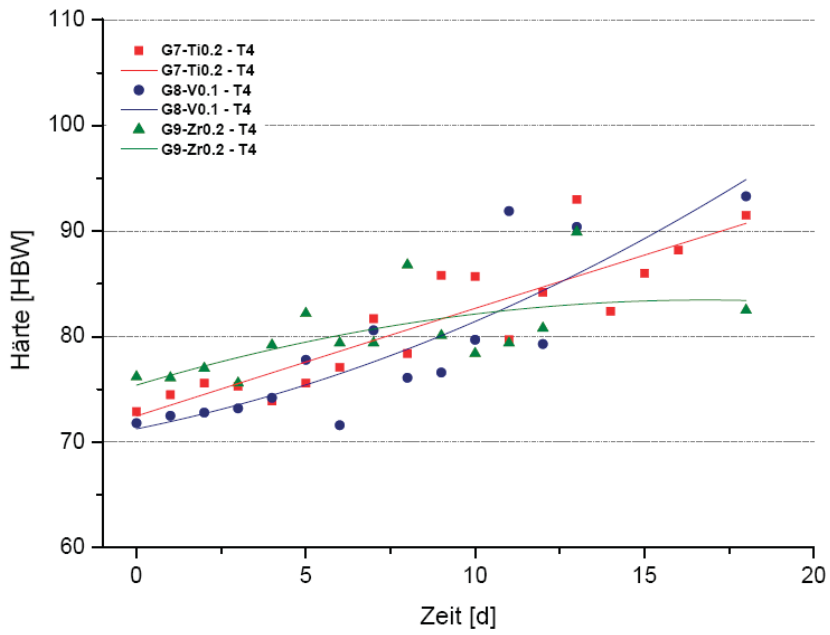


Abbildung 5.10: Härteverläufe bei RT-Auslagerung von AlCuMgSn-Legierungen mit Sonderlegierungselementen Ti, V und Zr

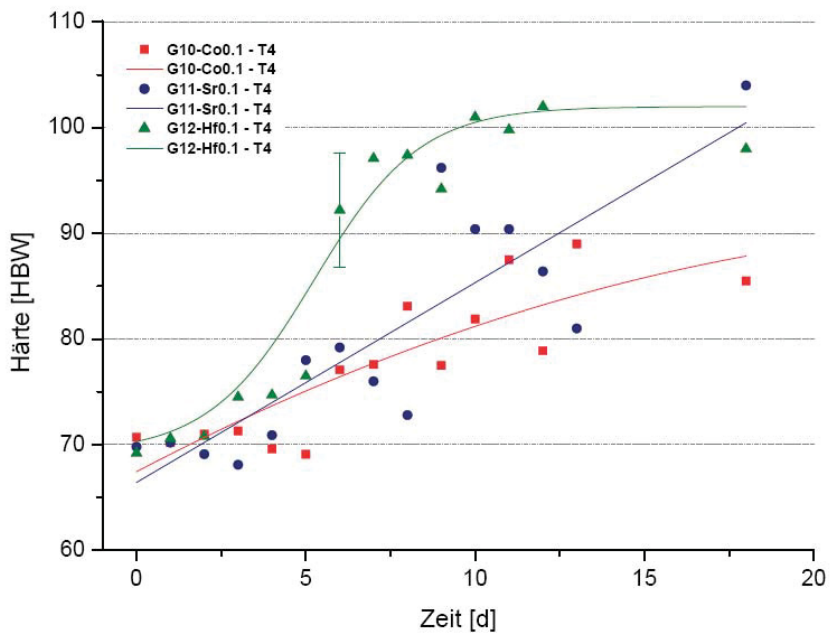


Abbildung 5.11: Härteverläufe bei RT-Auslagerung von AlCuMgSn-Legierungen mit Sonderlegierungselementen Co, Sr und Hf

5.4 Zerspanversuche

Da Legierungsunterschiede sowie Maschineneinstellungen bei der Trockenspannung an der Spanform viel deutlicher erkennbar sind als bei Nassspannung, erfuhren die labortechnisch hergestellten Legierungen eine Drehbehandlung ohne Schmier- bzw. Kühlmittel. Bei den Längsschruppversuchen wurden Spantiefe und Vorschub bei konstanter Schnittgeschwindigkeit von $3800 \text{ U/min} = 240 \text{ m/min}$ systematisch variiert (siehe Tabelle 5.13). Es kam wiederum der für die Schrupp-Drehoperation geeignete Wendeschneidplattentyp der Firma Sandvik zum Einsatz (Abbildung 4.44). Die Fertigung der Probenkörper mit einer zylindrischen Geometrie ($\varnothing 20 \text{ mm}$) an CNC-gesteuerten Drehautomaten war Gegenstand der Untersuchung, wobei entgegen der Strangpressrichtung gespannt wurde. Abbildung 5.12 zeigt ein Beispiel für die durch Schrupp-Drehen erzeugten Proben.

Tabelle 5.13: Versuchsplan – Schruppen der Laborabgüsse, $v_c = 3800 \text{ U/min} = 240 \text{ m/min}$

| Nr. | a_p [mm] | f [mm] |
|-----|------------|----------|
| 1 | 0,5 | 0,1 |
| 2 | 0,5 | 0,2 |
| 3 | 0,5 | 0,3 |
| 4 | 0,5 | 0,4 |
| 5 | 0,5 | 0,5 |
| 6 | 1 | 0,1 |
| 7 | 1 | 0,2 |
| 8 | 1 | 0,3 |
| 9 | 1 | 0,4 |
| 10 | 1 | 0,5 |
| 11 | 2 | 0,1 |
| 12 | 2 | 0,2 |
| 13 | 2 | 0,3 |
| 14 | 2 | 0,4 |
| 15 | 2 | 0,5 |
| 16 | 3 | 0,1 |
| 17 | 3 | 0,2 |
| 18 | 3 | 0,3 |
| 19 | 3 | 0,4 |
| 20 | 3 | 0,5 |



Abbildung 5.12: Probenkörper nach Drehoperation
 $f = 0,4 \text{ mm}$, $a_p = 0,5 \text{ mm}$, $v_c = 240 \text{ m/min}$; links Legierung MIN, rechts MAX

Im Anhang 12.4.1 sind die Vorschub-Spantiefe-Diagramme für jede Legierungsvariation dargestellt. Aus ihnen lassen sich die Bereiche herauslesen, in denen für die jeweilige Legierung eine gute Spanform sowie eine geringe Oberflächenrauigkeit erreicht werden. Diese Diagramme gelten allerdings nur für die Trockenspanung, mit der Schneidplatte CCGX 12 04 08-AI bei einer Schnittgeschwindigkeit von 3800 U/min. Folgende Ergebnisse lassen sich aus den f - a_p -Diagrammen ableiten:

- Einfluss des Sn-Gehaltes; Legierungsvariation innerhalb von 0,4 bis 2,4 % Sn:
Sn-Gehalte von 0,4 bis 0,9 % ergeben bei zu niedrig gewählten Vorschüben (0,1 bis 0,3 mm) eine schlechte Spanform (Wirr- und Bandspäne) mit gesteigerten Oberflächenrauigkeiten. Die Spantiefe hat hierbei einen unerheblichen Einfluss; nur sehr geringe Spantiefen (0,5 mm) liefern ein tendenziell besseres Spanbild. Erhöhte Vorschübe von 0,4 bis 0,5 mm ergeben bei sehr geringen Spantiefen (0,5 mm) die erwünschten Spiralspäne, bei hohen Spantiefen (3,0 mm) akzeptable Spanstücke. Die Legierung mit 1,0 % Sn ermöglicht schon ab 0,3 mm Vorschub gewünschte Spanformen mit guten Oberflächenqualitäten. Die 1,6 % Sn-hältige Legierung zeigt über den gesamten Vorschubbereich von 0,1 bis 0,5 mm sowie im vollständigen Spantiefen-Bereich von 0,5 bis 3,0 mm sehr kleine Späne in geforderter Bröckel- oder Spiralspanform. Bei der Legierung mit 2,4 % Sn sind die Späne wieder teilweise größer.
- Effekte der Cu-Konzentration; Legierungsvariation innerhalb von 1,6 bis 4,7 % Cu:
Der Einfluss des Cu auf die Spanform ist erst bei großen Gehaltsunterschieden zu erkennen. Die Legierung mit 4,7 % Cu erbringt die kleinsten Späne, jene mit nur 2,7 % Cu die geringsten Oberflächenrauigkeiten. Das Spanbild ist bei höheren Cu-Werten kaum abhängig von a_p oder f .
- Auswirkung von einem hohen Sn- und einem hohen Cu-Gehalt (1,7 % Sn, 4,3 % Cu):
Das Spanbild unterscheidet sich von jenem der Legierung mit 1,6 % Sn und 3,6 % Cu nicht (gleichmäßige kleine Spanform).
- Wirkung von Mangan; Legierungsintervall von 0,2 – 1,4 % Mn:
Geringfügige Mangangehalte von 0,2 % führen bei kleinen Vorschüben zu Spannester. Bei mittleren Gehalten zeigen sich a_p - bzw. f -unabhängige Spanformen. Die Oberflächenqualität ist im gesamten Legierungsbereich annähernd gleich.
- Auswirkung von Magnesium; Legierungsbereich von 0,5 – 1,3 % Mg:
Eine gleichmäßige und kleine Spanform mit einer glatten Werkstückoberfläche sind mit niedrigen Mg-Gehalten zu erreichen. Mittlere und hohe Werte begünstigen die Nestbildung der Späne bei Vorschüben von 0,1 bis 0,3 mm.
- Bedeutung der Seltenerden Cer und Yttrium; Zusatz von 100 bzw. 500 ppm:

100 ppm Ce verbessern die Spanform nur unbedeutend. Eine Vervielfachung der Cer-Zugabe auf 500 ppm ändert das Aussehen der Späne nicht und verschlechtert minimal die Oberflächenqualität. 100 ppm Y haben keine Auswirkung auf die Spanform, 500 ppm begünstigen die Bildung kleiner Späne.

- Einfluss der Elemente aus der Titangruppe (0,2 % Ti, 0,2 % Zr oder 600 ppm Hf):
Die hohe Beimengung an Titan bewirkt eine Verschlechterung der Spanbarkeit. Besonders bei wenig Vorschub bilden sich ungünstige Spannester. Die Oberflächenqualität bleibt nahezu unbeeinflusst. Zirkon fördert die Zerspanbarkeit. Mit Hilfe von Zr bilden sich sehr kleine, kurze und meist eingerollte Späne bei guter Oberflächengüte im gesamten a_p -f-Bereich. 600 ppm Hafnium verschlechtern die Zerspanbarkeit: Bei geringen Vorschüben bilden sich Spannester. Nur bei gesteigerten Vorschüben ist eine gute Spanform gewährleistet.
- Effekte von Vanadium, Cobalt oder Strontium mit jeweils 0,1 %:
Die Elemente haben einen zu vernachlässigenden Einfluss auf die Spanbarkeit. Nur bei hohen Vorschüben bilden sich kleine, kurzbrechende Späne.
- Legierungen an der Unter- bzw. Obergrenze des Legierungsfensters (MIN, MAX):
Die Legierung mit allen Elementgehalten an der untersten Grenze der Norm formen im Gegensatz zu allen bisher erwähnten Legierungskombinationen nur bei sehr geringen Vorschüben kleine eingerollte Späne. Bei zunehmendem Vorschub bilden sich zumeist gebrochene Flachwendelspäne, was eine verringerte Zerspanbarkeit bedeutet.
Die Legierung MAX führt nur bei geringen Schnitttiefen (0,5 – 1,0 mm) und höheren Vorschüben (0,3 – 0,5 mm) zu den gewünschten kleinen Spiralspäne. Bei niedrigen Vorschüben und maximalen Spantiefen (2 – 3 mm) formen sich Spannester.
- Vergleich AlCuMgSn-Legierung zur AlCuMgPb0.9-Legierung:
Die Pb-hältige Legierung bildet überwiegend kleine Spiralspäne bei niederen Schnitttiefen (0,5 – 1,0 mm). Bei großen Schnitttiefen und geringfügigen Vorschüben produziert sie Spannester. Im Vergleich zu einer Sn-hältigen Legierung ($Sn > 1,0 \%$) ist bei der AlCuMgPb-Legierung das Spanbild im geprüften a_p -f-Bereich ungleichmäßig. Die Oberflächenqualitäten bei Sn-Legierungen sind jenen der Pb-hältigen sehr ähnlich.

Folgende Schlüsse ergeben sich daraus:

- Sn-Gehalte von über 1,0 % liefern eine optimale Spanform. Je höher die Sn-Konzentration, desto gleichmäßiger bzw. unabhängiger von Spantiefe und Vorschub wird die Spanform. Generell empfehlen sich hohe Vorschübe (0,4 – 0,5 mm) sowie

große Spantiefen (2,0 – 3,0 mm) oder minimalste Spantiefen von 0,5 mm. Die Spantiefe bei 1,0 mm produziert ein eher schlechtes Spanbild.

- Je höher der Cu-Gehalt, desto kleiner die beim Drehen produzierten Späne. Eine glatte Werkstückoberfläche ist mit mittleren Cu-Konzentrationen zu erreichen. Gehalte ab 2,7 % Cu sind für eine a_p - bzw. f -unabhängige Zerspanung zu empfehlen.
- Mangangehaltsvariationen lassen die Oberflächenqualität unbeeinflusst. Hinsichtlich der Spanform ist mindestens ein mittlerer Gehalt von ca. 0,9 % Mn notwendig, um ein gleichmäßiges Spanbild zu ergeben.
- Magnesiumzusätze dürfen eine Menge von 0,5 % nicht übersteigen. Dieser geringe Gehalt gewährleistet eine von den Zerspanparametern a_p und f unabhängige, kleine sowie kurze Spanform.
- 600 ppm Hf setzt die Zerspanbarkeit herab. Es erhöht die Zähigkeit der Legierung und somit die Spanlänge.
- Ce, Co, V, Sr sind als Legierungszusätze zur Verbesserung der Zerspanbarkeit nicht geeignet. Sie haben keine Auswirkung auf diese.
- 0,2 % Titan verschlechtern die Zerspanbarkeit.
- Höhere Mengen an Yttrium (500 ppm) ergeben kleine sowie kurze Späne.
- 0,2 % Zirkon erzielen im getesteten a_p - f -Bereich eine gleichmäßige, kleine Spanform und gute Oberflächengüte des Werkstückes.
- AlCuMgSn-Legierungen mit $\text{Sn} > 1\%$ weisen im Vergleich zur AlCuMgPb0.9 ein gleichmäßigeres Spanbild mit kleinen, kurzen Spiralspänen auf.

Die an den Musterteilen durch Drehen erreichten Rautiefen R_z liegen bei ca. 7 μm . Durch geeignete Wahl der Prozessparameter lässt sich die Rautiefe erheblich herabsetzen: Es sind Werte von $R_z \sim 2,8 \mu\text{m}$ erreichbar.

Die Daten aus der Beurteilung von Spanform und Oberflächengüte, die Festigkeitsparameter ($R_{p0.2}$ und R_m) sowie die Eingangsgrößen (Tabelle 5.14) Legierungselementgehalt (Cu, Mn, Mg und Sn) und Schnittbedingungen (a_p und f) sind mit der statistischen Versuchsplanungssoftware Modde[®] 7.0 ausgewertet worden.

Die Güte des Versuchsmodells wurde mittels der Varianzanalyse (Anova-Plot) beurteilt (siehe Abbildung 5.13). Diese ist gegeben, wenn die Standardabweichung (der erste Balken der jeweiligen Diagramme) größer ist als die Rest-Standardabweichung und der statistische Vergleichswert (die beiden rechten Balken).

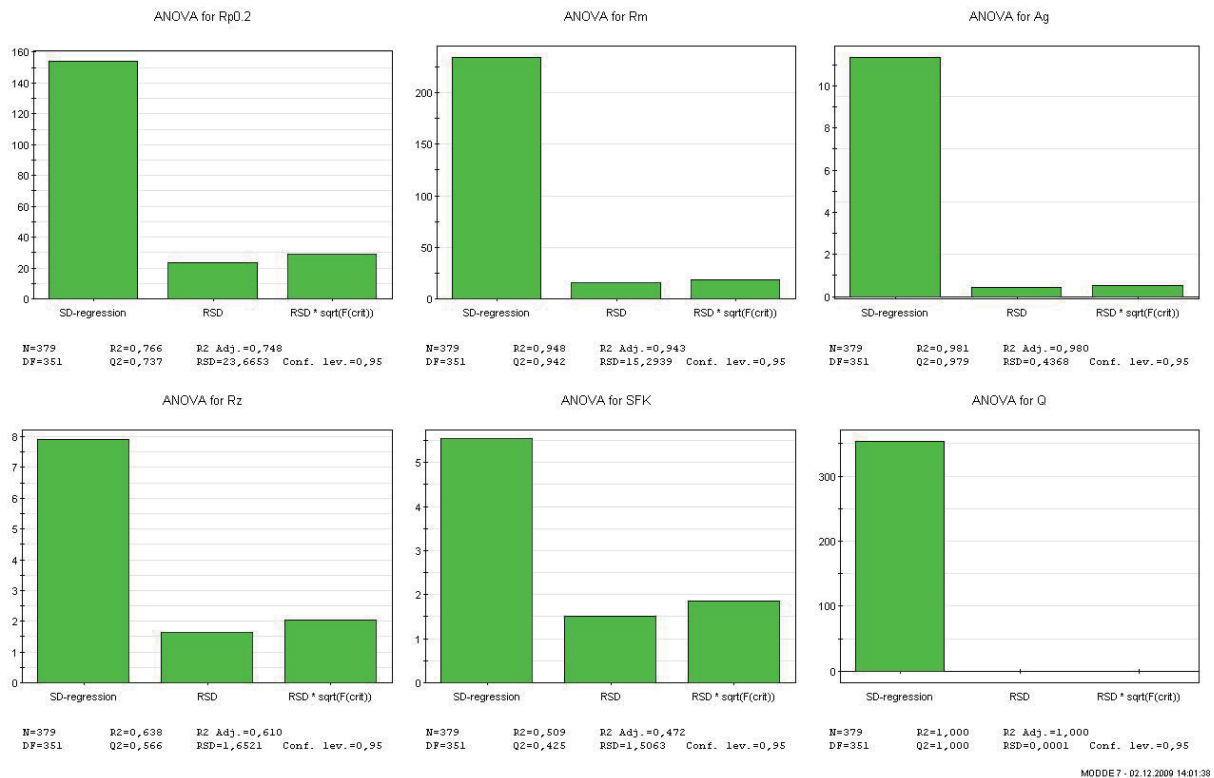


Abbildung 5.13: Anova-Plot des Versuchsmodells

Mit Hilfe des Modells lässt sich die Legierungszusammensetzung für optimale Zerspanbarkeitsergebnisse ermitteln. Weiters soll es Aussagen zulassen, wie und in welchem Umfang die Schnittparameter zu variieren sind, damit das gewünschte Optimierungsziel (Spanform und Oberflächengüte) erreicht wird. In Tabelle 5.15 sind die zu optimierenden Zielgrößen mit deren Wertebereichen angeführt. Tabelle 5.16 zeigt das Ergebnis der Modellierung für hohe Schnitttiefen: Die erste Legierungsvariante, vorgeschlagen von der Software, enthält eine hohe Cu- und Sn-Konzentration, um die Zielgrößen Festigkeits- und Zerspanparameter zu erreichen. Die zweite Variante mit moderatem Cu- sowie Sn-Gehalt erreicht vergleichbare Festigkeitseigenschaften durch einen erhöhten Mn-Gehalt.

Tabelle 5.14: Eingangsgrößen der statistischen Versuchsplanung

| Eingangsgröße | Untergrenze | Obergrenze |
|---------------------|-------------|------------|
| Cu [%] | 3,40 | 4,50 |
| Mn [%] | 0,19 | 1,43 |
| Mg [%] | 0,36 | 1,52 |
| Sn [%] | 0,40 | 2,41 |
| a _p [mm] | 0,50 | 3,00 |
| f [mm] | 0,10 | 0,50 |

Tabelle 5.15: Optimierende Zielgrößen der Legierung

| Zielgröße | Untergrenze [N/mm ²] | Zielwert [N/mm ²] | Obergrenze [N/mm ²] |
|-------------------|-------------------------------------|----------------------------------|------------------------------------|
| R _{p0,2} | 200 | 250 | 360 |
| R _m | 220 | 400 | 490 |
| R _z | 0 | 5 | 20 |
| SFK | 0 | 7,5 | 8 |

Tabelle 5.16: Ergebnisse der Modellierung

| Cu [%] | Mn [%] | Mg [%] | Sn [%] | a _p [mm] | f [mm] | R _{p0,2} [%] | R _m [%] | A _g [%] | R _z [μm] | SFK [-] |
|-----------|-----------|-----------|-----------|------------------------|-----------|--------------------------|-----------------------|-----------------------|------------------------|------------|
| 4,25 | 0,56 | 0,48 | 1,34 | 2,8 | 0,30 | 235 | 354 | 17,7 | 7,7 | 7,6 |
| 3,44 | 1,28 | 0,45 | 0,89 | 2,0 | 0,45 | 240 | 418 | 7,0 | 11,2 | 6,7 |

Eine weitere Verwertung der Versuchsparameter Vorschub, Schnitttiefe, R_z und SFK bei maximaler Schnittgeschwindigkeit mittels Modde[®] 7.0 zeigt bei einer separaten Modellierung für jede einzelne Legierungsvariation folgende Ergebnisse:

- Für eine sehr gute Spanform empfiehlt die Modellierung eine geringe Schnitttiefe von 0,3 mm sowie hohe Vorschübe von 0,4 mm.
- Für eine geringe Rauigkeit sind geringe Schnitttiefen von 0,3 mm und geringere Vorschübe von 0,2 mm zweckmäßig.

Ein weiteres Kriterium für die Zerspanbarkeit ist die Standzeit des Werkzeuges, was der Dauer bis eine bestimmte Verschleißmarkenbreite erreicht ist entspricht. Deren Grenzwerte^[26] liegen beim Schlichtdrehen bei 0,3 bis 0,4 mm und beim Schruppdrehen bei 0,6 bis 0,8 mm. Nach der Fertigung der 20 Probenkörper, das entspricht einer Längsdrehzeit von ca. 32 s, ist noch kein Verschleiß an der Wendeschneidplatte festzustellen. Auch nach einer Minute bleibt die Schneidplatte unversehrt. Anhand mikroskopischer Aufnahmen der Wendeplatten (siehe Anhang 12.4.2) sind Aufbauschneiden zu erkennen. Im Vergleich ist die Aufbauschneide der Pb-hältigen Legierung AA2007 und der AlCuMgSn-Legierungen „MAX“, G3B3-Mn1.4, G5B2-Ce0.04, G7-Ti0.2, G9-Zr0.2 und G12-Hf0.1 mit bis zu 60 μm Höhe größer als jene der übrigen Legierungen (~ 20 μm).

5.5 Eloxierbarkeitsuntersuchung

Die zu prüfenden Legierungen waren G1B1-Sn0.4, G2B1-Cu1.6, G2B3-Cu4.7, G5B2-Ce0.05, G6B2-Y0.05, G7Ti0.2, G8-V0.1, G9-Zr0.2, G10-Co0.1, G11-Sr0.1 sowie G12-Hf0.1. Die Substrate (0,5 mm Scheiben aus dem Stangenmaterial) erfuhren eine Hartanodisierung nach dem GS-Eloxal-Verfahren (Gleichstrom-Schwefelsäure-Eloxiervfahren). Zu Beginn des Eloxierprozesses erfolgte das Entfetten und Spülen der Probenkörper. Darauf folgendes Desoxidieren aktivierte deren Oberfläche für das Harteloxieren, wonach wiederum gespült wurde. Nach dem Eloxieren wurde das Verdichten im heißen Wasser durchgeführt.

Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen (siehe Anhang 12.2.4) an wasserfrei präparierten Schlifflen wiesen eine gleichmäßige Schichtdicke aller untersuchten Legierungsvariationen nach. Alle Schliffbilder lassen senkrechte, glatte Risse durch die Eloxierschicht bis zum Substrat erkennen. Durch die großen Ausscheidungsansammlungen in der Querschnittsmitte der hoch kupferhaltigen Legierung G2B3-Cu4.7 (Abbildung 5.14) ist die Ausbildung der Harteloxierschicht erschwert. Das heißt, eine hohe Kupferkonzentration verhindert eine homogene Schichtbildung, wegen der vermehrten Ausscheidung von Cu-reichen Phasen. Bei der Probe mit Titan (G7-Ti0.2) ist es ähnlich: Durch den gesteigerten Titangehalt bilden sich wenige, aber dafür große TiAl_3 -Phasen, die den Aufbau der Hartanodisierschicht stören. Es finden sich waagrechte Risse parallel zur Substratoberfläche oberhalb solcher Einschlüsse.

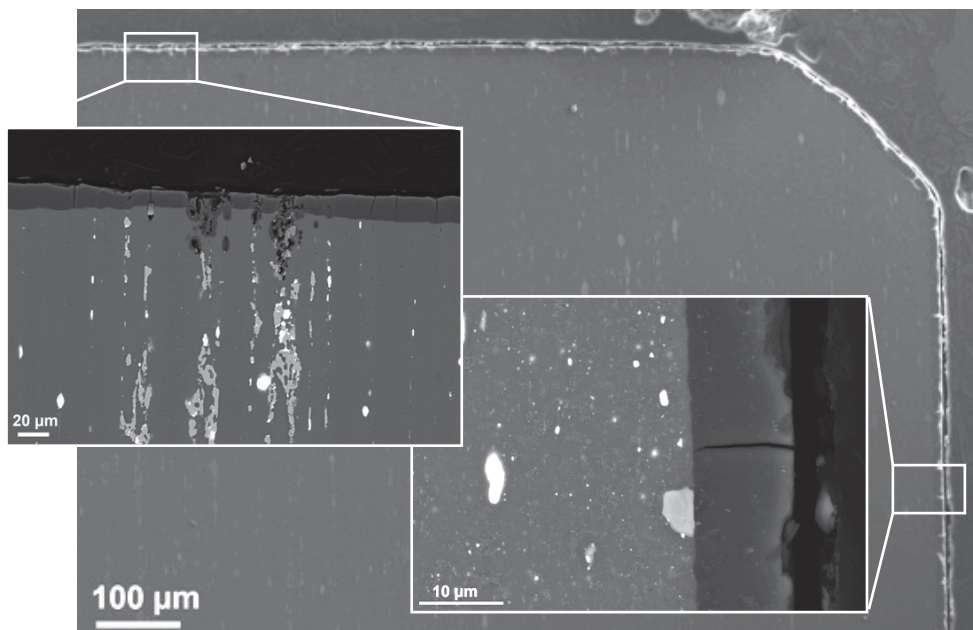


Abbildung 5.14: G2B3-Cu4.7 mit Harteloxierschicht

5.6 Korrosionsuntersuchungen (EIS)

Die unbeschichteten, feingeschliffenen Proben als auch die anodisierten Probenkörper sind mithilfe eines Gamry Instruments Reference 600® Gerätes in 0,9 %-iger NaCl-Lösung bei Raumtemperatur (25 ± 2 °C) mit einem Dreielektrodensystem geprüft worden. Die Messungen nach der einstündigen und der 24-stündigen Aufzeichnung des Ruhepotenzials fanden im Frequenzbereich von 500 kHz bis 5 mHz mit 5 Punkten pro Dekade unter Verwendung von einer 10 mV sinusförmigen Spitzenspannung statt.

Eine Eloxierschicht verbessert die Korrosionsbeständigkeit aller geprüften Legierungen (G1B1-Sn0.4, G2B1-Cu1.6, G2B3-Cu4.7, G5B2-Ce0.05, G6B2-Y0.05, G8-V0.1, G9-Zr0.2, G10-Co0.1 sowie G11-Sr0.1). Der gemessene reale Impedanzwert der unbeschichteten Prüflingen liegt im Bereich von $1 \times 10^4 \Omega$, jener der harteloxierten bei ca. $1 \times 10^6 \Omega$. Das Hartanodisieren lässt folglich eine effektive Barrierschicht^[116] entstehen. Die entsprechenden Nyquist-Plots sind dem Anhang 12.3.3 zu entnehmen.

Unbeschichtete als auch harteloxierte Legierungen mit geringen Sn- bzw. Cu-Elementgehalten (G1B1-Sn0.4 bzw. G2B1-Cu1.6) verhalten sich in 0,9 %-iger NaCl-Lösung tendenziell korrosionsresistenter als die hoch kupferhältige Legierung G2B3-Cu4.7 und als die Legierungen mit Zusatzelement (G5 bis G11). Auswirkungen von anderen Hauptlegierungselementvariationen (Mg und Mn) konnten aufgrund der Messungenauigkeit nicht bestimmt werden.

6 Zusammenfassende Diskussion der Ergebnisse

Eine Bestandsaufnahme der Literatur zeigte, dass aus ökonomischen und toxikologischen Gründen Zinn als geeignetes Substitut in Al-Automatenlegierungen in Frage kommt. Sein Verhalten während der Zerspanung ist bereits gut untersucht, jedoch sind in Bezug auf die weitere Verarbeitbarkeit, das Korrosions- sowie Beschichtungsverhalten wenig detaillierte Informationen veröffentlicht. Vorhandene Legierungsentwicklungen wurden mit einer Patent- und Marktrecherche ermittelt. Dabei stellte sich heraus, dass Blei in 2000er- als auch 6000er-Legierungen entweder auf die erlaubte Maximalkonzentration von 0,4 % abgesenkt, oder durch eine Kombination aus Zinn und Wismut substituiert wird. Weiters ist eine 6000er-, jedoch keine 2000er-Legierung mit Zinn als alleinigem Ersatzelement am Markt erhältlich. Folglich waren die Ziele der vorliegenden Arbeit, zum einen die Herstellung und Charakterisierung von zinnhaltigen 2000er-Legierungen, zum anderen die Untersuchung deren weitere Verarbeitbarkeit hinsichtlich Umformbarkeit, Aushärteverhalten, Zerspan- und Beschichtbarkeit als auch der Korrosionsbeständigkeit. In den Tabellen 6.1 und 6.2 sind die Ergebnisse der Legierungselementeeinflüsse auf die Festigkeit, Härte und Zerspanbarkeit zusammengefasst und werden im Anschluss diskutiert.

Tabelle 6.1: Effekte der Hauptlegierungselemente

| Zunehmender Gehalt an | untersuchter Gehaltsbereich [%] | Auswirkung auf | | gute Zerspanbarkeit bei |
|--------------------------|------------------------------------|----------------|-------|-------------------------------|
| | | Festigkeit | Härte | |
| Sn | 0,4 – 2,4 | - | + | > 1,0 % Sn |
| Cu | 1,6 – 4,7 | ++ | ++ | > 2,7 % Cu |
| Mg | 0,5 – 1,3 | ++ | / | < 0,5 % Mg |
| Mn | 0,2 – 1,4 | + | / | > 0,6 % Mn |

- ... Erniedrigung
 0 ... keine Auswirkung ++ ... starke Erhöhung
 + ... Erhöhung / ... nicht untersucht

Tabelle 6.2: Effekte der Sonderlegierungselemente

| Element | Gehalt [%] | Auswirkung auf | | |
|---------|---------------|----------------|--------------------|----------------|
| | | Festigkeit | Härte | Zerspanbarkeit |
| Ce | 0,04 | 0 | 0 | 0 |
| Co | 0,1 | 0 | + | 0 |
| Hf | 0,1 | + | ++/+ ¹⁾ | - |
| Sr | 0,1 | + | ++/+ ¹⁾ | 0 |
| Ti | 0,2 | 0 | + | - |
| V | 0,1 | 0 | + | 0 |
| Y | 0,05 | 0 | 0 | + |
| Zr | 0,2 | + | 0/++ ²⁾ | ++ |

¹⁾ ++ bei Kaltauslagerung, + bei Warmauslagerung

²⁾ 0 bei Kaltauslagerung, ++ bei Warmauslagerung

6.1 Gefügecharakterisierung

Die metallographische Untersuchung der Gussbolzen hat gezeigt, dass der primäre α -Mischkristall von einem Netzwerk aus intermetallischen Phasen umgeben ist. Dieser Phasenanteil setzt sich aus eutektischen Mischphasen mit variierenden Elementgehalten, Mg_2Sn -, Al_2Cu -, Al_2CuMg -Phasen zusammen. Diese Mischphasen bilden sich aus Verunreinigungs- und Legierungselementen mit Aluminium, aufgrund deren geringen Löslichkeiten im α -Mischkristall.^[11] Die Bedingungen nach Mondolfo^[17], um Al_2CuMg -Phasen zu bilden, lauten $Cu:Mg > 2$ sowie $Mg:Si > 1,7$ und sind bei allen untersuchten Legierungsvariationen erfüllt. Vorliegende Arbeit zeigte, dass zertrümmerte, längliche Al_2Cu - und Al_2CuMg -Ausscheidungen mit Längen um 10 μm in ihrer Anzahl bei Konzentrationserhöhungen von Cu oder Mg zunehmen. Weiters finden sich Mn und Mg in Al-Mischphasen, deren Größe mit zunehmendem Gehalt steigt.

Das Homogenisieren der Bolzen setzt Lösungs- und Einformvorgänge in Gang und bewirkt die Bildung von Al_2Cu -Sekundärausscheidungen im Korninneren sowie von ausscheidungsfreien Zonen entlang der Korngrenzen. Die Entstehung solcher Zonen ist nach Ostermann^[11] durch die Verarmung an Legierungselementen und Leerstellen bedingt, da entlang von Korn- und Phasengrenzen höhere Diffusionsgeschwindigkeiten möglich sind. Dies verhindert eine Keimbildung von sekundären Phasen.^[11] Das Strangpressen verursacht eine Zertrümmerung und erneute Einformung, sowie eine zeilige Anordnung der Ausscheidungen. Genannte Vorgänge sind auch in der Literatur^[11] dokumentiert. EDX-Scans und eine Auflösungsreaktion zwischen 195 bis 208 °C in den DSC-Thermogrammen sprechen für das Vorhandensein eines niedrig-schmelzenden β - $Sn+Mg_2Sn$ Eutektikums. Dieses Eutektikum wirkt gemäß Edwars^[5] als spanbrechender Einschluss. Sn-reiche Ausscheidungen haben eine runde Gestalt und lagern sich bevorzugt an Korngrenzen und meist in unmittelbarer Nähe von Al_2Cu -Phasen an. Dies wurde auch von Smolej et al.^[47] beobachtet. Wenige sind in der Größe von 5 bis 15 μm , viele mit ca. 2 μm Durchmesser. Eine Erhöhung des Sn-Gehaltes steigert die Menge sowie die Größe der Mg_2Sn -Ausscheidungen bzw. des $Sn+Mg_2Sn$ Eutektikums. Nach dem Lösungsglühen sind diese Eutektika an ihrer Rosettenform (Abbildung 6.1) zu erkennen. Diese Form ist nach Mondolfo^[17] ein Indikator für stattgefundenen Erhitzung über deren eutektische Temperatur. Das Auffinden des eutektischen Punktes dieser Phasen konnte bei mittleren Sn-Gehalten mittels DSC bestätigt werden. Allerdings wäre eine genauere Untersuchung mit Hilfe einer Tieftemperatur-DSC oder einer high sensitive DSC zu empfehlen.

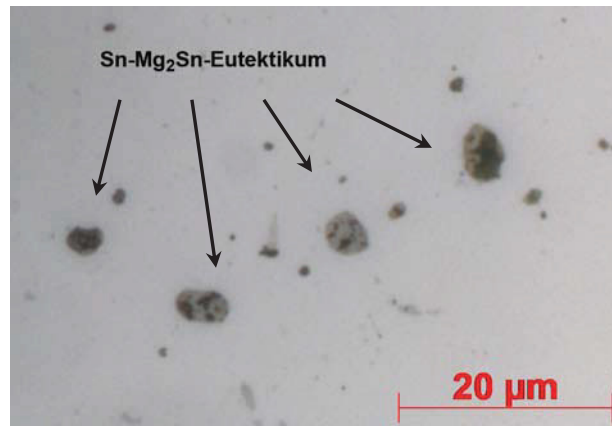


Abbildung 6.1: β -Sn + Mg_2Sn -Eutektikum in Rosettenform

Bei hohen Sn-Gehalten ($> 1,5\%$ Sn) erfassten DSC-Messungen eine endotherme Reaktion knapp über dem Schmelzpunkt von reinem Sn. Eine Berechnung der Schmelzpunkterhöhung nach Clausius-Clapyeron von Zinn, eingeschlossen in der Aluminiummatrix, ergab einen Anstieg um 4 bis 6 °C (siehe Tabelle 6.3).

Tabelle 6.3: Berechnung der Schmelzpunkterhöhung von Sn ^[12,120–122]

| Parameter | Wert |
|------------------------------------|---|
| Clausius-Clapyeron | $\frac{dp}{dT} = \frac{\Delta H_{fus}}{T \cdot \Delta V_{fus}}$ |
| ρ (β -Sn; 25 °C) | 7288,8 kg/m ³ |
| ρ (Sn; 232,2 °C) | 7021 kg/m ³ |
| ΔH_{fus} | 7194 J/mol |
| $R_{p0,2}$ (ENAW 2024; 200 °C) | 130 MPa |
| $R_{p0,2}$ (ENAW 2014; 200 °C) | 90 MPa |
| $T = T_s$ (Sn) | 505 K |
| ΔT ($R_{p0,2} = 130$ MPa) | 5,67° |
| ΔT ($R_{p0,2} = 90$ MPa) | 3,92° |

Wirkungen von Sonderlegierungselementen

Cer wird in den Al-Mischphasen der AlCuMgSn-Legierung gelöst und hat keine Auswirkung auf Phasenform, -größe, -menge oder -verteilung. Vermutlich ist der Ce-Zusatz von 400 ppm zu gering, um Phasen der aluminiumreichen Seite des Dreistoffsystems Al-Cu-Ce zu bilden. Nach Mondolfo ^[17] können sich die drei Verbindungen $CeCu_4Al_8$, $CeCuAl_4$ und $Ce_2Cu_7Al_{10}$ ausscheiden. Weiters beschreibt er, dass Cer affin zu Verunreinigungselementen, wie Si und Fe ist und diese bindet. Da die Löslichkeit von Yttrium in Aluminium gering ist, bilden sich nach Li et al. ^[91] Al_3Y - und Al_6Cu_6Y -Phasen. Letztere konnten mit durchschnittlichem Durchmesser von 10 μm in den Versuchslegierungen gefunden werden. Abbildung 6.2 zeigt eine solche idiomorphe Phase mit der Zusammensetzung 34 % Cu, 11,5 % Y und Spuren von Mg und Mn.

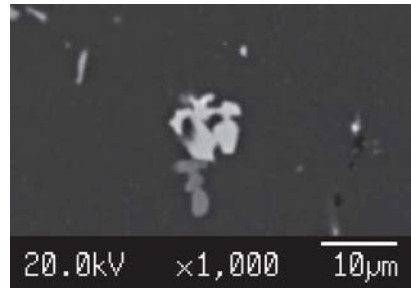


Abbildung 6.2: Rückstreuelektronenbild der Y-hältigen Legierung; Al₆Cu₆Y (helle Phase)

Bei einem Titangehalt von ca. 0,2 % finden sich TiAl₃-Phasen mit bis zu 40 µm Längsausdehnung in AlCuMgSn-Legierungen. Konzelmann^[83] nennt denselben Gehalt in Gusslegierungen, bei dem die harten intermetallische Phasen TiAl₃ und AlTi auftreten. Diese verursachen Schwierigkeiten beim Polieren, Zerspanen und Anodisieren. Der Werkzeugverschleiß wird erhöht.^[83] In Abbildung 6.3 ist eine lichtmikroskopische Aufnahme der genannten Legierung dargestellt. Diese TiAl₃-Ausscheidungen besitzen einen Elementgehalt von ca. 30 % Ti mit Spuren an Mn. Sie sind entweder idiomorph gestaltet oder erkennbar an ihrer Plattenform.

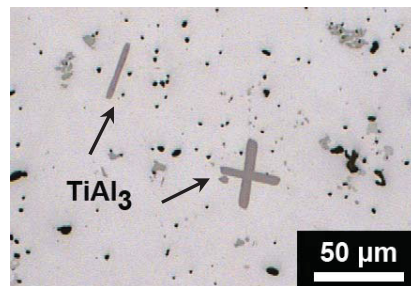


Abbildung 6.3: 0,2 % Ti-hältige Legierung; TiAl₃-Phase

Nach Mondolfo^[17] treten die Verbindungen Al₃Zr und Al₂Cu am aluminiumreichen Ende des Systems Al-Cu-Zr auf. Mikrosonden- und EDX-Untersuchungen detektierten Al₃Zr-Phasen in der AlCuMgSn-Legierung mit einer Zusammensetzung von 13,4 % Zr und Aluminium als Rest, siehe Abbildung 6.4.

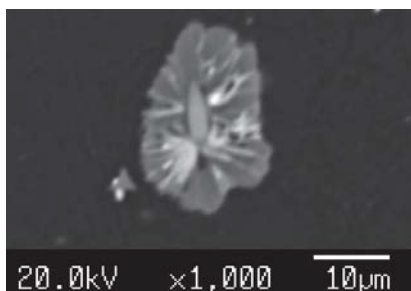


Abbildung 6.4: Rückstreuelektronenbild der Zr-hältigen Legierung; Al₃Zr-Phase

In AlCuMgSn-Legierungen mit Cobalt konnten Mischphasen mit 2 – 3 % Co nachgewiesen werden. Allerdings sollten nach Mondolfo^[17] auf der Aluminiumseite des Al-Cu-Co-Phasendiagramms die Ausscheidungen Al_9Co_2 und Al_7Cu_2Co neben der Al_2Cu -Phase zu finden sein. Weiters sollte Al_2Cu bis zu 0,1 % Co lösen können. In Al_9Co_2 kann Aluminium bis zu 2 % durch Mg und bis zu 1,5 % durch Mn ersetzt werden.^[17]

EDX- und Mikrosonde-Analysen an Proben der Sr-hältigen AlCuMgSn-Legierung zeigten, dass Mg_2Sn -Phasen etwa 1,5 % Sr lösen. Die in der Literatur^[17] erwähnte Phase Al_4Sr des Zustandsdiagrammes Al-Sr wurde nicht vorgefunden. Egallad^[123] vermutet, dass Sr Zinn durch Bildung von $\alpha-SnSr$, $\beta-SnSr$ und Sn_3Sr_5 -Phasen abbindet.

Das zulegierte Vanadium als auch das Legierungselement Hafnium konnte weder mittels EDX noch mit Mikrosonde in den AlCuMgSn-Legierungen detektiert werden, allerdings mittels optischer Emissionsspektroskopie (OES) sowie Röntgenfluoreszenzanalyse. OES-Untersuchungen bestätigten, dass das Auflegieren mit V homogen über die gesamte Gussbolzenlänge stattgefunden hat. Vanadium würde sich gemäß Literatur^[102] vorwiegend in Ausscheidungen wie $AlFeSi$, Al_3Fe und $MnAl_6$ ablagern bzw. Fe substituieren. Im Zweiphasensystem Al-V finden sich außerdem $Al_{10}V$, Al_7V , Al_6V , Al_3V . Auf der aluminiumreichen Seite des Al-Hf-Phasendiagramms tritt die Verbindung Al_3Hf auf.^[17]

6.2 Umformen

Im Vergleich zur Pb-hältigen Standardlegierung AA2007 verfestigen AlCuMgSn-Legierungen geringfügig mit zunehmendem Umformgrad bei hohen Temperaturen. Die maximal auftretende Fließspannung ist bei der Sn-hältigen Legierung etwas kleiner als beim Pb-hältigen Material. Smolej et al.^[36] führt dies auf die andersartige Verteilung dieser Phasen im Gefüge zurück.

AlCuMgSn-Legierungen aus vorliegender Arbeit lassen sich mit steigendem Zinngehalt besser umformen. Dass Zinn mit zunehmender Konzentration in der Automatenlegierung die Verformbarkeit steigert, ist in der Literatur^[35] bestätigt. Hingegen sind keine schnellen Umformgeschwindigkeiten beim Strangpressen erzielbar, da AlCuMgSn-Legierungen zur Heißrissbildung neigen. Diese Heißrisse, bzw. Anschmelzungen entstehen infolge der Aufheizung durch die Umformarbeit im Bereich der Werkzeugkanten. Neben einer unerwünschten Aufrauung der Profiloberfläche, haben sie auch eine Änderung der mechanischen und chemischen Eigenschaften zur Folge.^[11]

Stauchversuche bei einer Prüfkörpertemperatur unterhalb von 300 °C und unterschiedlichen Geschwindigkeiten zeigten, dass eine schadfreie Umformung nicht möglich ist. Allerdings

erwies sich das Rückwärtsfließpressen, bei Ladung der Butzen mit Raumtemperatur in die Fließpresse sowie hohen Umformgeschwindigkeiten, als erfolgreich. Demzufolge ist eine einfache Probengeometrie schadlos, ohne etwaiges Abscheren, mittels Fließpressen herstellbar. Es liegen keine Untersuchungen in der Fachliteratur bezüglich der Fließpressbarkeit von AlCuMgSn-Legierungen vor. Jedoch eignen sich nach Ostermann^[11] neben allen Rein- und Reinstaluminiumsorten auch die AlCuPb-Legierungen 2007 und 2011 zum Fließpressen.

Weitere Forschungsarbeiten sollen zeigen, ob ein Fließpressen bei hoher Hubzahl und ohne Werkzeugvorwärmung möglich ist. Darüber hinaus ist Fließ- als auch die Strangpressbarkeit der AlCuMgSn-Legierung im Vergleich zu Sn- und Pb-freien AlCu-Legierungen zu bewerten.

6.3 Mechanische Eigenschaften

Zugfestigkeit und Dehngrenze der industriell gepressten Legierung AlCuMgSn1.0-T6 erfüllen die Mindestanforderungen der vergleichbaren Legierung 2011-T6 gemäß der Norm EN 755-2^[112] für gepresste Stangen. Weiters überschreiten die labortechnisch gefertigten Stangen die Mindestnormwerte für Festigkeit als auch Dehnung, wenn die Hauptlegierungselementgehalte entsprechend hoch sind. Trotzdem erreichen stranggepresste, ausgehärtete Sn-hältige Legierungen im Gegensatz zum Pb-hältigen Material nur geringere Festigkeiten. Ähnliche Ergebnisse sind auch in der Literatur^[47,57] zu finden. Smolej et al.^[36] führen das auf die Verteilung der Phasen im Gefüge zurück. Eine gleichmäßige Verteilung von kleinen Sn-reichen Phasen wäre für die Festigkeitseigenschaften vorteilhaft. Ziel weiterführender Arbeiten kann die Entwicklung einer optimalen Phasenverteilung sein. Vermutlich hängt jene auch von der Homogenisierungsglühung der Gussbolzen ab. Daher ist ebenfalls eine systematische Untersuchung der Homogenisierung für nachfolgende Forschungsprojekte von Interesse.

Um das Eigenschaftsprofil der AlCuMgSn-Legierung weiter zu charakterisieren, ist die Messung der Festigkeitseigenschaften bei erhöhten Prüftemperaturen von Interesse. Es ist aus der Literatur bekannt, dass Festigkeit und Dehnung mit zunehmender Temperatur rasch abfallen, jedoch wäre eine Quantifizierung von Bedeutung.^[17]

Die Zugfestigkeit sowie die Dehngrenze, bestimmt an labortechnisch hergestellten Stangen nach vollständiger Raumtemperaturauslagerung der AlCuMgSn-Legierungen, nehmen stark mit steigendem Mg- sowie Cu-Gehalt zu. Mn-Zusätze bewirken einen minimalen Festigkeitszuwachs, während eine Anhebung der Sn-Konzentration die Festigkeit herabsetzt. Ähnliche Wirkungen der genannten Elemente sind in der Literatur dokumentiert.^[6,17,36,98]

Bei den untersuchten Legierungen erhöhen Zr, Sr und Hf geringfügig die Festigkeits-eigenschaften. Elgallad et al. ^[123] führen dies bei Zr auf dessen kornfeinende Wirkung und die Bildung von Al_3Zr -Dispersoiden zurück. Ferner finden genannte Autoren ebenfalls eine Verbesserung der mechanischen Eigenschaften durch Zusätze von Sr zu Sn-hältigen Legierungen. Ursache dafür sei die Phasenbildung zwischen Strontium und Zinn, wodurch der festigkeitsmindernde Effekt von Sn verringert und die Keimbildung von härtenden Phasen, durch Auftreten als heterogener Keimbildner, unterstützt wird. ^[123]

Die Wirkungen von Ce, Y, Ti, V und Co auf eine Festigkeitssteigerung sind vernachlässigbar. Vermutlich sind die Ce-, Y- und V-Gehalte der untersuchten Legierungen zu gering um sich, zum Beispiel durch Phasenbildung ^[88,89,91,102] oder Verunreinigungselement-Abbindung ^[91,103] auswirken zu können. Hohe Ti-Gehalte bilden spröde, große, idiomorphe Phasen, welche Grund für den geringen Festigkeitsgewinn sein könnten. Co-Zusätze zu AlCu-Legierungen erniedrigen jedoch deren Aushärtbarkeit, da schon geringe Beimengungen den Diffusionskoeffizienten von Cu herabsetzen. ^[17]

6.4 Ausscheidungshärtung

Die Versuche zur Variation der Warmauslagerungstemperatur zeigten, dass eine Erhöhung der Temperatur die Festigkeitszunahme beschleunigt. Bei einer Auslagerungstemperatur von 160 °C steigt in den ersten fünf Stunden die Härte schnell an. Danach verfestigt die AlCuMgSn-Legierung mit geringem Anstieg weiter. Bestätigung findet dies in der Literatur ^[124], in der eine AlCu-Legierung mit 5,3 % Cu, 0,68 % Bi und 0,28 % Sn die optimalen Auslagerungskonditionen mit 160 °C/6 h erreicht. Andere Autoren ^[61] berichten ebenfalls von einer sehr langen Warmaushärtedauer (60 h bei 140 °C) bei einer vergleichbaren AlCuSnBi-Legierung auf Basis der AA2011.

Generell wären die warmausgelagerten Materialien über eine längere Auslagerungsdauer zu messen, da aufgrund vorliegender Daten eine weitere Aushärtung bei längeren Zeiten nicht auszuschließen ist. Ferner ist auch ein Vergleich der Wärmebehandlungseigenschaften zu Pb- als auch Sn-freiem AlCuMg-Grundmaterial sowie zu kommerziellen Pb-hältigen AlCu-Legierungen von Interesse.

Weiters geht aus den Untersuchungen der Warmauslagerung hervor, dass ein zunehmender Sn-Gehalt höhere Härte- bzw. Festigkeitswerte begünstigt. Dies ist nach Faltus et al. ^[61] auf die Veränderung der Kinetik des Mischkristallzerfalls, verursacht durch Zinn, zurückzuführen. Ihm zufolge verstärkt im Unterschied zu Blei und Wismut das Zinn den Einfluss der Warmaushärtung durch Ausscheidungsvorgänge.

Begründung der härtesteigernden Wirkung von Sn beim Warmauslagern

Hardy et al. ^[125] wies Anfang der 1950er Jahre darauf hin, dass der Einfluss von Pb und Bi auf den Ausscheidungsprozess während der Kalt- oder Warmauslagerung zu vernachlässigen ist. Weiters zeigte Hardy ^[126,127], dass Spuren von Cd, In oder Sn die Warm-aushärtung (130 – 190 °C) beschleunigen und höhere Festigkeitswerte in AlCu-Legierungen erzielen. Zusätzlich haben die ternären Legierungen einen breiteren Härtepeak als die binären AlCu-Werkstoffe. Die Ausscheidungssequenz einer AlCuMgPb-Legierung ist identisch mit jener von reinen AlCu-Legierungen: ^[128]

- 20 – 200 °C: Bildung und Wachstum feiner Guinier-Preston-(GP-)Zonen
- 200 – 320 °C: Transformation der GP-Zonen in metastabile θ' -Phasen
- 320 – 360 °C: Umwandlung der θ' -Phasen in die stabile θ -Phase

Zusätzlich dazu beginnt die Bildung der S'-Phase (Al₂CuMg-Vorphase) des Al-Cu-Mg-Systems oberhalb von 120 °C an Sn-Cluster, die als Keimbildungsstelle fungieren. ^[128]

Der Ersatz von Pb durch Sn in AlCuBiPb-Legierungen führt zu einer Änderung des Ausscheidungs Vorganges bei der Aushärtung. Während die AlCuBiPb-Legierung eine ähnliche Ausscheidungssequenz wie eine AlCu-Legierung aufweist, unterdrückt das Vorhandensein von Sn die Bildung der Cu-reichen GP-Zonen. ^[57,129]

Das Zulegieren von Sn verursacht bei Auslagerungstemperaturen über 150 °C ^[130] bzw. über 160 °C ^[57] die direkte Bildung der fein verteilten θ' -Platten im α -Mischkristall. Sie sind entlang der {100}-Ebenen des Mischkristalls orientiert. Silcock ^[131] führt dies auf die Verringerung der Grenzflächenenergie der θ' -Keime, herbeigeführt von Spuren an Cd, In oder Sn, zurück. Nach Ringer ^[132] tritt in Abhängigkeit von den Wärmebehandlungsbedingungen (Temperatur, Abschreck- und Aufheizrate) ein anderer Mechanismus auf: Der zuerst erwähnte Mechanismus kommt bei Auslagerungstemperaturen unter 200 °C zu tragen, über 200 °C ist die θ' -Keimbildung an zuvor geformten Cd-, In- oder Sn-Ausscheidungen ausschlaggebend. Während oder nach dem Abschrecken gebildete Sn/Leerstellen-Cluster binden Leerstellen stark an sich, welche auf diese Weise nicht mehr die Diffusion von Cu in Al unterstützen können. ^[57]

Über die Diffusion steuern Leerstellen die Ausscheidungskinetik, sowie die Keimbildung von Ausscheidungen, als auch die Formation von Clustern und GP-Zonen. Nach deren Auflösung werden gebundene Leerstellen wieder freigesetzt. ^[11]

Sn/Leerstellen-Cluster sind bis zu einer Temperatur von 120 °C beständig, darüber transformieren sie in β -Sn-Ausscheidungen – die freigesetzten Leerstellen wandern zu Korngrenzen oder anderen Leerstellensenken. Diese β -Sn-Ausscheidungen sind Keimbildungsstellen für θ' -Phasen. ^[129,133] Wird die Glüh Temperatur auf die Schmelztemperatur von Sn bei ca. 230 °C erhöht, lösen sich die Sn-Ausscheidungen auf. ^[88]

Nach der Bildung der θ' -Phasen bei 160 °C ändern sich deren Abmessungen und Volumenanteile beginnend mit 180 °C bis zu Temperaturen von 320 °C. Darüber transformieren sie in die stabile Gleichgewichtsphase Al_2Cu .^[57]

Nach Stulikova^[57] trifft das auch in AlCuBiSn -Legierungen mit 0,36 % Sn zu, in denen die hohe Sn/Leerstellen-Bindungsenergie (38,6 kJ/mol^[88]) sowie die Bildung von Sn/Leerstellen-Komplexen einen schnelleren und hohen Festigkeitsanstieg durch die sofortige Bildung von θ' -Platten bewirken.^[57,129–135]

Eine ähnliche Unterdrückung der GP-Zonenbildung ist auch in AlCuMgSnBi -Legierungen bestätigt worden.^[128]

Wirkung von Sn beim Kaltauslagern

AlCuMgSn -Legierungen der vorliegenden Studie erreichen erst nach ca. 21 Tagen Kaltauslagerung das maximale Härteplateau. Weiters zeigen Zugprüfungen der T4-gehärteten Stangen, dass mit zunehmendem Sn-Gehalt die Festigkeit geringfügig abnimmt. Nach Stulíková^[134] ist die Induzierung einer Inkubationszeit bei der Kaltauslagerung auf die starke Bindung der Sn-Atome mit Leerstellen zurückzuführen. Untersuchungen von Hardy^[126] zeigten, dass AlCuSn -, AlCuCd - bzw. AlCuIn -Legierungen mit 3,0 oder 4,0 % Cu bei 30 °C-Auslagerung eine langsamere Aushärtegeschwindigkeit besitzen als AlCu -Legierungen mit den gleichen Gehalten. Die Sn-hältige ternäre Legierung erreichte dabei sogar höhere Werte als die vergleichbare binäre AlCu -Legierung. Sn-, In- und Cd-Legierungszusätze vermindern folglich die Kaltauslagerungsfähigkeit. Als mögliche Ursachen dafür führt Hardy^[126] folgende Gründe an:

- a. Verringerung der Diffusionsrate entlang Versetzungen durch Hemmung der Bewegung von freien Gitterplätzen.
- b. Reduzierung der Abschreckformänderung.
- c. Verringerung des zur Aushärtung effektiven Cu-Gehaltes, durch Anlagerung der Cu-Atome rund um Cd-, In- oder Sn-Atome.

RT-Lagerung oder Verformung zwischen Abschrecken und Warmauslagerung

Die vorliegende Arbeit zeigte des Weiteren, dass eine Lagerung der Proben bei Raumtemperatur (RT), sogenannte RT-Zwischenlagerung, zeitverzögernd hinsichtlich der Härtesteigerung bei der Warmauslagerung wirkt. Eine RT-Zwischenlagerung ist somit zu vermeiden. Eine gleiche Verlangsamung der Warmauslagerung tritt auch an zuvor vollständig kaltausgelagerten Proben auf. Der negative Effekt einer RT-Vorlagerung ist bei 6000er-(AlMgSi -)Legierungen gut bekannt.^[12] Ostermann^[11] beschreibt, dass niedrige Kaltverformungsgrade < 10 % bei AlCuMg -Legierungen mit niedrigem Mg- und Mn-Gehalt (bis 1 %) die Warmaushärtung verzögert wird, bei höheren Verformungsgraden beschleunigt.

Bei hohen Mg- und Mn-Konzentrationen ist die Aushärtbarkeit schon bei geringen Verformungsgraden steigerbar. Gemäß Ostermann^[11] wirkt sich eine RT-Lagerung vor der plastischen Verformung nicht auf die Höhe der Warmaushärtung aus.

Kammer^[12] empfiehlt möglichst rasch nach dem Abschrecken warmauszulagern und nicht davor zu richten bzw. zu recken. Die Warmauslagerung kann unterbrochen werden, um bei RT zu richten.^[12] Nach Ostermann^[11] ist durch diese Unterbrechung das Potenzial der Warmaushärtung besser ausnutzbar als durch eine kontinuierliche ein- oder mehrstufige Warmauslagerung. Der positive Effekt der unterbrochenen Warmaushärtung ist bei AlCu4-Legierungen oder AA2014 bereits bestätigt.^[11]

Überdies hinaus beschreibt die Literatur, dass auch eine plastische Verformung vor dem Auslagern zu vermeiden ist: In binären Al-Cu-Legierungen erhöht ein Umformprozessschritt bei Raumtemperatur vor dem Auslagern die Formation von θ' -Phasen^[125], zum einen da deren heterogene Keimbildung an Versetzungen, Zellgrenzen sowie Klein- und Großwinkelgrenzen stattfindet. Zum anderen wird auch das Wachstum und die Umwandlung der GP-Zonen zu θ' -Phasen durch die erhöhte Diffusionsgeschwindigkeit entlang der Versetzungen beschleunigt.^[11] Silcock et al.^[131] und später Ringer et al.^[132] legten in ihren Arbeiten dar, dass die verbesserte Aushärtung, verursacht von Sn-Zusätzen, durch eine Kaltverformung nach dem Lösungsglühen und vor dem Auslagern verloren geht. Das Zwischenumformen hemmt die Bildung der Sn-Ausscheidungen; es stehen somit weniger Keimstellen für θ' -Phasen zur Verfügung.

Das durchgeführte Recken der großindustriell hergestellten, abgeschreckten Stangen könnte demzufolge Grund für eine geringere Festigkeit sein. Es könnte folglich möglich sein, die in dieser Studie erzielten Festigkeitswerte durch Vermeidung einer Kaltarbeit zu verbessern.

Wirkungen von Legierungselementen

Die Analyse der Härteverläufe von Legierungen mit variiertem Cu-Gehalt und von Legierungen mit maximaler Hauptlegierungselementkonzentration ergab, dass mit zunehmendem Cu-Gehalt bzw. mit maximaler Elementkonzentration höhere Härteplateaus erzielbar sind. Dieses Ergebnis zeigt sich beim Warm- sowie beim Kaltauslagern und ist folglich temperaturunabhängig. Der beträchtliche Härtungseffekt ist nach Gottstein^[14] auf den verringerten Teilchenabstand zurückzuführen. Das heißt folglich, dass ein hoher Elementgehalt eine erhöhte Anzahl an härtesteigernden Ausscheidungen verursacht, sowie, dass deren Ausscheidung homogen erfolgte.

Die Laborlegierungen mit Zusätzen an Ce oder Y wiesen die geringsten Härtesteigerungen bei Kalt- als auch Warmauslagerung auf. Eine 1,6 % Sn-hältige AlCuMgSn-Legierung mit identischem Herstellungsweg erreichte ähnlich niedrige Härtewerte bei derselben Auslagerungsuntersuchung. Ce sollte durch Mischkristallhärtung und aufgrund von Aus-

scheidungen eine Feinkornhärtung erzielen.^[89,90] Weiters beschreibt die Literatur^[17,91], dass Ce durch Abbinden von Fe- und Si-Verunreinigungen die Festigkeit steigert. Metallographische Untersuchungen an Ce-dotierten Proben konnten jedoch keine Ce-Phasen erfassen. Daraus lässt sich folgern, dass ca. 400 ppm Ce in einer AlCuMgSn-Legierung nicht ausreichen, um Ce-Phasen zu bilden und in weiterer Folge die Festigkeit zu erhöhen. Anders bei Y-hältigen Laborlegierungen: Untersuchungen mit Hilfe der Mikrosonde ermittelten Y-Phasen. Jene sollten ebenso die Festigkeit durch Kornfeinung und durch Zunahme an θ' -Phasen erhöhen.^[91] Allerdings sind die Y-Gehalte der von Li et al.^[91] untersuchten AlCu-Legierungen doppelt so hoch, wie jene der vorliegenden Arbeit. Darüber hinaus fanden genannte Autoren, dass Y die Wachstumsgeschwindigkeit der Ausscheidungen während dem Warmauslagern verringert.^[91]

Die Legierungsvariationen mit Ti, V oder Co besitzen ähnliches Aushärteverhalten bei Raumtemperatur- als auch beim Warmauslagern. Sie erreichen höhere Härteplateaus als die Legierungen mit Ce, Y oder als die Sn-hältige Vergleichslegierung. Über einen möglichen Einfluss der Elemente Ti oder V auf das Aushärteverhalten in AlCu-Legierungen wird in der Literatur nicht berichtet. Nach Camero et al.^[102] beschleunigt V allerdings in 6000er-Legierungen die Umwandlung der β'' - zur β' -Phase und verursacht so einen Festigkeitsabfall. Co-Zusätze zu AlCu-Legierungen erhöhen nach Mondolfo^[17] die Härte, verringern jedoch die Fähigkeit der Kaltauslagerung, da schon geringe Beimengungen den Diffusionskoeffizienten von Cu herabsetzen.

Eine Zr-hältige Laborlegierung zeigt bei Kaltauslagerung eine annähernd gleich geringe Festigkeitssteigerung wie erwähnte Ce-/Y-AlCuMgSn-Legierungen. Bei Erhöhung der Auslagerungstemperatur auf 180 °C erlangen Zr-hältige AlCuMgSn-Legierungen allerdings nach kürzerer Auslagerungszeit höhere Härteplateaus. Dies ist nach Mondolfo^[17] darauf zurückzuführen, dass Zr dazu tendiert die GP-Zonenbildung zu unterdrücken und die θ' -Phasenbildung zu beschleunigen.

Legierungen mit Sr- oder Hf-Zusätzen erreichen bei der Auslagerung ähnlich hohe Festigkeitswerte wie eine AlCuMgSn-Legierung mit hohem Cu-Gehalt, wobei alle drei Legierungen bei der Kaltauslagerung höhere Härtewerte erzielen als bei der Warmauslagerung. Erklärungsmodelle dafür konnten in der Literatur nicht gefunden werden. Möglicherweise ist ein Zusammenhang mit der Lösung von Sr in Mg_2Sn -Phasen, oder mit der geringfügigen Erhöhung der Keimbildungstemperatur von intermetallischen Phasen wie zum Beispiel Al_2Cu durch 0,1 % Sr zu finden.^[100]

6.5 Zerspanbarkeit

Mit Kühlschmiermittel sind die erzeugten Späne der untersuchten Legierungen kurzbrüchiger und kleiner, sowie die Oberflächenrauigkeiten geringer, verglichen mit jenen der Trockenspanung. Nach Paucksch^[20] ist die verbesserte Oberflächengüte hauptsächlich auf die Schmierwirkung zurückzuführen. Die Verformung des Werkstoffgefüges vermindert sich, in dem die Reibung zwischen der Nebenfleißfläche und der fertigen Werkstückoberfläche verringert wird. Kühlschmierstoffe dienen hauptsächlich der Standzeitverlängerung durch Wärmeabfuhr und Reibungsverminderung sowie dem verbesserten Spänetransport. Weiters werden die Zerspankräfte als auch die Neigung zur Aufbauschneidenbildung durch die Schmierung verkleinert. Infolge der Temperaturverringerung lassen sich Vorschub und Schnittgeschwindigkeit vergrößern.^[20]

Aus den durchgeführten Spanversuchen geht weiters hervor, dass bei trockenem Schnitt als auch bei der Nasszerspanung die Schnittgeschwindigkeit ohne gravierenden Einfluss auf die Spanform ist. Zu erwähnen ist hierbei, dass der variierte Schnittgeschwindigkeitsbereich nur von 250 bis 530 m/min reicht, denn nach Johne^[32] existiert eine Abhängigkeit der Spanform von der Schnittgeschwindigkeit bei der Nasszerspanung. Deswegen ist eine hinreichend große Schnittgeschwindigkeit bei Verwendung eines Kühlschmiermittels Voraussetzung für kurzbrechende Späne.^[32]

Aus ökonomischen und ökologischen Gründen ist jedoch eine Trockenbearbeitung anzustreben und war Gegenstand der durchgeführten Untersuchungen.

Einfluss der Schnittparameter

Bei Schlicht- als auch bei Schrupperoperationen der Trockenbearbeitung ist zu sehen, dass die Anhebung der Geschwindigkeit von 250 auf 480 m/min einen sehr geringen Einfluss auf die Zerspanbarkeit hat. Tendenziell sind geringere Rautiefen bei höheren Schnittgeschwindigkeiten zu erreichen. Dies geht mit den Ergebnissen der Literatur konform.^[11] Laut Tönshoff^[19] bestimmt die Schnittgeschwindigkeit wesentlich die Temperaturen in der Spanbildungszone über Wärmeleitung und Konvektion. Höhere Schnittgeschwindigkeiten führen zu höheren Spanbildungstemperaturen, wobei Aluminium bei höheren Temperaturen stärker verformbar ist.^[19] Deswegen führt bei Aluminiumwerkstoffen eine Erhöhung der Schnittgeschwindigkeit zu kurzbrechenden Spänen.^[32] Geringe Schnittgeschwindigkeiten sind allerdings nach Johne^[24] wegen der Neigung zur Aufbauschneidbildung und somit verschlechterter Oberflächengüte zu vermeiden.

Bei Trocken-Schlichtarbeiten erzielen sehr geringe Vorschübe bessere Oberflächengüten, jedoch bilden sich Band- oder Wendelspanner, die einen guten Spanabtransport behindern. Mittlere oder höhere Vorschübe sind daher zu bevorzugen.

Bei der Schrupp-Trockenspanung liefert eine große Spantiefe a_p in Kombination mit einem geringen Vorschub f die schlechtesten, eine hohe a_p mit einem hohen f gute, und eine geringe a_p mit einem hohen f sehr gute Ergebnisse. Eine Modellierung hinsichtlich sehr guter Spanform empfiehlt eine geringe Schnitttiefe von 0,3 mm sowie hohe Vorschübe von 0,4 mm. Für eine geringe Rauigkeit sind geringe Schnitttiefen von 0,3 mm und geringere Vorschübe von 0,2 mm zweckmäßig. Generell zeigt sich, dass sich der Vorschub mehr auf die Spanform auswirkt als die Schnitttiefe. Die starke Abhängigkeit der Spanform vom Vorschub ist nach Tönshoff^[19] darauf zurück zu führen, dass der Vorschub mit der Spanstauchung die Spandicke und damit die Verformungsfähigkeit des Spanes bestimmt. Mit zunehmender Schnitttiefe tendieren die untersuchten Legierungen längere bzw. größere Späne zu bilden. Gemäß Literatur^[19] nimmt bei großen Schnitttiefen die Neigung des Spanes ab, durch Anlaufen an ein Hindernis zu brechen.

Eine Modellierung zeigt die Einflüsse des Vorschubes f und der Schnitttiefe a_p auf die Spanform SFK bei den untersuchten AlCuMgSn-Legierungen (Abbildung 6.5). Mit großen Vorschüben können günstige, das heißt kurze, kleine Spanformen erreicht werden. Die Schnitttiefe wirkt sich, wie oben erwähnt, nur wenig auf die Spanform aus. Diese Zusammenhänge stimmen gut mit in der Literatur^[19] dokumentierten überein (siehe Abbildung 6.6).

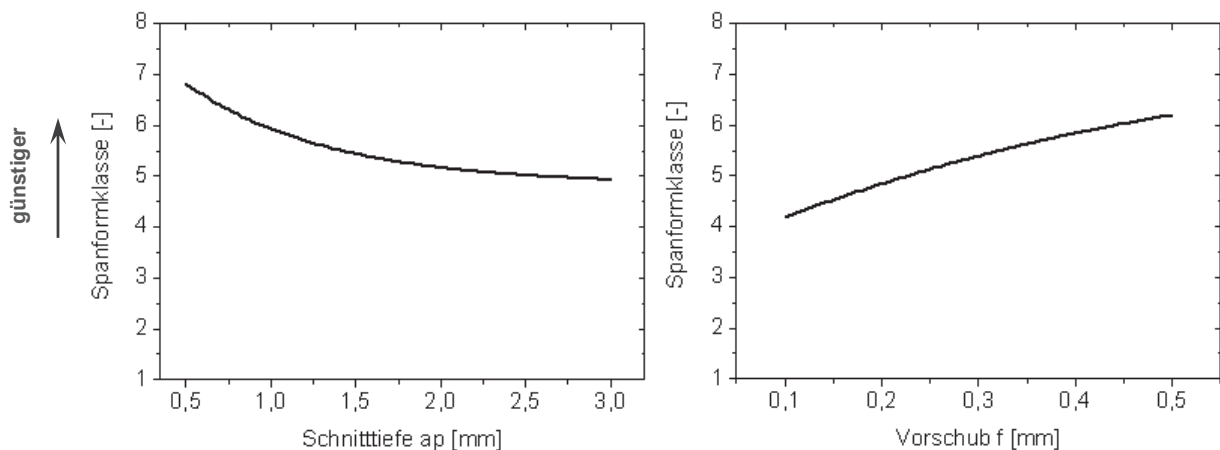


Abbildung 6.5: Einfluss der Schnittbedingungen auf die Spanform bei AlCuMgSn-Legierungen

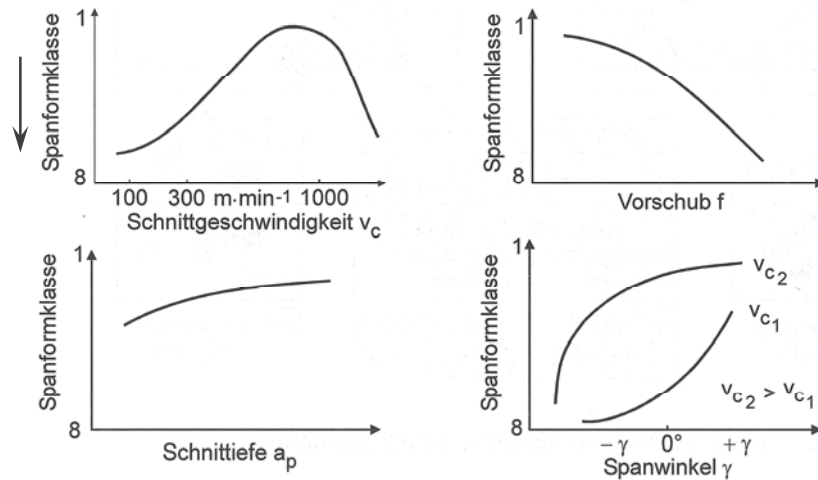


Abbildung 6.6: Einfluss der Schnittbedingungen auf die Spanform bei Stählen ^[19]

Einfluss der Legierungselemente

Mit steigendem Sn-Gehalt der AlCuMgSn-Legierung nimmt deren Spangröße bei Trocken- als auch bei Nassbearbeitung sowie bei Schrupp- und Schlichtoperationen ab. Wobei Sn-Gehalte von über 1,0 % eine optimale Spanform liefern. Dies wird auch in der Literatur ^[36,47] bestätigt. Je höher die Sn-Konzentration, desto gleichmäßiger ist die Spanform bzw. unabhängiger von Spantiefe und Vorschub. AlCuMgSn-Legierungen mit $\text{Sn} > 1\%$ weisen im Vergleich zur AlCuMgPb0.9 ein gleichmäßigeres Spanbild mit kleinen, kurzen Spiralspänen auf. Generell sind hohe Vorschübe in Verbindung mit großen Spantiefen zu empfehlen. Die verbesserte Zerspanbarkeit mit zunehmendem Sn-Gehalt ist auf die vermehrte Bildung von Sn-Ausscheidungen zurückzuführen. Deren kleine Abmessungen und sehr gleichmäßige Verteilung im Gefüge begünstigt das Zerspanverhalten. ^[35,36,47]

Vergleichbare Untersuchungen von Smolej ^[47] zeigten, dass Pb-freie Legierungen auf Basis EN AW 2030 mit weniger als 0,9 % Sn nur befriedigende bis schlechte Zerspanbarkeit hinsichtlich der Spanbildung und Oberflächenrauheit ergeben. Über 1,38 % Sn sind verglichen mit der Pb-hältigen Standardlegierung identische und somit gute Oberflächen-ausbildungen erreichbar. ^[47]

Je höher der Cu-Gehalt der Versuchslegierungen, desto kleiner sind die beim Drehen produzierten Späne. Eine glatte Werkstückoberfläche ist ab 2,7 % Cu und somit ansteigender Festigkeit der Legierung zu erreichen. Ostermann ^[11] beschreibt, dass mit zunehmender Festigkeit und Härte des bearbeiteten Knetwerkstoffes die Schnittfläche glatter wird.

Aus den Untersuchungen geht hervor, dass ein erhöhter Titangehalt die Zerspanbarkeit verschlechtert. Durch den Zusatz von 0,2 % Ti treten harte intermetallische Al₃Ti-Phasen im Gefüge auf, die nach Konzelmann ^[83] diese Schwierigkeiten beim Zerspanen verursachen und den Werkzeugverschleiß erhöhen. Nach Ostermann ^[11] ist dies darauf zurückzuführen,

dass harte Gefügeein-schlüsse, die aus der weiche- ren Grundmatrix herausgerissen werden, eine größere Schnittflächenrauheit bewirken.

Mangangehaltsvariationen lassen die Oberflächenqualität unbeeinflusst. Hinsichtlich der Spanform sind mindestens mittlere Mn-Gehalte notwendig, um ein gleichmäßiges Spanbild zu ergeben. Dies ist auf die gesteigerte Festigkeit der Legierungen zurückzuführen. ^[11]

Bezüglich der Zerspanbarkeit zeigten die Untersuchungen, dass Magnesiumzusätze eine Menge von 0,5 % nicht übersteigen dürfen. Dieser geringe Gehalt gewährleistet eine von den Zerspanparametern a_p und f unabhängige, kleine sowie kurze Spanform. Die steigende Festigkeit mit steigendem Mg-Gehalt der AlCuMgSn-Legierung sollte eine verbesserte Spanbarkeit ergeben. Grund für die Verschlechterung kann die vermehrte Bildung von Mg_2Sn -Phasen sein, da bei höheren Gehalten Magnesium eine größere Affinität zu Zinn aufweist. Der effektiv zur Zerspanbarkeit beitragende Sn-Gehalt wird somit erniedrigt. Daraus ist zu schließen, dass kaum oder kein β -Sn+ Mg_2Sn Eutektikum gebildet wird. Dieses Eutektikum hätte einen sehr niedrigen und somit zerpanungsfördernden Schmelzpunkt von 203 °C. ^[5,23,46]

Geringe Zugaben an Hf setzen die Zerspanbarkeit der untersuchten Legierungen herab. Obwohl die Zugfestigkeit und Dehngrenze dieser Legierung, verglichen mit einer AlCuMgSn-Legierung mit mittlerem Sn-Gehalt, höher sind, bilden sich lange Späne beim Zerspanen. Hinweise auf die Wirkung von Hf hinsichtlich Spanbarkeit in Al-Legierungen konnten nicht gefunden werden.

Ce, Co, V und Sr sind als Legierungszusätze zur Verbesserung der Zerspanbarkeit nicht geeignet, sie haben eine unbedeutende Auswirkung. Vermutlich sind die Ce-Gehalte der untersuchten Legierungen zu gering, um sich, zum Beispiel durch Phasenbildung ^[88,89] oder Verunreinigungselement-Abbindung ^[91], auswirken zu können. Über mögliche Effekte von Co, V oder Sr in Zerspanungslegierungen wird in der Literatur nichts berichtet. Folgende Wirkungen könnten auch in Zusammenhang mit der Zerspanbarkeit stehen: Co erniedrigt die Aushärtbarkeit von AlCu-Legierungen durch Verringerung der Diffusionsgeschwindigkeit von Cu. ^[17] In Mg_2Sn -Phasen liegt Sr gelöst vor. Weiters wird bei höheren Sr-Gehalten der Gefüge-Veredelungseffekt gemindert. Sr wirkt sich auf die Keimbildungstemperatur von Al_2Cu -Phasen aus und hat neutralisierenden Effekt auf Fe-Verunreinigungen. ^[100,101] V-hältige Ausscheidungen verzögern die Rekristallisation. ^[102]

Höhere Mengen an Yttrium ergeben kleine sowie kurze Späne. Begründet kann dies durch die kornfeinende Wirkung von Y sein. ^[91,104,105]

Zr-Beimengungen erzielen eine gleichmäßige, kleine Spanform und gute Oberflächengüte des Werkstückes. Die gebildeten Al_3Zr -Ausscheidungen stellen eine Homogenitätsunterbrechung des Gefüges dar und könnten für die kurzen Späne mitverantwortlich sein. Weiters löst Zr eine Festigkeitssteigerung an untersuchten AlCuMgSn-Legierungen aus. Der

von Mondolfo^[17] erwähnte Mechanismus, dass Zr dazu tendiert die GP-Zonenbildung zu unterdrücken und die θ' -Phasenbildung zu beschleunigen, sollte auch hier berücksichtigt werden.

Mit Hilfe der Modellierung ließen sich Legierungszusammensetzungen für optimale Zerspanbarkeitsergebnisse ermitteln. Die erste Legierungsvariante, vorgeschlagen von der Software, enthält eine hohe Cu- und Sn-Konzentration, um die Zielgrößen Festigkeits- und Zerspanparameter zu erreichen. Die zweite Variante mit moderatem Cu- sowie Sn-Gehalt erreicht vergleichbare Festigkeitseigenschaften durch einen erhöhten Mn-Gehalt. Ein Vergleich dieser Modellierungsergebnisse mit Empfehlungen der Literatur und vorliegenden Versuchen bestätigt den Vorteil einer hohen Sn- sowie Cu-Konzentration hinsichtlich der Zerspanbarkeit. Die zweite Legierungsvariante mit gesteigertem Mn-Gehalt könnte ebenfalls gute Zerspanbarkeitsergebnisse liefern: Das Anheben des Mn-Gehaltes wirkt sich unwesentlich auf die Oberflächenqualität des Werkstückes aus. Jedoch sind für eine gleichmäßige Spanform mindestens mittlere Mn-Gehalte notwendig, was nach Ostermann^[11] auf die gesteigerte Festigkeit der Legierungen zurückzuführen ist. Dieses Ergebnis der Modellierung soll Gegenstand weiterführender Untersuchungen sein.

Standzeit

Die Standzeit der Wendeschneidplatten bei einer Schruppbearbeitung von AlCuMgSn-Legierungen wurde in dieser Studie nicht ermittelt. Allerdings zeigte sich, dass nach einer Minute Außenrund-Drehzeit die Schneidplatte unversehrt bleibt. In Allgemeinen sind hohe Standzeiten bei AlCuMgSn-Legierungen im Vergleich zu AlSi-Gusslegierungen zu erwarten, da sie keine abrasiven Gefügebestandteile enthalten.^[11]

Weiters sind auch die Anhaftungen an der Schneidplatte, die bei ungünstigen Prozessparametern eine sogenannte Aufbauschneide bilden könnten, vernachlässigbar. Die in den Versuchen gewählten Schnittgeschwindigkeiten waren nach Paucksch^[20] groß genug, so dass die Temperatur des Werkstückes ausreicht, um diesen zu erweichen. Der auf der Schneidplatte aufgeschweißte Werkstoff kann infolge seiner geringen Festigkeit leicht vom Span mitgenommen werden, ohne den Schneidstoff anzugreifen.^[20]

6.6 Eloxierbarkeit

Die Proben der AlCuMgSn-Legierungen konnten harteloxiert werden und zeigen eine glatte und homogene Oberfläche. Die Farbwiedergabe der gefärbten Eloxalschichten ist klar und präzise, und somit vergleichbar mit Standard-Eloxierlegierungen^[115] wie zum Beispiel EN AW 5050. Somit eignen sich die untersuchten Legierungen nach Wernick^[27] für die zweite Eloxierereignungsklasse, der sogenannten Eloxalqualität. Die Einteilung erfolgt mit absteigender Oberflächengüte:^[27]

1. Glanzanodisieren
2. Dekoratives oder Farbanodisieren
3. Schützendes Anodisieren (Korrosionsbeständigkeit und Verschleißfestigkeit)

Die Herstellung der dekorativ gefärbten Eloxierschichten zeugt nach Wernick^[27] von der Güte des Grundmaterials. Stoimaier^[115] bestätigt, dass das Färben der Harteloxalschichten schwieriger ist verglichen mit Standard-Eloxal-Schichten. Zurückzuführen ist dies auf den etwas anderen Porenaufbau, welcher die Farben in die Harteloxierschichten schlechter eindringen lässt.^[115]

Die Homogenität des Gefüges der untersuchten Legierungen entspricht den hohen Anforderungen, um beim Anodisieren transparente und farblose Oxidschichten zu bilden. Nach Wernick^[27] würden Heterogenitäten die Transparenz vermindern und Eintrübungen und Farbänderungen bewirken.

Ein Vergleich der tatsächlich erhaltenen Schichtdicken mit den erwarteten für eine EN AW 5050-Legierung zeigte, dass AlCuMgSn-Legierungen zufriedenstellende Werte von 79 – 88 % erreichen, wobei dieser Prozentsatz mit zunehmendem Sn-Gehalt der Legierung geringfügig abnimmt. Die Pb-hältige Legierung EN AW 2007 weist nur 50 bis 70 % der Schichtdicke einer EN AW 5050-Legierung auf. Auch Faltus^[61] berichtet eine etwas bessere Eloxierbarkeit von AlCuSnBi-Legierungen im Vergleich zur Pb-hältigen EN AW 2011-Legierung. Die Ursache für dieses Phänomen ist noch ungeklärt. Nach Losacker^[136] sind die erreichten Oxidschichtdicken allein von der Werkstoffzusammensetzung und der Behandlungszeit abhängig, nicht jedoch von den Verfahrensbedingungen wie Badzusammensetzung, -temperatur und Stromdichte. Auf Grund der Tatsache, dass die Beschichtungsparameter für das Pb- als auch für das Sn-hältige Material identisch waren, könnte die unterschiedliche Werkstoffzusammensetzung oder auch ein möglicher Unterschied im Gefügebau (Phasengröße) verantwortlich für den Effizienzunterschied sein.

Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen konnten nachweisen, dass die Schichtausbildung bei Pb- sowie Sn-hältigem Material sehr gleichmäßig stattfindet und eine dichte Schicht mit gleichmäßiger Dicke erreicht wird. Weiters finden sich Aluminide, welche in dieser Oxidschicht eingebaut sind. Nach Wernick^[27] ist dies auf die Reaktion des

Aluminiums zu Aluminiumoxid zurückzuführen. Demzufolge wächst eine nach dem Standard-Eloxal-Verfahren erzeugte Oxidschicht zu $\frac{1}{3}$ aus dem Metall heraus und zu $\frac{2}{3}$ in das Metall hinein. Beim Hartanodisieren beträgt der Anteil etwa 50 %.^[27]

Große Ausscheidungsansammlungen, wie sie bei der hoch Cu-hältigen Legierung oder der hoch Ti-hältigen Legierung auftreten, erschweren die Ausbildung der Harteloxierschicht. Das heißt, eine hohe Cu- oder Ti-Konzentration verhindert eine homogene Schichtbildung.

Gemäß Mondolfo^[17] lösen sich Al_2CuMg und Al_2Cu schneller als die Matrix, sodass wenig oder kein Kupfer im Oxidfilm enthalten ist. Wernick^[27] nennt die rasche Oxidation von Al_2Cu als Ursache für den un stetigen Schichtaufbau: Es entstehen dünne und raue Schichten, in denen diese Ausscheidungen Löcher hinterlassen. Titan wirkt ähnlich störend wie Eisen, es kann trübe bis graue Oxidschichten erzeugen.^[27]

6.7 Korrosionsverhalten

Nach zwölfwöchigen VDA 621-415 Korrosionstests sind sowohl Pb- als auch Sn-hältige AlCuMg-Legierungen mit blanker, feingeschliffener Oberfläche stark von der Korrosion angegriffen. Entlang der zeilenförmig angeordneten Ausscheidungen fand bevorzugt Korrosion statt. Bei harteloxierten ungefärbten oder gefärbten Pb-hältigen Proben versagt die Schutzschicht bereits nach einem VDA-Zyklus. Anders bei Sn-hältigem Material, hier gewährleistet die Harteloxalschicht einen guten Korrosionsschutz, trotz einer sehr rauen Oberfläche infolge eines Sägeschnittes. Nach Wernick^[27] hängt die Schutzwirkung einer Anodierschicht auch von der Glätte des Substrates ab. Wobei die Korrosionsbeständigkeit mit zunehmender Rauigkeit abnimmt. Eine raue Oberfläche hat eine größere effektive Oberfläche und daher eine geringere effektive Schichtdicke, und zudem einen geringeren Abstand der Metallrauigkeiten zur Außenseite der Oxidschicht.^[27]

Anhand von EIS-Messergebnissen ist zu erkennen, dass der Korrosionswiderstand der Pb-hältigen harteloxierten Proben mit zunehmender Messzeit sinkt, jedoch beim Sn-hältigen harteloxierten Material sich erhöht. Die elektrochemische Gesamtreaktion ist somit zeitabhängig.^[117] Aufgrund dessen erreicht die Sn-hältige Legierung hohe Impedanzwerte, die nach Bard^[116] eine effektive Barrierschicht gegen Korrosion repräsentieren, da die Impedanz $10^6 \Omega$ übersteigt. Gefärbte Harteloxalschichten auf Pb-hältigen Legierungen stellen nach Bard^[116] keine effektive Barrierschicht dar und bieten daher keinen hinreichenden Korrosionsschutz. Eine Beeinflussung des Korrosionsverhaltens durch die variierten Sn-Gehalte konnte weder mittels VDA noch mit EIS festgestellt werden.

Der starke Korrosionsangriff blanker AlCuMgPb- bzw. AlCuMgSn-Legierungen ist nach Wernick^[27] darin begründet, dass größere nichtmetallische Einschlüsse Kanäle bilden, in denen Flüssigkeit eindringen kann, oder sie die Bildung einer schützenden Oxidschicht

verhindern bzw. stören. Weiters unterstützen die Ausscheidungen die Korrosion einerseits durch Lokalströme, oder sie führen andererseits zu örtlichen Potenzialerhöhungen an der Oberfläche, durch die ein Schichtdurchbruch erfolgen kann. Liegt ein Potenzialunterschied im Gefüge vor, so entsteht Lochfraß. Tritt der Unterschied zwischen den Korngrenzen und dem Korninneren auf, kann interkristalline Korrosion stattfinden. Kupferhaltige Aluminium-Legierungen gelten als besonders gefährdet für interkristalline Korrosion, da eine messbare Potenzialdifferenz zwischen an den Korngrenzen ausgeschiedenen edlen Al_2Cu -Phasen und dem unedlen Korninneren vorhanden ist.^[27]

Im Mischkristall gelöstes Kupfer oder ausgeschieden als Al_2CuMg reduziert ebenfalls die Korrosionsbeständigkeit durch Erhöhung der Empfindlichkeit gegenüber interkristallinen Korrosion.^[17] Nach Mondolfo^[17] ist der Korrosionswiderstand von AlCu-Legierungen, verglichen mit anderen kommerziellen Legierungen, generell sehr gering. Er ist im wärmebehandelten und kaltausgelagerten Zustand am größten, wenn Cu in Lösung oder in Form von GPI-Zonen vorliegt. Dann tendiert das Material zu einem gleichmäßigen Korrosionsangriff. Die schlechteste Korrosionsbeständigkeit aufgrund von GPII- oder θ' -Phasen haben die Legierungen im warmausgelagerten Zustand. Sie begünstigen die interkristalline Korrosion. Das Material im überalterten oder geglühten Zustand weist eine dazwischen liegende Beständigkeit mit Auftreten von Lochfraß auf. Darüber hinaus erwähnt Mondolfo^[17], dass sich die Korrosionsneigung einer AlCu-Legierung mit 5 bis 15 % Cu nicht erhöhen würde, da die Potenzialdifferenz zwischen Al_2Cu und dem kupfergesättigten Mischkristall nur wenige Hundertstel Volt beträgt. Weiters nennt er, dass der Beitrag von Sn zur Korrosionsanfälligkeit zu vernachlässigen ist. Andere Autoren^[37] vermuteten jedoch eine Verschlechterung der Korrosionseigenschaften durch Sn-Zusätze. Pb hat nach Wernick^[27] keinen schädlichen Einfluss auf die Beständigkeit in Atmosphäre oder in Wasser.^[17,27] Allerdings nach Faltus^[61] setzt Pb den Widerstand gegen Korrosionsbrüche herab.

Wernick^[27] beschreibt weiters, dass intermetallische Phasen zu Korrosionsfehlern, sogenannte Korrosionsporen, in Anodierschichten beitragen können. Nach Ostermann^[11] werden bei der Anodierschichtbildung Legierungselemente und Gefügebestandteile gelöst und als Oxide in die Eloxalschicht eingebaut. Diese beeinflussen nicht nur das mechanische Verhalten, sondern auch das chemische und elektrochemische. Lochkorrosion kann als Folge von Schwermetall-Niederschlag auf der Oberfläche oder von in die Oberfläche eingebetteten Eisenpartikeln (zum Beispiel Schleifstaub) auftreten.^[11]

Der Ausfall der färbig hartanodisierten Proben könnte mit dem Verdichtungsprozess zusammenhängen: Mit verbessertem Verdichten verringert sich die Lochfraßkorrosion. Im Allgemeinen nimmt die Korrosionsbeständigkeit einer Schicht mit ihrer Dicke zu. Ferner erhöht sie sich auch mit abnehmender Anodisierungstemperatur, verringerter Säurekonzentration und mit Zunahme der Legierungshomogenität.^[27]

EIS-Messungen an labortechnisch hergestellten Legierungen zeigten, dass unbeschichtete als auch harteloxierte Legierungen mit geringen Sn- bzw. Cu-Elementgehalten sich in 0,9 %-iger NaCl-Lösung tendenziell korrosionsresistenter verhalten als eine hoch kupferhältige Legierung und als Legierungen mit einem Sonderlegierungselement. Auswirkungen von Mg und Mn konnten aufgrund der Messungenauigkeit nicht bestimmt werden. Verglichen mit der Literatur ^[27,92–94] hat Cu besonders in Chloridlösungen einen starken Einfluss auf das Korrosionsverhalten und führt ab einem Cu-Gehalt von über 0,5 % zu einer eindeutigen Verschlechterung der Korrosionsbeständigkeit. Mangan kann nach Wernick ^[27] in geringen Mengen die Korrosionsbeständigkeit durch Abbinden von Fe verbessern. Bei Abwesenheit von Fe haben Mn-Zusätze allerdings nur geringen Einfluss. Magnesium kann das elektrochemische Potenzial um 0,01 bis 0,02 V absenken. Korngrenzen, lokale Spannungen etc. sind elektronegativer als der Rest vom Korn, und die Korrosion konzentriert sich an diesen. ^[17] Höhere Mengen können in Abhängigkeit von der Wärmebehandlung Interkristalline- und Spannungskorrosion verursachen. Mg verbessert die Seewasserbeständigkeit von Al-Legierungen. ^[27] Wird die Löslichkeit im Mischkristall überschritten, scheidet Mg sich an Korngrenzen als Mg_5Al_3 , Mg_5Al_8 aus. Diese Phase steigern die Anfälligkeit für interkristalline Risse und Spannungsrisskorrosion. ^[6,83]

Auswirkungen Sonderlegierungselementen auf das Korrosionsverhalten von AlCuMgSn-Legierungen konnten aufgrund der Messungenauigkeit ebenfalls nicht quantifiziert werden. Der Einfluss von Ti auf die Korrosionseigenschaften von Al-Legierungen ist in der Literatur als gering dokumentiert, wobei Ce korrosionsfördernd wirkt und Y die Korrosionsresistenz verstärkt. ^[27,106]

7 Zusammenfassung

Richtlinien der Europäischen Union schränken den Einsatz von Blei aufgrund seines hohen Gefährdungspotenzials stark ein und betreffen insbesondere die metallverarbeitete Industrie, in der Blei als Legierungselement Anwendung findet. Daher müssen Bleikonzentrationen in kommerziellen Aluminium-Automatenlegierungen auf erlaubte Gehalte abgesenkt oder durch geeignete Legierungselemente ersetzt werden. Die vorliegende Arbeit untersuchte Sn-hältige 2000er-Legierungen hinsichtlich Werkstofftechnik und Fertigungsverfahren. Basis der Legierungselementvariation war das Legierungsfenster der EN AW 2007, wobei zusätzliche Musterlegierungen mit den Sonderlegierungselemente Ce, Co, Hf, Sr, Ti, V, Y und Zr hergestellt wurden. Der Einfluss der Gehaltsvariationen auf mechanische Eigenschaften, Mikrogefügeausbildung, Ausscheidungshärtbarkeit, Korrosionsbeständigkeit, Zerspan- sowie Eloxierbarkeit wurde analysiert.

Die Zusammenarbeit mit Forschungspartnern aus verschiedenen Sparten ermöglichte die Produktion und weitere Verarbeitung der AlCuMgSn-Legierungen hinsichtlich Strang- sowie Fließpressen, Aushärten, Zerspanen sowie Eloxieren. Die Charakterisierung des Gefüges, der Umformbarkeit, der mechanischen Eigenschaften sowie des Korrosionsverhaltens ergänzten die praxisnahen Untersuchungen.

Richtlinien für Block- und Werkzeugvorwärmung sowie Umformgeschwindigkeit wurden aufgrund der Resultate einer Parameterstudie für Strang- als auch Fließpressen festgelegt. Weiters zeigte sich, dass ein Fließpressen bei Raumtemperatur der hochfesten AlCuMgSn-Legierungen schadfrei möglich ist. Wärmebehandlungsuntersuchungen mit unterschiedlichen Auslagerungstemperaturen sowie -zeiten erlaubten die Charakterisierung von zinnhaltigen AlCuMg-Legierungen. Die beschleunigende Wirkung von Zinn bei der Warm-aushärtung, ebenso wie sein verlangsamender Effekt bei der Kaltaushärtung wurde bestätigt. Darüberhinaus zeigte sich, dass eine Raumtemperlagerung zwischen Abschrecken und Warmauslagern die Härtesteigerung der AlCuMgSn-Legierungen verzögert.

Auf Basis der ermittelten Daten aus den Zug- und Zerspanversuchen konnten mittels der statistischen Versuchsplanungssoftware Modde[®] 7.0 Legierungszusammensetzungen mit optimalen Festigkeitseigenschaften sowie Zerspanbarkeit bestimmt werden. Schnittparameterbereiche, bei der eine ausgezeichnete Zerspanbarkeit in Abhängigkeit von der Legierungszusammensetzung gegeben ist, wurden ermittelt.

Hartanodisierungsuntersuchungen zeigten, dass sich AlCuMgSn-Legierungen zum Farb-anodisieren eignen. Korrosionsprüfungen bestätigten die gute Schutzwirkung der Harteloxierschicht auf zinnhaltigen Legierungen. Bleihaltiges Referenzmaterial konnte durch Harteloxieren nicht vor Korrosion geschützt werden.

8 Ausblick

Aufbauend auf den hier dargelegten Erkenntnissen sollten weiterführende Untersuchungen eine gezielte Legierungsentwicklung hinsichtlich mechanischer Eigenschaften sowie Zerspan-, Eloxier- und Korrosionsverhalten beinhalten. Ein wichtiger Aspekt dabei ist die Wärmebehandlung. Zum Beispiel wird die Möglichkeit einer unterbrochenen Warmauslagerung in der Literatur^[11] angeführt und könnte somit aus ökonomischen Gründen von Bedeutung sein. Darüber hinaus sollte die Abhängigkeit der Korrosion von der Wärmebehandlung eruiert werden.

Diese zinnhaltigen AlCuMg-Legierungen würden den Vorteil der hohen Festigkeit der AlCuMg-Legierung mit der guten Zerspanbarkeit sowie des beschleunigten Warmaushärteverhaltens verbinden. Die modellierten Legierungen für optimale mechanische Eigenschaften bzw. für bestmögliche Zerspanbarkeit könnten Ausgangspunkt dieser fortsetzenden Arbeiten sein.

Weiters gilt es zu überprüfen, ob durch den verstärkten Einfluss des Zinns auf die Ausscheidungsvorgänge der Warmaushärtung eine Reduzierung des Kupfergehaltes möglich ist. Dies wurde auch von Faltus^[61] bereits vorgeschlagen.

Gegenstand weiterer Untersuchungen könnten andere Sonderlegierungselemente sein, um mögliche positive Effekte auf die Verarbeitbarkeit und Produkteigenschaften der AlCuMgSn-Legierungen zu verbessern. Außerdem ist die begünstigende Wirkung des Zirkons auf die Zerspanbarkeit umfangreicher zu untersuchen, sowie das Materialverhalten bei anderen Spanverfahren, wie zum Beispiel Fräsen, Sägen und Bohren.

9 Literatur

- [1] Bosch GmbH: Kraftfahrtechnisches Taschenbuch. 26. Auflage, Friedrich Vieweg & Sohn Verlag/GWV Fachverlage GmbH, Wiesbaden 2007.
- [2] WHO: Guidelines for drinking-water quality. Geneva, World Health Organization, 2003. Online im Internet: http://www.who.int/water_sanitation_health/ Abruf: 02.11.2009.
- [3] Richtlinie 98/83/EG des Rates vom 3. November 1998 über die Qualität von Wasser für den menschlichen Gebrauch. Online im Internet: http://europa.eu/legislation_summaries/environment/water_protection_management/l28079_de.htm, Abruf: 14.11.2009.
- [4] U.S. Environmental Protection Agency: Lead. Online im Internet: <http://www.epa.gov/lead>, Stand: 03.11.2009, Abruf: 14.11.2009.
- [5] Edwards, B.J. und G.D. Scott: Alcoa's UltrAlloy 6020: A lead free aluminum alloy with A-rated machinability ideally suited for precision machined parts. Alcoa, Nov. 2004.
- [6] Hatch, J.E.: Aluminium – properties and physical metallurgy. 9. Auflage, American Society for Metals, Ohio 1999.
- [7] Amtsblatt des Europäischen Gemeinschaften: Richtlinie 2000/53/EG des Europäischen Parlaments und des Rates vom 18. September 2000 über Altfahrzeuge.
- [8] Bundesgesetzblatt für die Republik Österreich Teil II, 184. Verordnung: Änderung der Altfahrzeugverordnung. Ausgegeben am 4. Mai 2006.
- [9] Official Journal of the European Union: Directive 2002/95/EC of the European Parliament and of the Council of 27 January 2003 on the restriction of the use of certain hazardous substances in electrical and electronic equipment.
- [10] DIN 8580: Fertigungsverfahren – Begriffe, Einteilung. Deutsches Institut für Normung, Beuth Verlag, Berlin 2003
- [11] Ostermann, F.: Anwendungstechnologie Aluminium. 2. Auflage, Springer-Verlag, Berlin 2007.
- [12] Kammer, C.: Aluminium-Taschenbuch – Band 1 Grundlagen und Werkstoffe. 16. Auflage, Aluminium-Verlag, Düsseldorf 2002.
- [13] Ruge J. und H. Wohlfahrt: Technologie der Werkstoffe: Für Studenten des Maschinenbaus und Bauingenieurwesens, der Verfahrenstechnik und der Werkstoffkunde. 7. Auflage, Vieweg Verlag, Braunschweig-Wiesbaden 2002.
- [14] Gottstein, G.: Physikalische Grundlagen der Materialkunde. 3. Auflage, Springer-Verlag, Berlin 2007.
- [15] Guinier, A.: La Diffraction des rayons X aux très petits angles: application à l'étude des phénomènes ultramicroscopiques. Annales de Physique 12 (1939), 161–237.
- [16] Hu, S.Y. et al.: Atomistic calculations of interfacial energies, nucleus shape and size of θ' precipitates in Al-Cu alloys. Acta Materialia 54 (2006), 4699–4707.
- [17] Mondolfo, L.F.: Aluminum Alloys: Structure and Properties. Butterworths, London 1976.
- [18] Abis, S. et al: Early aging mechanisms in a high-copper AlCuMg alloy. Scripta Materialia 45 (2001), 685–691.

-
- [19] Tönshoff, H.K. und B. Denkena: Spanen – Grundlagen. 2. Auflage, Springer-Verlag, Berlin 2004.
- [20] Paucksch, E., et al.: Zerspantechnik – Prozesse, Werkzeuge, Technologien. 12. Auflage, Vieweg+Teubner Verlag, Wiesbaden 2008.
- [21] Klocke, F. und W. König: Fertigungsverfahren 1 – Drehen, Fräsen, Bohren. 8. Auflage, Springer-Verlag, Berlin 2008.
- [22] Wiebach, H.-G.: Zerspanen der Aluminium-Legierung AlCuMgPb – Schnittvorgang im Feingefüge; Variation der Spannungsdicke. (Film-Signatur: E 1404) IWF Wissen und Medien GmbH, Göttingen 1965.
- [23] Johne, P.: Handbuch der Aluminiumzerspanung. Aluminium-Verlag, Düsseldorf 1984.
- [24] Johne, P.: Machining of Products, in European Aluminium Association: TALAT – Training in Aluminium Application Technologies: Lecture 3100, 1994.
- [25] Childs, T.H. und G.W. Rowe: Physics in metal cutting. Reports on Progress in Physics 36 (1973), 223–288.
- [26] Tschätsch, H. und J. Dietrich: Praxis der Zerspantechnik – Verfahren, Werkzeuge, Berechnung. 9. Auflage, Vieweg+Teubner Verlag, Wiesbaden 2008.
- [27] Wernick, S. et al.: Die Oberflächenbehandlung von Aluminium. 2. Auflage, Eugen G. Leuze Verlag, Saulgau 1977.
- [28] Anon.: Aluminium and Aluminium Alloys, Ed. J. R. Davis, American Society for Metals, Ohio, 1994.
- [29] Häuselmann Metall AG, Schweiz: Die Zukunft ist bleifrei – in der Automobilindustrie und in der Elektrotechnik. Stand: August 2005. Online im Internet: <http://www.haeuselmann.ch/webautor-data/8/DieZukunftistbleifrei.pdf>, Abruf: 19.11.2009.
- [30] Sandvik Coromant: Handbuch der Zerspanung – Das Standardwerk für den Praktiker. Sandviken, Schweden 1996.
- [31] Plansee TIZIT GmbH: Drehen – Grundlagen und Anwendungstechnik. VDI-Verlag, Düsseldorf 1987.
- [32] Johne, P.: Spanen von Aluminiumwerkstoffen. Aluminium 56 (1980) 6, 413–417.
- [33] Sandvik Coromant: Main Catalogue 2009. Sandviken, Schweden 2009.
- [34] Kutner, F. und E. Nachtigall: Eigenschaften der Aluminium-Automatenlegierungen. Aluminium 45 (1969), 621–626.
- [35] Smolej, A., et al.: Properties of aluminium free-cutting alloys with tin, Part I. Aluminium 78 (2002) 4, 284–288.
- [36] Smolej, A., et al.: Properties of aluminium free-cutting alloys with tin, Part II. Aluminium 78 (2002) 5, 388–391.
- [37] Zoller, H. Enzler G. und Fornerod J.C.: Über die Zerspanbarkeit von Aluminiumlegierungen. Aluminium Vol. 45 (1969), 49–54.
- [38] Trend, E.M. und Wright R.K.: Metal Cutting. 4. Auflage, Butterworth-Heineman, Woburn 2000.
- [39] Sircar, S.: Free-machining aluminum alloy and method of use. Assignee: Reynolds Metals Corp. (US), United States Patent 6315947, Publication Date: 13/11/2001.

- [40] Lohs, K. und P. Elstner: Fachlexikon Toxikologie. Springer, Wien 2008.
- [41] Lenntech Wasseraufbereitung und Luftreinigung: Element Wismut. Online im Internet: <http://www.lenntech.de/pse/elemente/bi.htm>, Abruf: 08.01.2010.
- [42] Rohstoffpreise (bid/ask) vom 06.04.2010 für Cd 2.2/2.4 \$/lb; Bi 9.0/9.7 \$/lb; In 570/620 \$/kg; Umrechnungsfaktor: 1 t = 2204,6226 lb.av. Online im Internet: <http://www.minormetals.com/>, Abruf: 06.04.2010.
- [43] Rohstoffpreise (bid/ask) vom 06.04.2010 für Sn 18.845/18.895 US\$/t und Pb 2.228/2.233 US\$/t. Online im Internet: <http://www.lme.com/>, Abruf: 06.04.2010.
- [44] Massalski, T.B.: Binary alloy phase diagrams. American Society for Metals, Ohio 1986.
- [45] Podgornik, A. und A. Smolej: Der Einfluss der Oberflächenspannung auf Größe und Verteilung von spanbrechenden Einschlüssen bei Legierungen vom Typ AlCu5(Pb)(Bi). Aluminium Vol. 47 (1971) 9, 554–556.
- [46] Sircar, S.: X6030, a new lead-free machining alloy. Material Science Forum 217-222 (1996), 1795–1800.
- [47] Smolej, A. et al.: Unleaded free-cutting aluminium alloys for extruding. Proc. of 4th World Congress on Aluminium, Montichiari, Italy, 3 (2000), 32–41.
- [48] Podgornik, A. und F. Vodopivec: Versuch einer quantitativen Darstellung der Gefügeanordnung des Bleis und des Wismuts in der Legierung AlCu5PbBi. Aluminium 46 (1970) 9, 614–617.
- [49] Key to Metals AG: Aluminum Alloys – Effects of Alloying Elements. Online im Internet: <http://www.key-to-nonferrous.com/default.aspx?ID=CheckArticle&NM=55>, Abruf: 14.11.2009.
- [50] Anon.: Recida, caratteristiche di una nova lega leggera a taglio rapido, da alta resistenza, Note d, officina 29, Alluminio XX (1951), 471–487.
- [51] Corus Aluminium Extrusions: Neue bleifreie Aluminiumlegierungen, Aluminium 82 (2006) 7-8, 662–664.
- [52] Unbekannt: Unleaded free-machining Al alloys enhance productivity. Advances Materials & Processes (USA) 153 (1998) 6, 8.
- [53] Smolej, A. et al.: Aluminum free cutting alloys, recycling process for the manufacture thereof and their use. Applicant: Impol, Industrija Metalnih Olizdelkov, D.D. (SI). International Publication Number WO 02/20862 A2/A3, Publication Date: 14/03/2002.
- [54] Smolej, A. et al.: Aluminum free-cutting alloy, processes for the production thereof and use thereof. Applicant: Impol, Industrija Metalnih Olizdelkov, D.D. (SI). International Publication Number WO 00/37697, Publication Date: 29/06/2000.
- [55] Smolej, A. et al.: Process for the manufacture of a free-cutting aluminum alloy. Assignee: Impol Aluminum Corporation, New Rochelle, NY (USA), United States Patent 6423163, Publication Date: 23/07/2002.
- [56] Smolej, A. et al.: Free-cutting aluminum alloy, processes for the production thereof and use thereof. Assignee: Impol Aluminum Corporation, New Rochelle, NY (USA), United States Patent 6248188, Publication Date: 19/06/2001.
- [57] Stulíková, I. et al.: The influence of tin on precipitation processes and mechanical properties of a machinable lead-free Al-Cu alloy. Kovové Materiály (Slovak Republic) 40 (2002) 5, 321–329.
- [58] Faltus, J. und K. Placek: Aluminium alloy with good machinability. Assignee: Alusuisse Lonza Servieces AG (CH), European Patent EP0982410 A1, Publication Date: 01/03/2000.

- [59] Faltus, J. und K. Placek: Bleifreie Aluminiumlegierung auf Basis von AlCuMg mit guter Spanbarkeit. Lead free Aluminium alloy based on AlCuMg with good machinability. Assignee: Alusuisse Lonza Servieces AG (CH), European Patent EP0964070 A1, Publication Date: 15/12/1999.
- [60] Allegra GmbH: Bleifreie Stangenlegierungen Stanal-32 und Stanal-40A. Online im Internet: http://www.allegra.ch/de/download/industrie/Alunovum_Stanal_d.pdf, Abruf: 19.11.2009.
- [61] Faltus, J. und K. Placek: Neue, gut spanbare Aluminiumlegierungen ohne Bleizusätze. Aluminium 75 (1999) 4, 304–307.
- [62] Aleris Extruded Products, Belgien: AlEco23Sn Datenblatt. Stand: 24.11.2006. Online im Internet: http://www.aleris-duffel.com/sites/PDF/ALU/DS%20AlEco23Sn%20_DU_%2024.11.2006.pdf, Abruf: 19.11.2009.
- [63] Aleris Extruded Products, Belgien: AlEco62Sn Datenblatt. Stand: 24.11.2006. Online im Internet: http://www.aleris-duffel.com/sites/PDF/ALU/DS%20AlEco62Sn%20_DU_%2024.11.2006.pdf, Abruf: 19.11.2009.
- [64] Kaiser Aluminum Corporation: Kaiser Aluminum Introduces RoHS Compliant Rod and Bar 2011 Alloy Product. Online im Internet: http://www.kaiseraluminum.com/wp-content/themes/kac/files/2011_information.pdf, Abruf: 18.11.2009.
- [65] Lukasak, D.A. und T.J. Klemp: Method of press quenching aluminium alloy 6020. Applicant: Alcoa Inc. (US). International Publication Number WO 2007/027629 A1, Publication Date: 08/03/2007.
- [66] Becker, J. und G. Fischer: Aluminium alloy of AlMgSi type with Sn and Mn. Assignee: Firma, Otto Fuchs, European Patent EP1098009 B1, Publication Date: 03/07/2002.
- [67] Sircar, S.: Free machining aluminum alloy containing bismuth or bismuth-tin for free machining and a method of use. Assignee: Reynolds Metals Co (US), United States Patent 6409966, Publication Date: 25/06/2002.
- [68] Klemp, T. J. et al.: Brazeable 6XXX alloy with B-rated or better machinability. Assignee: Alcoa Inc. (US). United States Patent 6361741, Publication Date: 26/03/2002.
- [69] Bartges, C.W. et al.: 2XXX series aluminum alloy. Assignee: Alcoa Inc. (US), United States Patent 6113850, Publication Date: 05/09/2000.
- [70] Coats II, N.L. und L.E. Farrar Jr.: Aluminum-cooper alloy. Assignee: Kaiser Aluminium Chem Corporation (US). United States Patent 5916385, Publication Date: 29/06/1999.
- [71] Sircar, S.: Free-machining aluminum alloy and method of use. Assignee: Reynolds Metals Corporation (US), United States Patent 5725694, Publication Date: 10/03/1998.
- [72] Sircar, S.: Machineable aluminum alloys containing In and Sn and process for producing the same. Assignee: Reynolds Metals Corporation (US), United States Patent 5587029, Publication Date: 24/12/1996.
- [73] Bartges, C.W. et al.: Substantially lead-free 6XXX aluminum alloy. Assignee: Alcoa Inc. (US), United States Patent 5522950, Publication Date: 04/06/1996.
- [74] Bartges, C. et al.: Lead-free 6xxx aluminium alloy. Applicant: Aluminium Company of America (Alcoa). International Publication Number WO 96/08586, Publication Date: 21/03/1996.
- [75] Aleris Extruded Products, Belgien: 2011E Datenblatt. Stand: 24.11.2006. Online im Internet: http://www.aleris-duffel.com/sites/PDF/ALU/DS%202011E%20_DU_%2024.11.2006.pdf, Abruf: 07.01.2010.

- [76] Aleris Extruded Products, Belgien: AA2028A Datenblatt. Stand: 15.11.2007. Online im Internet: http://www.aleris-duffel.com/sites/PDF/ALU/DS%20AA2028A%20_DU_%2015.11.2007.pdf, Abruf: 07.01.2010.
- [77] Aleris Extruded Products, Belgien: 6012E Datenblatt. Stand: 15.03.2007. Online im Internet: http://www.aleris-duffel.com/sites/PDF/ALU/DS%206012E%20_DU_%2015.03.2007.pdf, Abruf: 07.01.2010.
- [78] Aleris Extruded Products, Belgien: AA6042 Datenblatt. Stand: 29.06.2007. Online im Internet: http://www.aleris-duffel.com/sites/PDF/ALU/DS%20AA6042%20_US_%2029.06.2007.pdf, Abruf: 07.01.2010.
- [79] Aleris Extruded Products, Belgien: AA6064A Datenblatt. Stand: 26.11.2007. Online im Internet: http://www.aleris-duffel.com/sites/PDF/ALU/DS%20AA6064A%20_DU_%2026.11.2007.pdf, Abruf: 07.01.2010.
- [80] Aleris Extruded Products, Belgien: AIMach6065 Datenblatt. Stand: 24.11.2006. Online im Internet: http://www.aleris-duffel.com/sites/PDF/ALU/DS%20AIMach6065_DU_%2024.11.2006.pdf, Abruf: 07.01.2010.
- [81] Häuselmann Metall AG, Schweiz: Lieferprogramm Aluminium-Stangen. Stand: März 2007. Online im Internet: http://www.haeuselmann.ch/webautor-data/87/2007_lieferprogramm_alu-rundstangen-03_07.pdf, Abruf: 19.11.2009.
- [82] Häuselmann Metall AG, Schweiz: Kurzübersicht über bleifreie Aluminium – Automatenstangen ab häuselmann-Lager. Stand: 11.1.2007. Online im Internet: http://www.haeuselmann.ch/webautor-data/8/2007_01_shz_hinweis-fuer-kunden-ueber-anwendungsgebiete.pdf, Abruf: 19.11.2009.
- [83] Konzelmann, W.: Aluminium Gußlegierungen. Vereinigung Deutscher Schmelzhütten, Düsseldorf 1973.
- [84] Davis, J.R.: Alloying – Understanding the Basics. 1. Auflage – American Society for Metals, Ohio, 2001.
- [85] Mohamed, A.M.A. et al.: Effects of individual and combined additions of Pb, Bi and Sn on the microstructure and mechanical properties of Al-10.8Si-2.25Cu-0.3Mg-alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A* 40A (2009), 240–254.
- [86] Sato, T: Early stage phenomena and role of microalloying elements in phase decomposition of aluminum alloys. *Materials Science Forum (Switzerland)* 331-337 (2000) 1, 85–96.
- [87] Kliauga, A.M., E.A. Vieira und M. Ferrante: The influence of impurity level and tin addition on the ageing heat treatment of the 356 class alloy. *Materials Science and Engineering A* 480 (2008), 5–16.
- [88] Cížek, J. et al.: Annealing process in quenched Al-Sn alloys: A positron annihilation study. *Physical Review B* 71, (2005), 1–13.
- [89] Daud, A.R. und K.M.C. Wong: The effect of cerium additions on dent resistance of Al–0.5Mg–1.2Si–0.25Fe alloy for automotive body sheets. *Materials Letters* 58 (2004), 2545–2547.
- [90] Xiao, D.H. et al.: Effect of rare earth Ce addition on the microstructure and mechanical properties of an Al–Cu–Mg–Ag alloy. *Journal of Alloys and Compounds* 352 (2003), 84–88.
- [91] Li, H. et al.: Effect of Y content on microstructure and mechanical properties of 2519 aluminum alloy. *Transactions of the Nonferrous Metals Society of China* 17 (2007), 1194–1198.
- [92] Yokota, M.: Aluminum alloy electric conductor wire. Assignee: Sumitomo Electric Industries Ltd. (Osaka, JP), United States Patent 4182640, Publication Date: 08/01/1980.

-
- [93] Key to Metals AG: Aluminium-Copper Alloys. Online im Internet: <http://www.key-to-nonferrous.com/default.aspx?ID=CheckArticle&NM=73>, Abruf: 19.11.2009.
- [94] Key to Metals AG: Corrosion of Aluminum and Aluminum Alloys. Online im Internet: <http://www.key-to-nonferrous.com/default.aspx?ID=CheckArticle&NM=14>, Abruf: 19.11.2009.
- [95] Schoerner, R.J. und E.C. Chia: Aluminium-iron-nickel alloy electrical conductor. Assignee: Southwire Company, Carrollton (USA), United States Patent 4080222, Publication Date: 21/03/1978.
- [96] Totten, G.E. und D.S. MacKenzie: Handbook of Aluminium – Volume 1 Physical Metallurgy and Processes. Marcel Dekker Inc., New York–Basel 2003.
- [97] Hallem, H., B. Forbord und K. Marthinsen: An investigation of dilute Al–Hf and Al–Hf–Si alloys. *Materials Science and Engineering A* 387–389 (2004), 940–943.
- [98] Krist, T.: Leichtmetalle kurz und bündig. Vogel-Verlag, Würzburg 1969.
- [99] Miyazaki, K. und T. Ikeda: High-strength heat-resistant aluminium alloy, conductive wire, overhead wire and method of preparing the aluminium alloy. Assignee: Sumitomo Electric Industries Ltd. (Osaka, JP), Europäisches Patent EP0787811 B1, Publication Date: 03/05/2000.
- [100] Shabestari, S.G. und S. Ghodrati: Assessment of modification and formation of intermetallic compounds in aluminum alloy using thermal analysis. *Materials Science and Engineering A* 467 (2007), 150–158.
- [101] Sreeja Kumari, S.S. et al.: Effects of individual and combined additions of Be, Mn, Ca and Sr on the solidification behaviour, structure and mechanical properties of Al–7Si–0.3Mg–0.8Fe alloy. *Materials Science and Engineering A* 460–461 (2007), 561–573.
- [102] Camero, S., E.S. Puchi und G. Gonzalez: Effect of 0.1% vanadium addition on precipitation behavior and mechanical properties of Al-6063 commercial alloy. *Journal of Materials Science* 41 (2006), 7361–7373.
- [103] Arhami, M., et al.: Microstructural characterization of squeeze-cast Al–8Fe–1.4V–8Si. *Materials Science and Engineering A*, 485 (2008) 1-2, 218–223.
- [104] Nogita, K. et al.: Mechanisms of eutectic solidification in Al–Si alloys modified with Ba, Ca, Y and Yb. *Journal of Light Metals* 1 (2001), 219–228.
- [105] Knuutinen, A. et al.: Modification of Al-Si alloys with Ba, Ca, Y and Yb. *Journal of Light Metals* 1 (2001), 229–240.
- [106] Bouaeshi, W.B. und D.Y. Li: Effects of Y₂O₃ addition on microstructure, mechanical properties, electrochemical behavior, and resistance to corrosive wear of aluminium. *Tribology International* 40 (2007), 188–199.
- [107] Automation Creations, Inc.: 2007 Aluminum Composition Spec. MatWeb – Material Property Data. Online im Internet: <http://www.matweb.com/search/DataSheet.aspx?MatGUID=0d6a6689bd3b408e957338fca26ef353>, Abruf: 19.11.2009.
- [108] Doege, E. et al.: Fließkurvenatlas metallischer Werkstoffe. Hanser Verlag, München-Wien 1986.
- [109] Doege, E. und B. Behrens: Handbuch Umformtechnik – Grundlagen, Technologien, Maschinen. 5. Auflage, Springer-Verlag, Berlin-Heidelberg 2007.
- [110] Bruck, F. und B. Schwarz: Zur Verfügung gestellte Deformberechnungen. Neuman Aluminium Fließpresswerk GmbH, Lilienfeld 2009.

-
- [111] B. Buchmayr und C. Stöckl: Untersuchungsbericht 41/08. Department Product Engineering, Lehrstuhl für Umformtechnik, Montanuniversität Leoben 2008.
- [112] EN 755-2:1997: Aluminium und Aluminiumlegierungen – Stranggepresste Stangen, Rohre und Profile, Teil 2: Mechanische Eigenschaften. Europäisches Komitee für Normung, Brüssel 1997.
- [113] GESTIS-Stoffdatenbank, Gefahrstoffinformationssystem der Deutschen Gesetzlichen Unfallversicherung: Zinkdistearat. Online im Internet: www.dguv.de/bgia/stoffdatenbank, Abruf: 08.12.2009.
- [114] Stahl-Eisen-Prüfblatt 1178-90.
- [115] Stoimaier, S.: Zur Verfügung gestellte Daten. Heuberger Eloxal GmbH, Graz 2009.
- [116] Bard, A.J. and L.R. Faulkner: *Electrochemical Methods. Fundamentals and Applications*. John Wiley and Sons, New York (1980), 105.
- [117] Kubel F. und G. Faflek: VO Werkstoffcharakterisierung – Impedanzskriptum. Institut für Chemische Technologien und Analytik, TU Wien, 2010.
- [118] Verband der Automobilindustrie: VDA-Prüfblatt 621-415 Prüfung des Korrosionsschutzes von Kraftfahrzeuglackierungen bei zyklisch wechselnder Beanspruchung. Stand: 02/1982.
- [119] Umetrics: User Guide to MODDE. Malmö, Schweden, 1992 – 2009.
- [120] Gmelin, L.: *Handbuch der anorganischen Chemie* 46 Zinn Teil B. 1971, 161–162.
- [121] Atkins P.W.: *Physical Chemistry*. Oxford Univ. Press 1990, 141.
- [122] Outotec Research Oy: HSC 7 – $\Delta H_{\text{fus}} = 7194 \text{ J/mol}$. Outotec, Finland 2010.
- [123] Elgallad, E. et al.: Development of new Al-Cu based alloys aimed at improving the machinability of automotive castings. *International Journal of Metalcasting*, Spring 2009, 29–41.
- [124] Huang, Z., Z. Yin und H. Ma: Effect of aging treatment on microstructure and properties of lead-free free-cutting Al-Cu alloy. *Journal of Central South University* 38 (2007) 4, 629–633.
- [125] Hardy, H.K. *Journal of the Institute of Metals* 78 (1950-51), 169–194.
- [126] Hardy, H.K.: The aging characteristics of ternary aluminium-copper alloys with cadmium, indium, or in. *Journal of the Institute of Metals* 80 (1951-52), 483–492.
- [127] Hardy, H.K.: Aging curves of 110 °C on binary and ternary aluminium-copper alloys. *Journal of the Institute of Metals* 82 (1953-54), 236–238.
- [128] Faltus, J. et al.: Aluminium alloys on the basis of Al-Cu-Mg, lead-free, intended for cutting. *Materials Science Forum* 396-402 (2002), 1641–1646.
- [129] Cieslar, M. et al.: The influence of Sn and Pb on the phase transformation process of wrought Al-Cu-Bi alloys. *Aluminum Transactions*, 2 (2000), 277–282.
- [130] Silcock, J.M. und H.M. Flower: Comments on a comparison of early and recent work on the effect of trace additions of Cd, In, or Sn on nucleation and growth of θ' in Al-Cu alloys. *Scripta Materialia* 46 (2002), 389–394.
- [131] Silcock, J.M., T.J. Heal und H.K. Hardy: The structural aging characteristics of ternary aluminium-copper alloys with cadmium, indium, or tin. *Journal of the Institute of Metals* 84 (1955-56), 23–31.

- [132] Ringer, S.P., T. Hono und K. Sakurai: The effect of trace additions of Sn on precipitation in Al-Cu alloys: An atom probe field ion microscopy study. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 26A (1995), 2207–2217.
- [133] Szeles, C. et al.: Positron lifetime and Mössbauer spectroscopy study of vacancy-tin interaction in dilute Al-Sn alloys. *Physica status solidi A*, 103 (1987), 397–401.
- [134] Stulíková, I., J. Faltus und B. Smola: Influence of composition on natural ageing of Al-Mg-Si alloys. *Kovove Materialia* 45 (2007), 85–90.
- [135] Szeles, Cs., et al: Vacancy trapping at tin atoms during the recovery of a fast-quenched dilute aluminium-tin alloy and its effect on the isomer shift of the ^{119}Sn Mössbauer isotope. *Condensed Matter* 2 (1990), 3201–3217.
- [136] Losacker, K., K. Göbert und J. Pesek: Einfluss der Oberflächenbehandlung auf Fertigteile aus der neuen Automatenlegierung AlMg5Pb. *Aluminium* 65 (1989) 10, 1043–1048.
- [137] Wilson, D.N.: Applications of lead. Lead & Zinc '05. Proc. of the International Symposium on Lead and Zinc Processing, Kyoto, Japan, October 17-19, 2005, 103–121.
- [138] Prengaman, R.D.: Lead product development in the next millennium. Proc. of the Lead-Zinc 2000 Symposium which was part of the TMS Fall Extraction & Process Metallurgy Meeting, Pittsburgh, USA, Oct. 22-25, 2000, 17–22.
- [139] Winnacker, K.L., Küchler: *Chemische Technik, Prozesse und Produkte, Band 6a, Metalle*. 5. Auflage, WILEY-VCH Verlag GmbH & Co KGaA, Weinheim 2006.
- [140] Fuhrmann, G.F.: *Toxikologie für Naturwissenschaftler, Einführung in die theoretische und spezielle Toxikologie*. Teubner, Wiesbaden 2006.
- [141] US Department for health and human services – Agency for Toxic Substances and Disease Registry, Toxicological profile for lead, August 2007, Online im Internet: <http://www.atsdr.cdc.gov/toxprofiles/tp13.pdf>, Abruf: 14.11.2009.
- [142] Evans, C.J.: *Tin handbook*. 3. Auflage, Hüthig Verlag, Heidelberg 1994.
- [143] US Department for health and human services – Agency for Toxic Substances and Disease Registry, Toxicological profile for tin, August 2007, Online im Internet: <http://www.atsdr.cdc.gov/toxprofiles/tp55.pdf>, Abruf: 14.11.2009.
- [144] Daunderer, M.: ToxCenter e.V.: Zinn, Online im Internet: <http://www.toxcenter.de/artikel/Zinn-Vorkommen-Wirkung-Symptome-Therapie.php>, Stand: 01.04.2008, Abruf 09.04.2009.
- [145] Dekant, W.: *Toxikologie für Chemiker und Biologen*. Spektrum Akademischer Verlag GmbH, Heidelberg-Berlin-Oxford 1994.
- [146] Chemie.DE Information Service GmbH: Tabakrauch, Online im Internet: www.chemie.de/lexikon/d/Tabakrauch/#Partikel-Gehaltsstoffe/, Abruf: 14.11.2009.
- [147] Lenntech Wasseraufbereitung und Luftreinigung: Element Blei. Online im Internet: <http://www.lenntech.de/pse/elemente/pb.htm>, Abruf: 14.11.2009.
- [148] Lenntech Wasseraufbereitung und Luftreinigung: Element Zinn. Online im Internet: <http://www.lenntech.de/pse/elemente/sn.htm>, Abruf: 14.11.2009.
- [149] Lenntech Wasseraufbereitung und Luftreinigung: Zinn und Wasser. Online im Internet: <http://www.lenntech.de/pse/wasser/zinn/zinn-und-wasser.htm>, Abruf: 14.11.2009.
- [150] Lenntech Wasseraufbereitung und Luftreinigung: Blei und Wasser. Online im Internet: <http://www.lenntech.de/pse/wasser/blei/blei-und-wasser.htm>, Abruf: 14.11.2009.

10 Abkürzungsverzeichnis

| | |
|--------------|--|
| 2000er-Serie | Aluminium Knetlegierungen auf Basis AlCu |
| 6000er-Serie | Aluminium Knetlegierungen auf Basis AlMgSi |
| A | Bruchdehnung [%] |
| AFZ | ausscheidungsfreie Zonen |
| Al | Aluminium |
| a_p | Schnitttiefe [mm] |
| At.-% | Atomprozent |
| B | Bor |
| Bi | Wismut |
| bzw. | beziehungsweise |
| C0 | farblose Eloxierung (firmeninterne Bezeichnung) |
| C50 | blaue Eloxierung (firmeninterne Bezeichnung) |
| C60 | rote Eloxierung (firmeninterne Bezeichnung) |
| ca. | circa |
| CBN | kubisch kristallines Bornitrid |
| Cd | Cadmium |
| Ce | Cer |
| Co | Cobalt |
| Cu | Kupfer |
| CVD | chemical vapour deposition/chemische Gasphasenabscheidung |
| DP | Kurzbezeichnung nach ISO 513 für polykristallinen Diamant |
| DSC | differential scanning calorimetry/dynamische Differenz-Wärmestrom-Kalorimetrie |
| E | eutektische Temperatur |
| EDX | energiedispersive Röntgenspektroskopie |
| EIS | Elektrochemische Impedanzspektroskopie |
| ELV | Richtlinie 2000/53/EG über Altfahrzeuge |
| EN AW 2007 | AlCuMgPb, Aluminium Knetlegierung |
| EN AW 2011 | AlCu5BiPb, Aluminium Knetlegierung |
| EN AW 2030 | AlCuMgPb, Aluminium Knetlegierung |
| EN AW 6012 | AlMgSiPb, Aluminium Knetlegierung |
| EN AW 6262 | AlMgSiPb, Aluminium Knetlegierung |
| f | Vorschub [mm] |
| Fe | Eisen |
| FE | Finite Elemente |
| Gew.-% | Gewichtsprozent |
| GP | Guinier-Preston-Zone |
| GPB | Guinier-Preston-Bagariastkij-Zone |
| GS-Eloxal | Standard- bzw. Gleichstrom-Schwefelsäure Eloxierverfahren |
| HB/HBW | Härte nach Brinell (W ... Hartmetallprüfkugel) |
| Hf | Hafnium |
| HSS | high speed steel/Schnellarbeitsstahl |
| HW | Wolframcarbid, Kurzbezeichnung nach ISO 513 |
| In | Indium |
| LIM | Lichtmikroskop |
| M | monotektische Temperatur |
| Mg | Magnesium |
| Mn | Mangan |
| MoS | Molybdänsulfid |
| O | geglüht |
| OES | optische Emissionsspektroskopie |
| P | peritektische Temperatur |
| Pb | Blei |

| | |
|------------------------|---|
| ppb | parts per billion, 10^{-9} |
| ppm | parts per million, 10^{-6} |
| ppt | parts per trillion, 10^{-12} |
| Q | Zeitspanrate [mm^3/min] |
| REM | Rasterelektronenmikroskop |
| R_m | Zugfestigkeit [N/mm^2] |
| RoHS | Richtlinie 2002/95/EG zur Beschränkung der Verwendung bestimmter gefährlicher Stoffe |
| $R_{p0,2}$ | Dehngrenze [N/mm^2] |
| RT | Raumtemperatur |
| RTZ | Raumtemperaturzwischenlagerung |
| R_z | gemittelte Rautiefe [μm] |
| S | Al_2CuMg |
| S', S'' | Metastabile Vorphasen von Al_2CuMg |
| SFK | Spanformklasse, siehe Seite 64 |
| Si | Silizium |
| Sn | Zinn |
| Sr | Strontium |
| T3 | Lösungsglühen > Kaltverformung > Kaltauslagerung |
| T4 | Lösungsglühen > Kaltauslagerung |
| T6 | Lösungsglühen > Warmauslagerung |
| Ti | Titan |
| T_s | Schmelzpunkt |
| V | Vanadium |
| vc | Schnittgeschwindigkeit [m/min] |
| VDA 621-415 | Prüfblatt des Verbandes der Automobilindustrie - Prüfung des Korrosionsschutzes |
| WHO | World Health Organization/Weltgesundheitsorganisation |
| XRD | Röntgenbeugungsanalyse |
| Y | Yttrium |
| Zn | Zink |
| Zr | Zirkon |
| θ | Al_2Cu |
| θ' , θ'' | metastabile Vorphasen von Al_2Cu |
| Ω | Al_2Cu mit $\{111\}$ Kohärenzebene |
| Ω' , Ω'' | metastabile Vorphasen von Ω |

11 Abbildungs- und Tabellenverzeichnis

| | |
|---|----|
| Abbildung 3.1: Schnittvorgang im Feingefüge der AlCuMgPb-Legierung ^[22] | 10 |
| Abbildung 4.1: Lichtmikroskopische Aufnahme von AlCuMgSn1.0 | 32 |
| Abbildung 4.2: Rückstreuielektronen-Bilder der Legierung AlCuMgSn1.5 | 33 |
| Abbildung 4.3: EDX-Mapping; niedrig-schmelzendes β -Sn + Mg ₂ Sn Eutektikum | 34 |
| Abbildung 4.4: Rückstreuielektronen-Bild; β -Sn + Mg ₂ Sn Eutektikum..... | 34 |
| Abbildung 4.5: DSC-Thermogramm der Legierungen der ersten Charge | 36 |
| Abbildung 4.6: Mg-Sn Phasendiagramm..... | 37 |
| Abbildung 4.7: DSC-Thermogramm der Legierungen der zweiten Charge | 37 |
| Abbildung 4.8: Stauchprobe nach Rastegaev mit Bohrung für ein Thermoelement ^[110] | 39 |
| Abbildung 4.9: Fließkurven gemessen bei 480 °C an Pb- bzw. Sn-hältigem Material..... | 41 |
| Abbildung 4.10: Temperaturerhöhung des Pb- bzw. Sn-hältigen Materials..... | 41 |
| Abbildung 4.11: Rastegaev-Proben nach Umformung bei 480 °C..... | 42 |
| Abbildung 4.12: Stauchproben mit variiertem Sn-Gehalt nach Umformung | 43 |
| Abbildung 4.13: Fließkurven von AlCuMgSn1.0 bei hohen Umformraten | 43 |
| Abbildung 4.14: Temperaturerhöhung der AlCuMgSn1.0-Stauchproben | 44 |
| Abbildung 4.15: Rastegaev-Proben nach Umformung..... | 44 |
| Abbildung 4.16: AlCuMgSn1.0-Fließkurven gemessen bei Raumtemperatur | 45 |
| Abbildung 4.17: Temperaturerhöhung der AlCuMgSn1.0-Probe bei Raumtemperaturumformung | 46 |
| Abbildung 4.18: Rastegaev-Proben nach Umformung bei RT; | 46 |
| Abbildung 4.19: Darstellung von Heißrissen bei AlCuMgSn-Legierungen..... | 48 |
| Abbildung 4.20: Zugversuch – Werte der Dehngrenze $R_{p0,2}$ | 49 |
| Abbildung 4.21: Zugversuch – Werte der Zugfestigkeit R_m | 49 |
| Abbildung 4.22: Zugversuch – Werte der Gleichmaßdehnung A_g | 50 |
| Abbildung 4.23: Härtemessung nach Brinell | 50 |
| Abbildung 4.24: Gefügebau stranggepresster AlCuMgSn-Proben im Querschliff | 51 |
| Abbildung 4.25: Gefügebau stranggepresster Proben im Längsschliff | 52 |
| Abbildung 4.26: Geometrie der Airbaghülse ^[109] | 52 |
| Abbildung 4.27: Schematische Darstellung des Rückwärtsfließpressens ^[13] | 53 |
| Abbildung 4.28: Geschwindigkeitsvektoren kurz vor Ende des Pressvorganges ^[109] | 53 |
| Abbildung 4.29: Temperaturverteilung während und am Ende des Pressens ^[109] | 54 |
| Abbildung 4.30: Umformgrad zu zwei Zeitpunkten ^[109] | 54 |
| Abbildung 4.31: Von Mises Vergleichsspannung zu zwei Zeitpunkten ^[109] | 54 |
| Abbildung 4.32: Ergebnis der FE-Modellierung für die Presskraft während der Umformung ^[109] | 56 |
| Abbildung 4.33: Darstellung einer bei Raumtemperatur fließgepressten Airbaghülse | 56 |
| Abbildung 4.34: Härteverläufe zweier AlCuMgSn-Legierungen ausgelagert bei 180 °C..... | 59 |
| Abbildung 4.35: Härteverläufe zweier AlCuMgSn-Legierungen ausgelagert bei 160 °C..... | 59 |
| Abbildung 4.36: Härteverläufe zweier AlCuMgSn-Legierungen ausgelagert bei Raumtemperatur | 60 |
| Abbildung 4.37: Härteverläufe zweier vollständig T4-gehärteten AlCuMgSn-Legierungen ausgelagert bei 160 °C | 61 |
| Abbildung 4.38: Härteverläufe zweier vollständig T4-gehärteten AlCuMgSn-Legierungen ausgelagert bei 180 °C..... | 61 |
| Abbildung 4.39: Spanformklassen und Beurteilung von Spanformen..... | 64 |
| Abbildung 4.40: Rauheitsmessung an AlCuMgSn1.0..... | 65 |
| Abbildung 4.41: VCGX 16 04 08-Al – Schuppen ^[33] | 66 |
| Abbildung 4.42: Spanformen im f-ap-Diagramm von AlCuMgSn1.0 (Nass-Schuppen) | 67 |
| Abbildung 4.43: Spanformen im f-ap-Diagramm von AlCuMgSn1.2 (Nass-Schuppen) | 68 |
| Abbildung 4.44: CCGX 12 04 08-Al – Schuppen ^[33] | 70 |
| Abbildung 4.45: VCGX 16 04 04-Al – Schichten ^[33] | 70 |
| Abbildung 4.46: Spanformen im f-ap-Diagramm von AlCuMgSn1.0 (Trocken-Schuppen) | 72 |
| Abbildung 4.47: Spanformen im f-ap-Diagramm von AlCuMgSn1.2 (Trocken-Schuppen) | 73 |
| Abbildung 4.48: Spanformen im f-ap-Diagramm von AlCuMgSn1.0 (Trocken-Schichten) | 74 |
| Abbildung 4.49: Spanformen im f-ap-Diagramm von AlCuMgSn1.2 (Trocken-Schichten) | 75 |
| Abbildung 4.50: Prozessablauf der verschiedenen Eloxiermethoden ^[114] | 77 |
| Abbildung 4.51: Eloxierproben, links Eloxierprozess C0, Mitte C60, rechts C50 ^[114] | 78 |
| Abbildung 4.52: Eloxierproben, links Eloxierprozess C0, Mitte C60, rechts C50..... | 78 |
| Abbildung 4.53: REM-Aufnahmen eloxierter Proben, links AA2007, rechts AlCuMgSn1.2..... | 78 |
| Abbildung 4.54: 0.94 % Pb-hältige AA2007 nach zwölf VDA-Zyklen..... | 80 |

| | |
|--|-----|
| Abbildung 4.55: 0.99 % Sn-hältige AlCuMgSn1.0 nach zwölf VDA-Zyklen | 81 |
| Abbildung 4.56: Nyquist-Plot der harteloxierten AlCuMgSn1.2 und AA2007 nach 30 Tagen in 0,9 % NaCl-Lösung | 83 |
| Abbildung 4.57: Bode-Plot der harteloxierten AlCuMgSn1.2 und AA2007 nach 30 Tagen in 0,9 % NaCl-Lösung | 83 |
| Abbildung 5.1: Konstruktionszeichnung der Kokille für Laborabgüsse | 84 |
| Abbildung 5.2: Abhängigkeit der Dehngrenze vom Legierungselementgehalt | 88 |
| Abbildung 5.3: Abhängigkeit der Zugfestigkeit vom Legierungselementgehalt | 88 |
| Abbildung 5.4: Statistische Kenngrößen des Modells | 89 |
| Abbildung 5.5: Härteverläufe bei Warmauslagerung von AlCuMgSn-Legierungen mit hohem Cu-Gehalt und mit den Sonderlegierungselementen Ce und Y | 93 |
| Abbildung 5.6: Härteverläufe bei Warmauslagerung von AlCuMgSn-Legierungen mit Sonderlegierungselementen Ti, V und Zr | 93 |
| Abbildung 5.7: Härteverläufe bei Warmauslagerung von AlCuMgSn-Legierungen mit Sonderlegierungselementen Co, Sr und Hf | 94 |
| Abbildung 5.8: Härteverläufe bei Warmauslagerung von AlCuMgSn-Legierungen | 94 |
| Abbildung 5.9: Härteverläufe bei RT-Auslagerung von AlCuMgSn-Legierungen mit hohem Cu-Gehalt sowie mit den Sonderlegierungselementen Ce und Y | 95 |
| Abbildung 5.10: Härteverläufe bei RT-Auslagerung von AlCuMgSn-Legierungen mit Sonderlegierungselementen Ti, V und Zr | 96 |
| Abbildung 5.11: Härteverläufe bei RT-Auslagerung von AlCuMgSn-Legierungen mit Sonderlegierungselementen Co, Sr und Hf | 96 |
| Abbildung 5.12: Probenkörper nach Drehoperation | 97 |
| Abbildung 5.13: Anova-Plot des Versuchsmodells | 101 |
| Abbildung 5.14: G2B3-Cu4.7 mit Harteloxierschicht | 103 |
| Abbildung 6.1: β -Sn + Mg ₂ Sn-Eutektikum in Rosettenform | 107 |
| Abbildung 6.2: Rückstreuелектроненbild der Y-hältigen Legierung; Al ₆ Cu ₆ Y (helle Phase) | 108 |
| Abbildung 6.3: 0,2 % Ti-hältige Legierung; TiAl ₃ -Phase | 108 |
| Abbildung 6.4: Rückstreuелектроненbild der Zr-hältigen Legierung; Al ₃ Zr-Phase | 108 |
| Abbildung 6.5: Einfluss der Schnittbedingungen auf die Spanform bei AlCuMgSn-Legierungen | 117 |
| Abbildung 6.6: Einfluss der Schnittbedingungen auf die Spanform bei Stählen ^[19] | 118 |
| | |
| Tabelle 3.1: Chronologische Reihenfolge der auftretenden Phasen in AlCu-Legierungen ^[14,16] | 8 |
| Tabelle 3.2: Klassifizierung von Aluminiumlegierungen nach deren Zerspanbarkeit ^[24] | 14 |
| Tabelle 3.3: Schmelzpunkte und Rohstoffpreise vom 06.04.2010 ^[24,42,43] | 18 |
| Tabelle 3.4: Schmelzpunkte und Löslichkeiten der Elemente in Aluminium ^[6,11,17,44] | 18 |
| Tabelle 3.5: Schmelzpunkte infrage kommender Substitute sowie eutektische (E) und peritektische (P) Zusammensetzungen der binären Systeme ^[32,37,44] | 19 |
| Tabelle 3.6: Patente bleifreier Aluminiumlegierungen zur Zerspanung ^[39,53–56,58,59,65–74] | 21 |
| Tabelle 3.7: ELV-/RoHS-konforme Aluminium-Automatenstangen erhältlich am Markt | 22 |
| Tabelle 3.8: Chemische Zusammensetzungen ELV-/RoHS-konformer ⁷ Aluminium-Automatenstangen ^[5,60,62–64,75–82] | 22 |
| Tabelle 3.9: Einfluss der Legierungselemente auf die Eigenschaften von Aluminiumlegierungen | 23 |
| Tabelle 4.1: Chemische Zusammensetzung der Legierungen der ersten Charge im Vergleich mit dem Legierungsfenster einer Pb-hältigen AlCu-Legierung | 30 |
| Tabelle 4.2: Chemische Zusammensetzung der Legierungen der zweiten Charge | 30 |
| Tabelle 4.3: Chemische Zusammensetzung der Legierungen der dritten Charge | 30 |
| Tabelle 4.4: Präparationsrezept für wasserempfindliche, weiche Werkstoffe | 31 |
| Tabelle 4.5: Flächenanalyse und Korngröße (KG) der Schliiffbilder im LIM | 32 |
| Tabelle 4.6: DSC-Versuchsparameter der ersten Charge | 35 |
| Tabelle 4.7: DSC-Versuchsparameter der zweiten Charge | 36 |
| Tabelle 4.8: Versuchsmatrix für Umformsimulator TMTS | 39 |
| Tabelle 4.9: Chemische Zusammensetzung der geprüften Legierungen | 39 |
| Tabelle 4.10: Temperaturprofil im Bolzen unmittelbar vor dem Pressen | 47 |
| Tabelle 4.11: AlCuMgSn1.0-T6 – Mittelwerte und Standardabweichungen der mechanischen Eigenschaften | 51 |
| Tabelle 4.12: EN 755-2:1997 – Mechanische Eigenschaften stranggepresster Al-Legierungen | 51 |
| Tabelle 4.13: Versuchsparameter, Schmiermittel und daraus resultierende Presskraft | 57 |
| Tabelle 4.14: Spanformklassen und deren Beurteilung | 63 |
| Tabelle 4.15: Technische Daten der Drehmaschine Weipert WNC 500 S | 66 |
| Tabelle 4.16: Versuchsplan mit Ergebnissen – Schruppen | 66 |

| | |
|---|-----|
| Tabelle 4.17: 5-Achsen-CNC-Drehmaschine der Firma Gildemeister, Modell CTX 420 Linear | 69 |
| Tabelle 4.18: Versuchsplan mit Ergebnissen – Schruppen | 70 |
| Tabelle 4.19: Versuchsplan mit Ergebnissen – Schlichten | 71 |
| Tabelle 4.20: Prozessparameter beim Harteloxieren ^[114] | 76 |
| Tabelle 4.21: Oxidschichtdicke | 78 |
| Tabelle 4.22: Impedanzwerte der EIS-Messungen | 82 |
| Tabelle 5.1: Parameter Laborabgüsse | 84 |
| Tabelle 5.2: Chemische Zusammensetzung Laborabgüsse – Teil 1 | 85 |
| Tabelle 5.3: Chemische Zusammensetzung Laborabgüsse – Teil 2 | 85 |
| Tabelle 5.4: Chemische Zusammensetzung Laborabgüsse – Sonderlegierungselemente | 85 |
| Tabelle 5.5: Ergebnisse der Zugversuche | 87 |
| Tabelle 5.6: EN 755-2:1997 – Mechanische Eigenschaften stranggepresster Al-Legierungen ^[111] | 87 |
| Tabelle 5.7: Eingangsgröße Legierungselementgehalt | 89 |
| Tabelle 5.8: Zielgröße der mechanischen Kennwerte | 89 |
| Tabelle 5.9: Ergebnisse der Modellierung | 90 |
| Tabelle 5.10: Phasen und deren Menge bei verändertem Legierungselementgehalt | 90 |
| Tabelle 5.11: Detektion der Sonderlegierungselemente | 91 |
| Tabelle 5.12: DSC-Versuchsparameter zur Bestimmung der Onsettemperatur | 91 |
| Tabelle 5.13: Versuchsplan – Schruppen der Laborabgüsse, $v_c = 3800 \text{ U/min} = 240 \text{ m/min}$ | 97 |
| Tabelle 5.14: Eingangsgrößen der statistischen Versuchsplanung | 101 |
| Tabelle 5.15: Optimierende Zielgrößen der Legierung | 102 |
| Tabelle 5.16: Ergebnisse der Modellierung | 102 |
| Tabelle 6.1: Effekte der Hauptlegierungselemente | 105 |
| Tabelle 6.2: Effekte der Sonderlegierungselemente | 105 |
| Tabelle 6.3: Berechnung der Schmelzpunktserhöhung von Sn ^[12,119–121] | 107 |
| Tabelle 12.1: Aktuelle und frühere Anwendungen von ausgewählten Bleiverbindungen ^[40,140] | 142 |
| Tabelle 12.2: Anorganische Zinnverbindungen und deren Anwendungen ^[142,143] | 143 |
| Tabelle 12.3: Organische Zinnverbindungen und deren Anwendungen ^[141,142,143] | 143 |
| Tabelle 12.4: Symptome von Bleivergiftungen durch Pb-Verbindungen ^[40,139,144,146] | 145 |
| Tabelle 12.5: Gesundheitsgefährliche Bleikonzentrationen im menschlichen Körper ^[144] | 146 |
| Tabelle 12.6: Wirkung von Zinn und seinen Verbindungen ^[143,147] | 147 |

12 Anhang

12.1 Auswirkungen von Blei und Zinn auf Mensch und Umwelt

Erst durch die Betrachtung der einzelnen Anwendungsgebiete ist zu erkennen wo und in welchen Formen Gefahren von der Handhabung mit den Elementen Blei und Zinn ausgehen. Mit dem Wissen um solche Expositionen soll anschließend deren Toxizität betrachtet werden. Da viele Elemente auch im menschlichen Körper vorkommen oder zugeführt werden müssen, sind im Weiteren auch die Funktionen der genannten Elemente im menschlichen Körper beschrieben. Zuletzt sind deren Auswirkungen auf die Umwelt erwähnt.

12.1.1 Verwendung

Die vielfache Anwendbarkeit des **Bleis** (Pb) ergibt sich aus dessen charakteristischen Eigenschaften: ^[137,138]

- Pb ist durch seine Oberflächenpassivierung an Luft, in Wasser und Schwefelsäure beständig. Mit 80 % Marktanteil ^[137] ist die Produktion von Batterien der Hauptanwendungsbereich von Blei in Form von Gittermetall und Bleioxid oder -sulfat. Kupferfeinblei, mit 0,04 – 0,08 % Cu ^[139], kommt bei Geräten in der Schwefelsäureindustrie, Bleianoden und Anodenblätter in der Zink- sowie Kupfergewinnungselektrolyse oder der galvanischen Oberflächenbeschichtung (zum Beispiel Hartverchromen) zum Einsatz. ^[137,138] Trotz Oberflächenpassivierung des Bleis kann weiches nitrat-, carbonat- und huminsäurehaltiges Wasser toxisch relevante Mengen herauslösen. ^[140]
- Wegen seiner hohen Dichte kam Pb in Form von Schwunggewichten oder als Senkblei zur Anwendung. Im Bereich der Munition verliert es durch den vermehrten Einsatz von Stahl oder Bi-hältigen Legierungen immer mehr an Bedeutung. Als Abschirmung vor Gamma- und Röntgen-Strahlung, als Behältermaterial für radioaktive Isotope oder zur Abschirmung von Nuklearenergie und als Schallisolierung findet Pb nach wie vor seine Verwendung.
- Niedrige Festigkeit und hohe Duktilität machen Pb leicht formbar für Rohre und dessen Verbindungen, Bleche und Platten, Kabelmäntel oder Letternmetalle. Beispiele aus der Vergangenheit hierfür wären Trinkwasserleitungen, Tank-

verkleidungen der Chemischen Industrie, oder Bleche für die Dachdeckerei sowie zur Weinflaschenversiegelung.

- Wegen seiner guten Schmierwirkung kommt Pb als Lagermetall oder als Legierungszusatz für die spanabhebende Bearbeitung in Messing, Bronze, Stahl und Aluminiumlegierungen zum Einsatz. Auch in diesen Gebieten wird Blei substituiert.
- Geringer Schmelzpunkt und geringe Oberflächenspannung führten in der Vergangenheit zum breiten Gebrauch von Pb- und PbSn-Loten und machten eine Formteilmfertigung durch Guss interessant. Lote kamen unter anderem im Automobilbau, in der Elektronikindustrie als auch in der Lebensmittelindustrie zur Versiegelung von Nahrungsmitteldosen und -tuben zur Anwendung.
- Optische Eigenschaften. Als Bleioxid ist es Additiv in Bleikristallgläsern, optischen Gläsern, in Kathodenstrahlröhren oder in TV und PC-Bildschirmen. Durch die steigende Verwendung von Flachbildschirmen sinkt letztgenanntes Einsatzgebiet, da eine Röntgenstrahlungsabschirmung hier nicht mehr vonnöten ist.
- Gute Recyclingfähigkeit. Im Jahre 2004 kamen 56 %^[137] der Bleiproduktion aus sekundären Rohstoffen.

Auch der Einsatz von Pb-Verbindungen als PVC-Stabilisatoren dürfte nach Wilson^[137] seinen Höhepunkt erreicht haben. Pb-stabilisiertes PVC findet hauptsächlich Verwendung als Isoliermaterial bei Kabeln und Drähten, Konstruktionsprodukte für den Außenbereich und Wasserleitungen. Aus Umweltschutzgründen gibt es nun auch in diesem Gebiet Einschränkungen und PVC-Hersteller suchen nach einer anderen Alternative zur Stabilisierung.^[137]

In der jüngeren Historie erhöhte Blei die niedrige Klopfestigkeit des normalen Destillat-Benzins. Da jedoch der Einsatz von Katalysatoren zur Abgasnachbehandlung den Betrieb mit bleifreiem Benzin voraussetzt, sind Zusätze von sauerstoffhaltigen Komponenten wie Ether oder Alkohole üblich. Blei würde die Edelmetallbeschichtung (zum Beispiel Platin) der Katalysatoren, sowie die zur Regelung der Katalysatoren eingesetzten Lambda-Sonden schädigen und damit inaktiv machen.^[1]

In Tabelle 12.1 ist eine detaillierte Auflistung der Anwendungsgebiete von ausgewählten Bleiverbindungen gezeigt. Einige dieser Einsatzmöglichkeiten sind zunehmend aufgrund strikter Gesetzgebungen schrittweise durch weniger gesundheitsgefährdende Produkte ersetzt worden.

Tabelle 12.1: Aktuelle und frühere Anwendungen von ausgewählten Bleiverbindungen ^[40,141]

| Bezeichnung | Anwendung |
|---------------------------|---|
| Bleiacetat | Lacke, Farben von Textilien, Insektenvernichtungsmittel, Haarfärbemittel, Anstriche im Schiffsbau (Antifouling), Reagenz in der Analytischen Chemie; Weinsüßungsmittel „Bleizucker“ |
| Bleiarsenat | Schädlingsbekämpfungsmittel |
| Bleibromid | Fotopolymerisation, Flussmittel zum Schweißen |
| Bleichlorid | Reagenz in der Analytischen Chemie, Blei-Chromat-Pigmente, Präparat zur Herstellung von Bleisalzen |
| Bleichromat | Pigmente in Farben, Kunststoffe, keramische Überzüge, organische Analyse |
| Bleiodid | Bronzieren, Fotografie, Drucken |
| Bleimolybdat | Analytische Chemie, Pigmente |
| Bleinitrat | Bleisalze, Beizmittel, Oxidant in der Farbenindustrie, Sprengstoffe, Lithographie, Sensibilisator in der Fotografie |
| Bleioxid | Bleiakkumulatoren, keramische Bindemittel und Flussmittel, Keramik, Glasuren, Glaswaren, Chrompigmente, Erdölindustrie, Lacke, Emaillierungen |
| Bleiphosphat | Stabilisierungsmittel in Kunststoffen |
| Bleisulfate | Batterien, Farben, Keramik, Pigmente, Elektro- und Vinylverbindungen mit hoher Temperaturbeständigkeit |
| Bleisulfide | Keramik, Infrarot-Strahlungs-Detektor, Halbleiter |
| Bleitetraethyl, (-methyl) | Antiklopfmittel im Flugmotorenbenzin oder im Motorsport |

Der Rückgang in einst wichtigen Märkten schlägt sich nicht in der Gesamtverbrauchskurve nieder, da das Wachstum anderer Anwendungen die Verluste in älteren Märkten stetig kompensiert. Weiters steigt der Bleiverbrauch von Asien, insbesondere China – er betrug im Jahr 2004 40 % ^[137] von der Gesamtbleiproduktion. Chancen für die Verwendung von Blei sieht Wilson ^[137] in der Herstellung von großen Speicher-Batterien bei der photovoltaischen Stromerzeugung, um den Überschuss an Elektrizität, generiert während des Tages, für die Nacht verfügbar zu machen. Als neue Märkte mit Potenzial nennt Wilson ^[137] Blei als Abschirmung von nuklearem Abfall oder als Erdbebendämpfer in Gebäuden.

Der größte Absatzmarkt für **Zinn** ist die Weißblechproduktion. Daraus hergestellte Verpackungen, im Allgemeinen Dosen, dienen mit 90 % ^[142] vorwiegend der Nahrungsmittelkonservierung. Das breite Einsatzspektrum der übrigen 10 % ^[142] konzentriert sich überwiegend auf die Elektronik- und Automobilindustrie, auf die Herstellung von Aerosolbehältern und auf dekorative Anwendungen. Ein weiterer großer Bereich ist die Zinnlotproduktion, mit Anwendungen in der Photovoltaik-, Elektrik- und Elektronikindustrie, und einem sinkendem Anteil bei sanitären Installationen. Daneben gewährleisten Zinn und seine Legierungen nicht nur Lötbarkeit, sondern auch Korrosionsbeständigkeit als Beschichtungsmaterial für andere Metalle. Verfahren dazu sind das Feuerverzinnen und Elektroplattieren. Neben traditionellen Verwendungen von Zinnbronzen, wie dem Glockenguss oder der Bildhauerei, liegt jedoch deren größter Gebrauch im Maschinen- und Gerätebau. Des Weiteren ist Zinn in verschiedenen Legierungen, wie Lagermetallen,

Hartzinn für zum Beispiel Zinngeschirr, Orgelpfeifen, oder als Legierungselement in Stahl und Gusseisen enthalten. Anorganische Verbindungen finden Einsatz in der Keramik-, Glas-, Supraleiter- und Halbleiterindustrie, sowie als Katalysatoren in der chemischen Industrie, ferner für den pharmazeutischen Gebrauch, in der diagnostischen Medizin und als Brandinhibitoren (Tabelle 12.2). Radioaktive Isotope kommen zum Einsatz bei kernphysikalischen Forschungszwecken. ^[142,143]

Tabelle 12.2: Anorganische Zinnverbindungen und deren Anwendungen ^[143,144]

| Bezeichnung | Anwendung |
|----------------------|--|
| Zinn(IV)-Oxid | Keramik- und Glasindustrie, Poliermittel, Katalysator |
| Zinn(IV)-Chlorid | Ausgangsmaterial für Organozinnverbindungen |
| Zinn(II)-Sulfat | Stahlverzinnung |
| Zinn(II)-Fluorid | Zahncreme, zahnmedizinische Präparate |
| Zinn(II)-Chlorid | Reduktionsmittel, Galvanisierungstechnologie, Konservierungsmittel in Lebensmitteln, Stahlverzinnung |
| Zinn(II)-Fluoroborat | Galvanisierungstechnologie |

Weitaus größere Verwendung als anorganische Verbindungen finden organische Zinnverbindungen (Tabelle 12.3). Sie gliedern sich in zwei Hauptgebiete, zu einem Drittel den bioziden Anwendungen und etwa zwei Drittel jenen in der Kunststoffindustrie, hauptsächlich als Stabilisatoren und Katalysatoren. Von wirtschaftlicher Bedeutung sind folgende Gruppen: Mono($R\text{SnX}_3$)-, Di($R_2\text{SnX}_2$)-, Tri($R_3\text{SnX}$)- und Tetra($R_4\text{Sn}$)-Zinnverbindungen. Dabei ist R eine Alky- oder Arylgruppe mit starker Bindung zu Zinn, X steht für eine anionische Gruppe. Tetra-Verbindungen dienen zumeist der Herstellung von Mono-, Di- und Tri-Zinnverbindungen. ^[142,143]

Tabelle 12.3: Organische Zinnverbindungen und deren Anwendungen ^[142,143,144]

| Gruppe | R | Anwendung |
|--------------------------|-----------------------|--|
| $R_4\text{Sn}$ | Buthyl | Ziegler-Natter-Co-Katalysatoren |
| | Phenyl | Transformatoröl, Stabilisatoren |
| $R_3\text{SnX}$ (TBT) | Buthyl | Industrielle Biozide zum Beispiel für Farben- und Holzkonservierung, Desinfektionsmittel, Fungizide, Algizide, Bakterizide |
| | Phenyl | Landwirtschaftliche Fugizide, Insektizide, Akarizide, Anti-Fouling-Farben |
| $R_2\text{SnX}_2$ | Methyl, Buthyl | PVC-Hitze-/Lichtstabilisatoren; Katalysatoren für PU-Schäume & Raumtemperatur-Vulkanisierungs-Silikone und für Veresterungen; Vorverbindungen für Sn(IV)oxid-Filme auf Gläsern |
| | Octyl | PVC-Hitze-/Lichtstabilisator für Lebensmittelverpackungen |
| $R\text{SnX}_3$ | Methyl, Buthyl, Octyl | PVC-Hitze-/Lichtstabilisatoren |

12.1.2 Toxikologie

Der Gebrauch von Blei in metallischer Form (zum Beispiel Bleche, Rohre) ist ungefährlich, da die unverletzte Haut Pb und auch seine anorganischen Verbindungen kaum resorbiert. ^[40,139] Dagegen führen lang andauernde Einwirkungen von Milligramm-Mengen zu chronischen Vergiftungen. Gesundheitsschädlich ist Blei vor allem in Form von Staub, Dampf, Aerosolen oder Rauch (MAK-Wert: 0,1 mg/m³). ^[139] In dieser Form kann es pulmonal über das Atmungssystem und Absorption durch die Lunge in den Körper gelangen. Die Resorptionsrate liegt abhängig von Atemvolumen, Löslichkeit und Partikelgröße zwischen 40 – 90 % ^[145] des in der Atemluft enthaltenen Bleis. ^[140,145] Oral, mittels Essen, Getränken bzw. Trinkwasser kann es der Magen-Darm-Trakt adsorbieren. Sehr gefährlich sind organische Bleiverbindungen, wie Tetraethylblei und Tetramethylblei (MAK-Wert: 0,075 mg/m³). ^[139]

Zigarettenrauch ist eine nicht zu unterschätzende Aufnahmequelle des Schwermetalls. Es enthält Blei in Form von Kationen und organischer Verbindungen. Unter den 15 – 40 mg biologisch aktiven, toxischen Substanzen einer filterlosen Zigarette befindet sich ein Bleigehalt von 0,017 – 0,98 µg. Zu den Karzinogenen zählen in erster Linie polyzyklische Aromate und die tabaktypischen Nitrosamine, deren krebserregende Wirkung unter anderem durch Schwermetalle unterstützt wird. ^[146]

Die *akute und subakute Bleivergiftung* verläuft langsam und führt erst nach mehreren Tagen zum Ableben. Akute Vergiftungsfälle mit anorganischen Verbindungen sind selten, da auch nach oraler Aufnahme große Mengen ohne Vergiftungsanzeichen tolerierbar sind. So beträgt zum Beispiel die letale Dosis für Bleiacetat 5 – 30 g/kg Körpergewicht. Die geringfügige intestinale Resorptionsrate mit 5 – 10 % kann einem Erwachsenen ausreichend Schutz bieten. Dem gegenüber steht eine hohe Rate von 50 % bei Kindern. Zur schnellen Giftenfernung ist bei der akuten Vergiftung Erbrechen auszulösen. ^[40,140]

Die *chronische Bleivergiftung* (Saturnismus) wird durch ihre anfänglichen unspezifischen Kennzeichen (siehe Tabelle 12.4) oft nicht erkannt. ^[140] Pb ist toxisch gegenüber dem zentralen und dem peripheren Nervensystem, gekennzeichnet durch Nerven- und Verhaltensstörungen, gegenüber dem hämatopoetischen (blutbildenden) System und der Niere – ebenfalls aufgelistet in Tabelle 12.4. Eine pränatale Exposition steht unter Verdacht die mentale Entwicklung sowie die Lernfähigkeit des Kindes zu beeinflussen. ^[2,147] Eine chronische Zufuhr von organisch gebundenem Blei führt zu dem Bild einer chronischen Vergiftung durch anorganisches Blei. ^[140]

Tabelle 12.4: Symptome von Bleivergiftungen durch Pb-Verbindungen [40,140,145,147]

| Bleivergiftung | Symptome |
|---------------------------|--|
| akute/subakute | erhöhter Speichelfluss, Metallgeschmack, Übelkeit, Erbrechen, Leibschmerzen, Darmkrämpfe, Koliken, Stuhl- und Harnverhalten, Kreislaufkollaps, Leber- und Nierenschäden |
| chronische Bleivergiftung | bei Kindern: zentralnervöse Symptome Mattigkeit, Schwäche, Appetitlosigkeit und Gewichtsabnahme; fahle, aschgraue Gesichtsfarbe, Leberschwellung, Koliken, Stuhlverstopfung, Kopf- und Muskelschmerzen. Bleisaum: Ablagerung von Bleisulfid am Zahnfleischrand. Zentralnervöse Symptome bei langsamem Verlauf: Taubheit der Finger, Gehstörungen, Gedächtnisschwäche, Schwindel, Schlaflosigkeit, Depressionen, Erregungszustände, Kopfschmerzen, Seh- und Hörstörungen. Störung der Biosynthese des Hämoglobins und der Erythropoese; Folge davon ist Blutarmut (Anämie). Peripheres Nervensystem: Nervenlähmungen mit motorischen Ausfällen an Armen und Beinen. Nierenschädigungen, Absterben von Gewebe (Gangrän), Angina-pectoris-Anfälle. Menstruationsstörungen, Unfruchtbarkeit bei Frau und Mann (Spermizid), Früh- und Fehlgeburten (missbräuchliches Abortivum). |

Nach der Resorption sind mindestens 90 % des im Blut befindlichen Bleis an Erythrozyten gebunden. Das freie Blei gelangt von hier aus bei Kindern in die weichen Gewebe, von denen es mit einer Halbwertszeit von 20 Tagen ausgeschieden werden kann. Diese Bleidepots erhöhen wegen der besseren Mobilisierbarkeit und Resorption die toxische Wirkung bei Kindern. Bei Erwachsenen stört das freie Pb hauptsächlich den Calcium-Metabolismus: Pb dringt in Zähne und Knochen, in denen es sich wie Calcium verhält, ein und wird dort mit einer Halbwertszeit von 20 Jahren gespeichert. Aus diesem Speicher kann es durch Vorgänge, die auch physiologisch Calcium mobilisieren würden, freigesetzt werden. Dazu gehören Fieber, Schwangerschaft, Stress, Azidose oder Frakturen. Die Plazentaschranke und die Blut-Hirn-Schranke werden in Form von lipophilen Komplexen ohne wesentliche Behinderung überwunden. Die Ausscheidung von Blei nach den genannten Halbwertszeiten erfolgt hauptsächlich über die Nieren. Geringfügige Mengen scheiden sich biliär und in Spuren über Haare, Nägel, Schweiß und Milch aus. Zu einer Ausscheidung von organischen Bleiverbindungen kommt es allerdings kaum. [140,145]

Bleitetraethyl und -methyl (Antiklopfmittel) wirken extrem toxisch bei Inhalation oder Hautkontakt: Nach der Anreicherung im zentralen Nervensystem kommt es zur Umwandlung in anorganische Pb-Verbindungen. Als Folge treten zentralnervöse Erscheinungen, wie es bei einer chronischen Vergiftung der Fall ist, auf (siehe Tabelle 12.4). Weiters Halluzinationen, epileptiformen Krämpfe, Blutdrucksenkung, Temperaturabfall und schließlich Tod. Eine akute Vergiftung mit diesen Substanzen kann nicht therapiert, nur mit Diazepam gedämpft werden. [40,140]

Tabelle 12.5 gibt einen Überblick über gesundheitsgefährliche Bleikonzentrationen im menschlichen Körper.

Tabelle 12.5: Gesundheitsgefährliche Bleikonzentrationen im menschlichen Körper ^[145]

| Symptome | Bleikonzentration in µg/dl | |
|---|----------------------------|------------|
| | Kinder | Erwachsene |
| Anämie | 80 – 100 | 80 – 100 |
| Toxische Schädigung des Gehirns | 80 – 100 | 100 – 200 |
| Verringerte geistige Leistungsfähigkeit | < 30 | |
| Lähmungen | 40 | 40 |
| Akute Nierenschäden | 80 – 100 | |
| Chronische Nierenschäden | - | 60 |

Die Aufnahme von **Zinn** und seinen Verbindungen kann über Nahrung, Atmung und Hautkontakt stattfinden. Durch die orale Zufuhr von *anorganischen Zinnverbindungen* kann es zu gastrointestinalen Reiz- und in weiterer Folge zu Vergiftungserscheinungen (ab 1370 mg Sn/kg Konserve ^[144], dies entspricht 4,4 – 6,7 mg Sn/kg Körpergewicht ^[144]) kommen, wobei Zinn(II) mit 2,85 %, Zinn(IV) mit 0,64 % ^[144] resorbiert werden. Dies ist vor allem durch Konsum von Konservennahrung der Fall oder durch das etwaige Vorhandensein von Amalgam-Zahnfüllungen. Die Auslösung akuter Intoxikationen kann durch tagelang offen stehende Weißblechdosen, besonders bei saurem Inhalt, erfolgen. Die meisten Konserven enthalten Sn-Konzentrationen von 5 – 50 mg/kg ^[144], ungeöffnete saure Säfte 100 – 500 mg/kg ^[144]. Darmbakterien und *Candida* verwandeln anorganisches Zinn in hochgiftige organische Zinnverbindungen. Ablagerungen von Zinn im Körper sind in erster Linie in den Knochen, dann in absteigender Reihenfolge in den Nieren, der Leber und der Lunge zu finden. 20 % des aufgenommenen Zinns verlassen mit einer Halbwertszeit von vier Tagen, weitere 20 % mit einer Halbwertszeit von 25 Tagen und die restlichen 60 % mit einer Halbwertszeit von 400 Tagen den Körper. Wobei es in den Knochen am längsten gespeichert wird. Die Aufnahme von anorganischen Zinnverbindungen durch Inhalation kann nach jahrelanger Exposition zur Pneumokoniose mit Zinnakkumulationen in der Lunge (Stannose) ohne Funktionseinschränkungen führen. Der MAK-Wert ^[144] liegt bei 2 mg Sn/m³. ^[144,148]

Organische Zinnverbindungen sind hochtoxisch und wirken durch ihre hohe Affinität zum Zentralnervensystem – sie sind lipidlöslich – als Hirngift, so dass Intoxikationen tödlich verlaufen können. Die Toxizität der Organozinnverbindungen hängt von der Alkylrest-Kettenlänge ab: je kürzer diese sind (Methyl-, Ethyl-), desto heftiger ausgeprägt ist die Wirkung. Im menschlichen Körper verteilen sich organische Zinnverbindungen vor allem in der Leber, den Nieren und dem Nervensystem. Die genauen Prozentangaben variieren dabei von Verbindung zu Verbindung. Dämpfe und Stäube von organischen Zinn-

verbindungen verursachen Augen- und Atemwegsentzündungen. MAK-Wert für organische Verbindungen: $0,1 \text{ mg Sn/m}^3$. [144,148]

Tabelle 12.6: Wirkung von Zinn und seinen Verbindungen [144,148]

| Wirkung | Symptome |
|-------------|---|
| lokal: | <p>anorganische Verbindungen:</p> <p>oral: Metallgeschmack, Durchfall, Müdigkeit, Übelkeit, Erbrechen, Kopfschmerzen, Koliken, Diarrhoe</p> <p>pulmonal: Stannosis (Sn-Ansammlungen in der Lunge), nach 6 bis 8 Jahren entwickeln sich Pneumokoniosen</p> <p>organische Verbindungen:</p> <p>Hautläsionen, Verätzungen oder subakute Dermatosen, Schleimhaut- und Hautreizungen, Hautveränderungen, Augen- und Atemwegsentzündungen</p> |
| systemisch: | <p>anorganische Verbindungen:</p> <p>Lähmungen, Anämie (Störung des Häm-Metabolismus); Leberschäden, Fehlfunktionen des Immunsystems, greift in den Calciumhaushalt des Körpers ein; nach Langzeiteinwirkung: Tod.</p> <p>organische Verbindungen:</p> <p>Hirn- und Rückenmarködeme, Lebernekrosen (örtlicher Gewebstod), gastrointestinalen Komplikationen, Herzrhythmusstörungen, Heiserkeit, Husten, Kälte- und Wetterempfindlichkeit, Blässe, Sehstörungen, Anämie (Störung des Häm-Metabolismus), Schädigungen der Chromosomen.</p> <p>zentralnervösen Schäden: Depressionen, Schwäche, Antriebslosigkeit, Neuralgien, Schmerzempfindlichkeit, Durchfall, Appetitlosigkeit, Gewichtsverlust Krämpfe, Lähmungen, Muskelschwäche, Erregungen, Hyperaktivität, Schlaflosigkeit, Geistesabwesenheit, Erinnerungsschwäche, Aufmerksamkeitsverlust, Desorientiertheit, epileptische Anfälle, Schwindel, Kopfschmerzen, Erbrechen, Störungen des Gleichgewichtssinns, Koma.</p> |

Anorganisches und elementares Zinn können verschiedene Enzyme hemmen, wie zum Beispiel die Succinatdehydrogenase in der Leber. Was zu einem veränderten Leberstoffwechsel führt. Durch Senken der Aktivität der sauren und alkalischen Phosphate und des Calciumgehalts in den Knochen können sie deren Druckfestigkeit erniedrigen. Schließlich bremst Zinn das Wachstum des Organismus und besitzt vermutlich eine unterdrückende Wirkung auf das Immunsystem. Dies ist eventuell ein indirekter Effekt der Interaktion zwischen Zinn und essentieller Metalle wie Zink, Kupfer, Eisen und Selen. Außerdem sind sie in der Lage, die Säureproduktion des Magens zu reduzieren und so die Eiweißverdauung zu erschweren. [144]

12.1.3 Funktionen im menschlichen Körper

Nach dem jetzigen Wissensstand erfüllt **Blei** keine Funktionen im menschlichen Körper, sondern schädigt diesen nur. ^[147]

Zinn ist mit einem Gehalt von circa 0,2 ppm ^[149] im menschlichen Körper enthalten, allerdings liegt keine Bestätigung vor, dass dieses Element für den Menschen essentiell ist. Obwohl es bewiesen ist, dass Zinn für das Wachstum von Ratten notwendig sei, existiert keine Übertragbarkeit dieser Tatsache auf andere Tiere oder auf den Menschen. ^[143,144] In einigen Berichten sind allerdings Sn-Mangelerscheinungen wie Haarausfall, Appetitlosigkeit und Akne beschrieben. Es besteht die Annahme, dass das Magen-Darmtrakt-Hormon Gastrin Zinn enthält. ^[144,149]

12.1.4 Effekte auf die Umwelt

Blei kommt auch natürlich in der Natur vor, doch sind die erhöhten Konzentrationen, mit einem Anstieg auf das Tausendfache, vom Menschen verursacht. Die größte Erhöhung fand in den Jahren zwischen 1950 und 2000 statt, worin sich der weltweite Verbrauch von verbleitem Benzin widerspiegelt. Vor 1950 kam Blei hauptsächlich als Schädlingsbekämpfungsmittel zum Einsatz. ^[141,147]

Blei und seine Verbindungen gelten als giftig und umweltgefährdend. Bleisalze, -acetate, -oxide, -nitrate und -carbonate sind wassergefährdend (Deutsche Wassergefährdungsklasse 2). ^[150]

Als Quellen einer Pb-Exposition sind das Brauchwasser, die Atmosphäre und Erde oder berufsbedingter Aussatz zu nennen.

Pb ist nur mehr in sehr geringem Maß im Trinkwasser enthalten. Die Menge an gelöstem Pb aus Hausinstallationen, aber auch durch Regenwasser hängt ab von pH-Wert, Temperatur, Wasserhärte und Verweilzeit des Wassers, wobei weiches und zugleich saures Wasser am meisten Pb lösen kann. ^[2] In Meerwasser ist es mit 2 – 30 ppt ^[147] enthalten, in Flusswasser mit Konzentrationen von 0,3 – 30 ppb ^[147].

Pb-Emissionen in die Atmosphäre sind hauptsächlich von der Pb-gewinnenden und -verarbeitenden Industrie verursacht, wie zum Beispiel Blei- und Zinkhütten, Zinkgießereien, Bleisalz- und Bleifarbenfabriken, Automobilindustrie, Akkumulatorenfabriken oder Betriebe der Emaille-, Glas- und Tonwarenherstellung. ^[40] Eine weitere Emissionsquelle sind zum Teil noch Abgase von Ottomotoren: Die Beimengung von 1,2-Dichlorethan und 1,2-Dibromethan in verbleitem Benzin sorgt für die Entstehung von flüchtigen Bleihalogeniden (PbCl_2 , PbBr_2), die der Ablagerung des während der Verbrennung freiwerdenden hochschmelzenden PbO im Motor vorbeugen. Als Aerosol können so diese Verbindungen aus dem Brennraum

ausgetragen und als Pb-Salze in die Umwelt gelangen. Darüber hinaus kann Pb auch durch andere Verbrennungsprozesse, wie die Verbrennung fossiler Brennstoffe im Allgemeinen und die Müllverbrennung im Besonderen, emittiert werden. Beispielsweise enthält Braunkohle circa 0,2 g ^[141] Blei je Tonne. ^[140,141,147]

Im Erdboden reichert sich Pb durch die eben genannten Emissionen an. So finden sich im Umkreis von Autobahnen, Minen oder Schmelzen und selbstverständlich auch von aufgelassenen Hüttenbetrieben erhöhte Bleikonzentrationen von > 200 bis 4000 mg/kg ^[140] im Erdboden. ^[140,147]

Größere Partikel können sich rasch absetzen und somit Boden und Oberflächengewässer kontaminieren. Kleinere Teilchen verbreiten sich mehrere tausend Kilometer weit in der Luft und verbleiben, so sie nicht mit dem Niederschlag auf die Erde gelangen, in der Atmosphäre. ^[141,147]

Blei bleibt überwiegend in den obersten Schichten des Bodens erhalten und wird daher nicht im großen Ausmaß in tiefere Schichten bzw. in das Grundwasser ausgeschwemmt. ^[141] Es ist aufgrund einer Immobilisierung im Boden (Pb bleibt auf Dauer gebunden) nur in sehr geringem Mengen über die Wurzeln absorbierbar. Bleikontaminationen von Pflanzen sind hauptsächlich durch Immissionen verursacht. ^[140] Blei hemmt die Chlorophyllsynthese von Pflanzen. Höhere Konzentrationen im Substrat als 500 ppm beeinflussen das Pflanzenwachstum. ^[150]

Wasser- und Bodenorganismen akkumulieren in ihren Körpern Blei und erliegen wie zum Beispiel Schalentiere schon bei geringsten Konzentrationen der Bleivergiftung. Oder der Stoffwechsel des Phytoplanktons, ein wichtiger Sauerstoffproduzent und Nahrungsmittel höherer Tiere, wird durch Blei gestört. ^[147]

Pb kann folglich nicht biologisch abgebaut werden und es entsteht so ein Bleikreislauf innerhalb der gesamten Nahrungskette in viel größeren Dimensionen, als das natürlich Pb-Vorkommen zur Ursache hätte. ^[147]

Der Hauptbestandteil des **Zinnerzes** Kassiterit, Zinn(IV)oxid, ist in Wasser unlöslich. Die Freisetzung von Zinn durch geologische Prozesse ist somit sehr gering. ^[149] Sowohl anorganische als auch organische Zinnverbindungen kommen in der Natur vor. ^[143] Infolgedessen sind wiederum Zinnemissionen durch die Menschheit von größerer Bedeutung: Es kann zum Beispiel beim Verarbeiten oder der Produktion von zinnhaltigen Materialien in die Umwelt gelangen. In landwirtschaftlich genutzten Gebieten oder in der Nähe von Straßen enthalten die vom Wind aufgewirbelten Stäube geringe Mengen an organischen Zinnverbindungen. Emissionen von Müllverbrennungsanlagen, der primären und sekundären Zinnindustrie oder von kalorischen Kraftwerken weisen ebenfalls Zinn und Zinnverbindungen auf. ^[143,149]

Obwohl Methyl-Zinnverbindungen auch auf natürliche Weise aus anorganischen Zinnverbindungen entstehen können, sind organische Zinnverbindungen zumeist anthropogenen Ursprungs. Zinn und seine organischen Verbindungen sind in Wasser schwerlöslich und fallen daher in Sedimenten und Böden aus.^[143] Gleiches gilt auch für einige anorganische Zinnverbindungen wie Zinn(IV)oxid, Zinn(II)hydroxid, Zinn(IV)sulfid oder Tributylzinnoxid. Andere Verbindungen, wie Zinn(II)chlorid, sind hingegen gut wasserlöslich.^[149]

Die durchschnittlichen Bodenkonzentrationen an elementarem Zinn betragen 1 – 20 ppm^[149] bis maximal 30 ppm^[149]. In kontaminierten Böden sind Sn-Gehalte von bis zu 2000 ppm^[149] gefunden worden. Pflanzen können es problemlos absorbieren. Ein sich daraus ergebender Nutzen für die Pflanze ist jedoch nicht beobachtet worden. Das meiste Zinn verbleibt in den Wurzeln.

Organische Verbindungen können lange in der Natur verbleiben. Sie sind sehr persistent, biologisch schwer abbaubar und reichern sich aufgrund dessen immer mehr an. Außerdem wirken sie auf Algen, Phytoplankton, Bakterien und Pilze toxisch, wobei sie als nahezu ungiftig für Pflanzen und Tiere gelten. Organisches Zinn beeinträchtigt das Wachstum, die Fortpflanzung, die Enzymsysteme und die Ernährungsmuster der Wasserlebewesen. Die Belastung ist in der obersten Wasserschicht durch Akkumulation dieser Verbindungen am größten. Organisches Zinn kann sich in den aquatischen Ökosystemen durch Adsorption an Schlammpartikeln weit ausbreiten. Als tolerierbare Konzentrationen dieser organischen Stoffe im Boden werden bis zu 50 ppm angesehen.^[148,149]

Hintergrundbelastungen durch Zinn sind, mit Ausnahme im Umkreis von Schadstoffquellen, im Allgemeinen sehr gering. Dadurch wird der menschliche Körper im Normalfall nur sehr kleinen Konzentrationen ausgesetzt.^[143]

Die Hauptquelle für die Zinnaufnahme des Menschen sind Nahrungsmittel. Bei Lebensmitteln und Getränken aus zinnhaltigen Gefäßen, die nicht innen lackiert wurden, steigt die Zinnkonzentration im Produkt nach langen Lagerzeiten, nach Erhitzen oder bei Zusatz oxidierender Substanzen auf über 100 mg/kg^[144] an. Zinn mit 70 µg/kg^[144] in der Nahrung kann auch von den PVC-Stabilisatoren in Verpackungen stammen. Äpfel und Birnen, die viermal jährlich mit Tricyclohexylzinnhydroxyd als Pflanzenschutzmittel gespritzt wurden, enthielten 2 mg/kg^[144] Zinn. Amalgamfüllungen, Silber-Zinn-Quecksilber-Legierungen, bestehen zu 32 %^[144] aus Zinn, das im Körper zu hoch toxischen organischen Zinnverbindungen umgewandelt und im Nervensystem gespeichert wird.^[144]

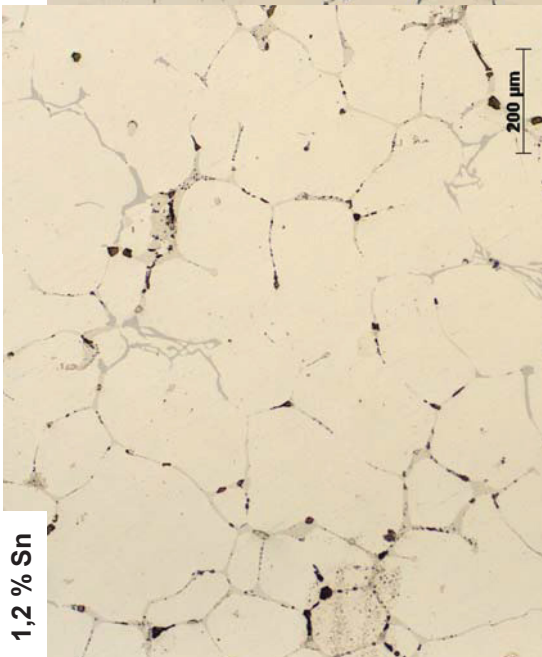
12.2 Gefügecharakterisierung

12.2.1 LIM- und REM-Aufnahmen der industriell hergestellten Legierungen

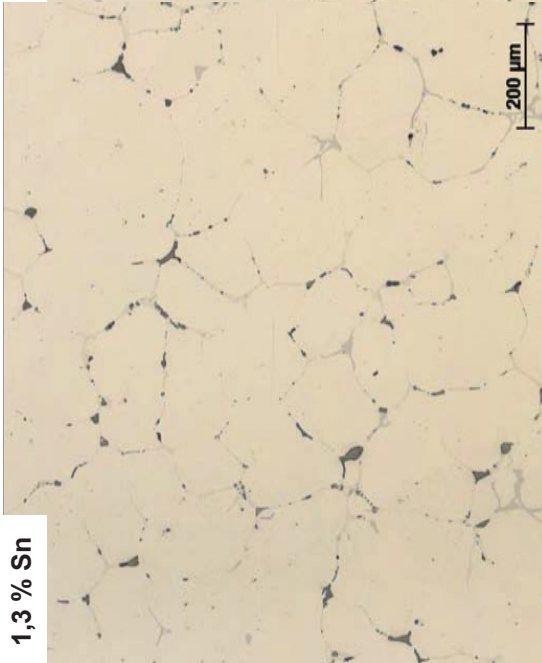
1. Charge – LIM

Gussgefüge

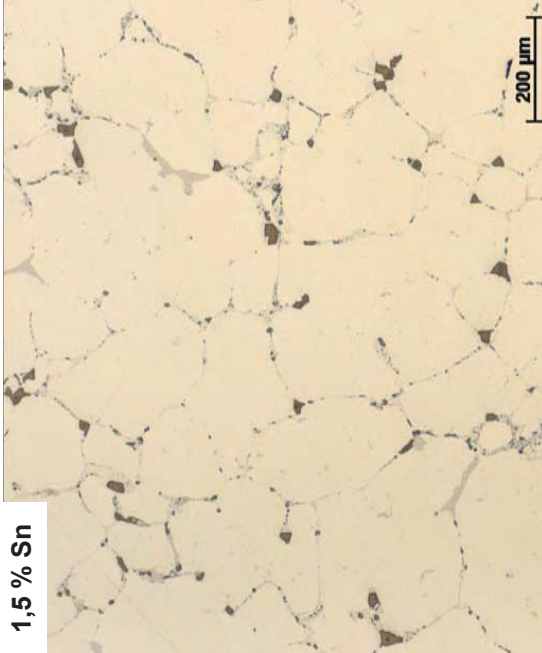
1,2 % Sn



1,3 % Sn

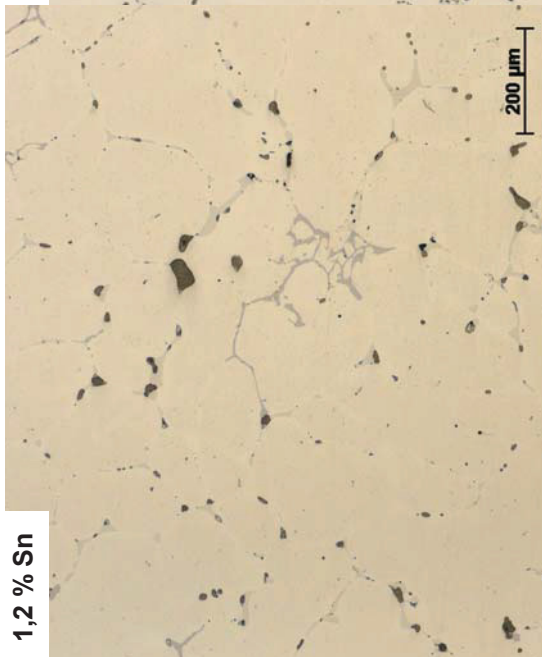


1,5 % Sn

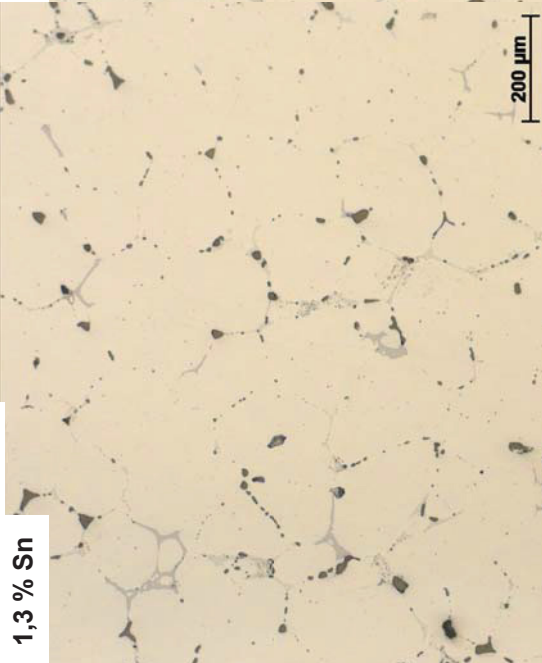


Gussgefügeveränderung nach Homogenisierung

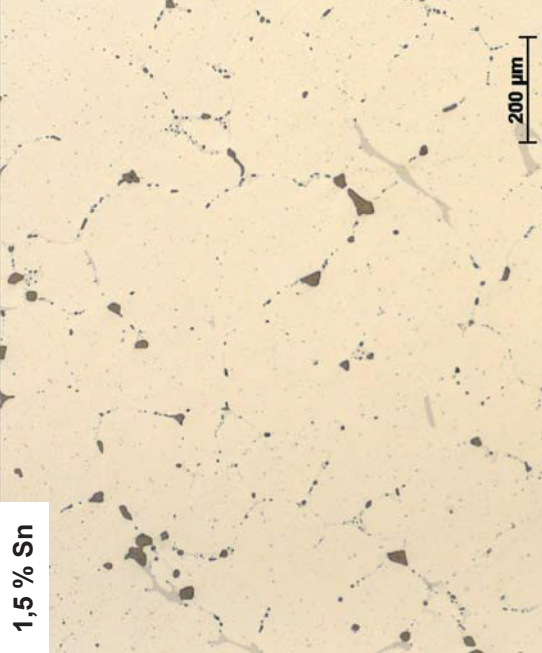
1,2 % Sn



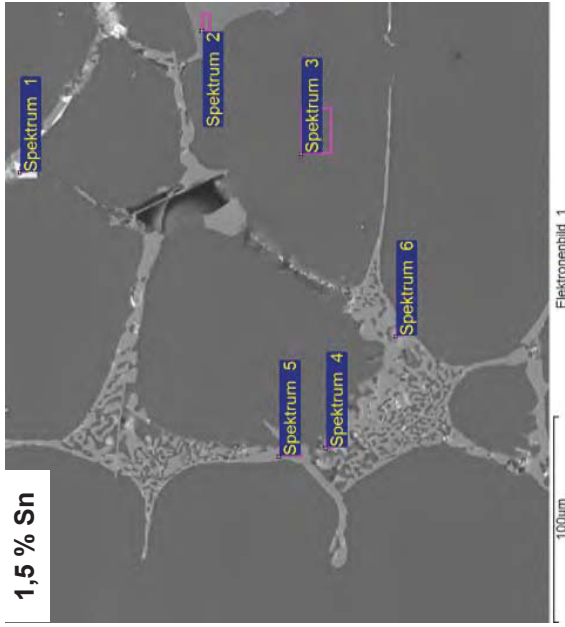
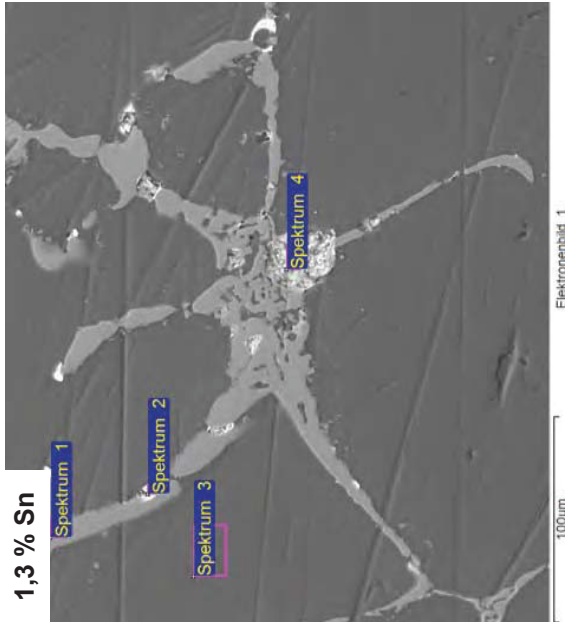
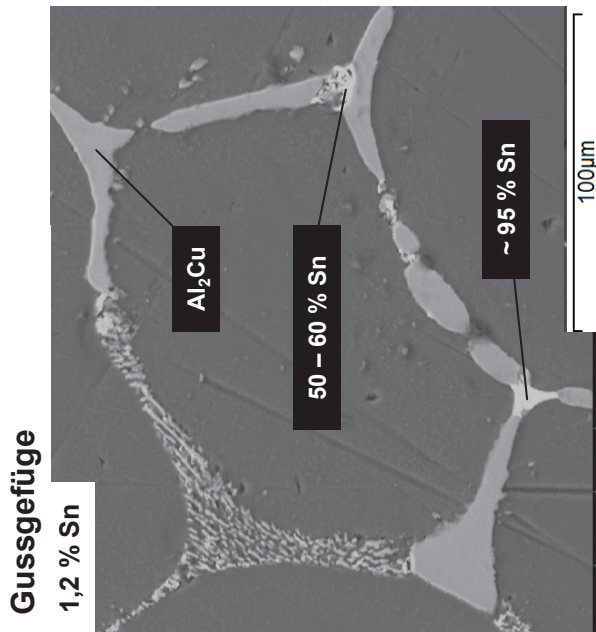
1,3 % Sn



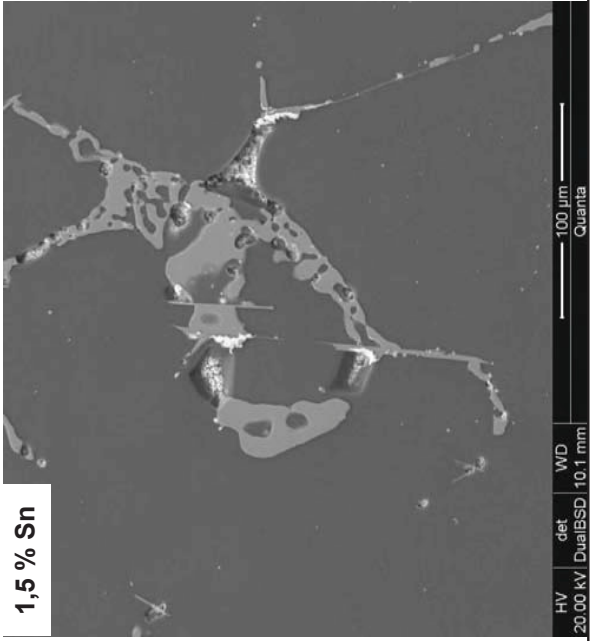
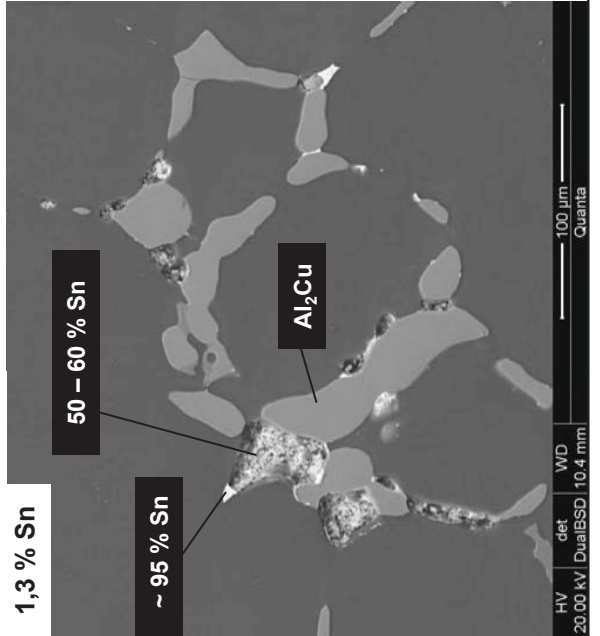
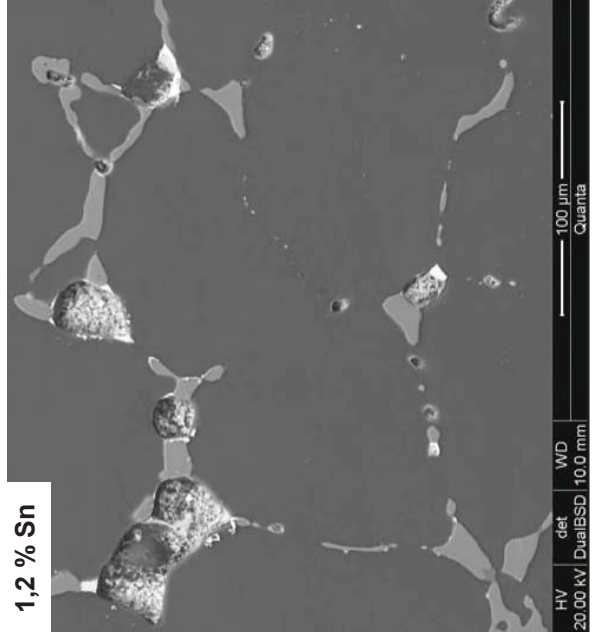
1,5 % Sn



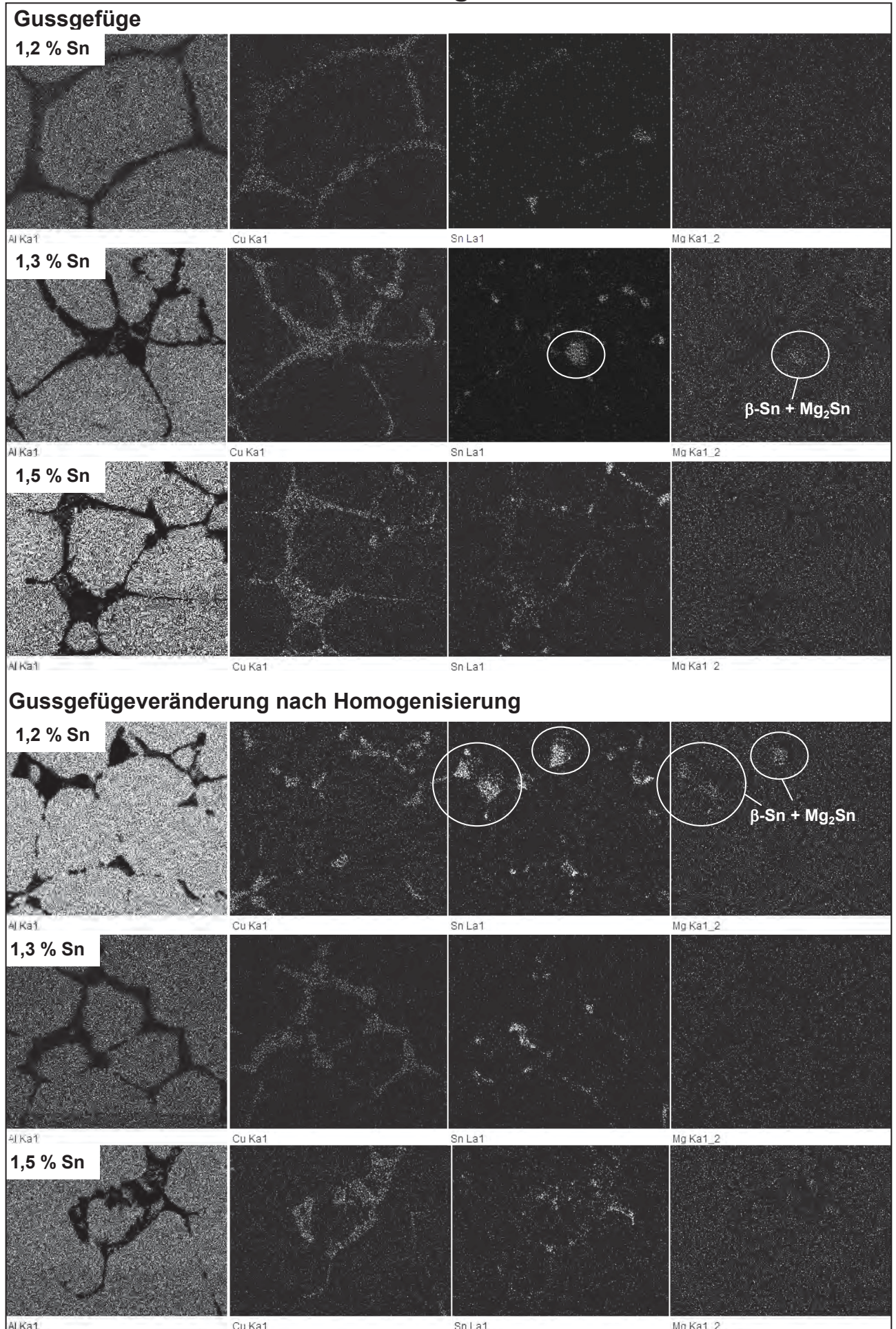
1. Charge – REM



Gussgefügeveränderung nach Homogenisierung

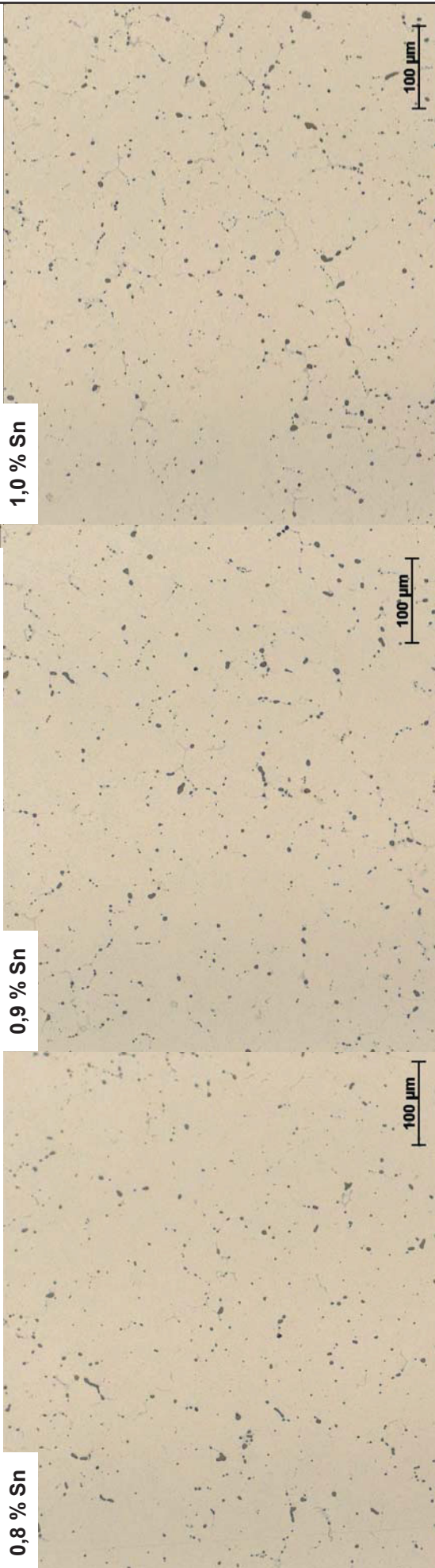


1. Charge

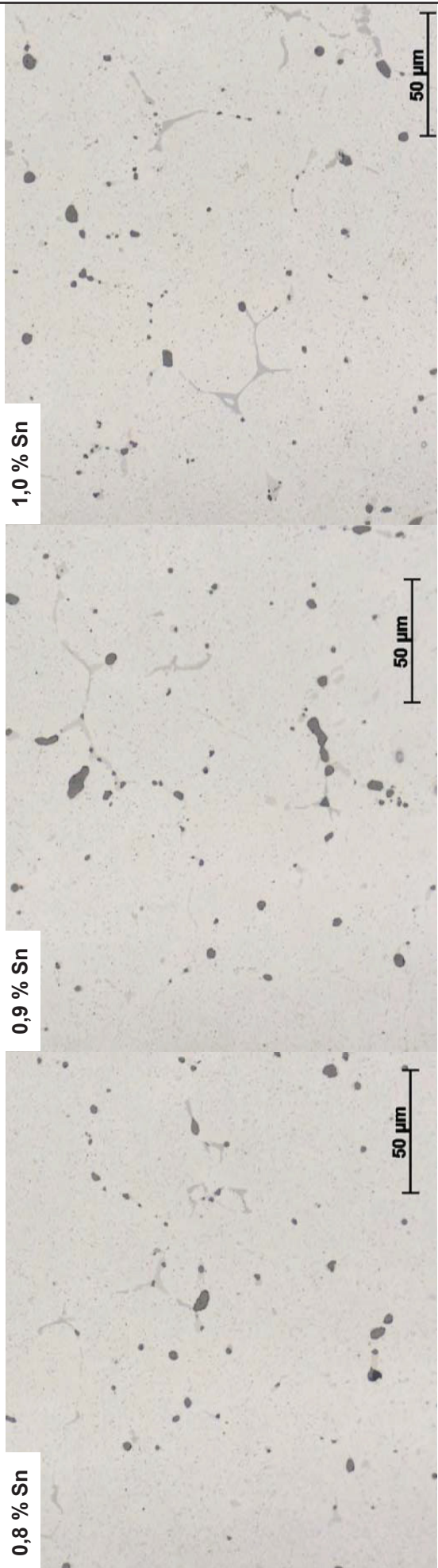


2. Charge – LIM

Gussgefüge nach Homogenisierung – 200-fache Vergrößerung

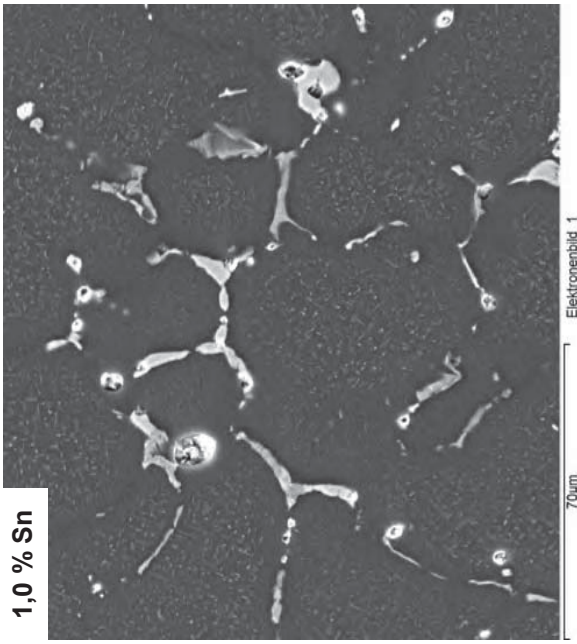
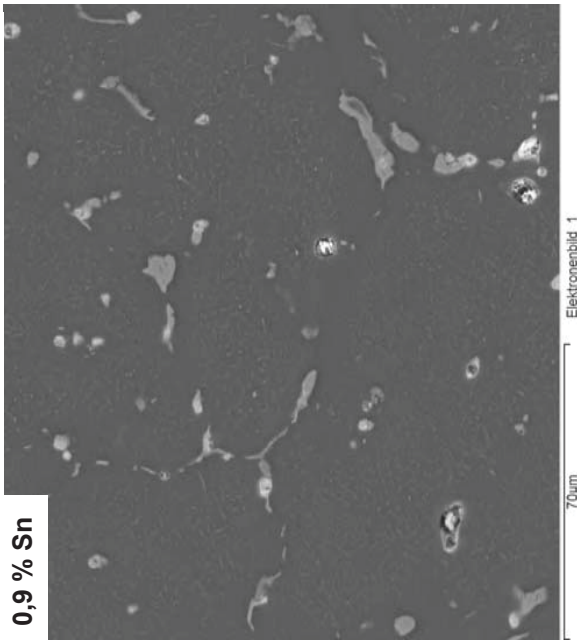
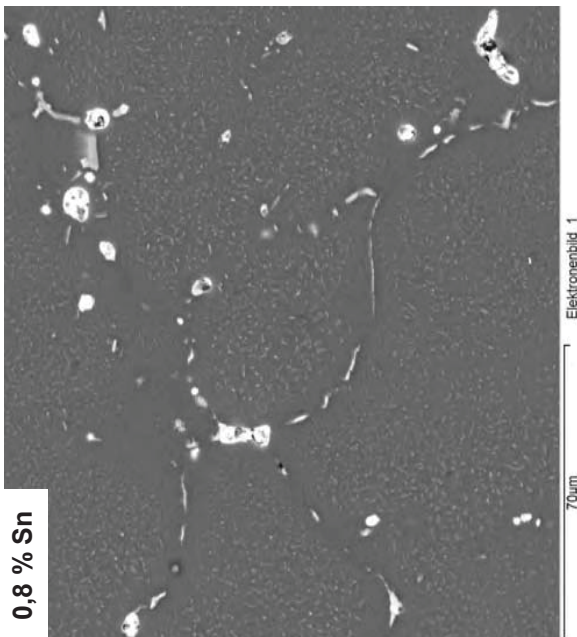


Gussgefüge nach Homogenisierung – 500-fache Vergrößerung

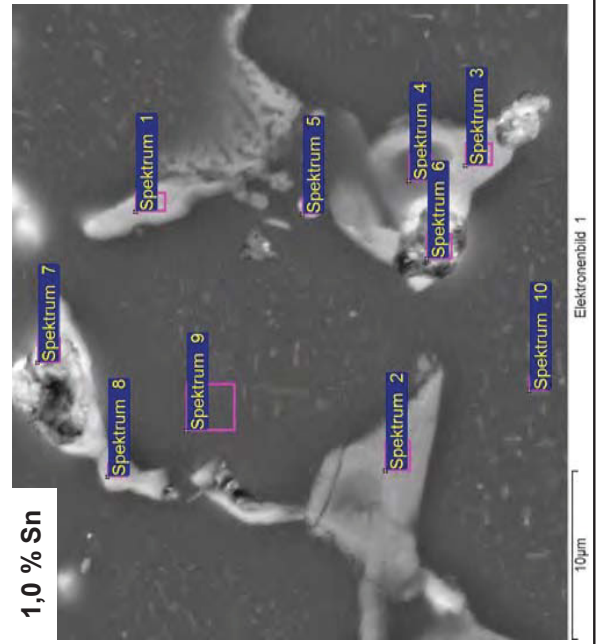
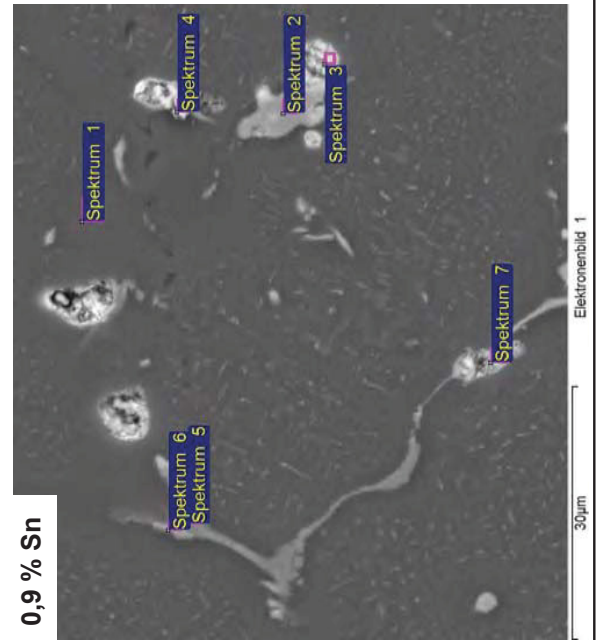
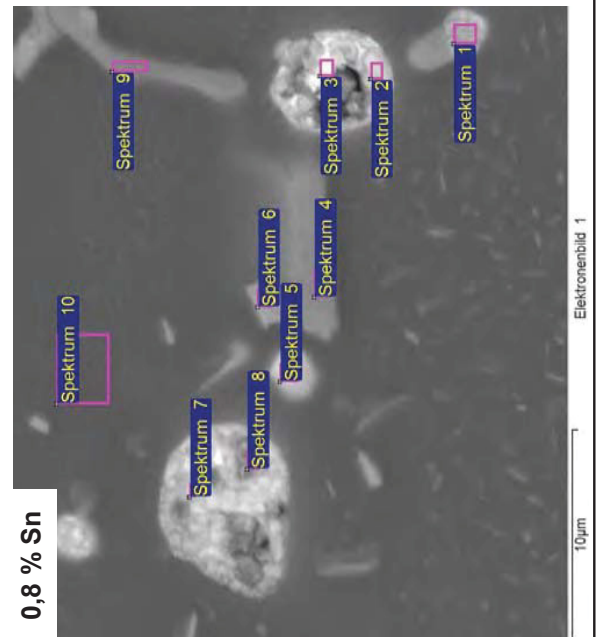


2. Charge – REM

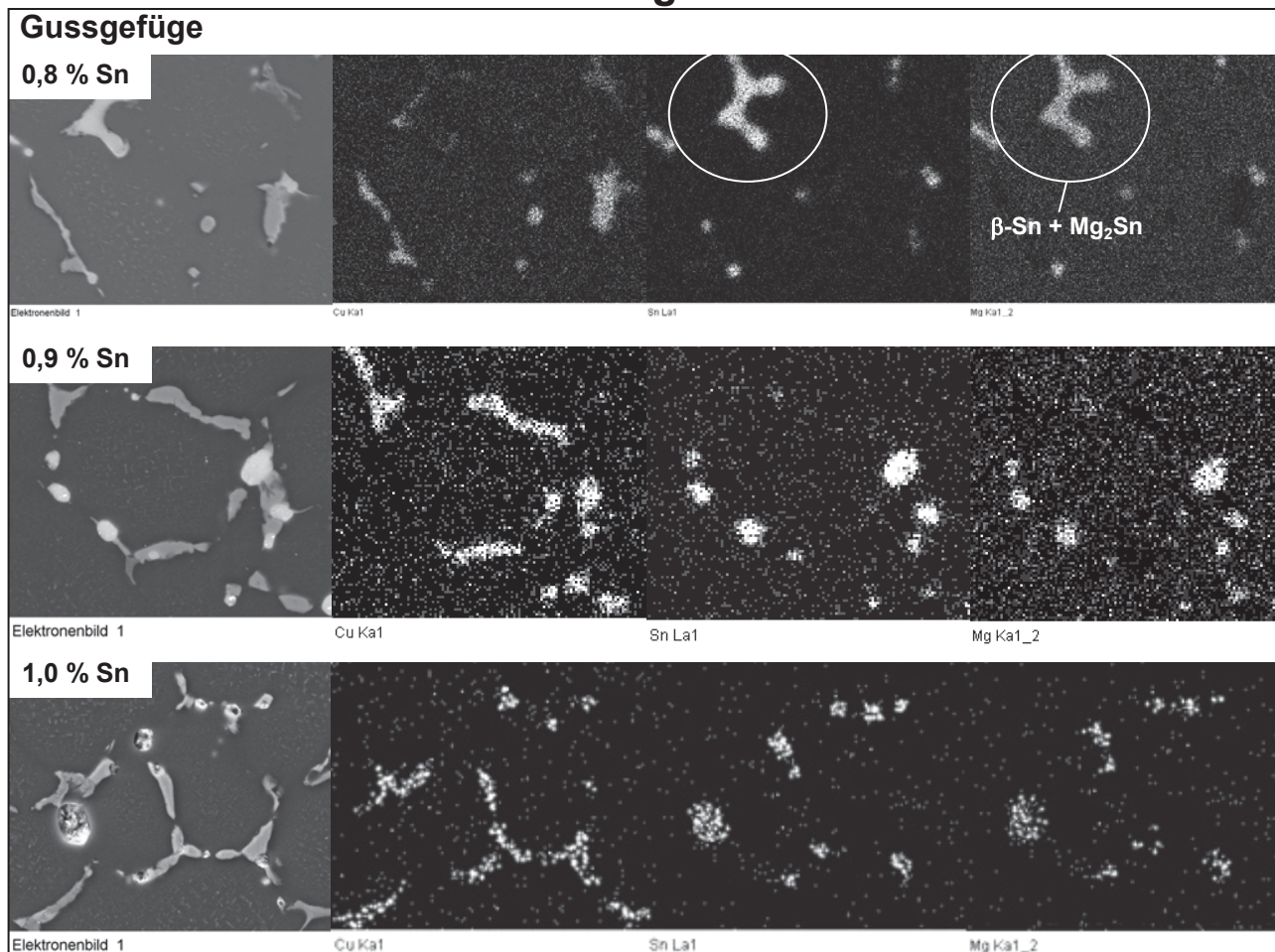
Gussgefüge nach Homogenisierung



Detailbilder



2. Charge



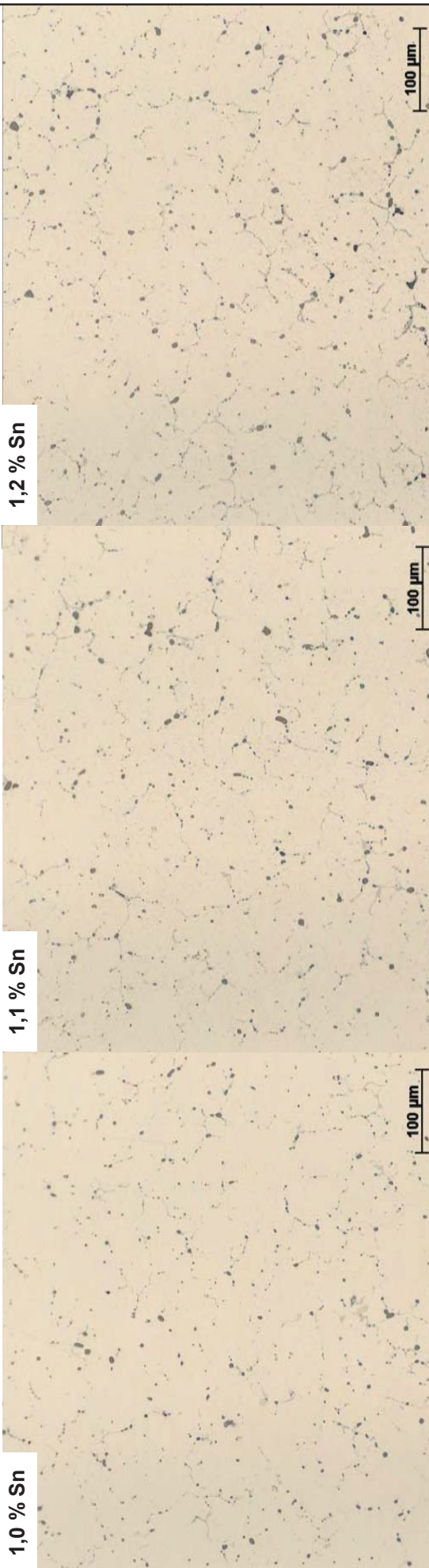
3. Charge – LIM

Gussgefüge nach Homogenisierung – 200-fache Vergrößerung

1,0 % Sn

1,1 % Sn

1,2 % Sn

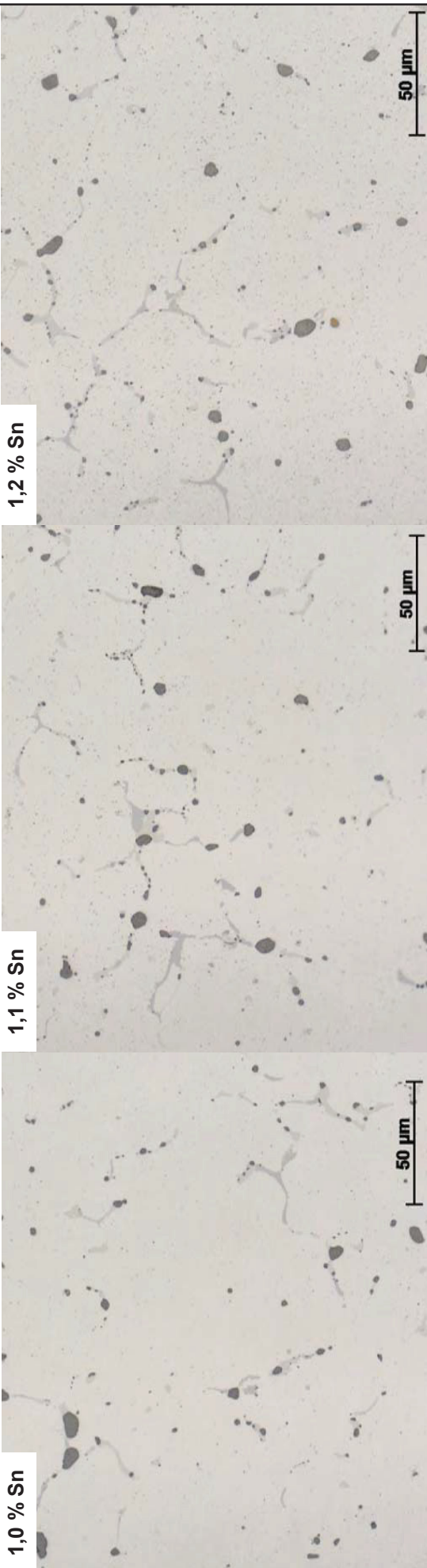


Gussgefüge nach Homogenisierung – 500-fache Vergrößerung

1,0 % Sn

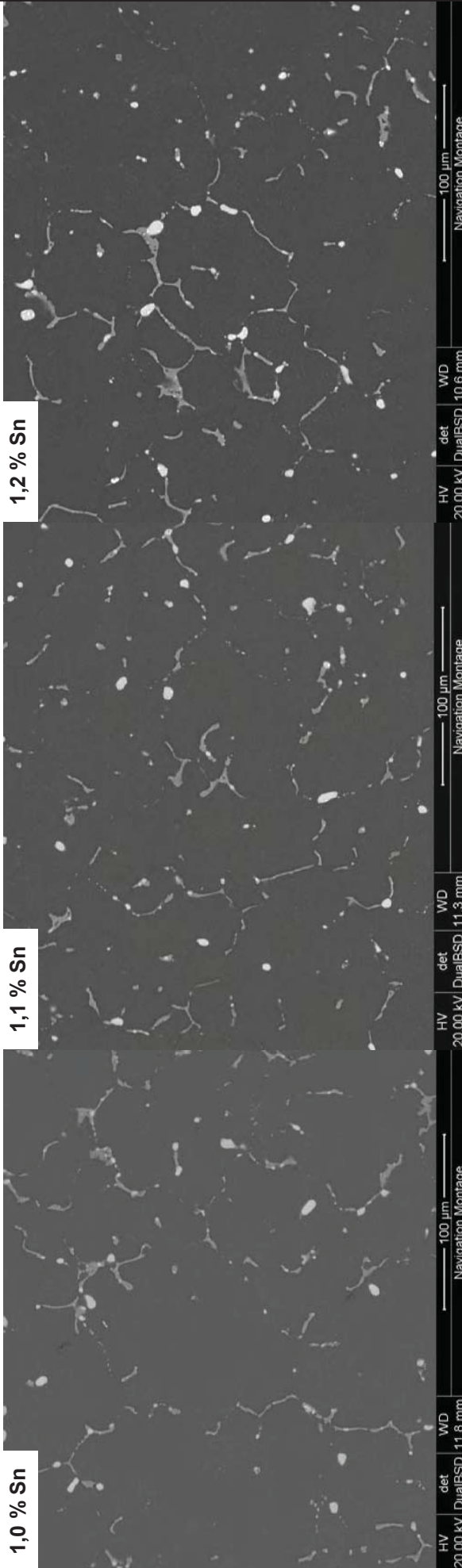
1,1 % Sn

1,2 % Sn

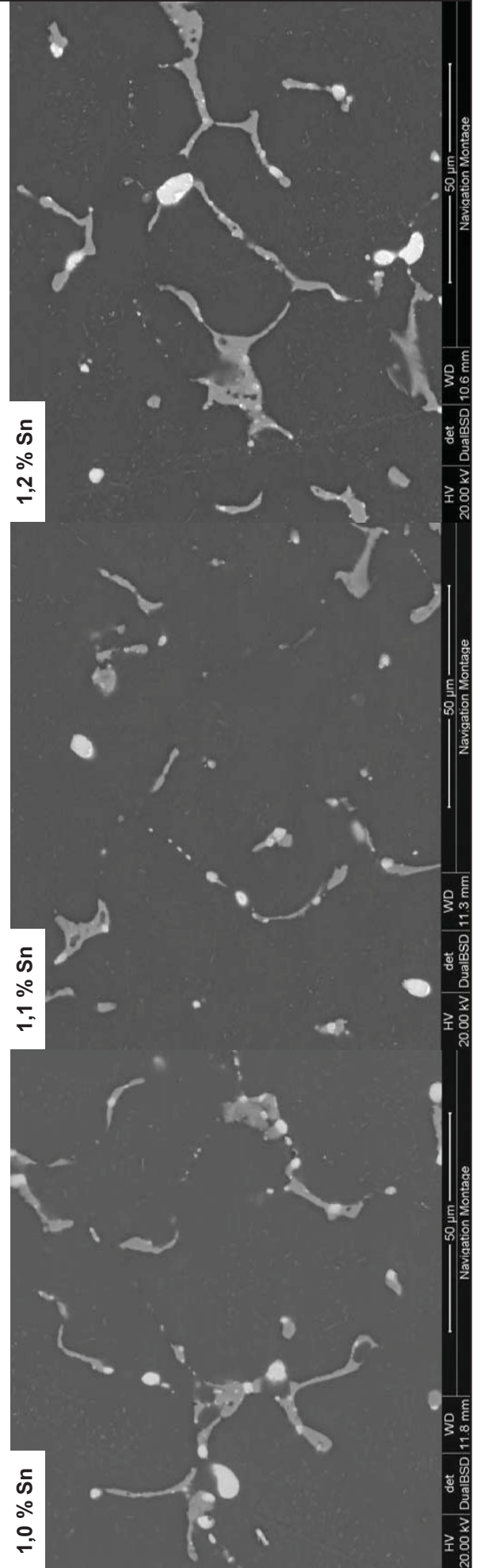


3. Charge – REM

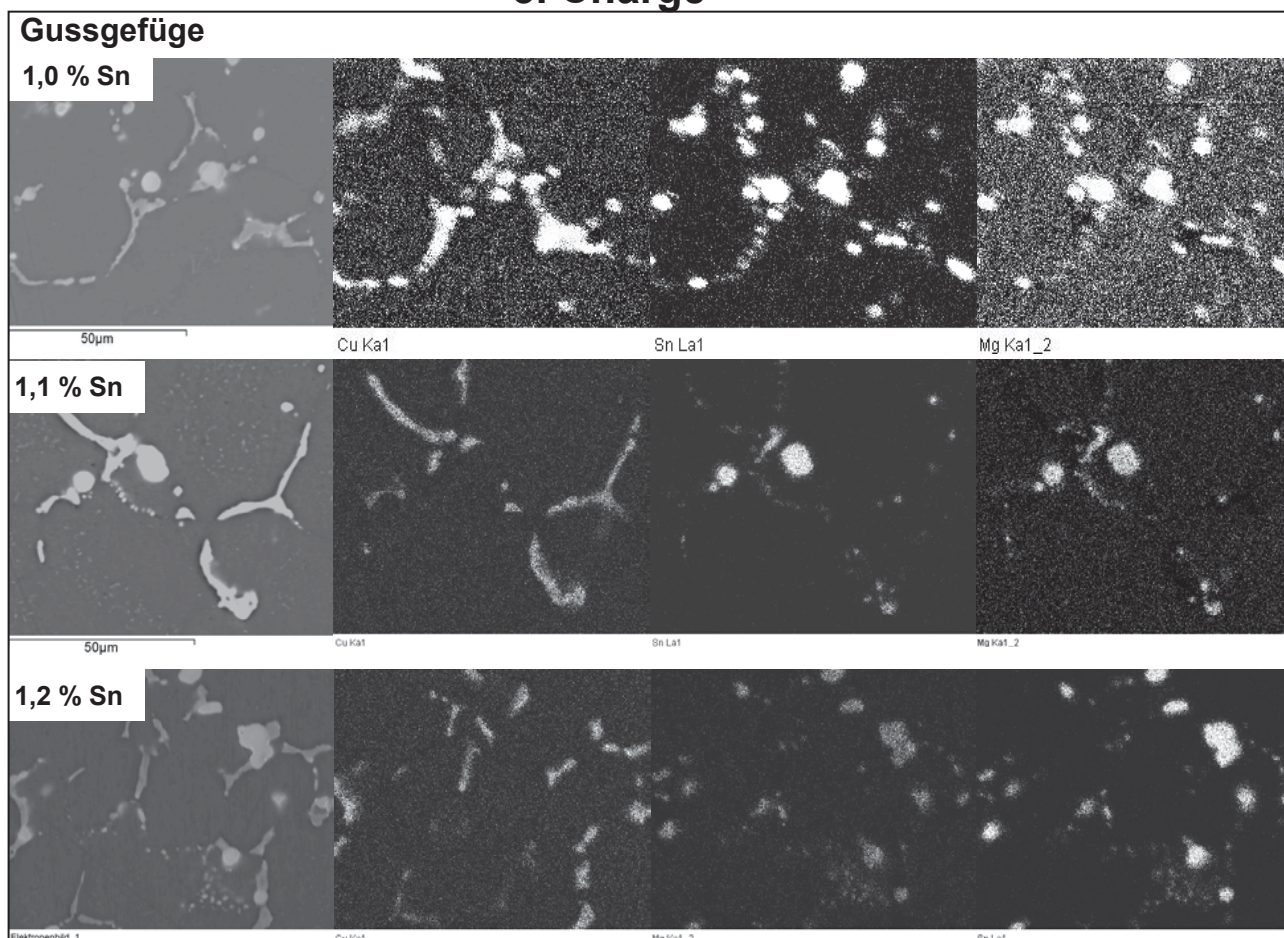
Gussgefüge nach Homogenisierung



Detailbilder



3. Charge



12.2.2 XRD-Diffraktogramme

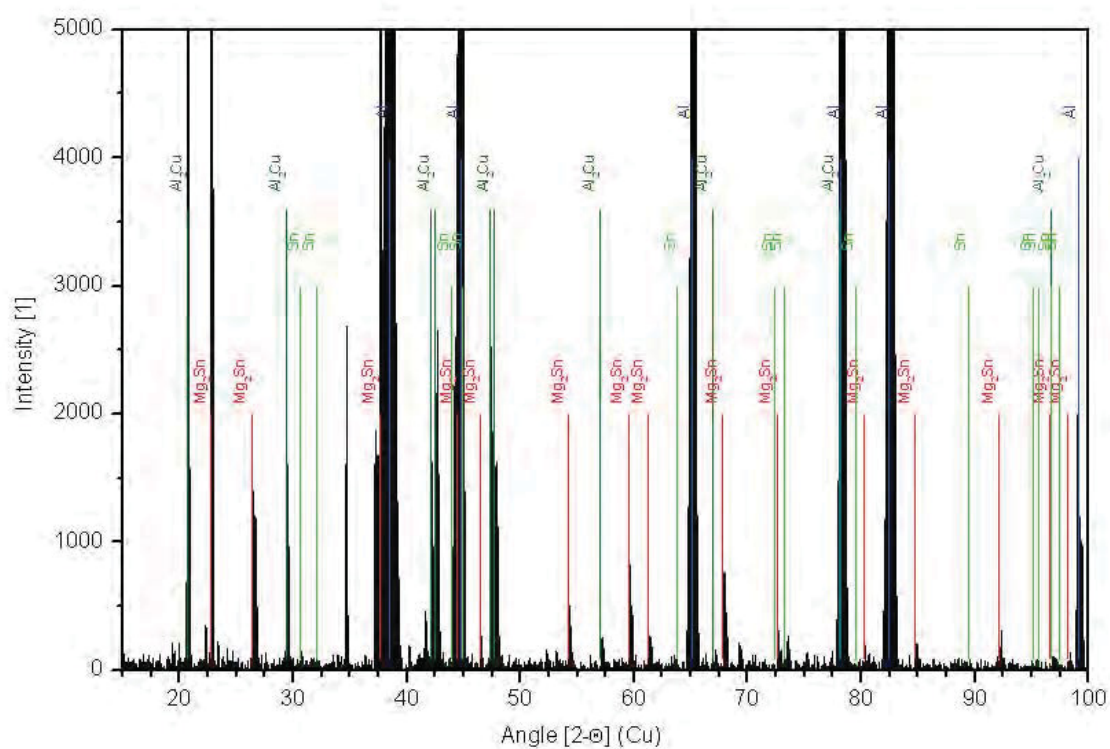


Abbildung 12.1: XRD-Diffraktogramm von AlCuMgSn0.8 mit Cu K_α

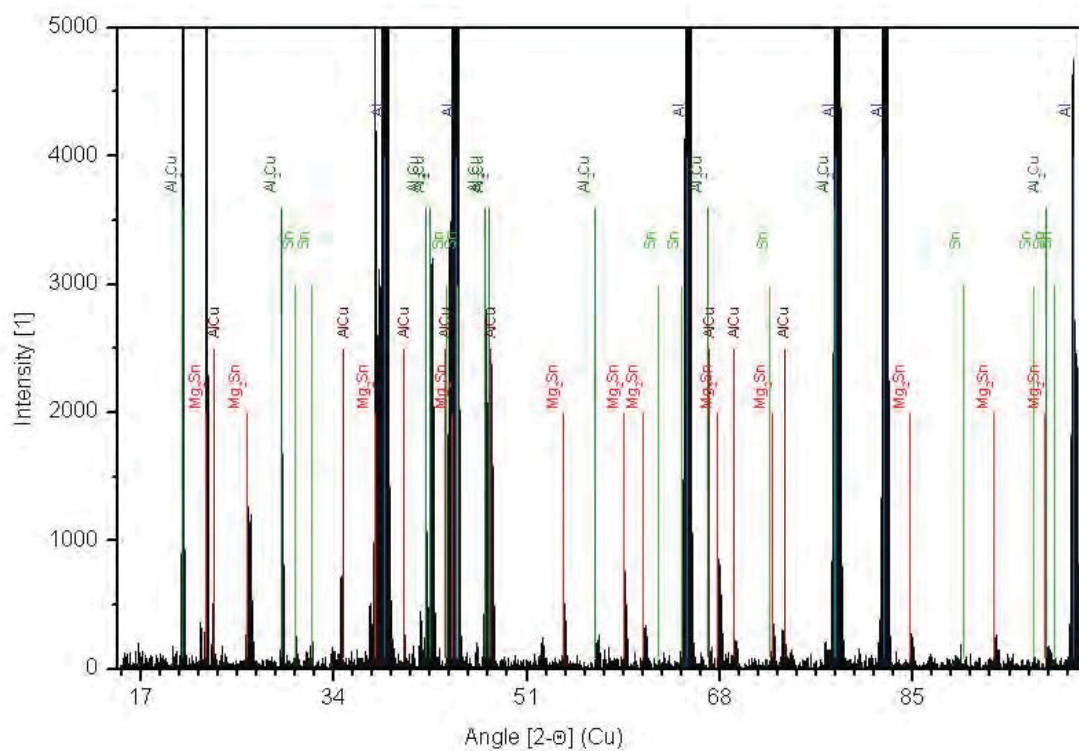
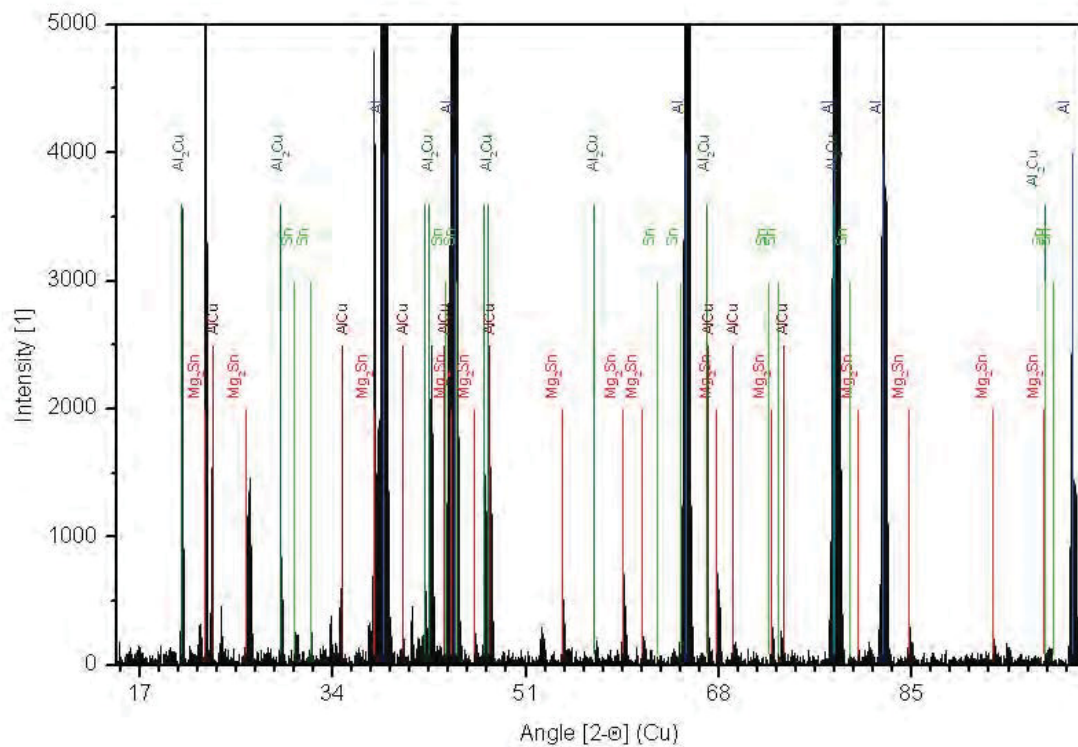
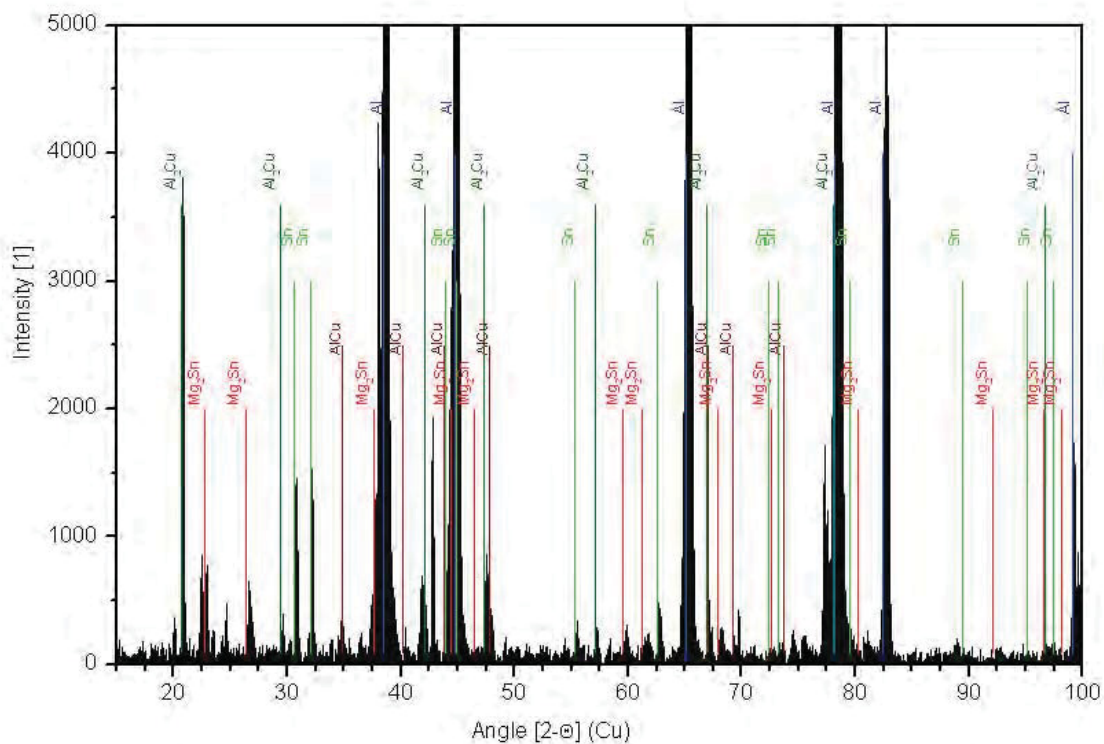
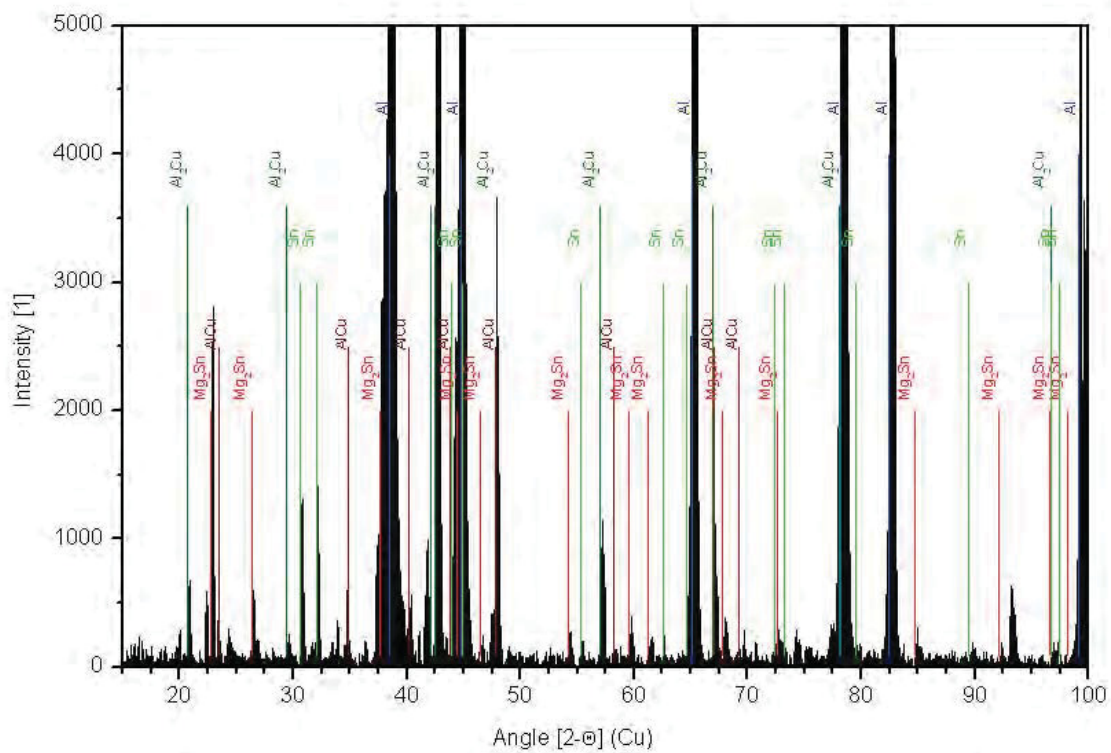
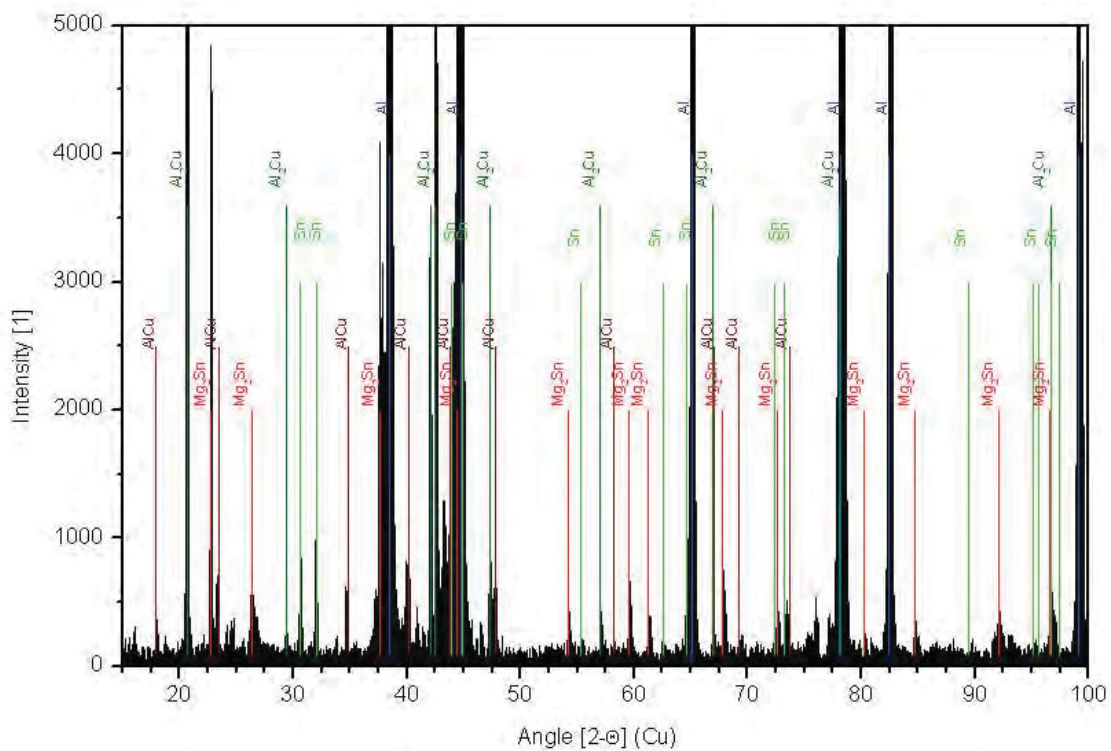


Abbildung 12.2: XRD-Diffraktogramm von AlCuMgSn0.9 mit Cu K_α

Abbildung 12.3: XRD-Diffraktogramm von AlCuMgSn1.0 mit Cu K α Abbildung 12.4: XRD-Diffraktogramm von AlCuMgSn1.2 mit Cu K α

Abbildung 12.5: XRD-Diffraktogramm von AlCuMgSn1.3 mit Cu K_α Abbildung 12.6: XRD-Diffraktogramm von AlCuMgSn1.5 mit Cu K_α

12.2.3 DSC-Thermogramme von labortechnisch hergestellten Legierungen

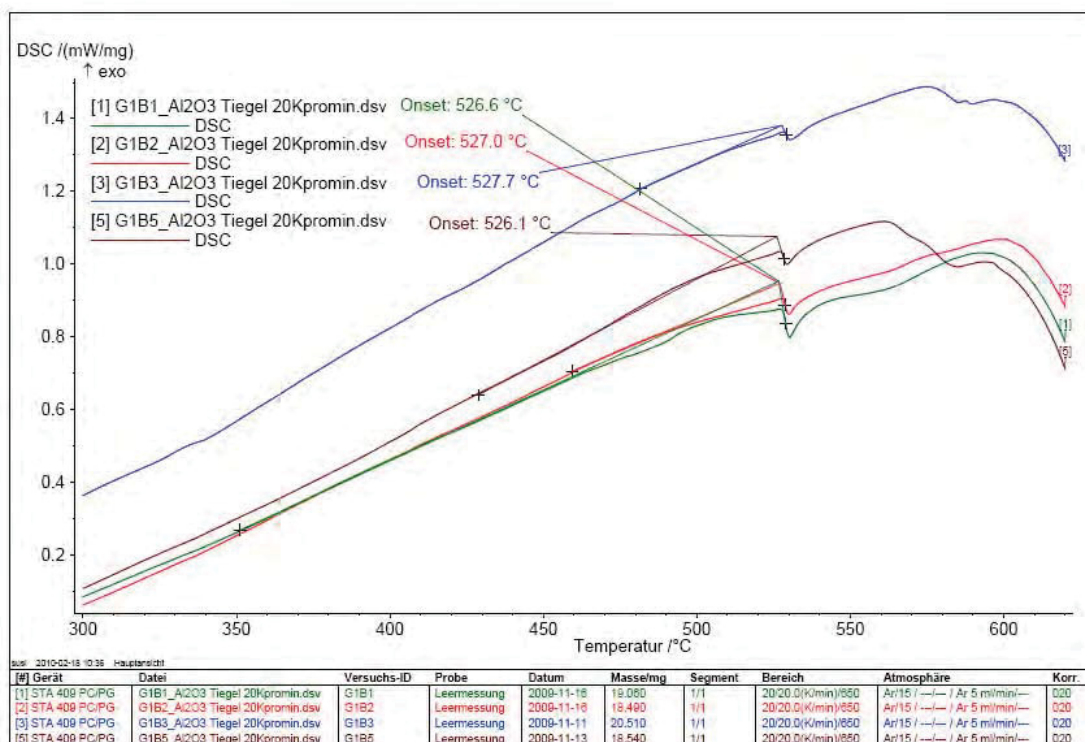


Abbildung 12.7: DSC-Messergebnisse der Legierungen mit Sn-Variation

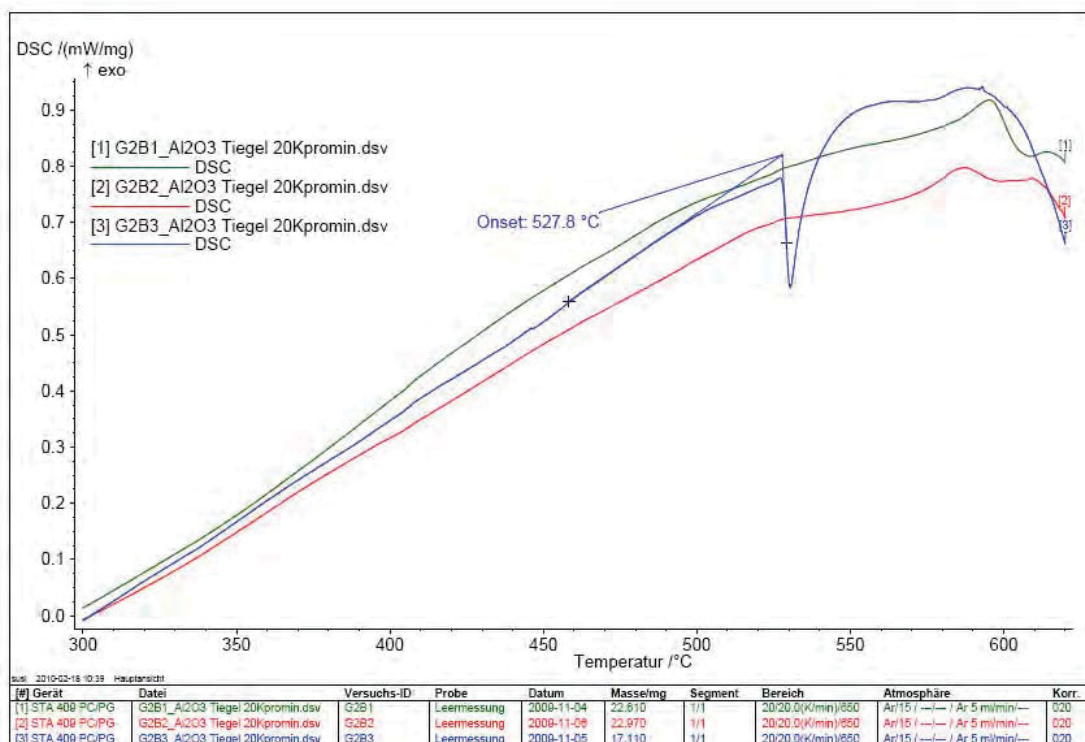


Abbildung 12.8: DSC-Messergebnisse der Legierungen mit Cu-Variation

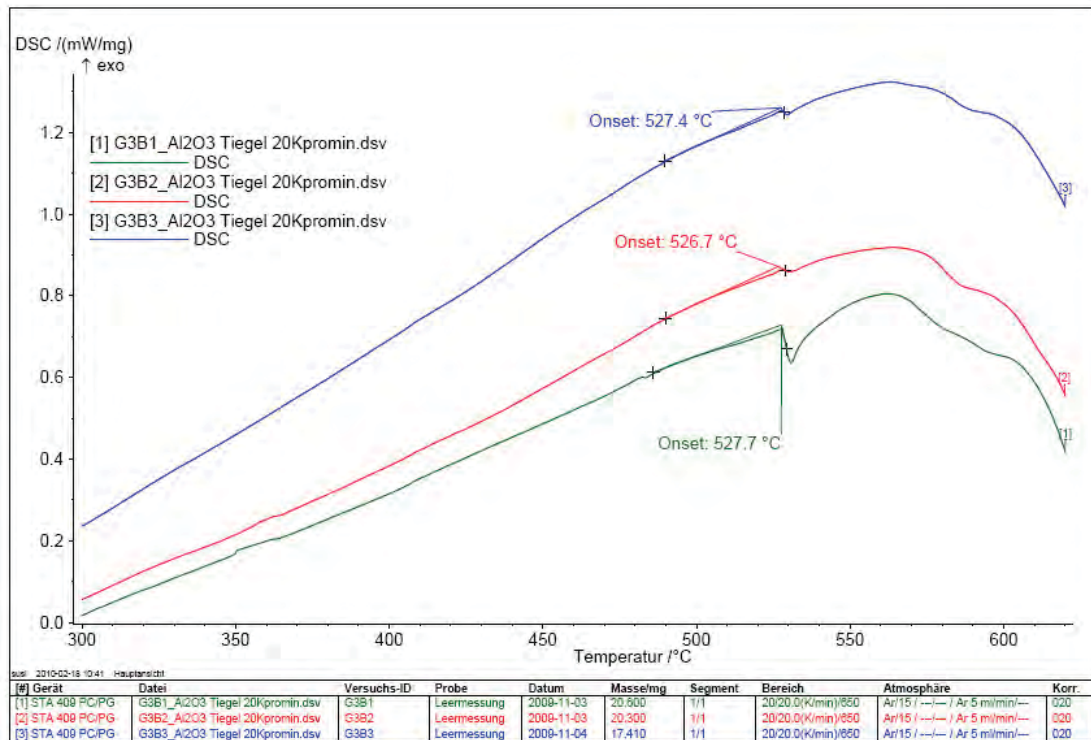


Abbildung 12.9: DSC-Messergebnisse der Legierungen mit Mn-Variation

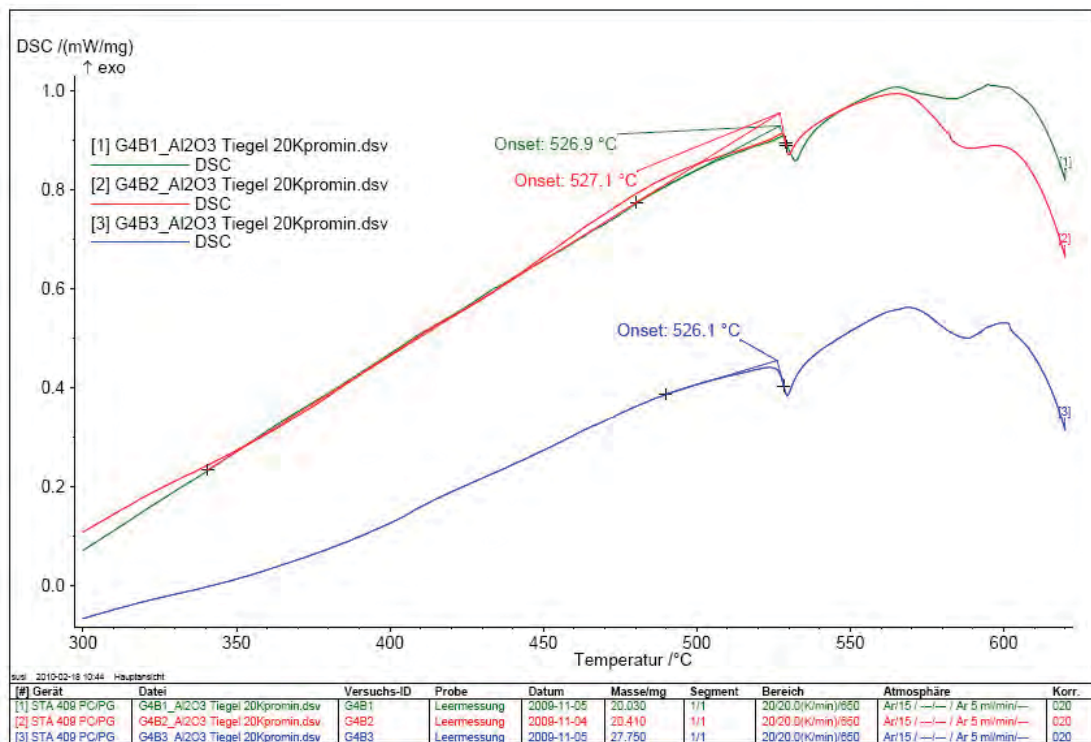


Abbildung 12.10: DSC-Messergebnisse der Legierungen mit Mg-Variation

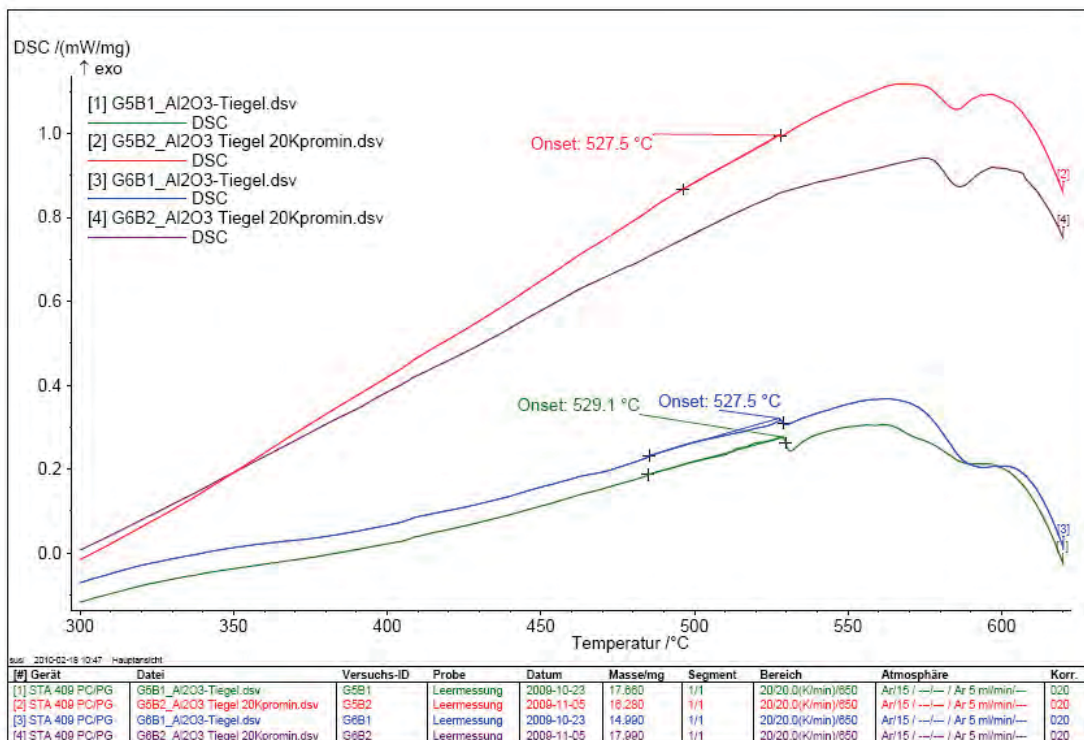


Abbildung 12.11: DSC-Messergebnisse der Legierungen mit Ce (G5) bzw. mit Y (G6)

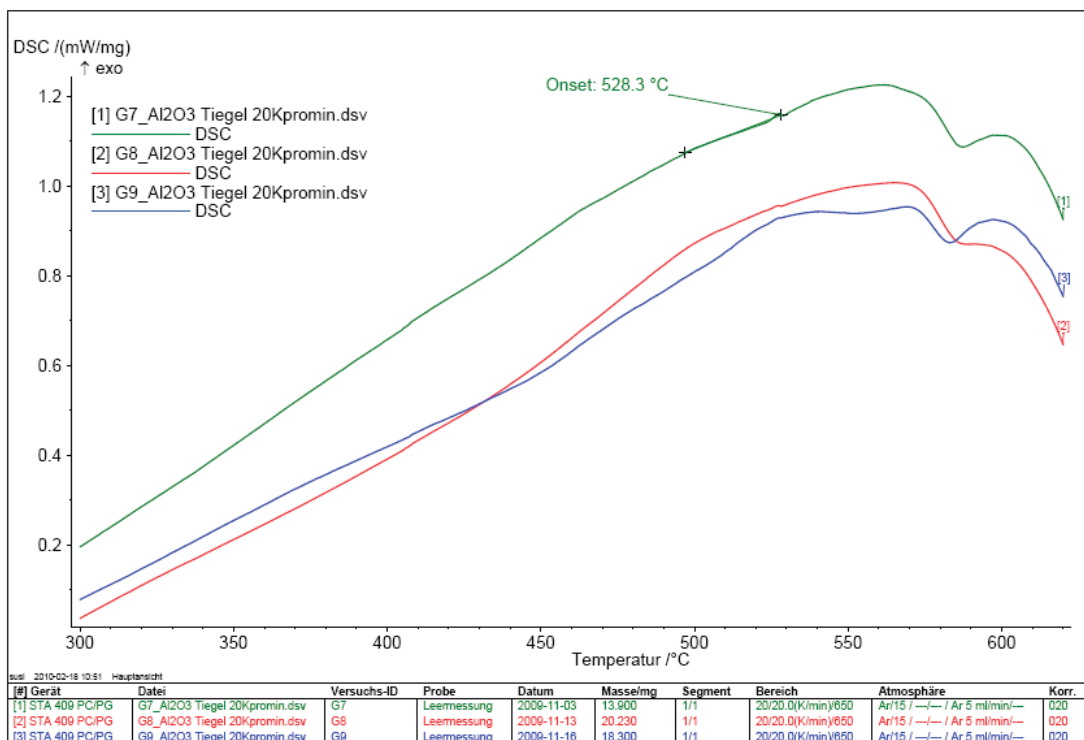


Abbildung 12.12: DSC-Messergebnisse der Legierungen mit Ti (G7) bzw. mit V (G8) und Zr (9)

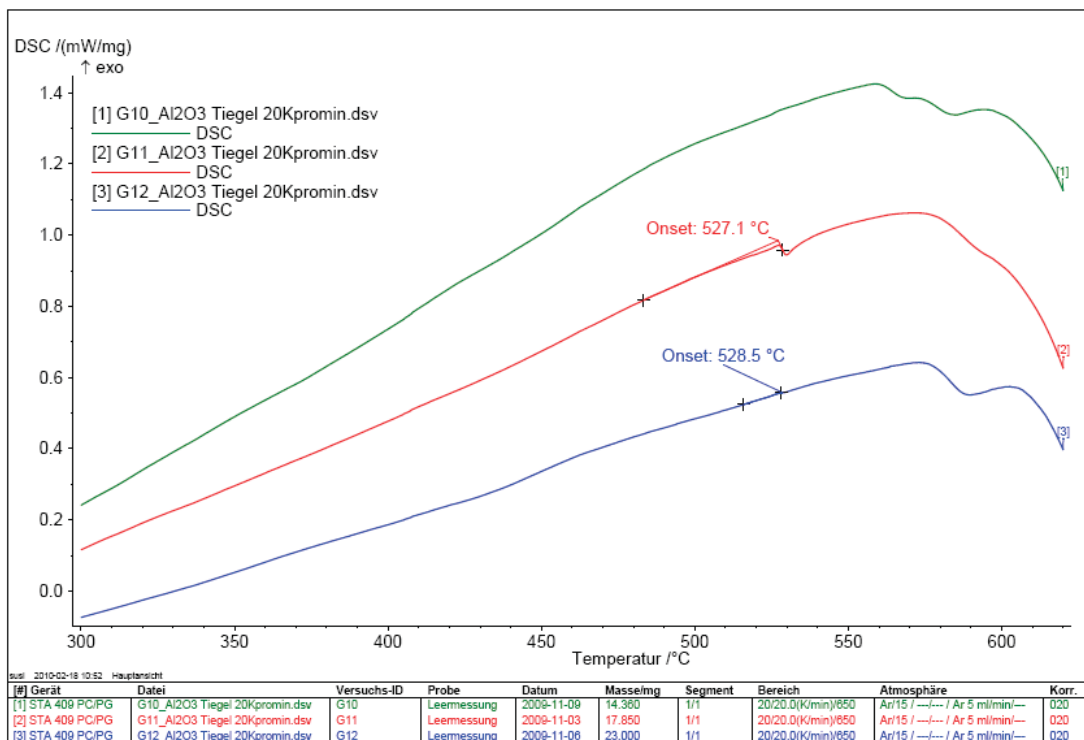


Abbildung 12.13: DSC-Messergebnisse der Legierungen mit Co (G10) bzw. Sr (G11) und Hf (12)

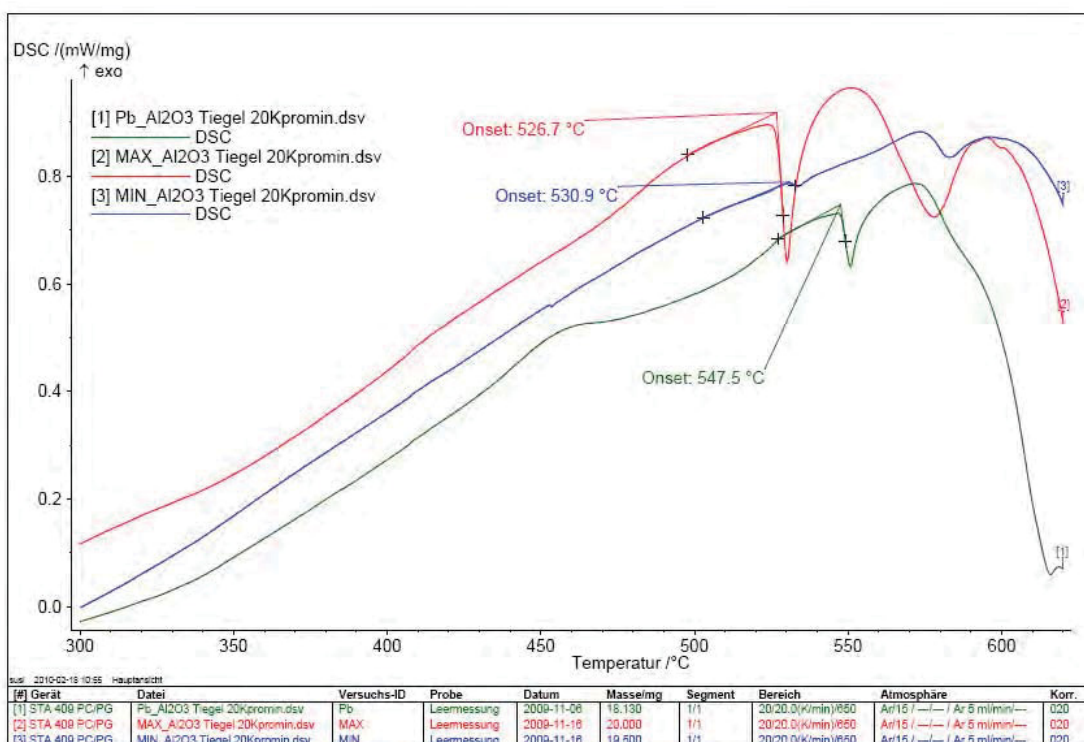


Abbildung 12.14: DSC-Messergebnisse der Legierungen AA2007 (Pb) bzw. MAX und MIN

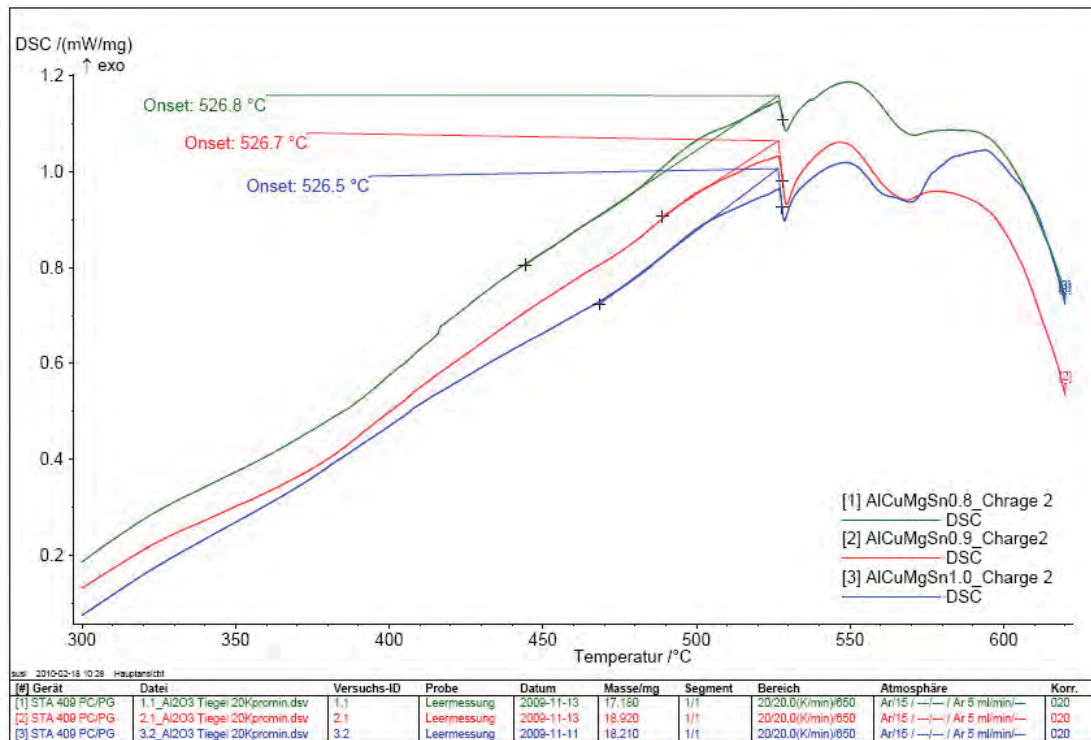


Abbildung 12.15: DSC-Messergebnisse der Legierungen AlCuMgSn0.8 – 1.0

12.2.4 REM-Aufnahmen von beschichteten, labortechnisch hergestellten Legierungen

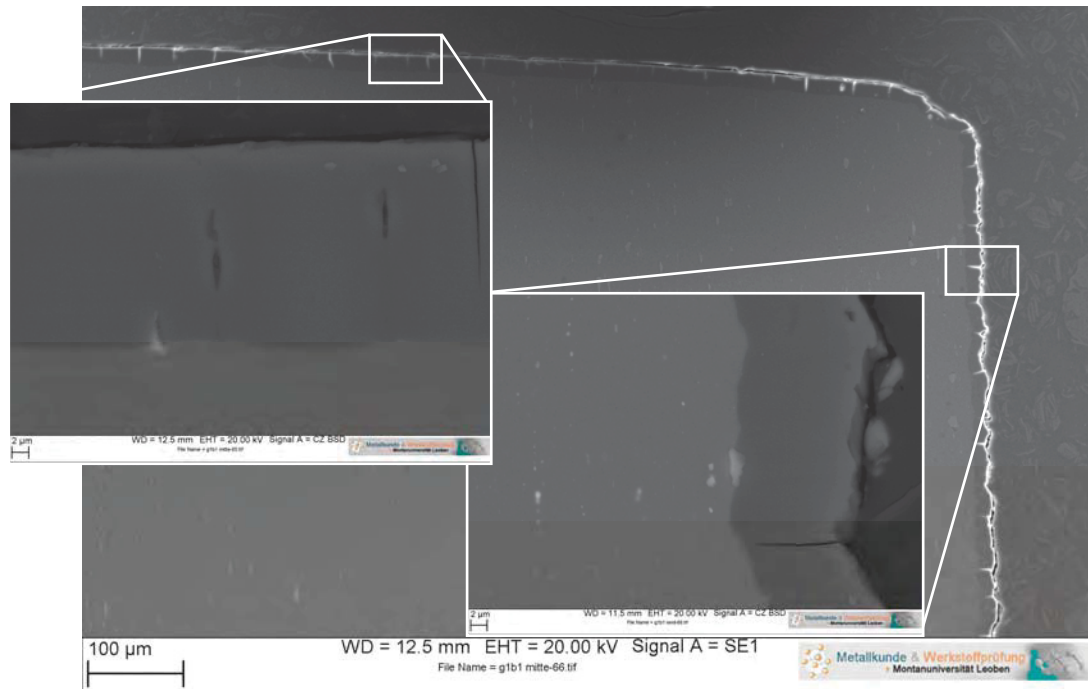


Abbildung 12.16: G1B1-Sn0.4 mit Harteloxierschicht

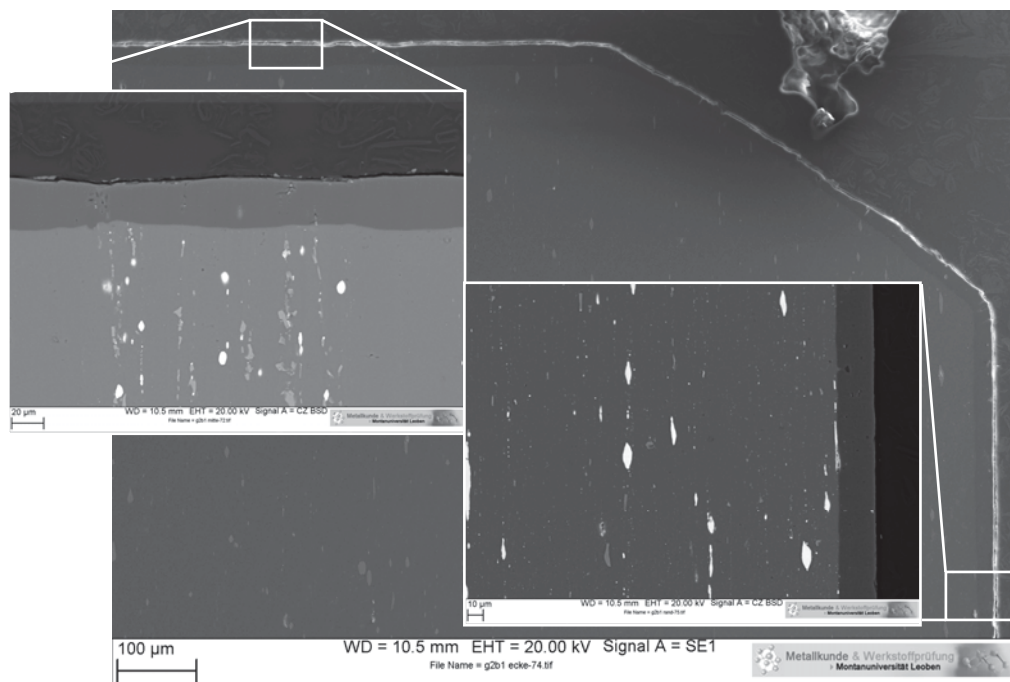


Abbildung 12.17: G2B1-Cu1.6 mit Harteloxierschicht

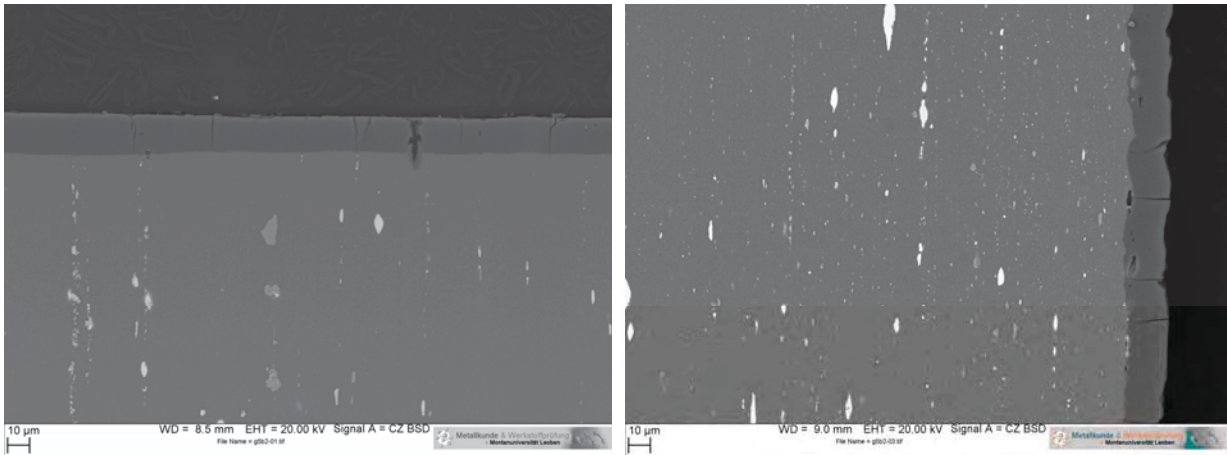


Abbildung 12.18: G5B2-Ce0.05 mit Harteloxierschicht; links Probenmitte, rechts Probenrand

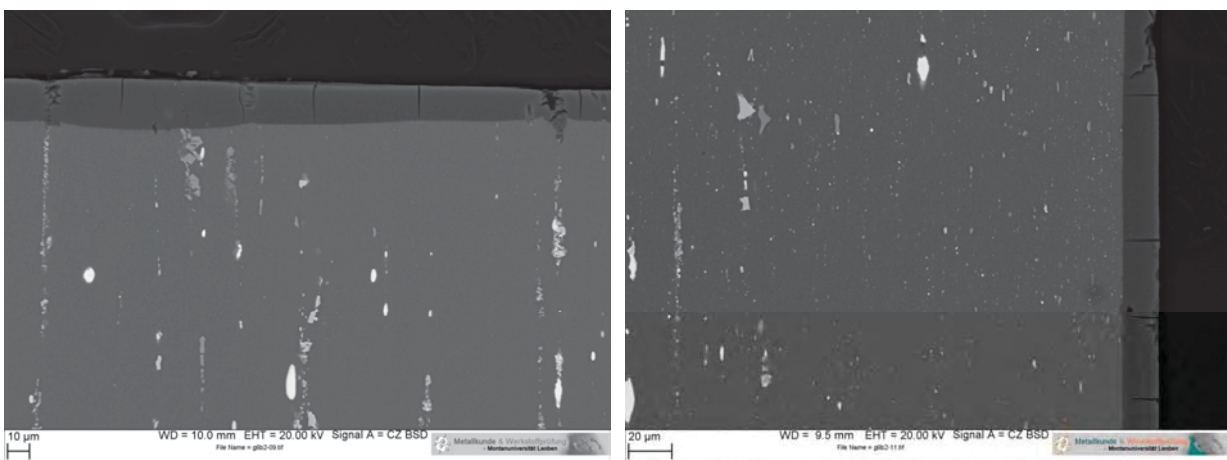


Abbildung 12.19: G6B2-Y0.05 mit Harteloxierschicht; links Probenmitte, rechts Probenrand

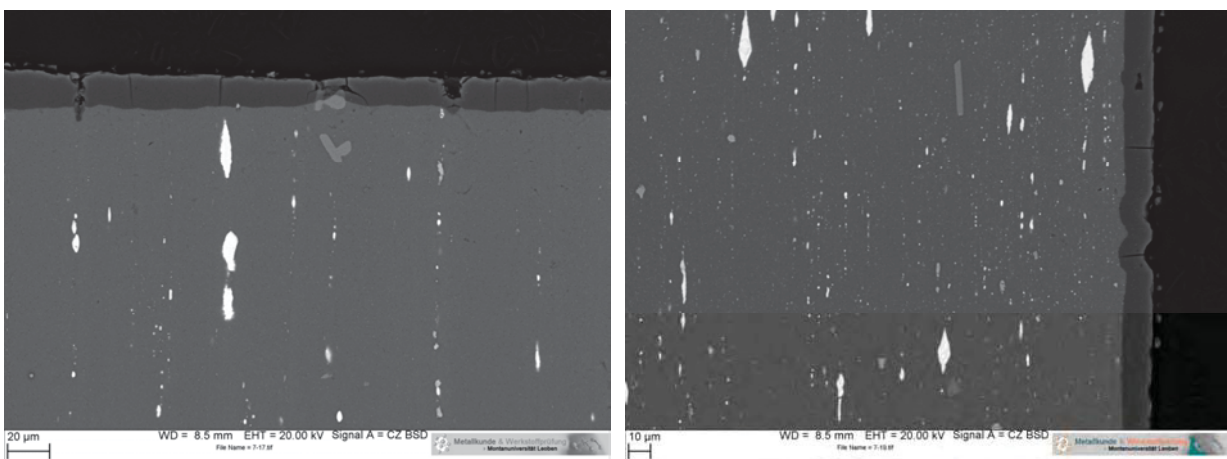


Abbildung 12.20: G7-Ti0.2 mit Harteloxierschicht; links Probenmitte, rechts Probenrand

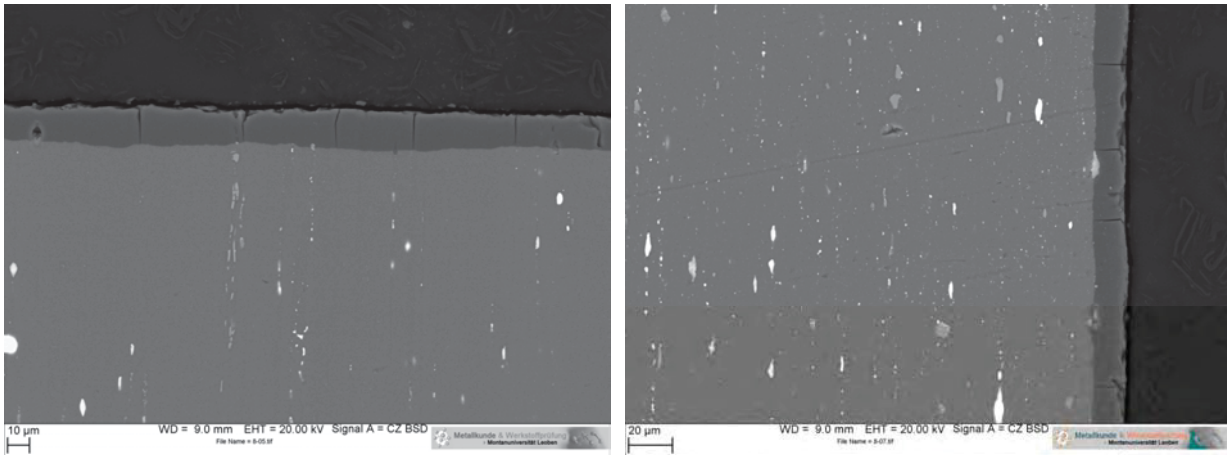


Abbildung 12.21: G8-V0.1 mit Harteloxierschicht; links Probenmitte, rechts Probenrand

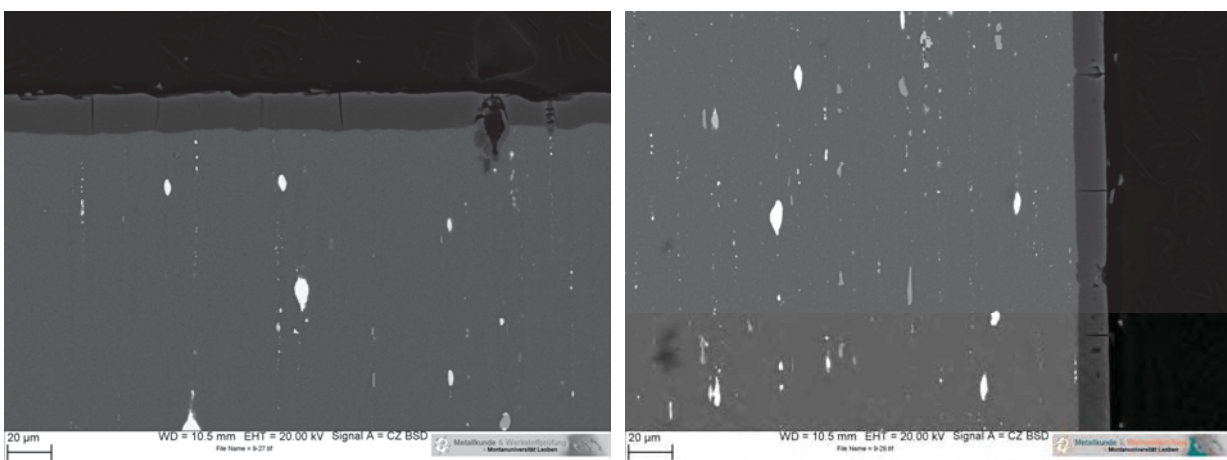


Abbildung 12.22: G9-Zr0.2 mit Harteloxierschicht; links Probenmitte, rechts Probenrand

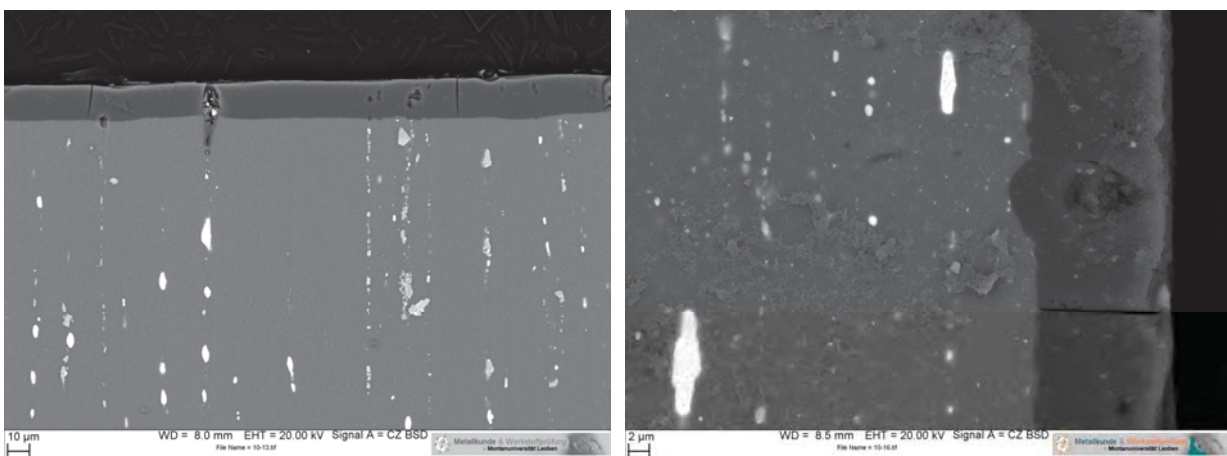


Abbildung 12.23: G10-Co0.1 mit Harteloxierschicht; links Probenmitte, rechts Probenrand

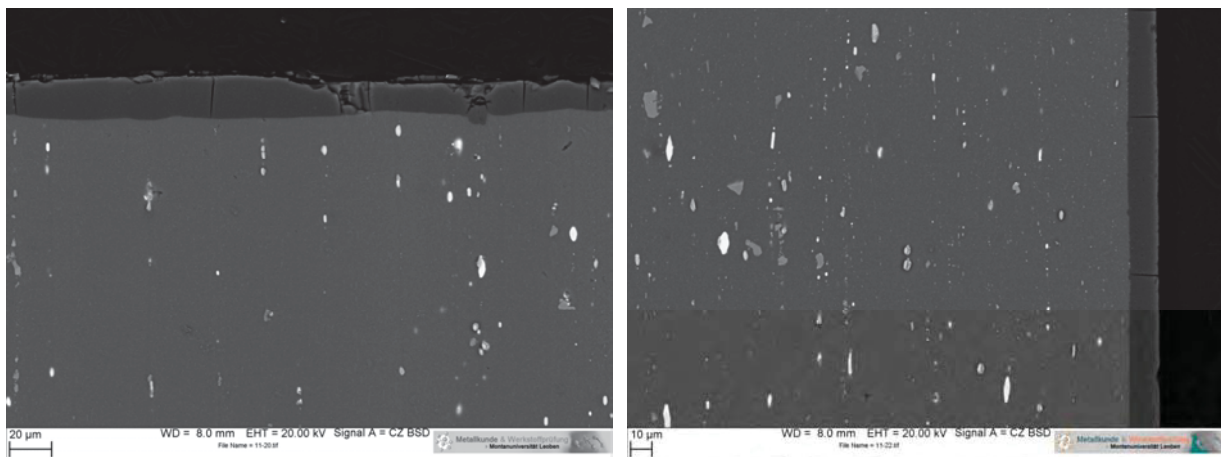


Abbildung 12.24: G11-Sr0.1 mit Hartloxierschicht; links Probenmitte, rechts Probenrand

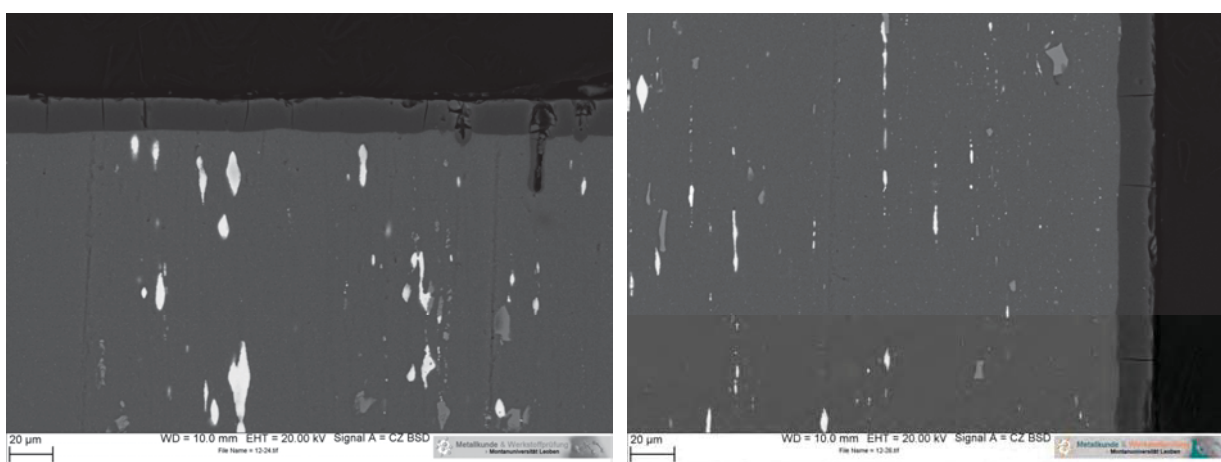


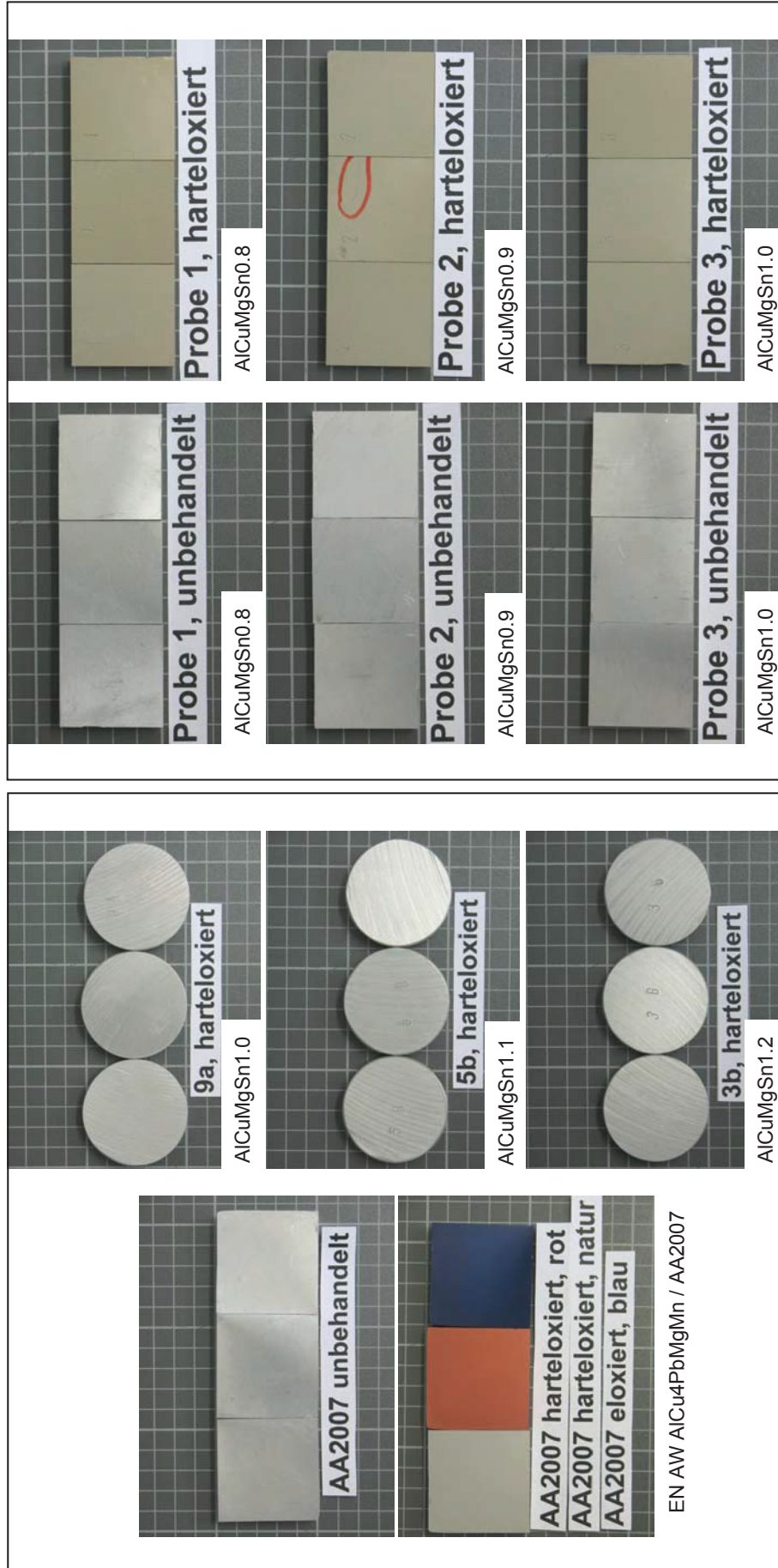
Abbildung 12.25: G12-Hf0.1 mit Hartloxierschicht; links Probenmitte, rechts Probenrand

12.3 Korrosionsuntersuchungen

12.3.1 VDA 621-415 an industriell gefertigten Legierungen

Korrosionsschutzprüfung nach VDA 621-415

Proben vor dem Test

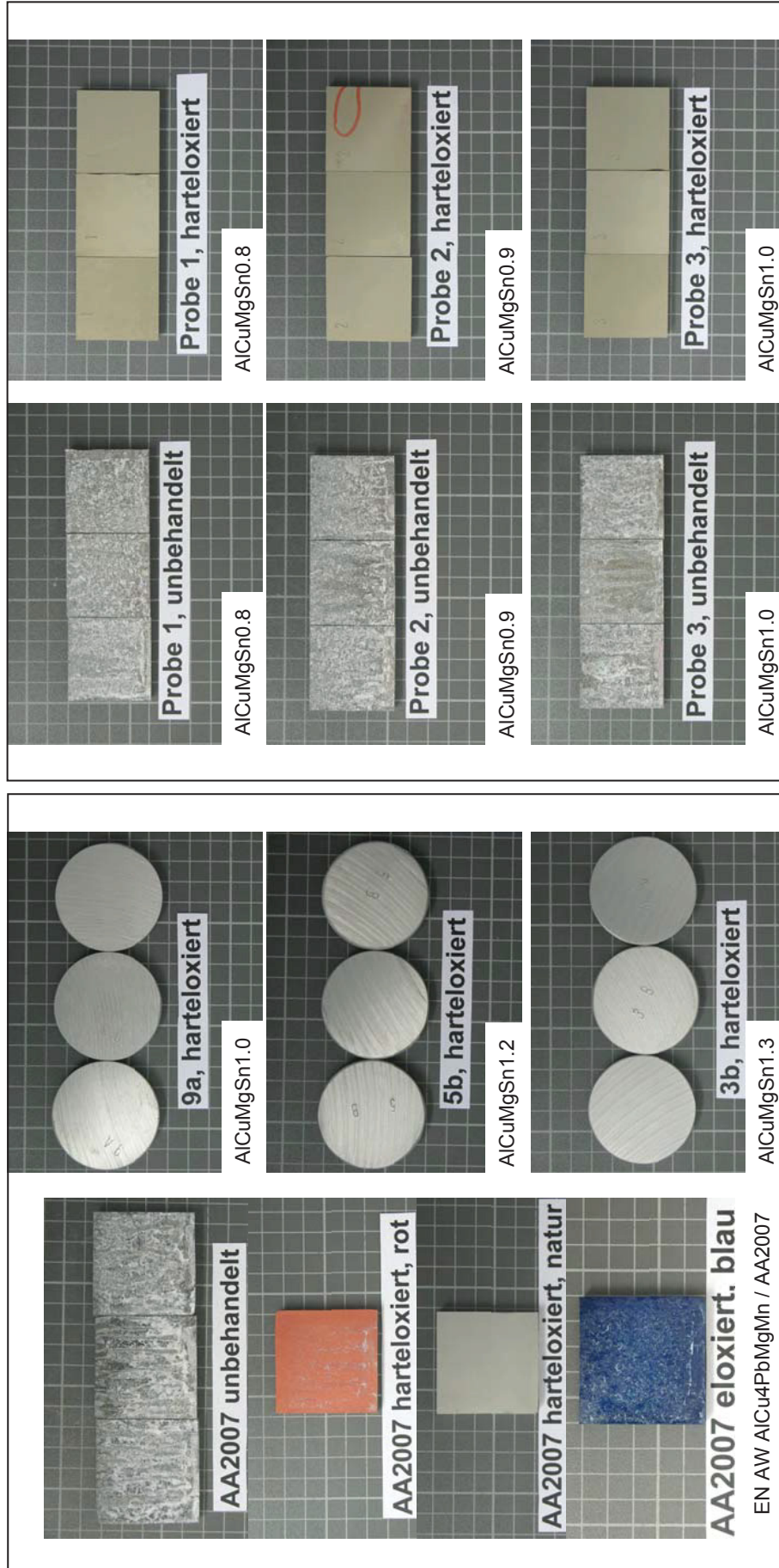


Proben stranggepresst

Proben nach Abguss

Korrosionsschutzprüfung nach VDA 621-415

Proben nach einem Zyklus

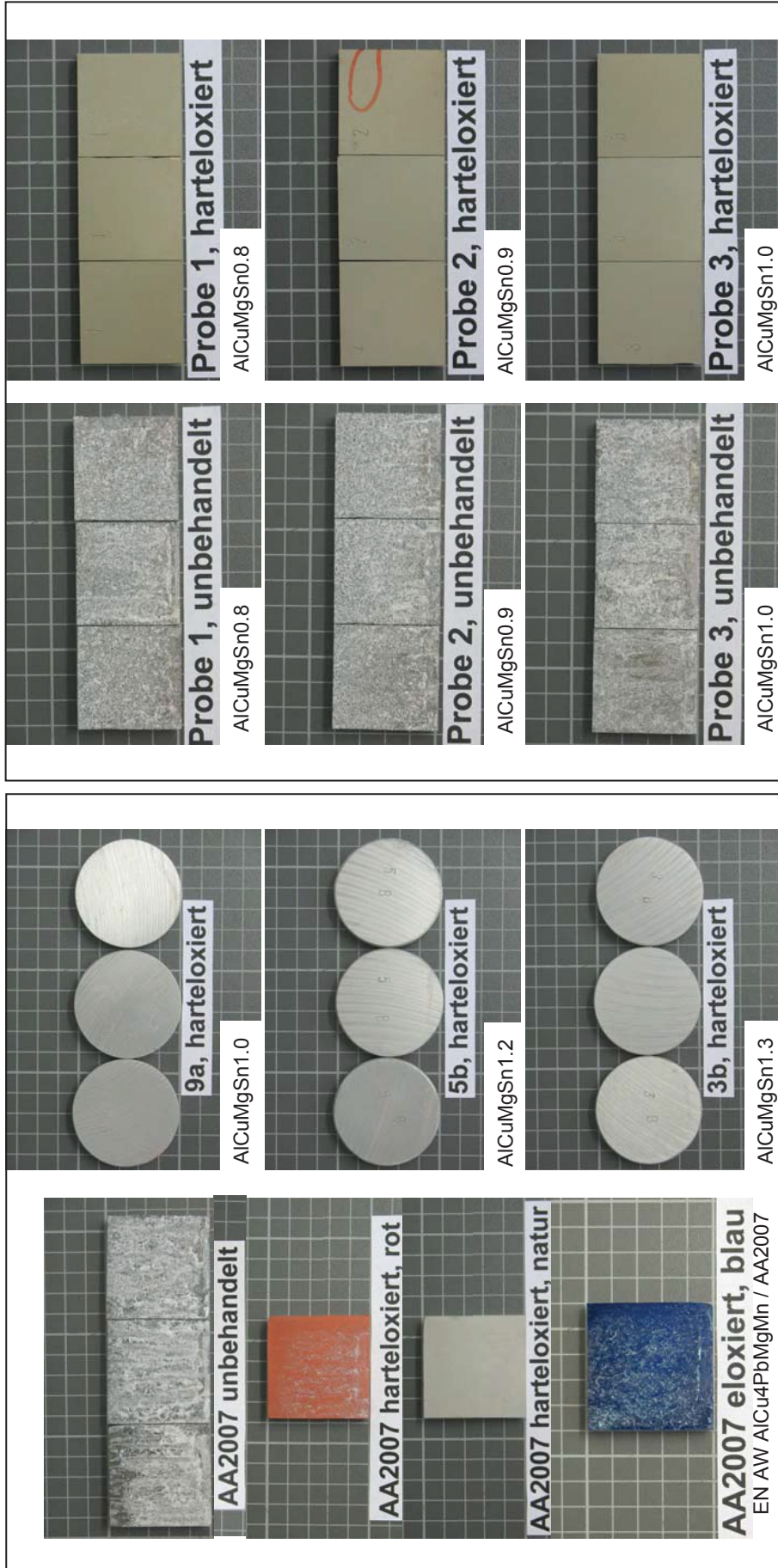


Proben stranggepresst

Proben nach Abguss

Korrosionsschutzprüfung nach VDA 621-415

Proben nach 2 Zyklen

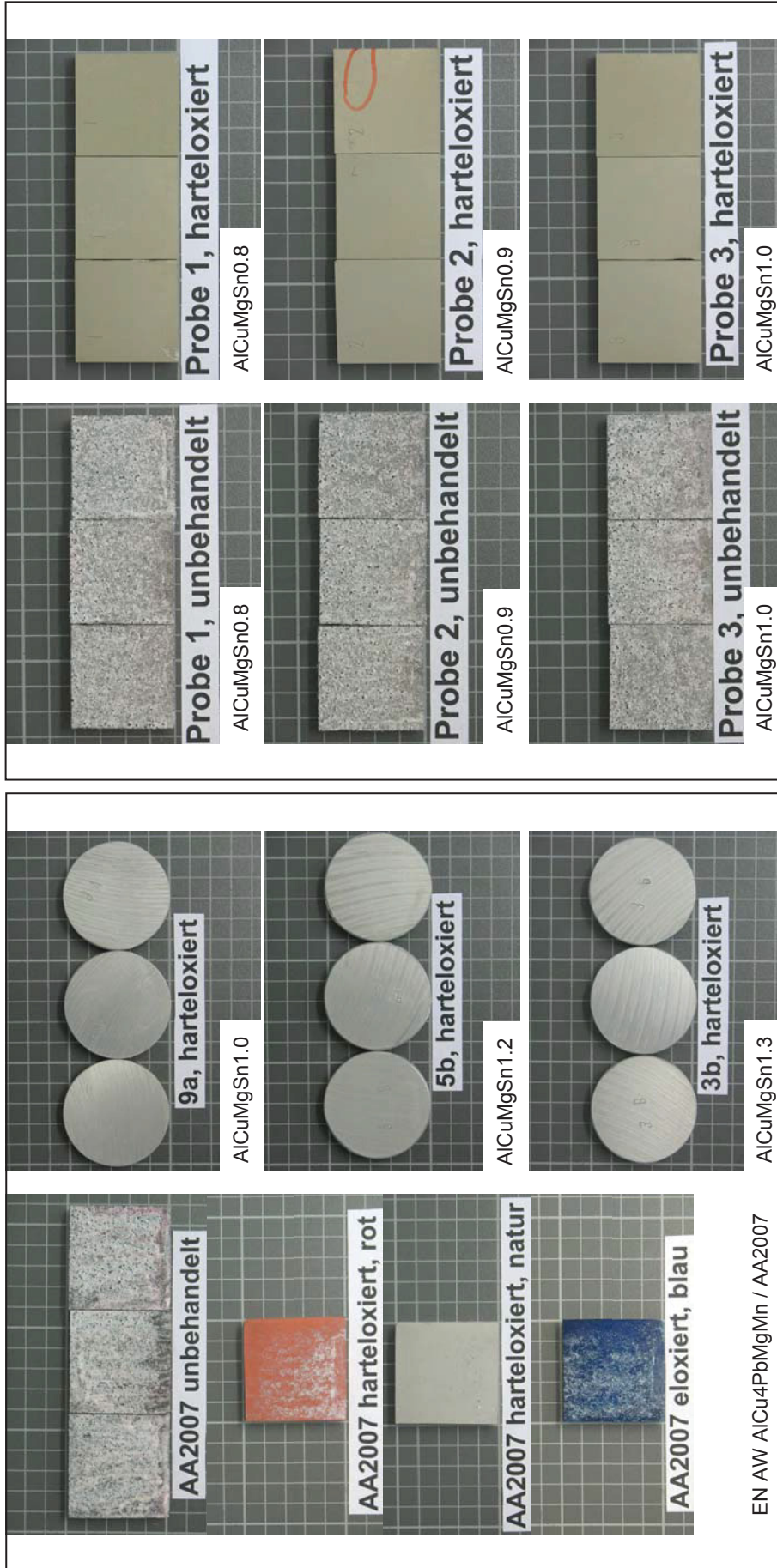


Proben stranggepresst

Proben nach Abguss

Korrosionsschutzprüfung nach VDA 621-415

Proben nach 4 Zyklen

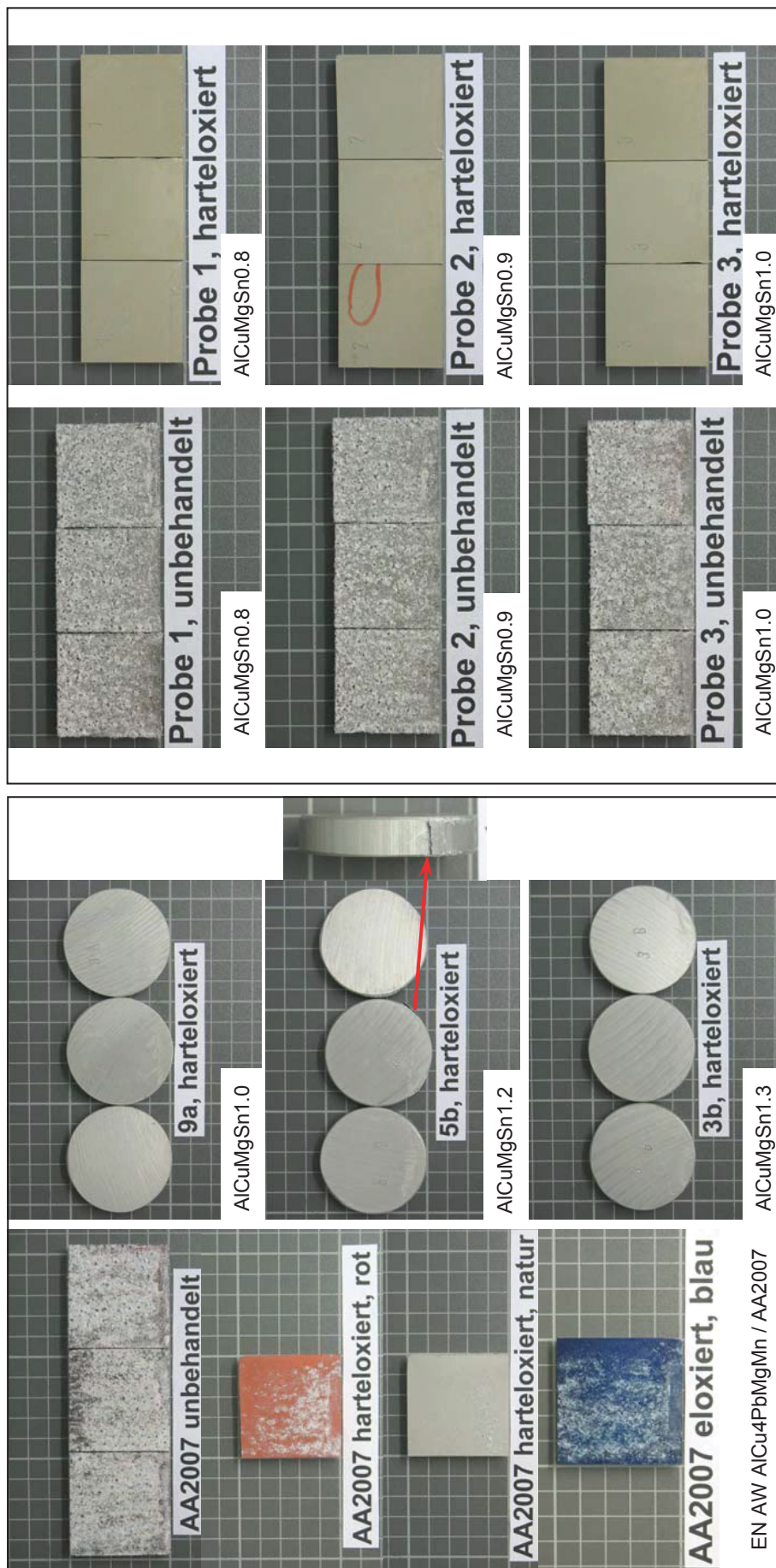


Proben stranggepresst

Proben nach Abguss

Korrosionsschutzprüfung nach VDA 621-415

Proben nach 6 Zyklen

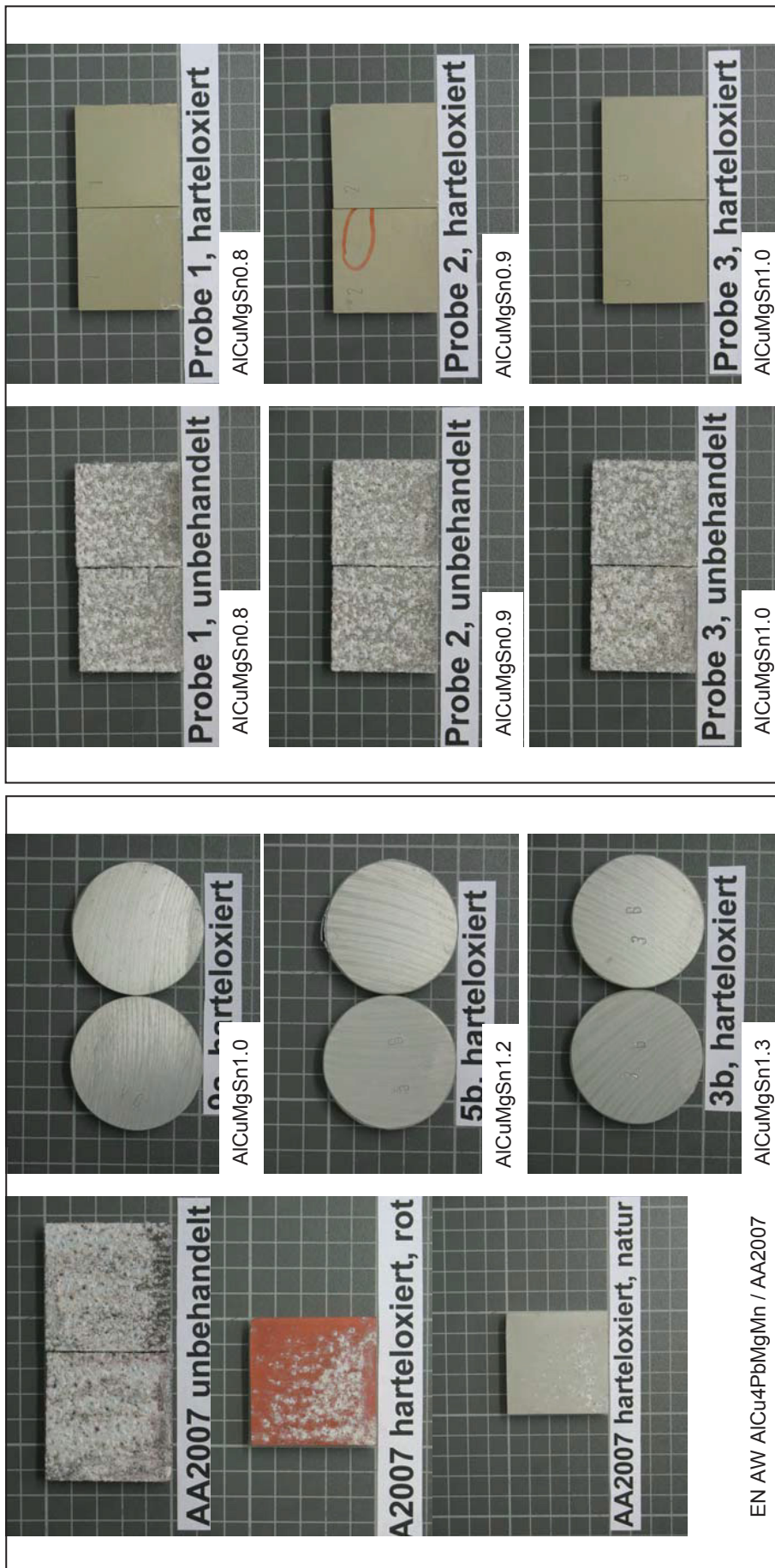


Proben stranggepresst

Proben nach Abguss

Korrosionsschutzprüfung nach VDA 621-415

Proben nach 8 Zyklen



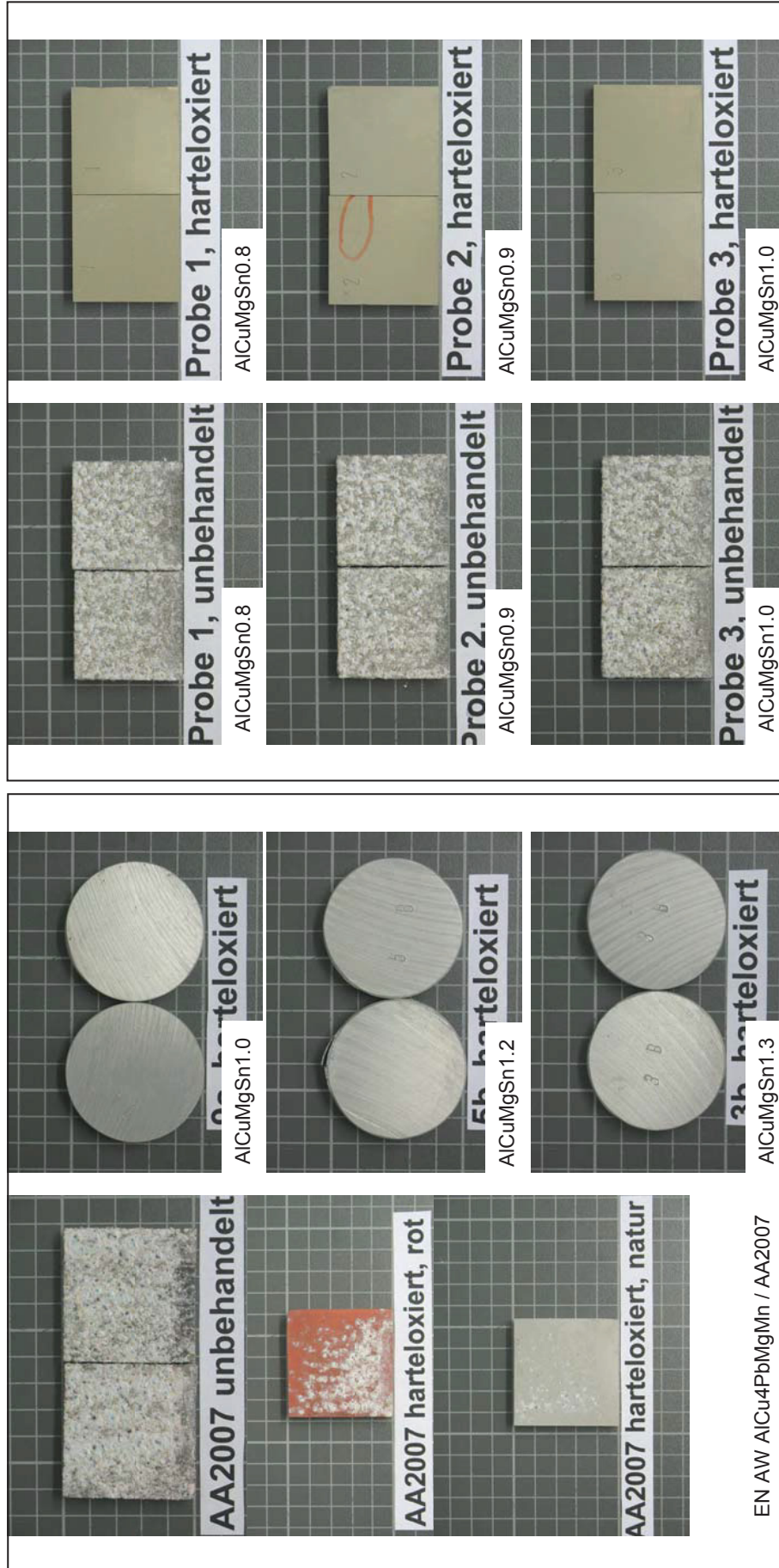
EN AW AlCu4PbMgMn / AA2007

Proben stranggepresst

Proben nach Abguss

Korrosionsschutzprüfung nach VDA 621-415

Proben nach 10 Zyklen



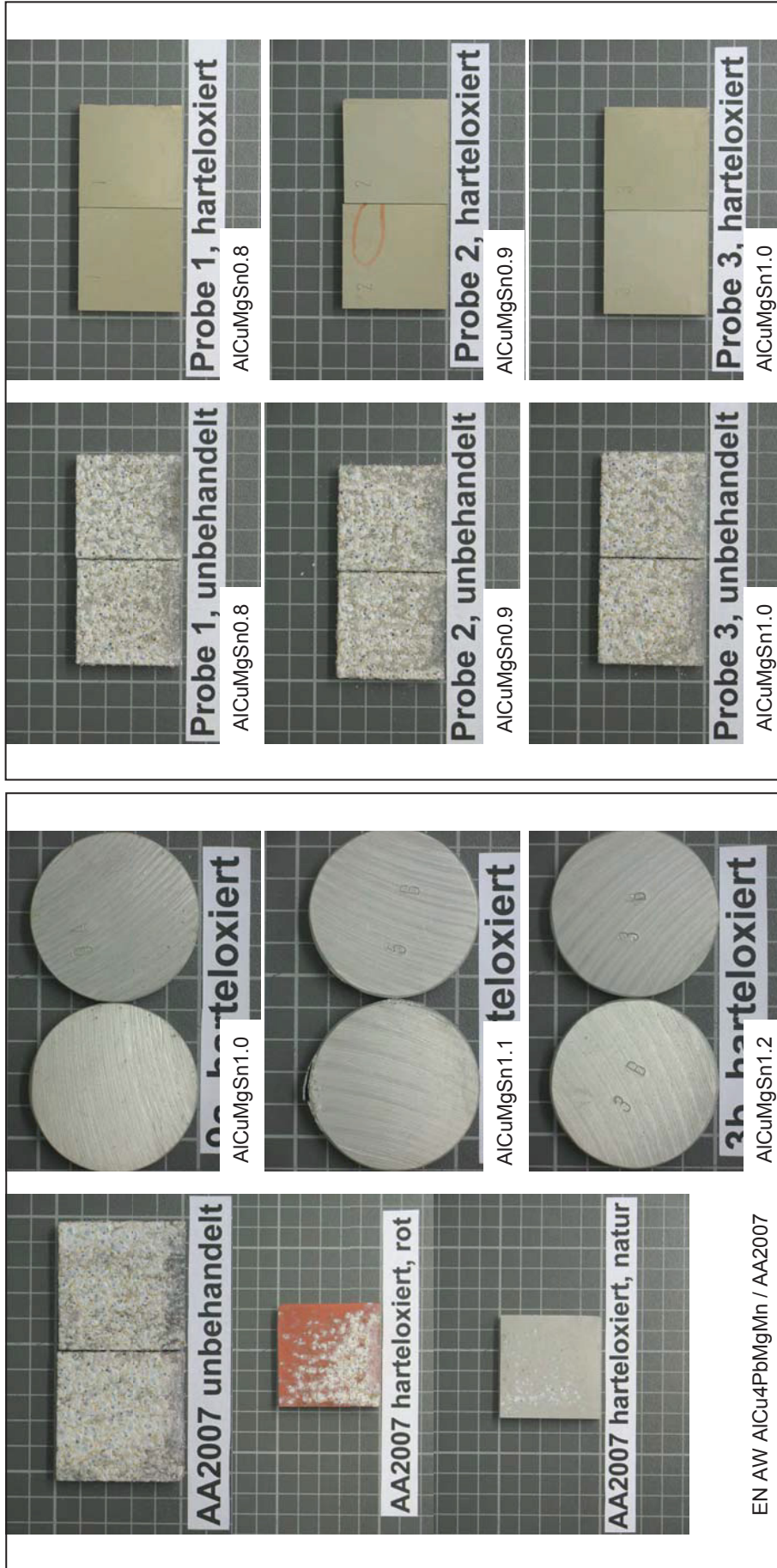
EN AW AlCu4PbMgMn / AA2007

Proben stranggepresst

Proben nach Abguss

Korrosionsschutzprüfung nach VDA 621-415

Proben nach 12 Zyklen



Proben stranggepresst

Proben nach Abguss

12.3.2 EIS-Messergebnisse an industriell gefertigten Legierungen

Gusszustand

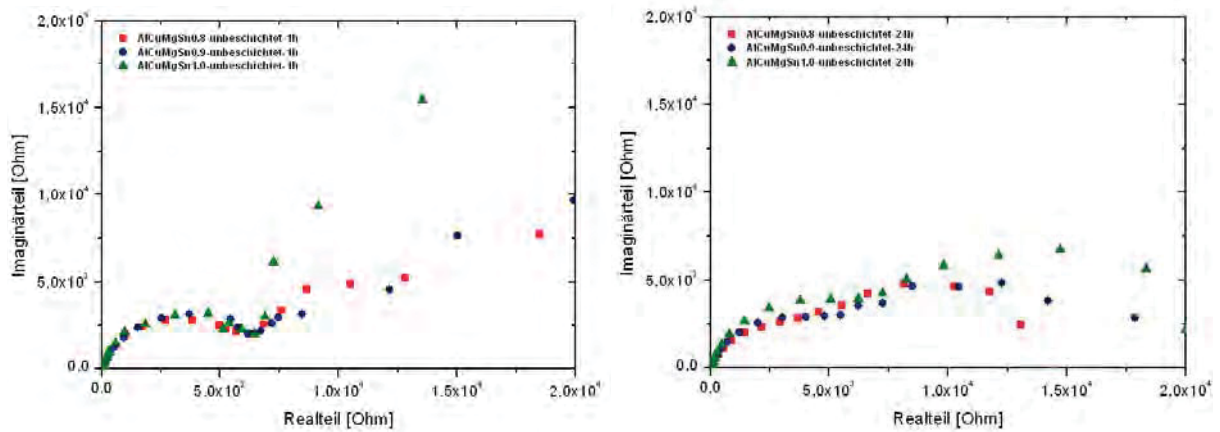


Abbildung 12.26: Nyquist-Plots unbeschichteter AlCuMgSn-Legierungen,
links nach 1 h, rechts nach 24 h

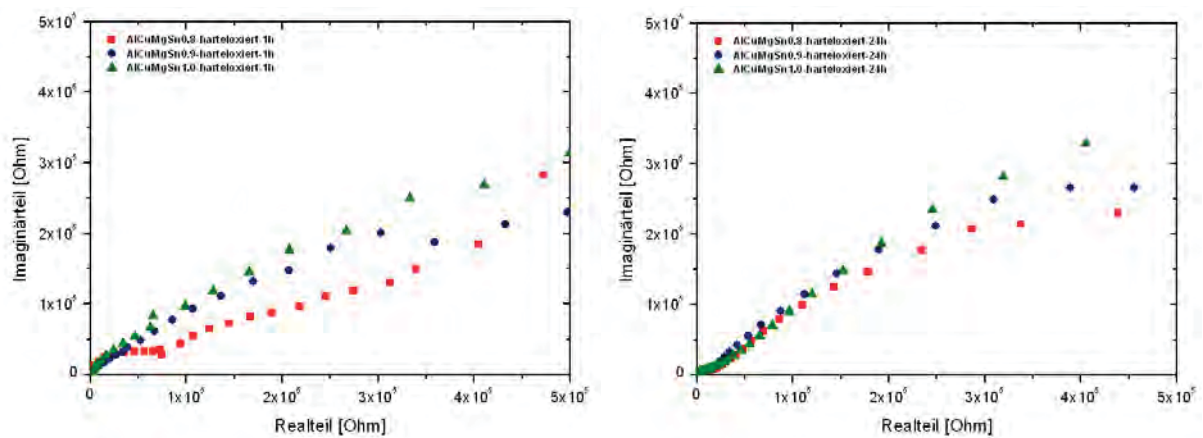


Abbildung 12.27: Nyquist-Plots harteloxierter AlCuMgSn-Legierungen,
links nach 1 h, rechts nach 24 h

Stranggepresstes Material

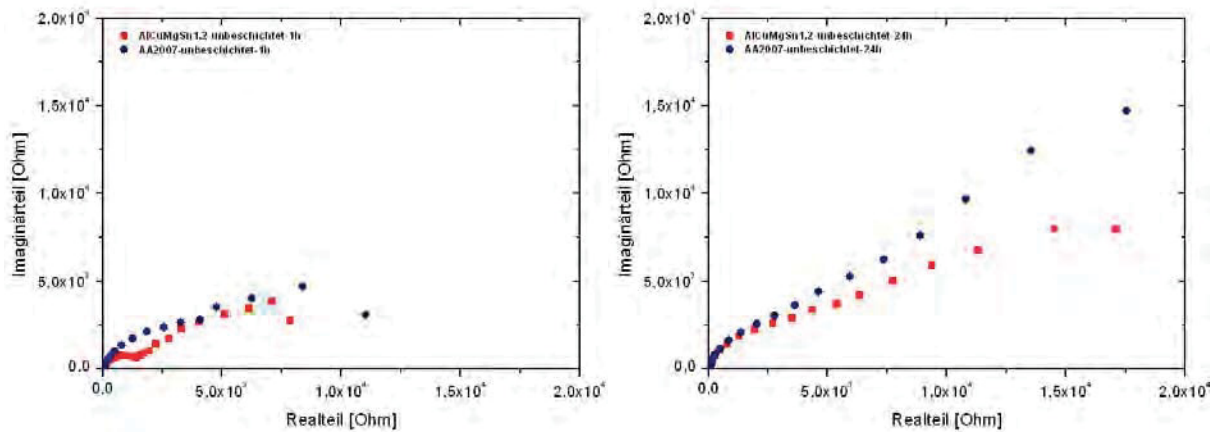


Abbildung 12.28: Nyquist-Plots der unbeschichteten AlCuMgSn1.2 und AA2007, links nach 1 h, rechts nach 24 h

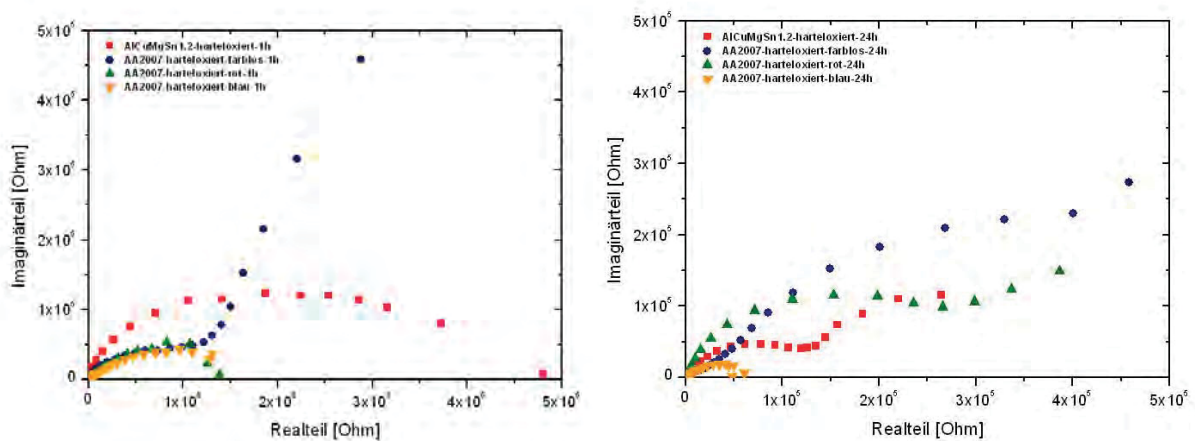


Abbildung 12.29: Nyquist-Plots harteloxierter AlCuMgSn1.2 und AA2007, links nach 1 h, rechts nach 24 h

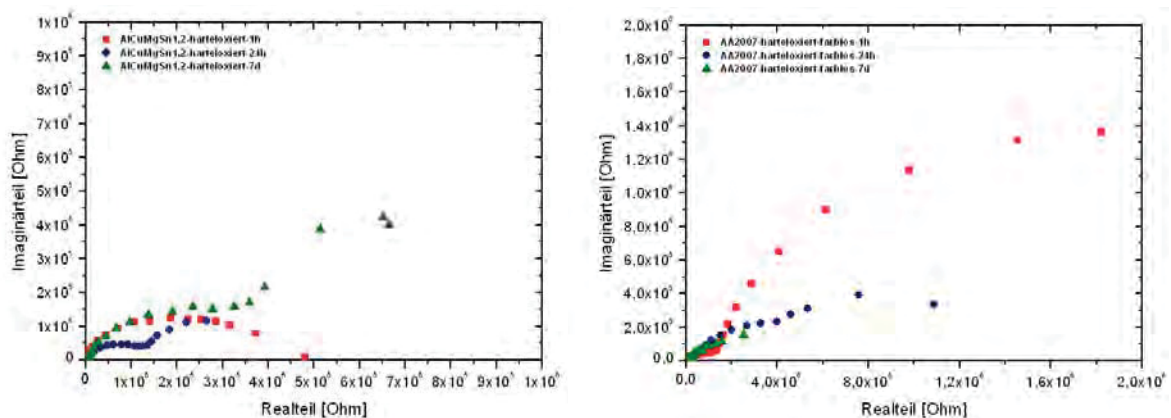


Abbildung 12.30: Nyquist-Plots harteloxierter AlCuMgSn1.2 (links) und AA2007 (rechts)

12.3.3 EIS-Messergebnisse an labortechnisch hergestellten Legierungen

Legierungen

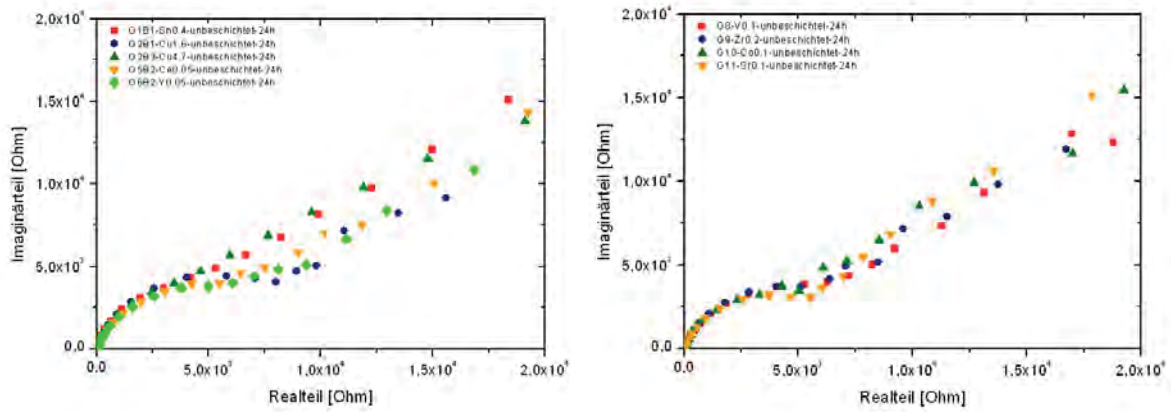


Abbildung 12.31: Nyquist-Plots unbeschichteter AlCuMgSn-Legierungen

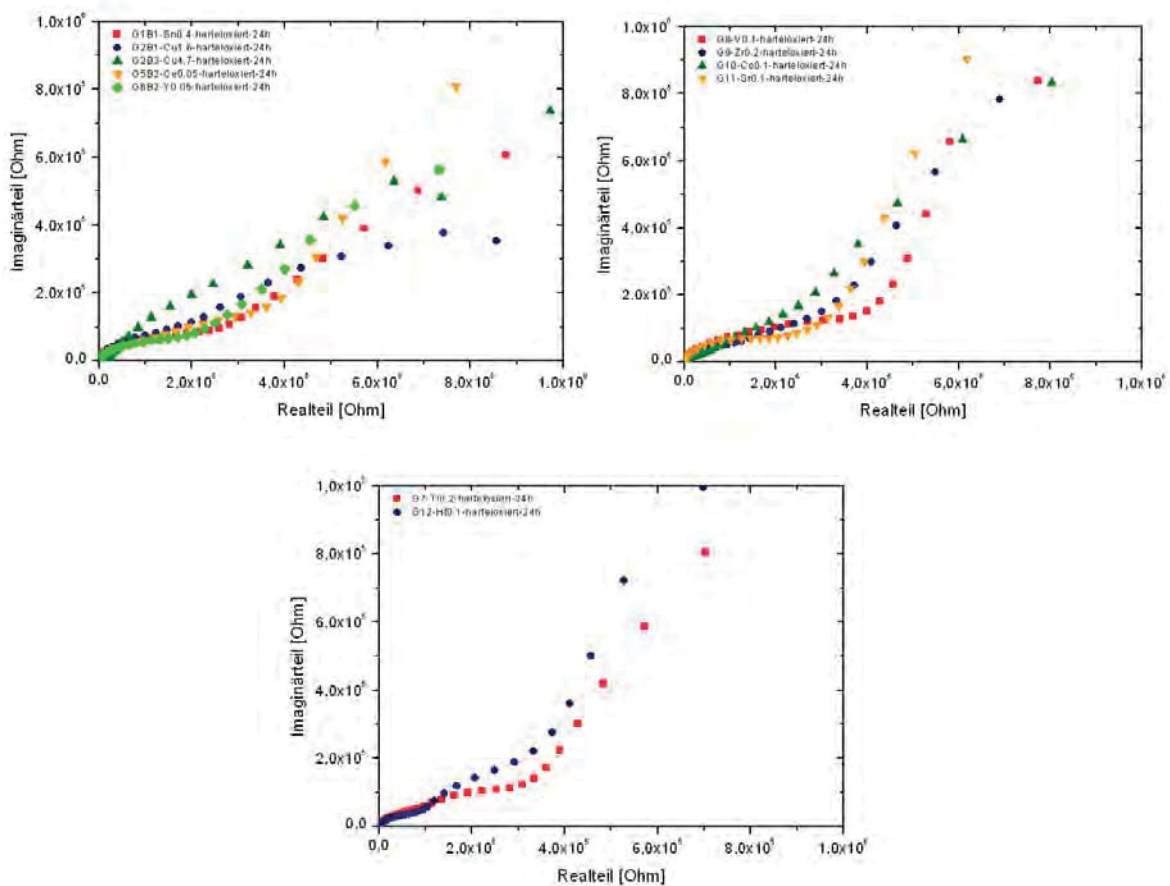


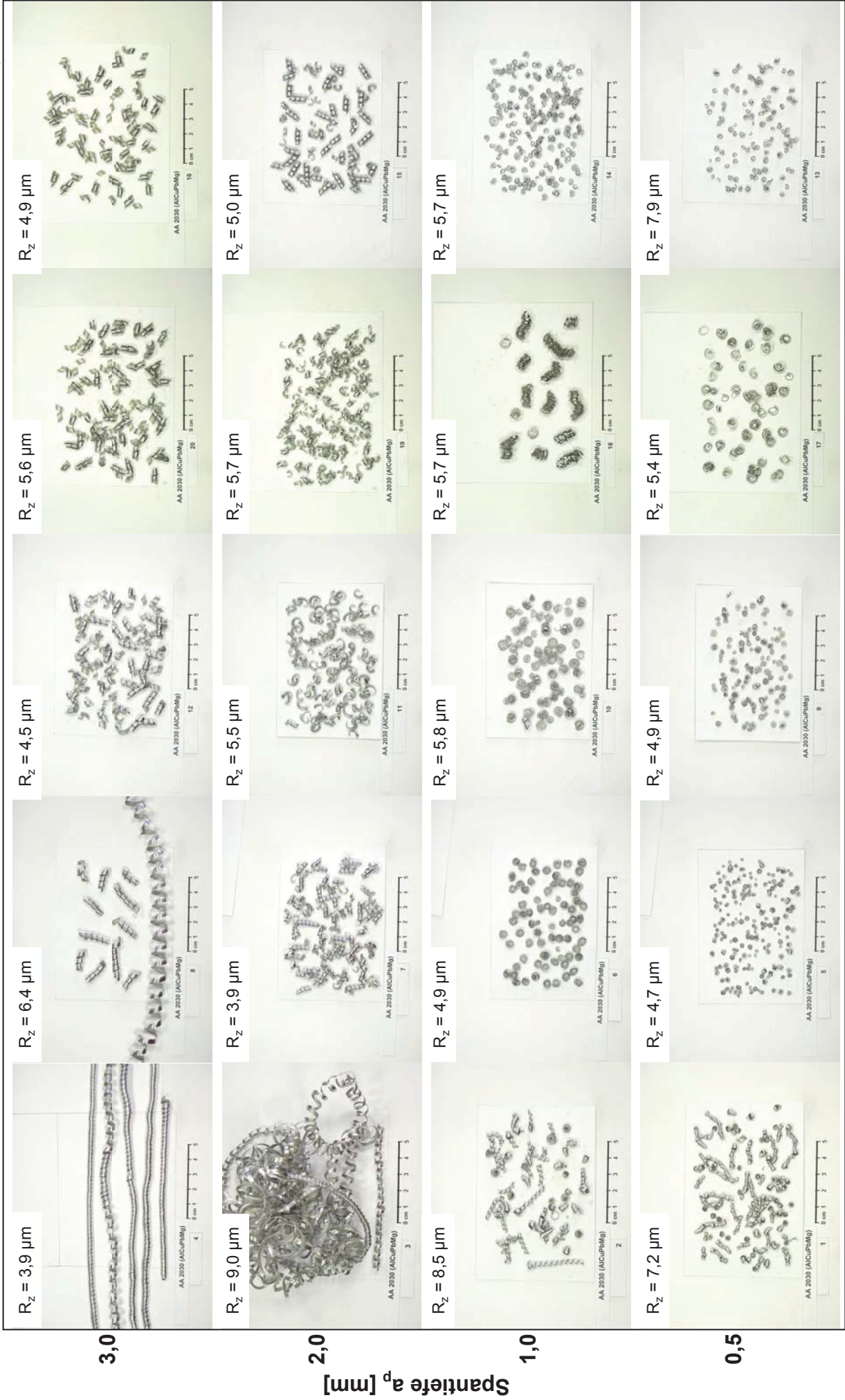
Abbildung 12.32: Nyquist-Plots harteloxierter AlCuMgSn-Legierungen

12.4 Zerspanversuche an labortechnisch hergestellten Legierungen

12.4.1 Vorschub-Spantiefe-Diagramme

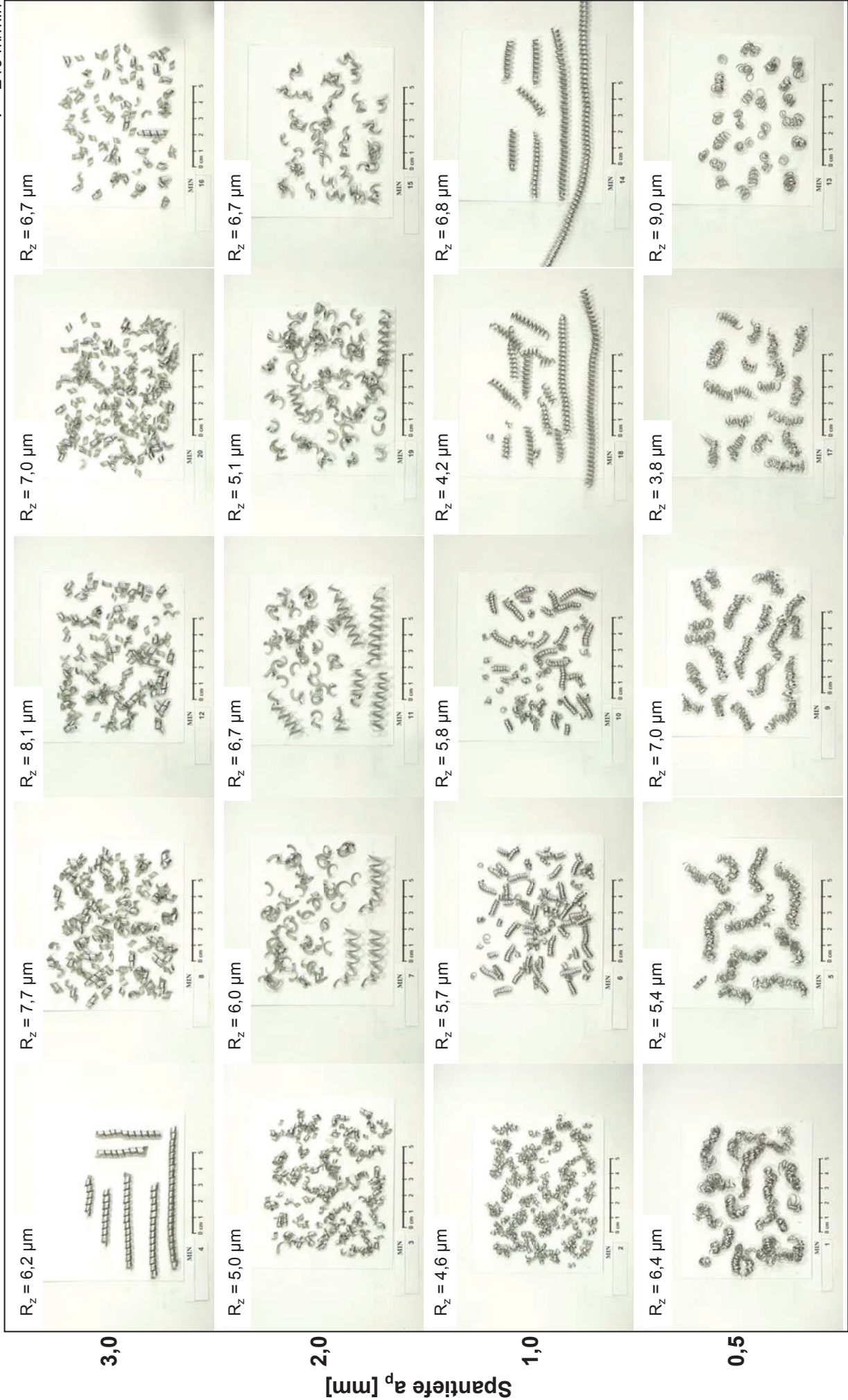
0,91 % Pb
v = 240 m/min

Spanformen im f-a_p-Diagramm (AlCuMgPb bzw. AA2007)



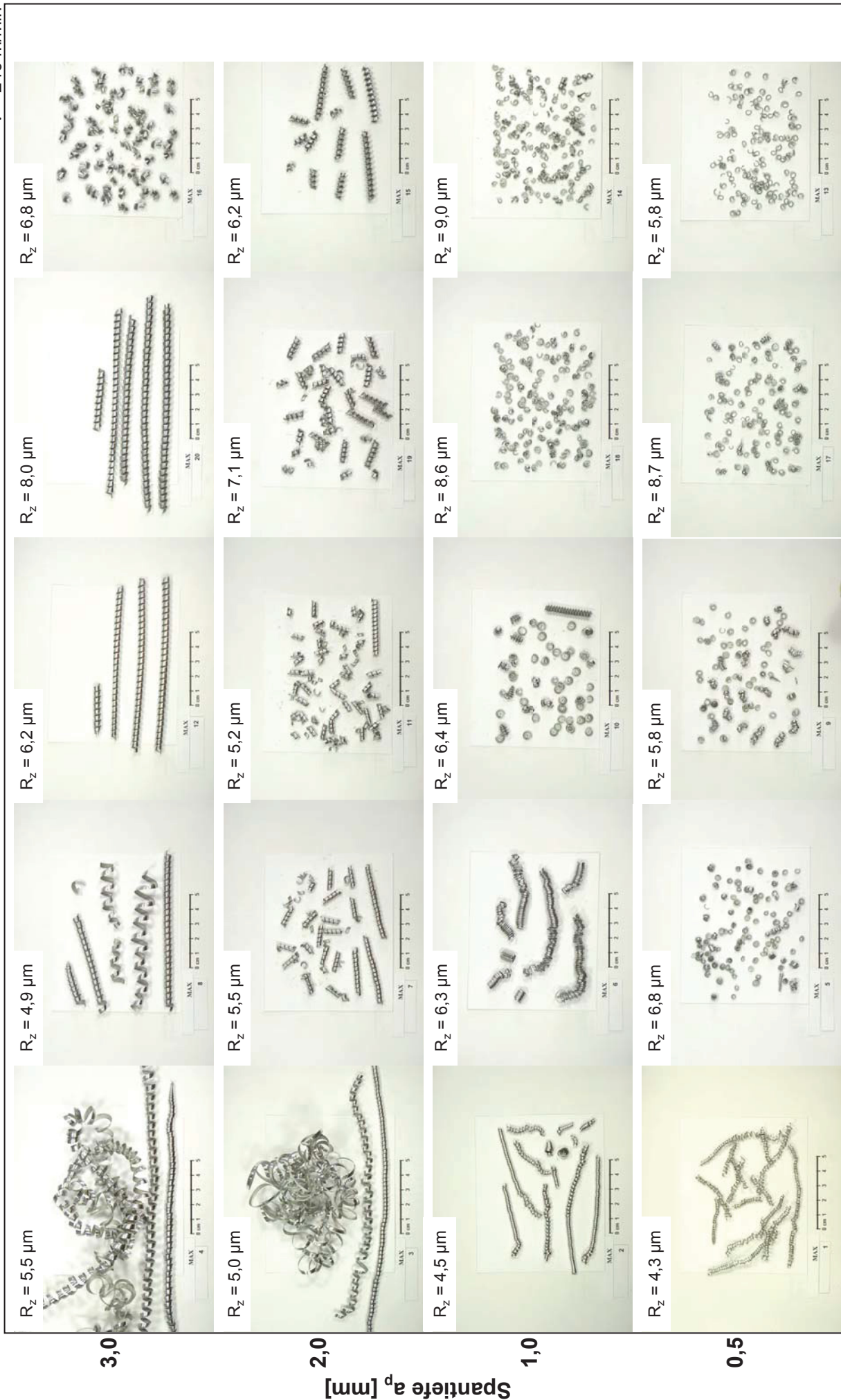
Spanformen im f - a_p -Diagramm (MIN)

$v = 240 \text{ m/min}$



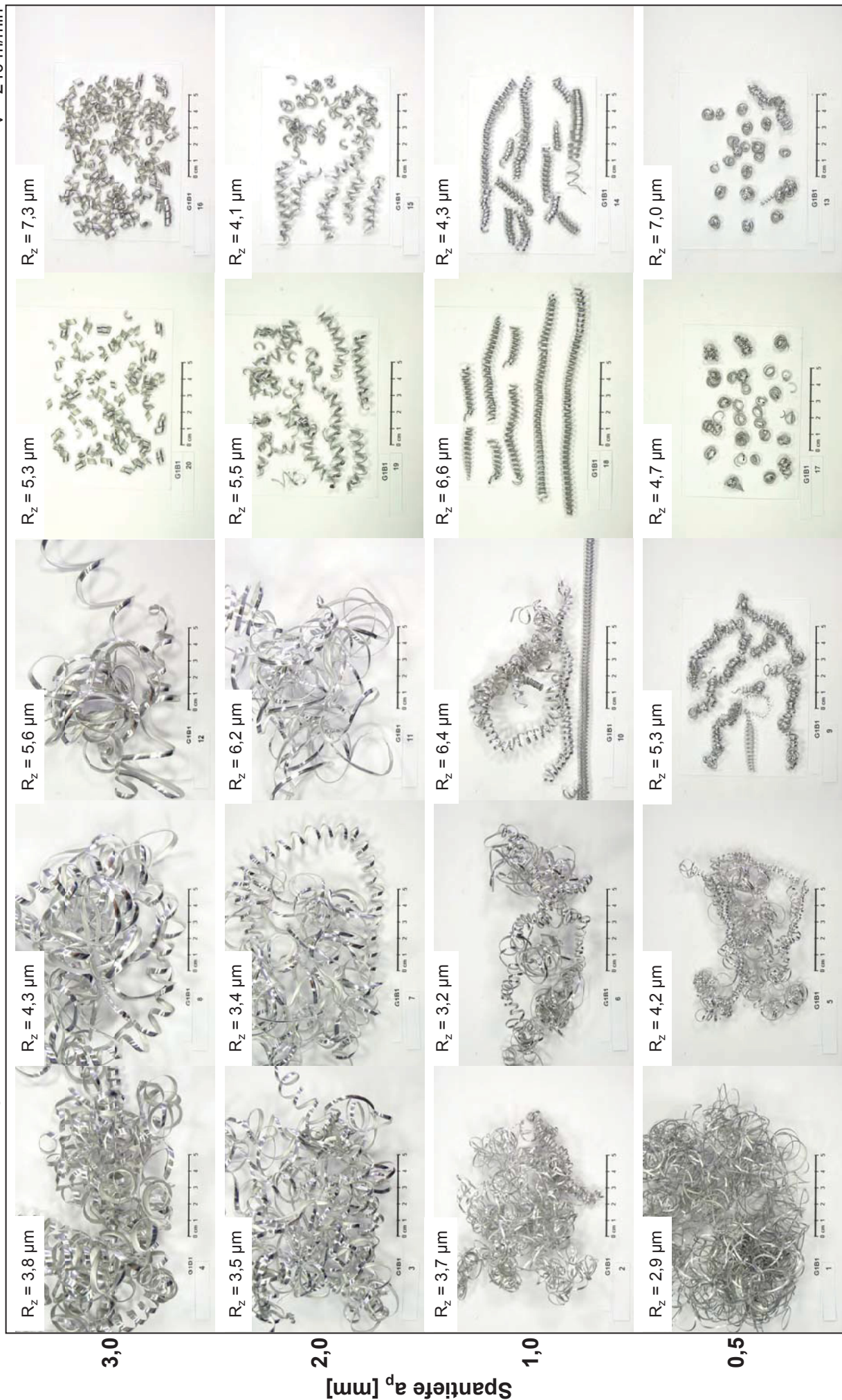
Spanformen im f-a_p-Diagramm (MAX)

v = 240 m/min



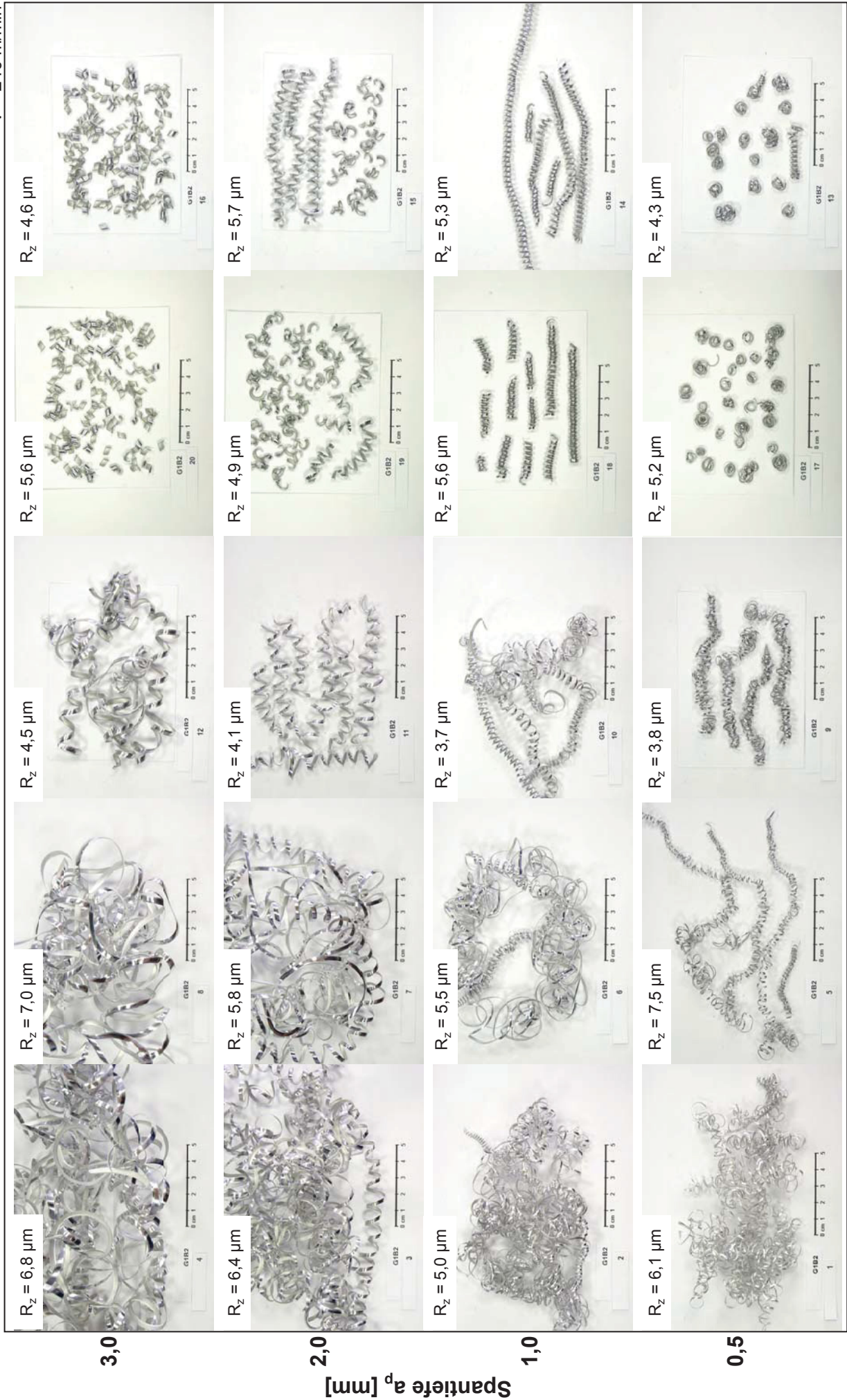
0,40 % Sn
v = 240 m/min

Spanformen im f - a_p -Diagramm (G1B1-Sn0.4)



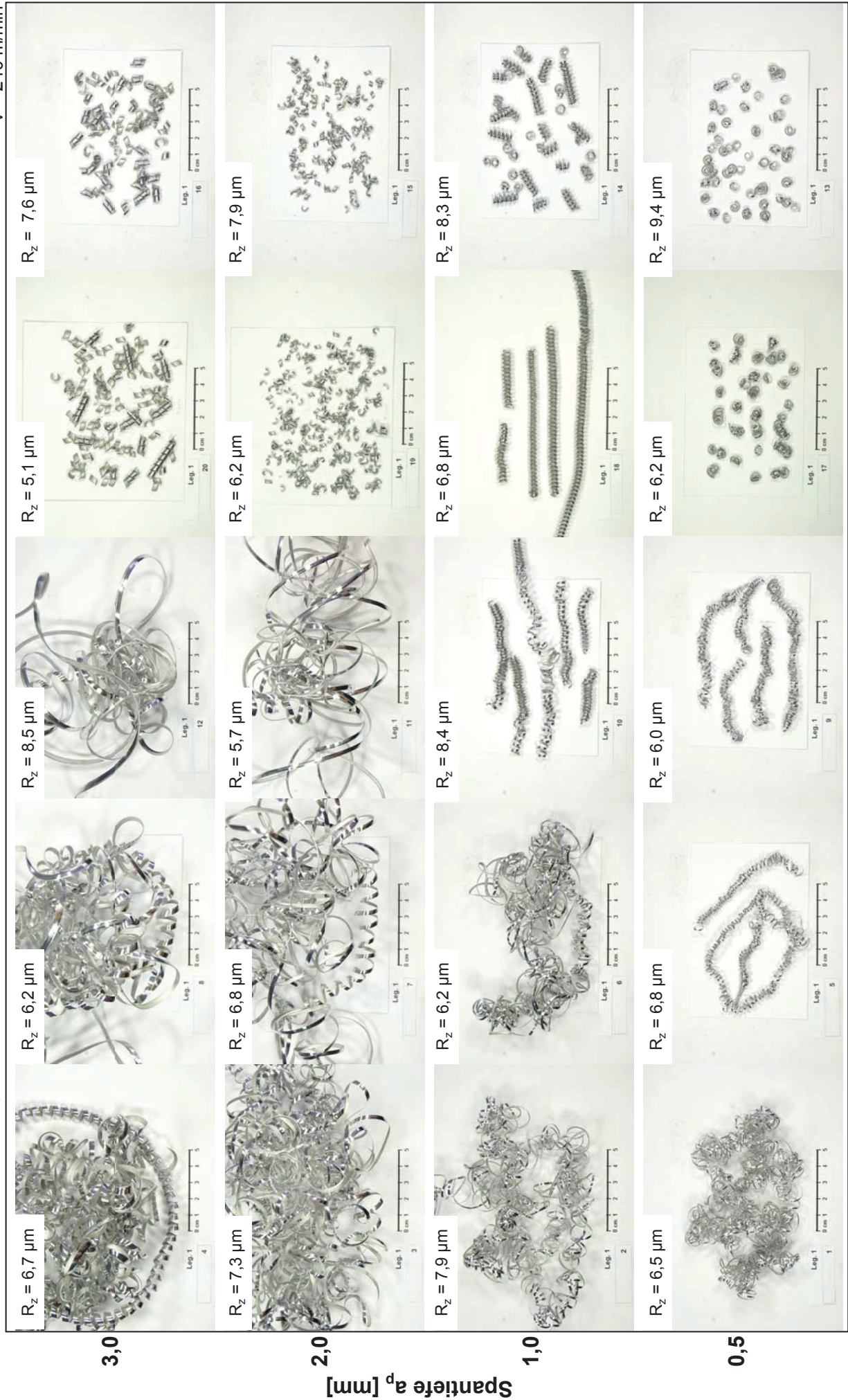
0,61 % Sn
v = 240 m/min

Spanformen im f-a_p-Diagramm (G1B2-Sn0.6)



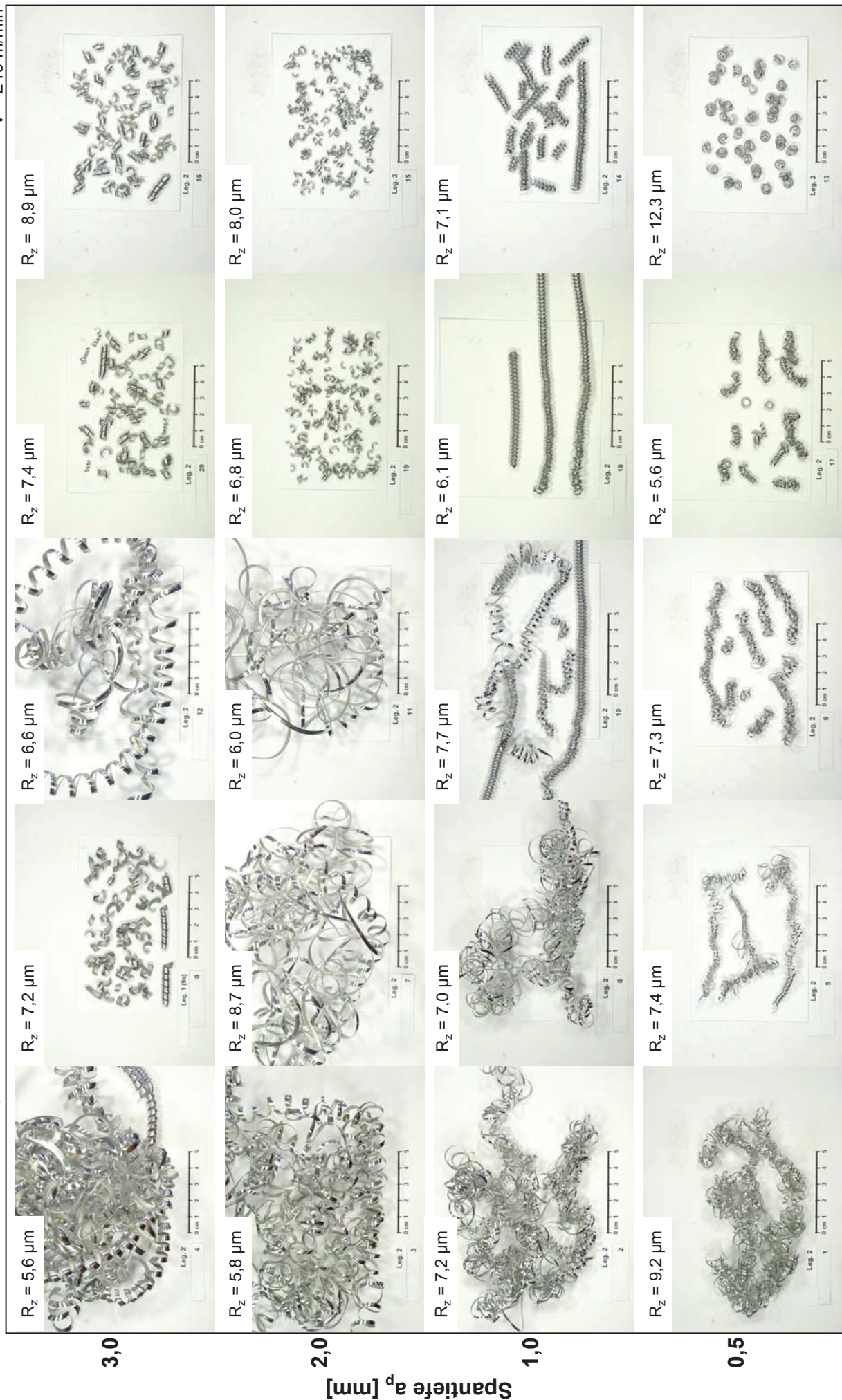
0,82 % Sn
v = 240 m/min

Spanformen im f - a_p -Diagramm (AlCuMgSn0.8)



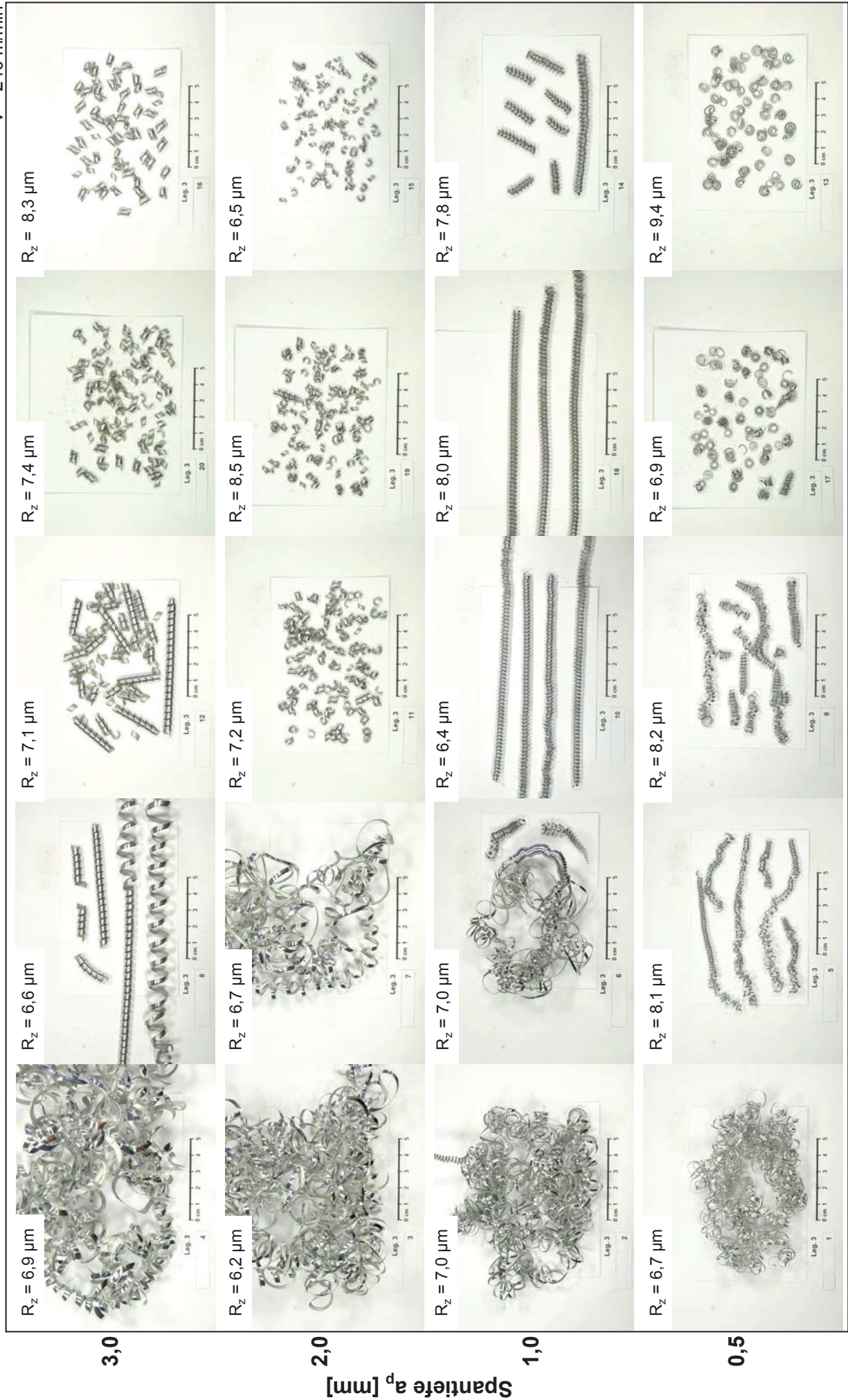
0,87 % Sn
v = 240 m/min

Spanformen im f-a_p-Diagramm (AlCuMgSn0.9)



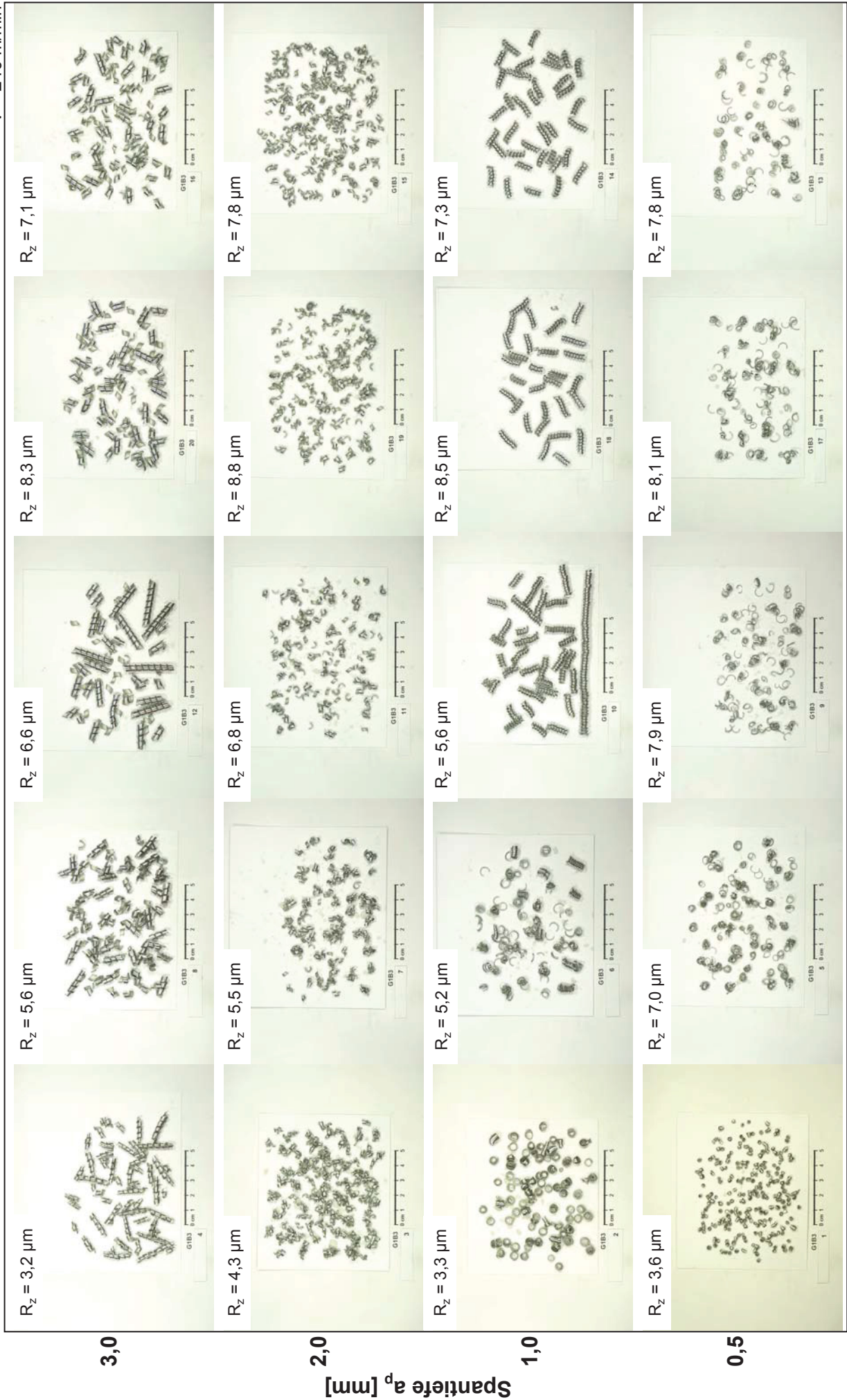
0,99 % Sn
v = 240 m/min

Spanformen im f - a_p -Diagramm (AlCuMgSn1.0)



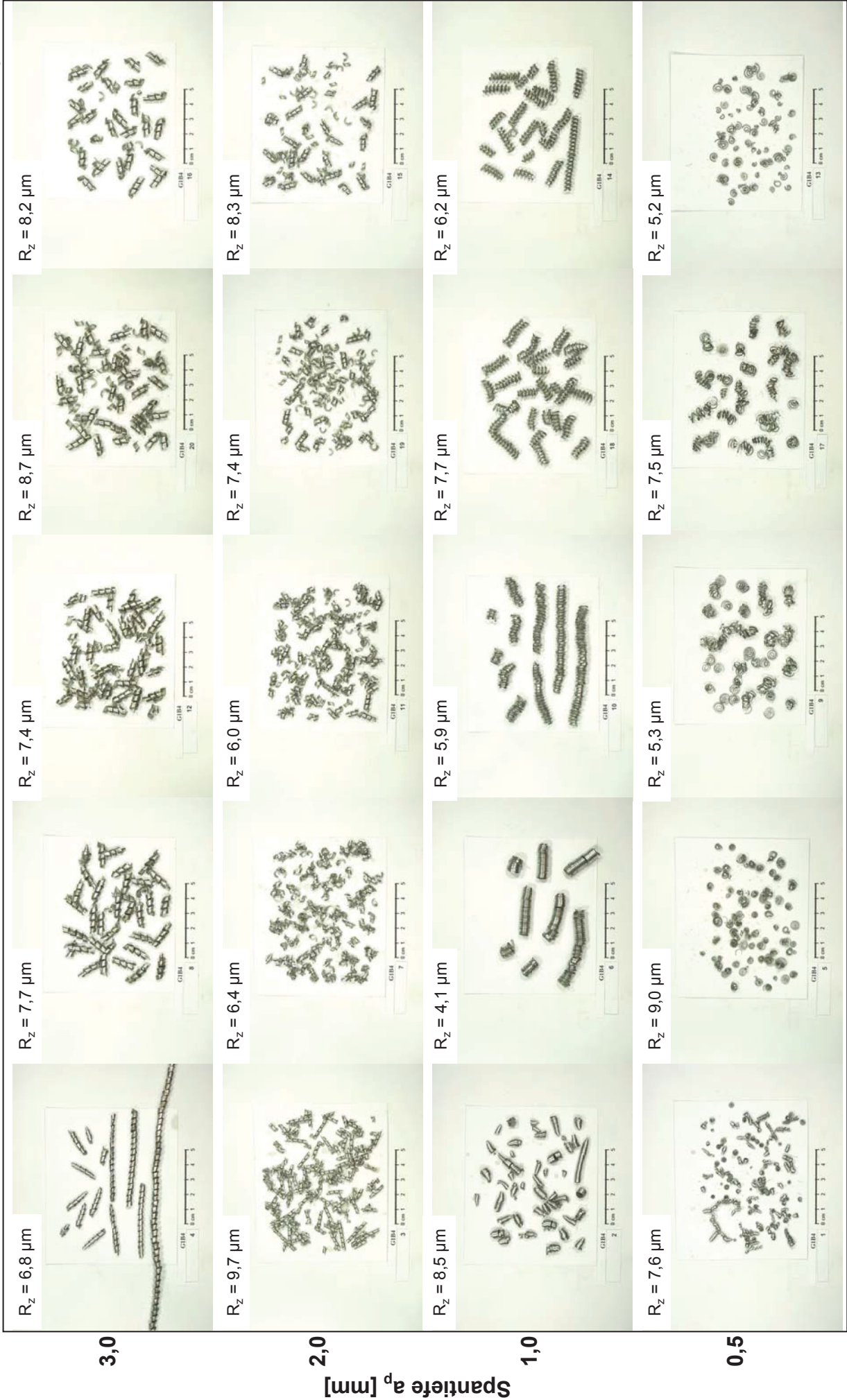
1,59 % Sn
v = 240 m/min

Spanformen im f-a_p-Diagramm (G1B3-Sn1.6)



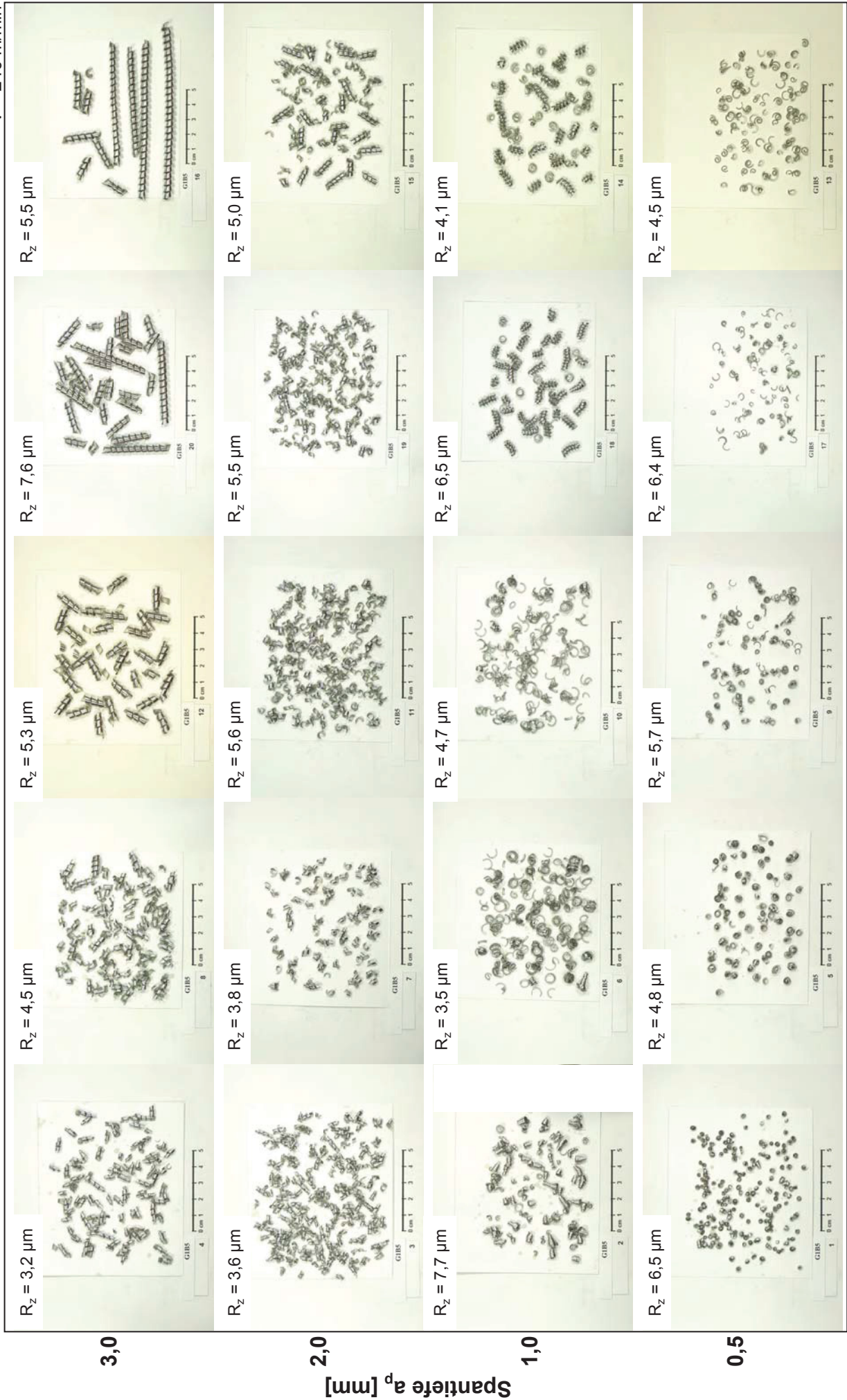
Spanformen im f-a_p-Diagramm (G1B4-Sn2.4)

2,41 % Sn
v = 240 m/min



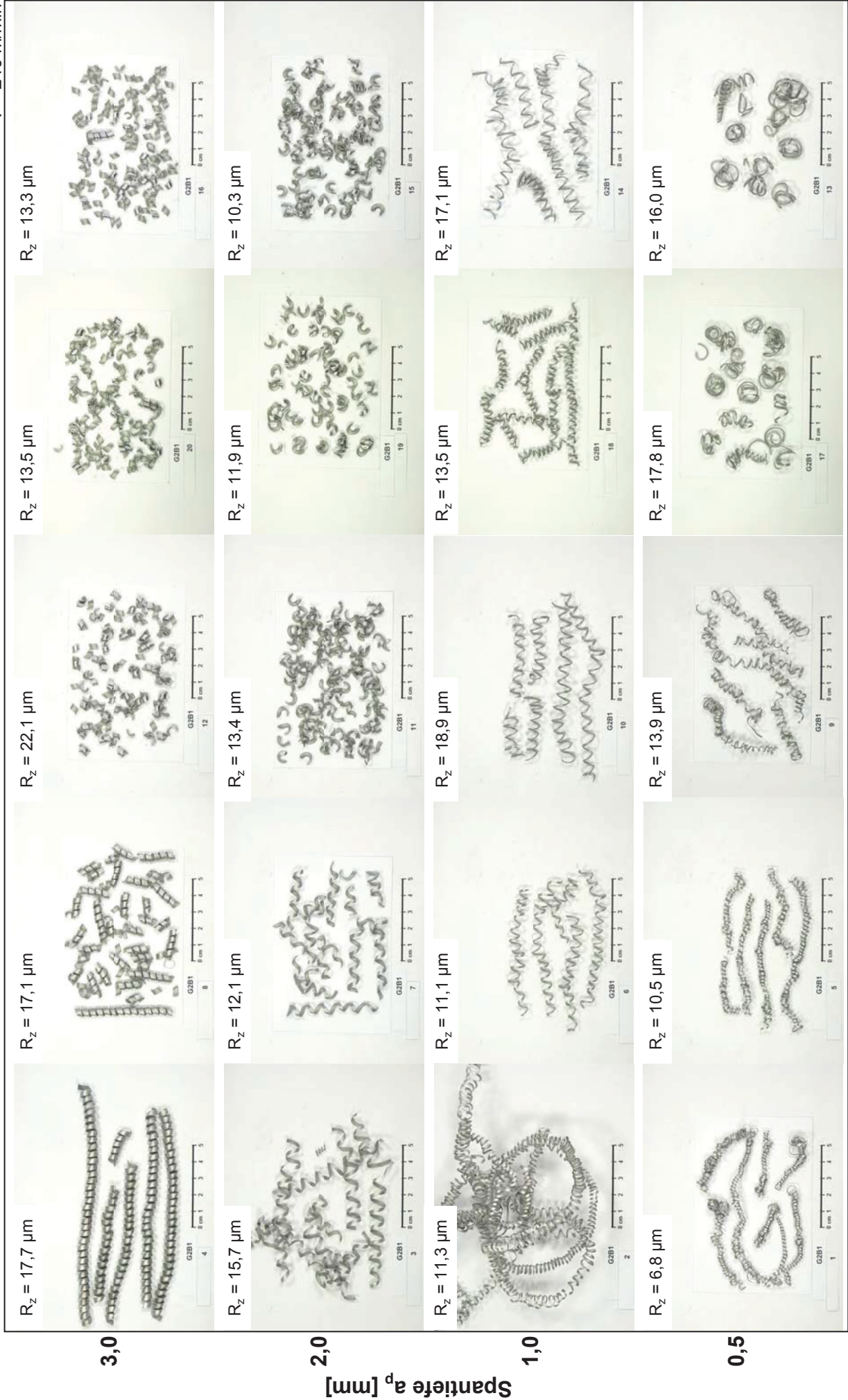
4,31 % Cu; 1,73 % Sn
v = 240 m/min

Spanformen im f-a_p-Diagramm (G1B5-Sn1.7Cu4.3)



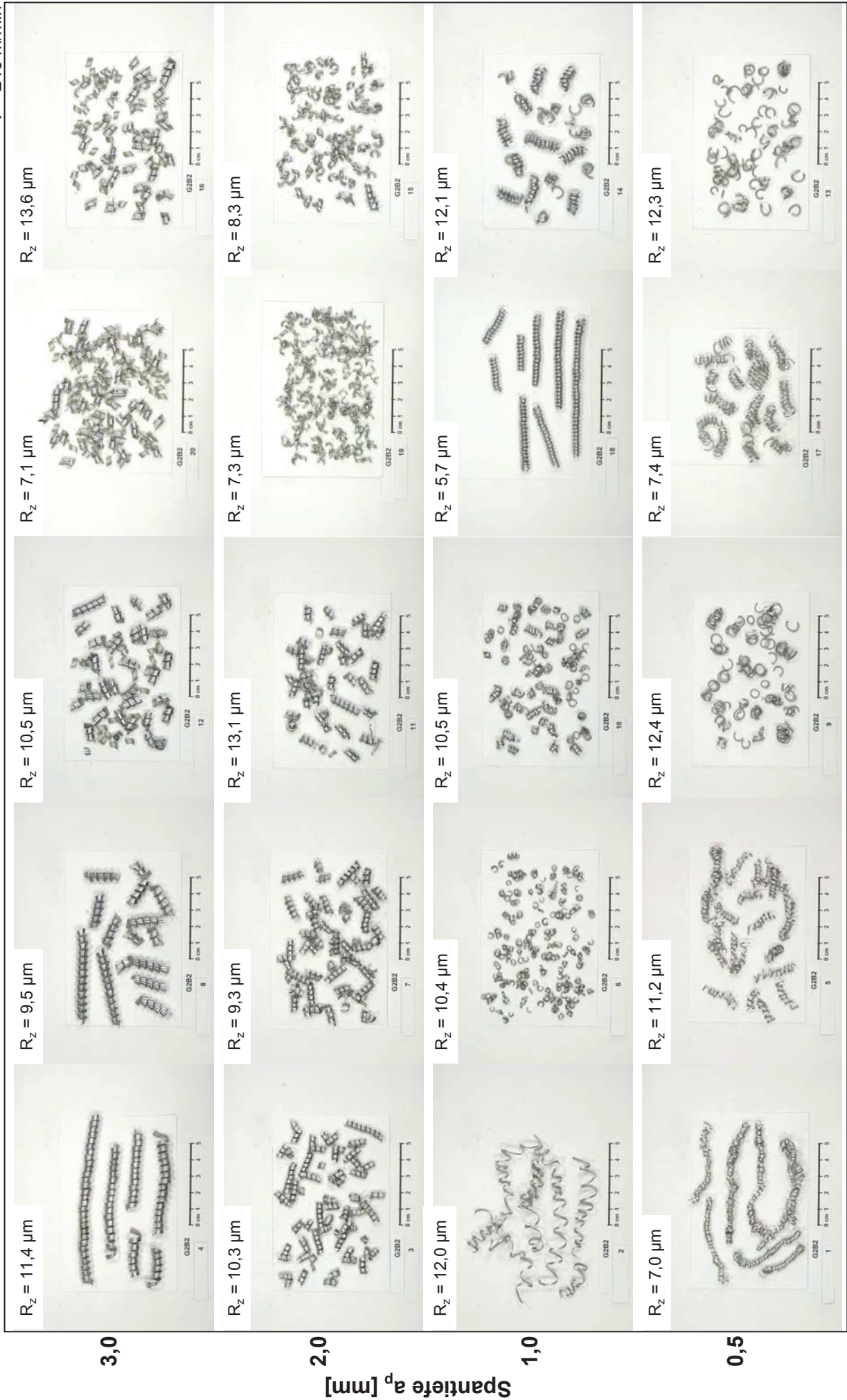
Spanformen im f-a_p-Diagramm (G2B1-Cu1.6)

1,62 % Cu
v = 240 m/min



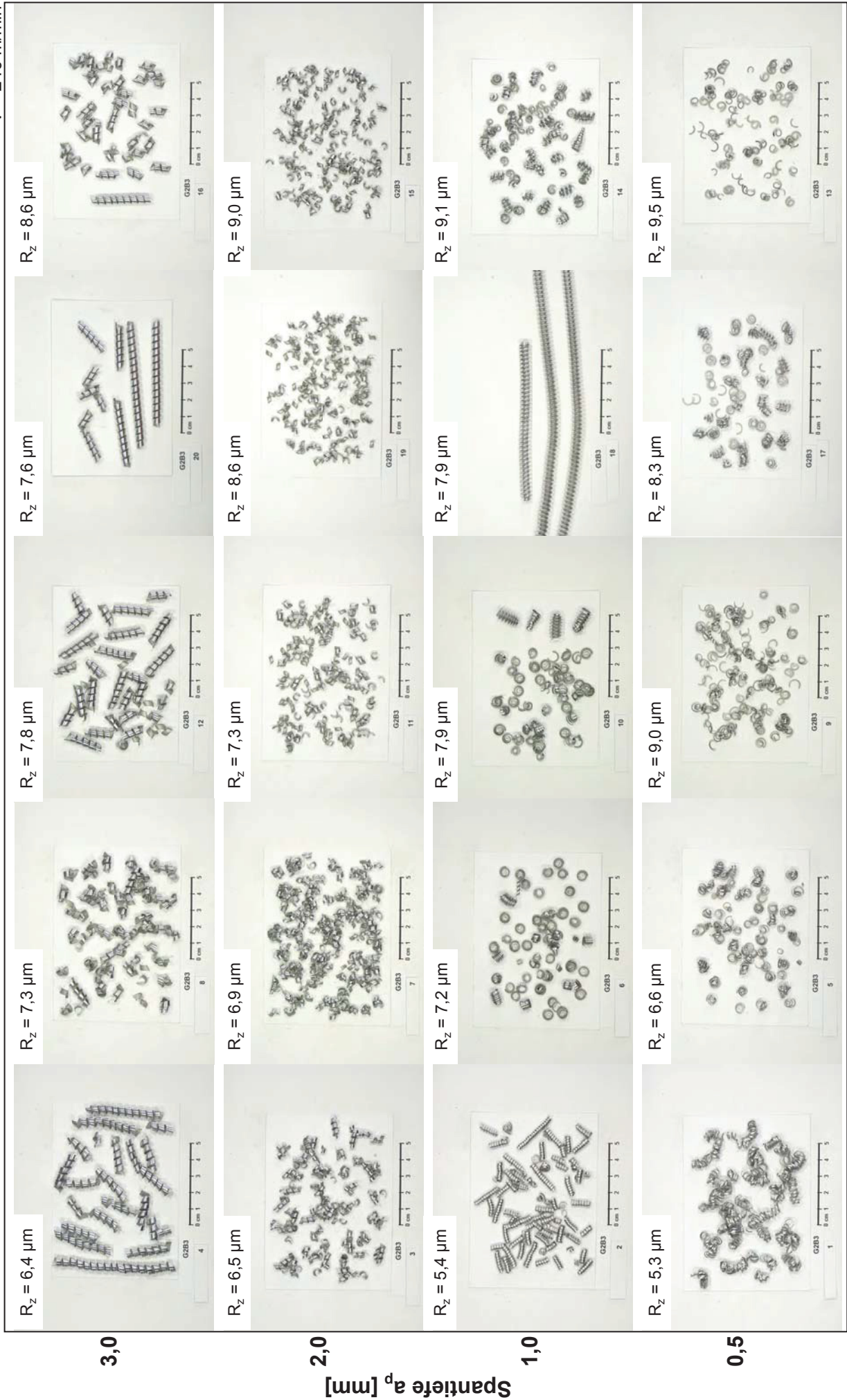
Spanformen im f-a_p-Diagramm (G2B2-Cu2.7)

2,71 % Cu
v = 240 m/min



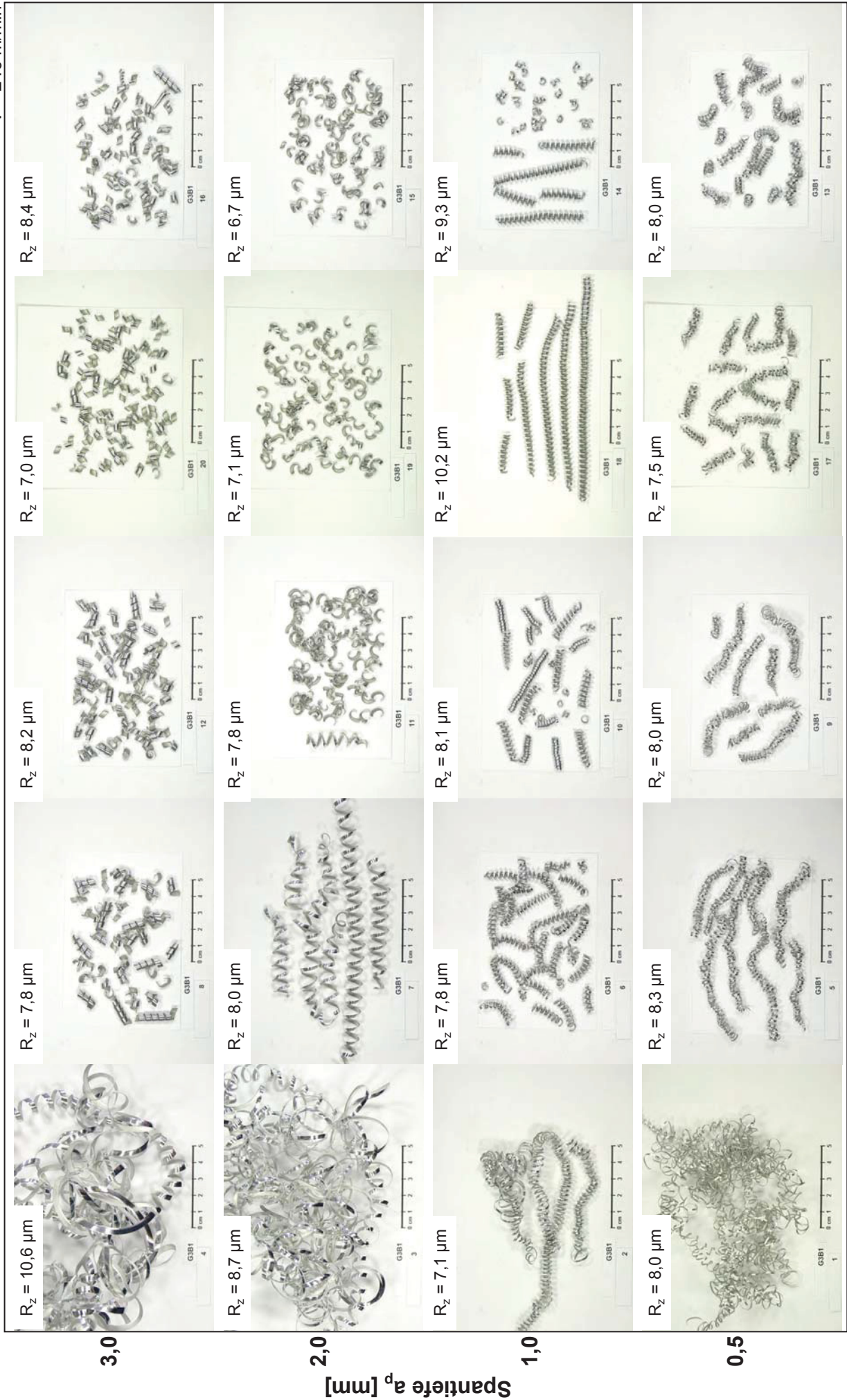
Spanformen im f-a_p-Diagramm (G2B3-Cu4.7)

4,69 % Cu
v = 240 m/min



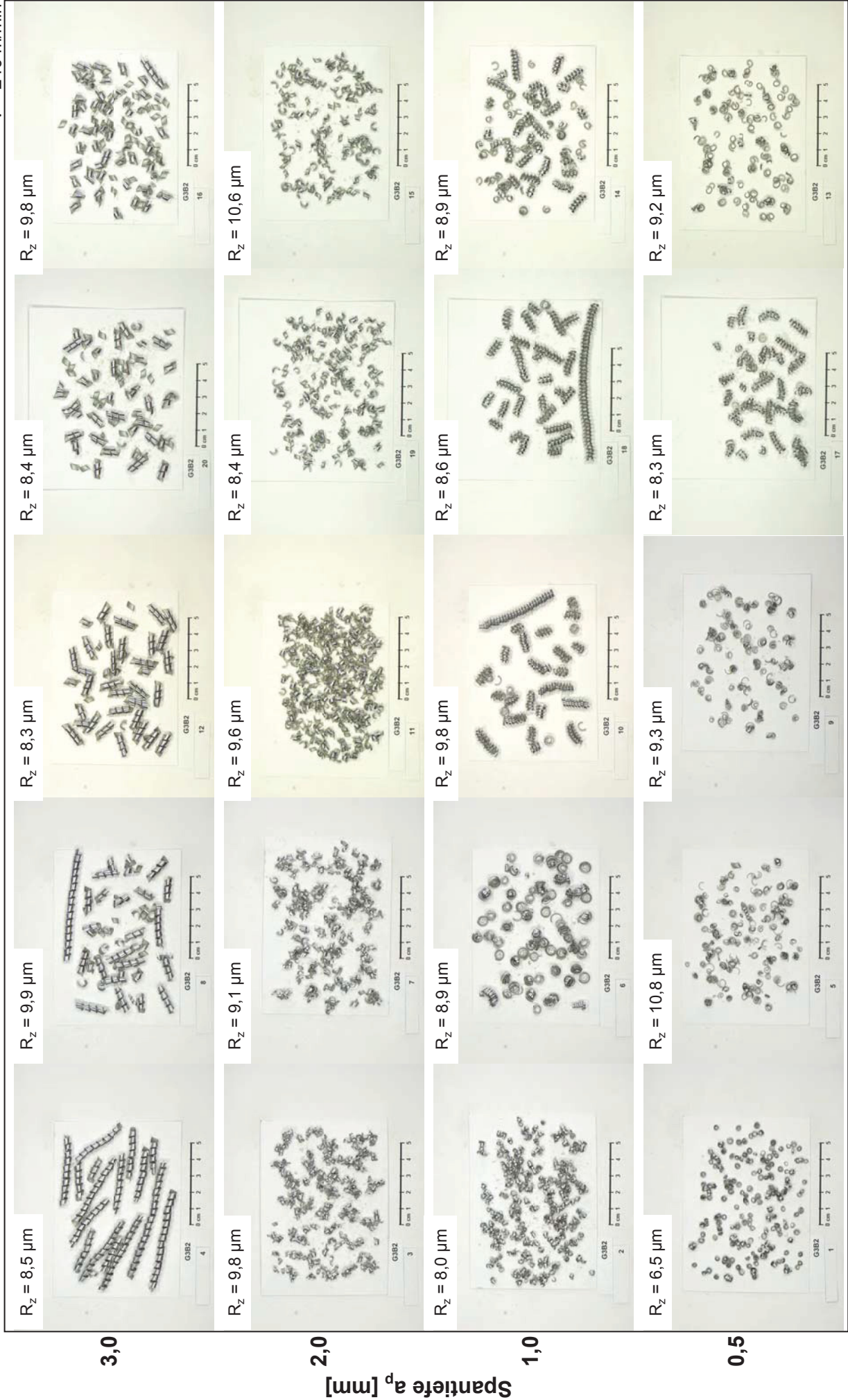
0,21 % Mn
v = 240 m/min

Spanformen im f-a_p-Diagramm (G3B1-Mn0.2)



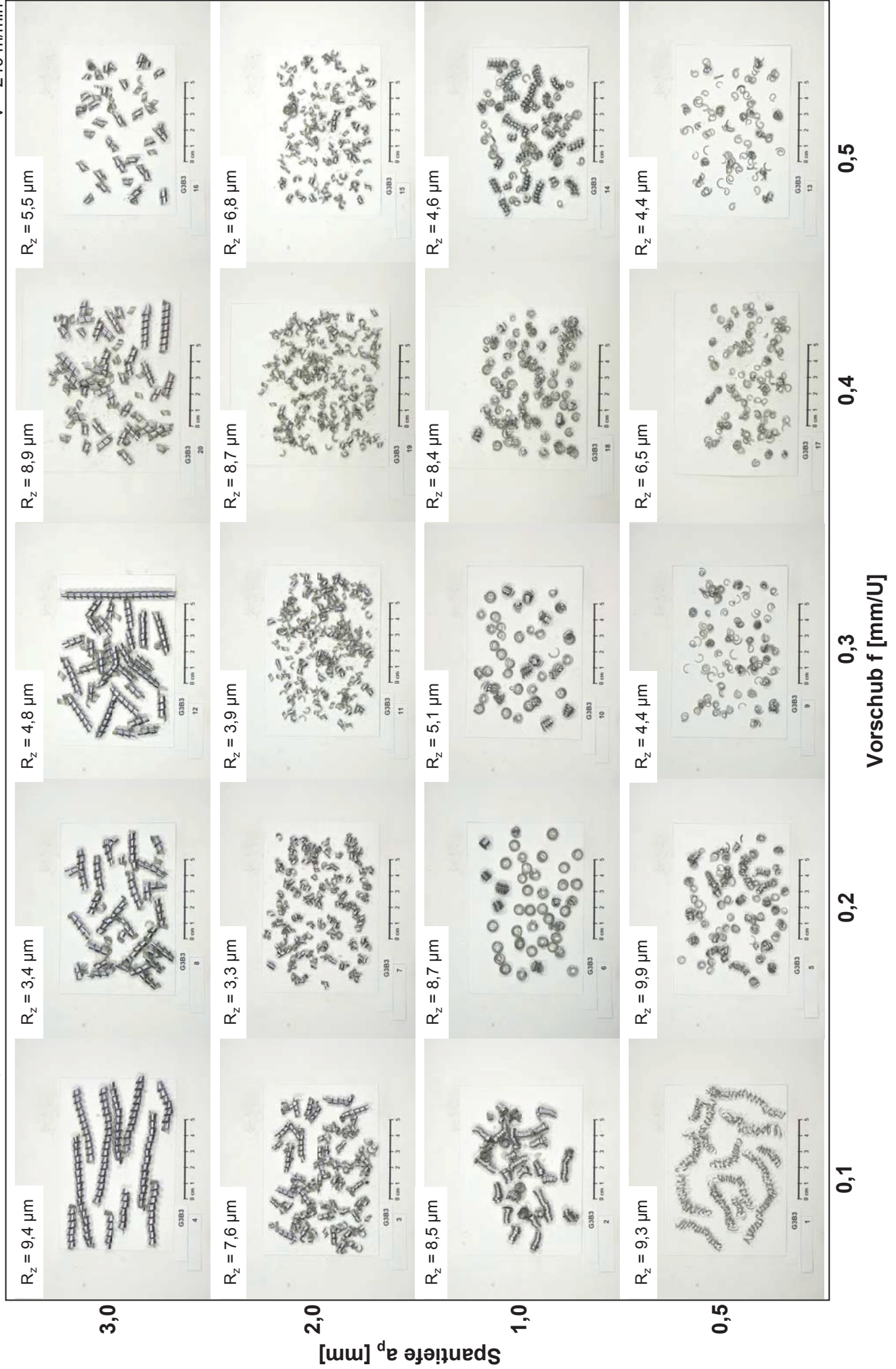
0,90 % Mn
v = 240 m/min

Spanformen im f-a_p-Diagramm (G3B2-Mn0.9)



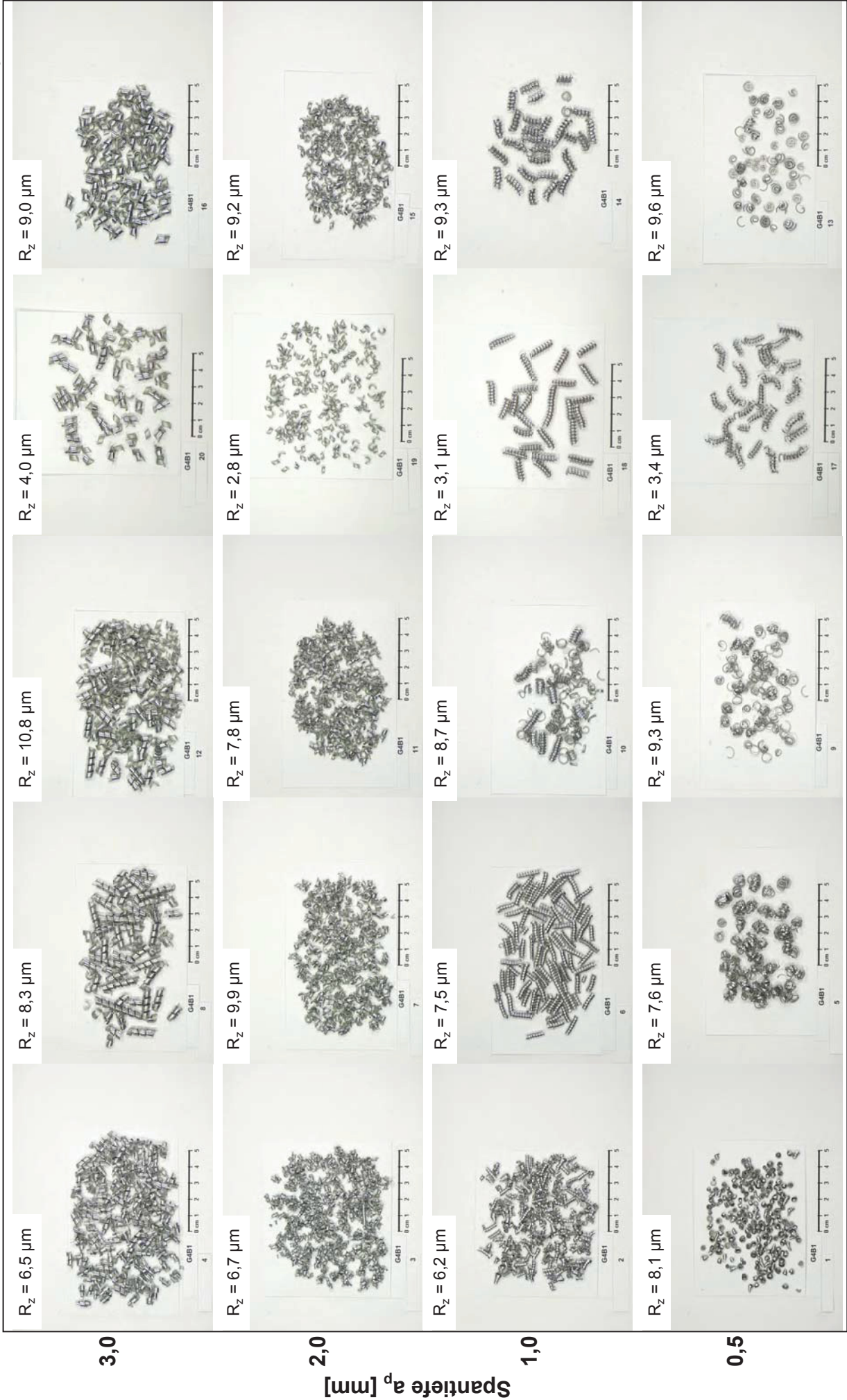
1,43 % Mn
v = 240 m/min

Spanformen im f - a_p -Diagramm (G3B3-Mn1.4)



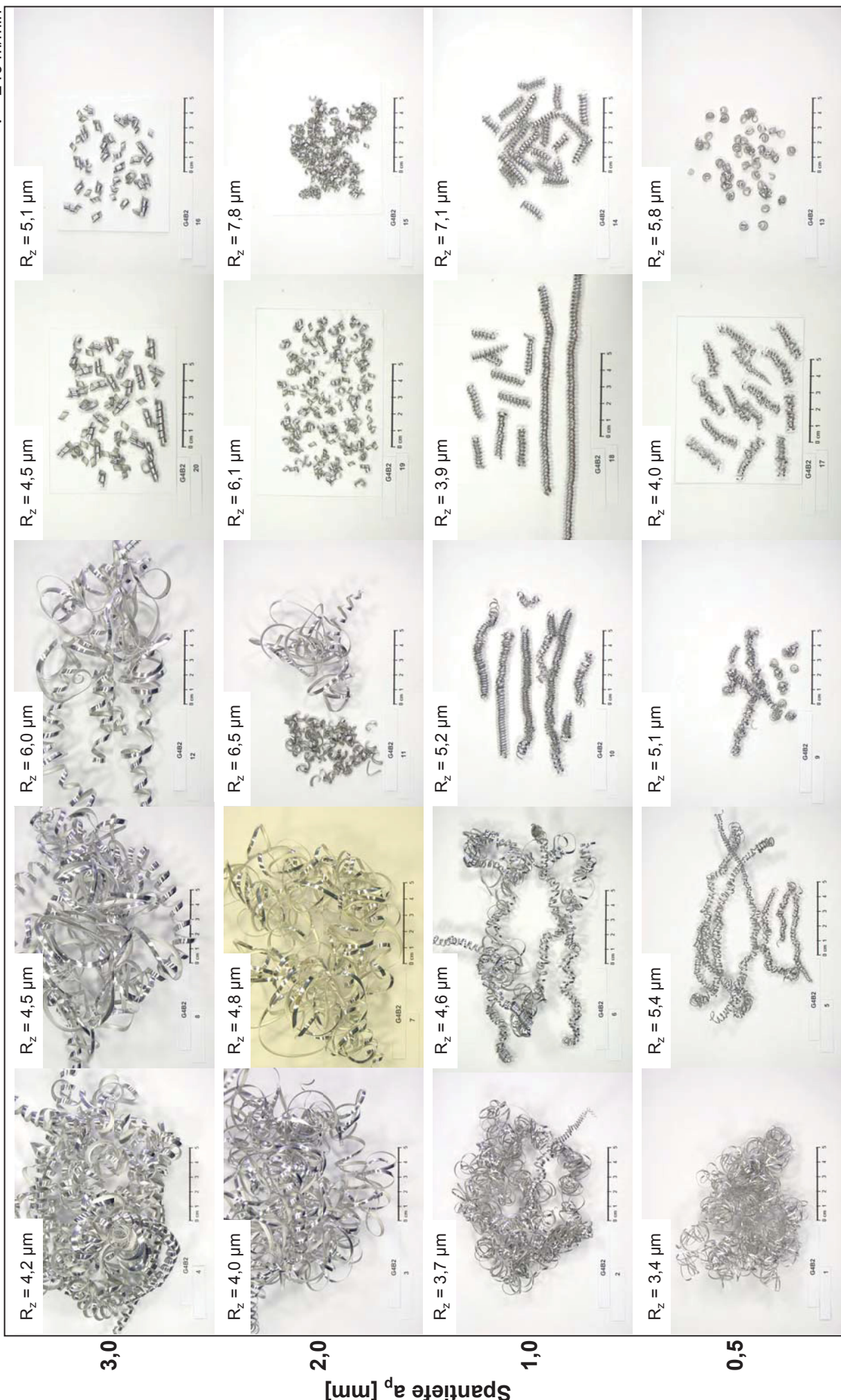
0,47 % Mg
v = 240 m/min

Spanformen im f-a_p-Diagramm (G4B1-Mg0.5)



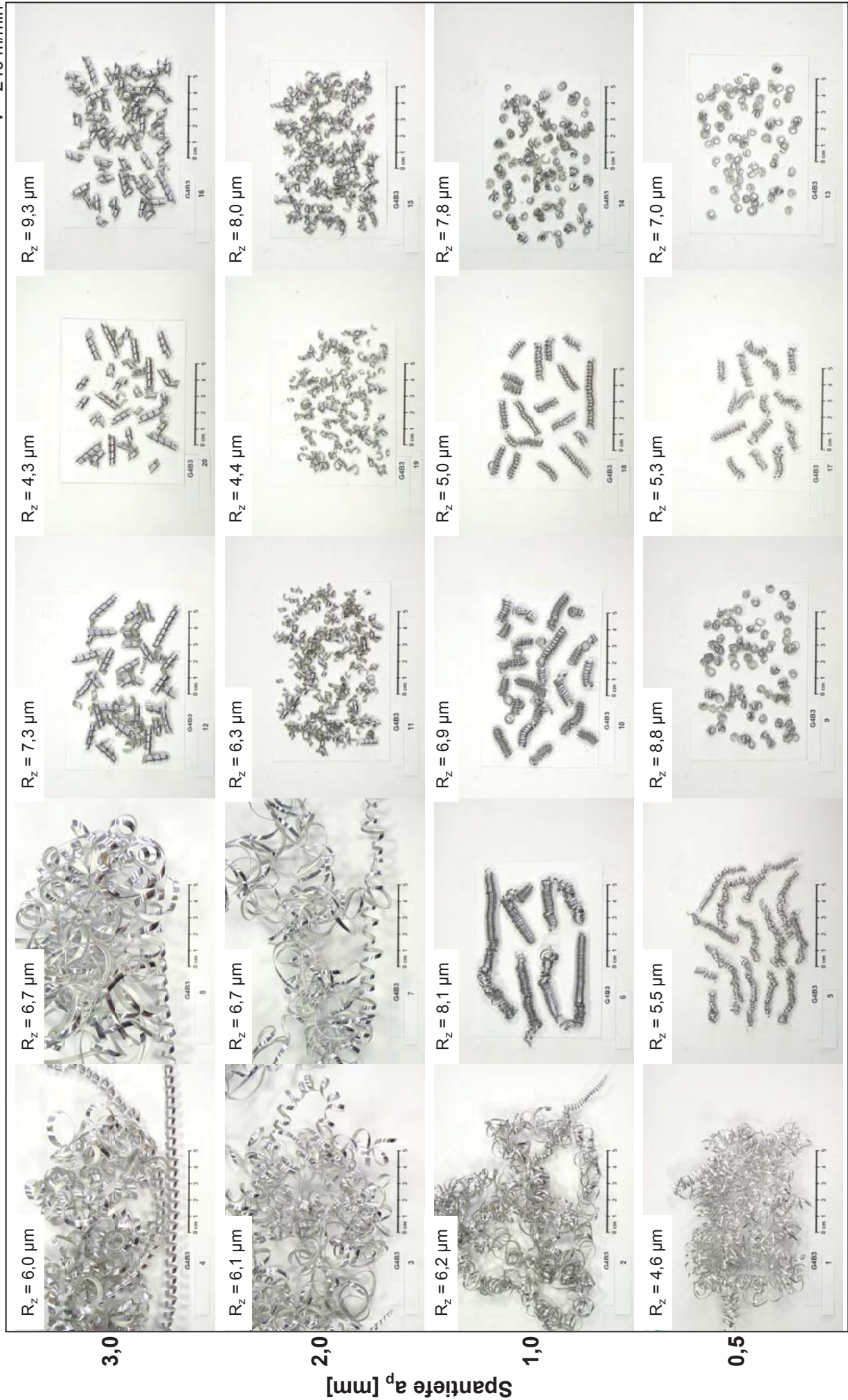
0,99 % Mg
v = 240 m/min

Spanformen im f-a_p-Diagramm (G4B2-Mg1.0)



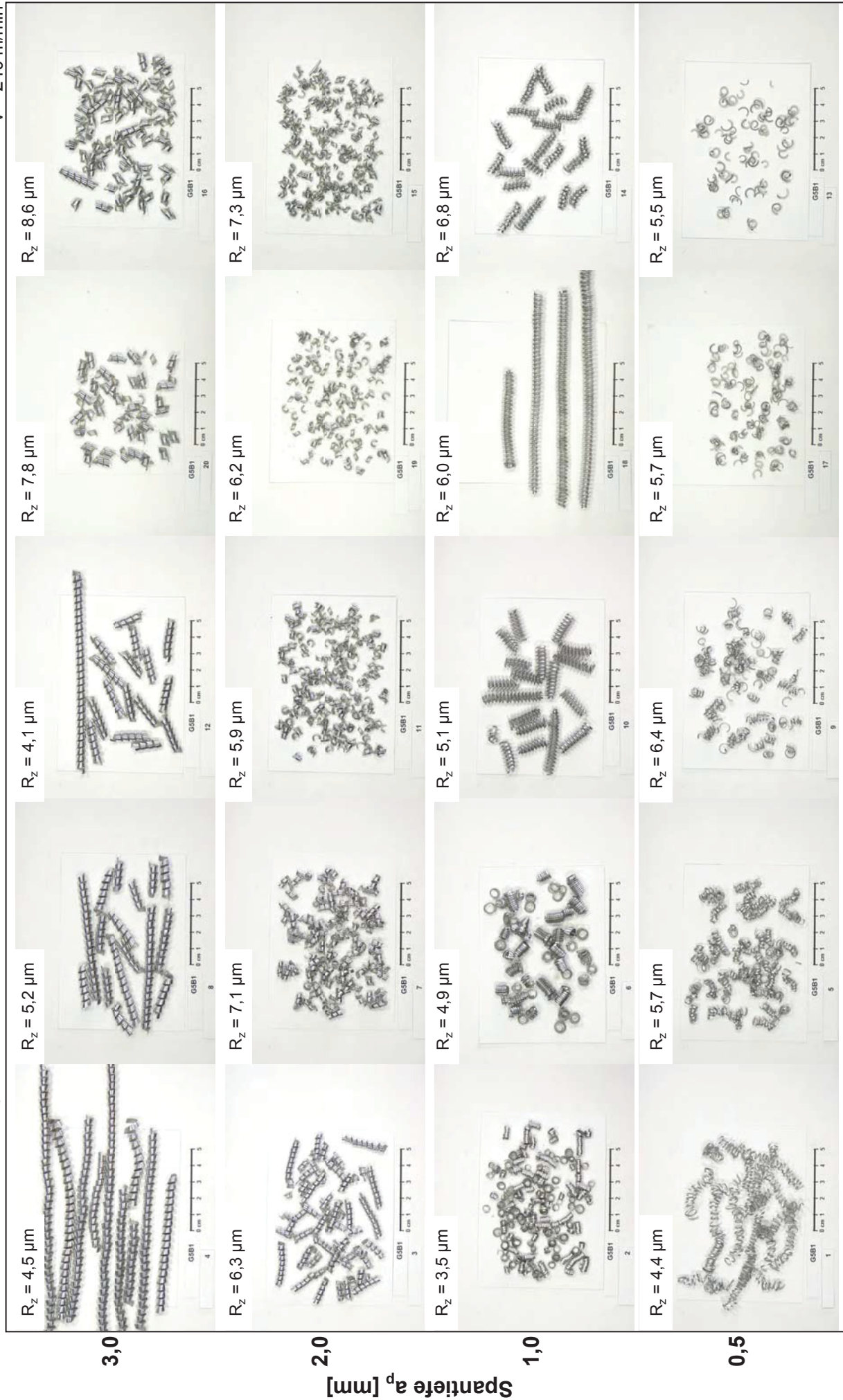
1,27 % Mg
v = 240 m/min

Spanformen im f-a_p-Diagramm (G4B3-Mg1.3)



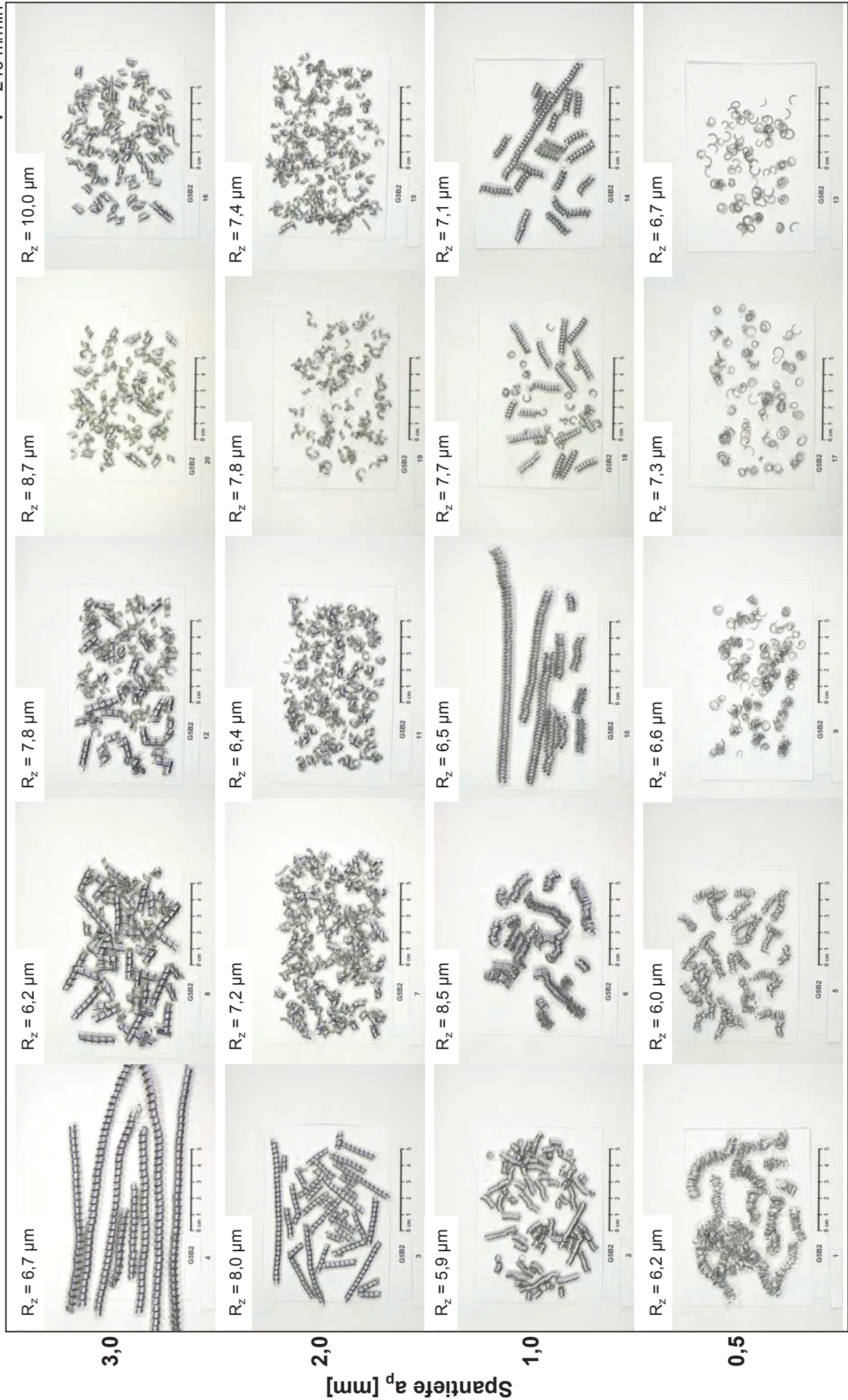
0,008 % Ce
v = 240 m/min

Spanformen im f-a_p-Diagramm (G5B1-Ce0.01)



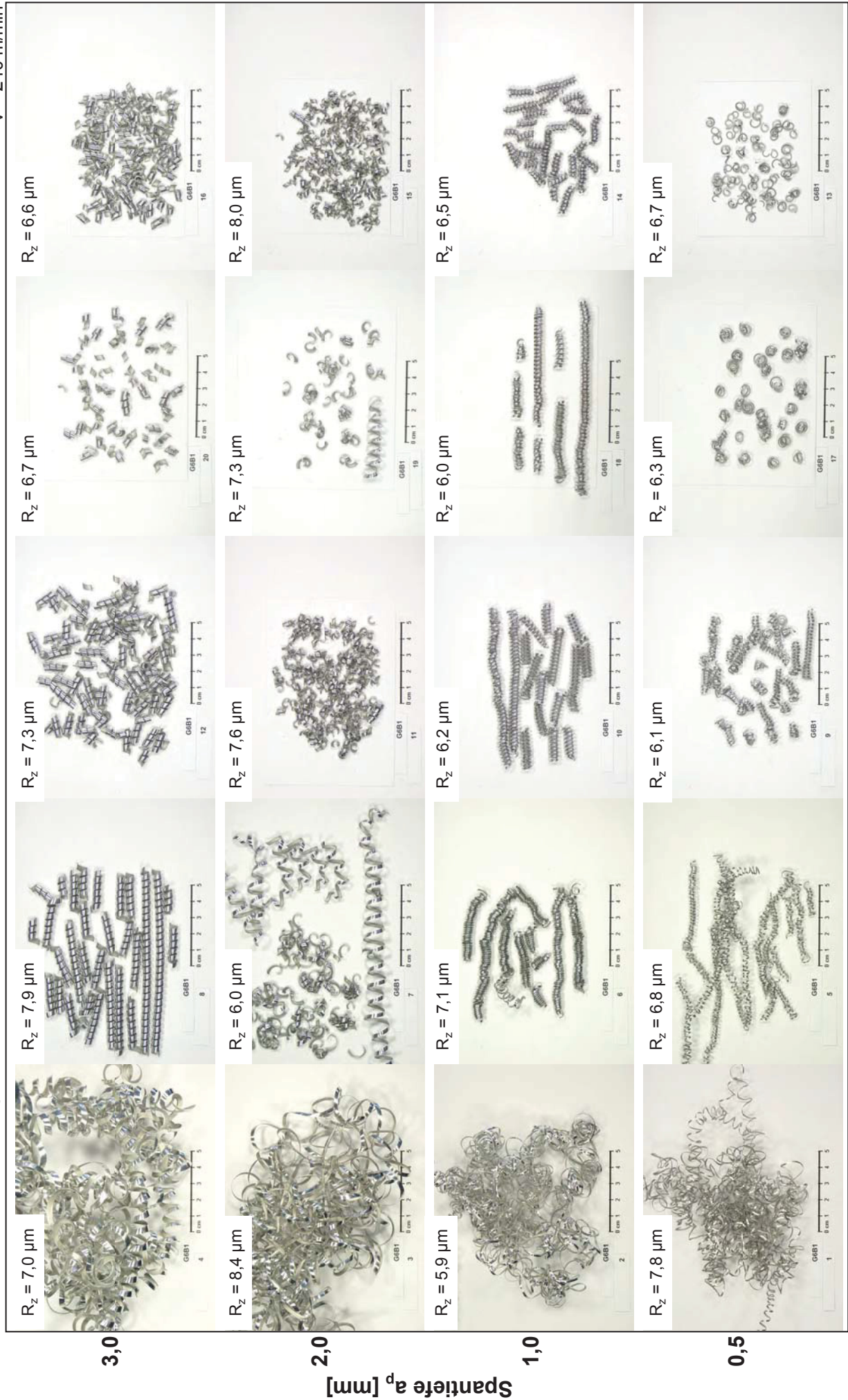
0,041 % Ce
v = 240 m/min

Spanformen im f-a_p-Diagramm (G5B2-Ce0.05)



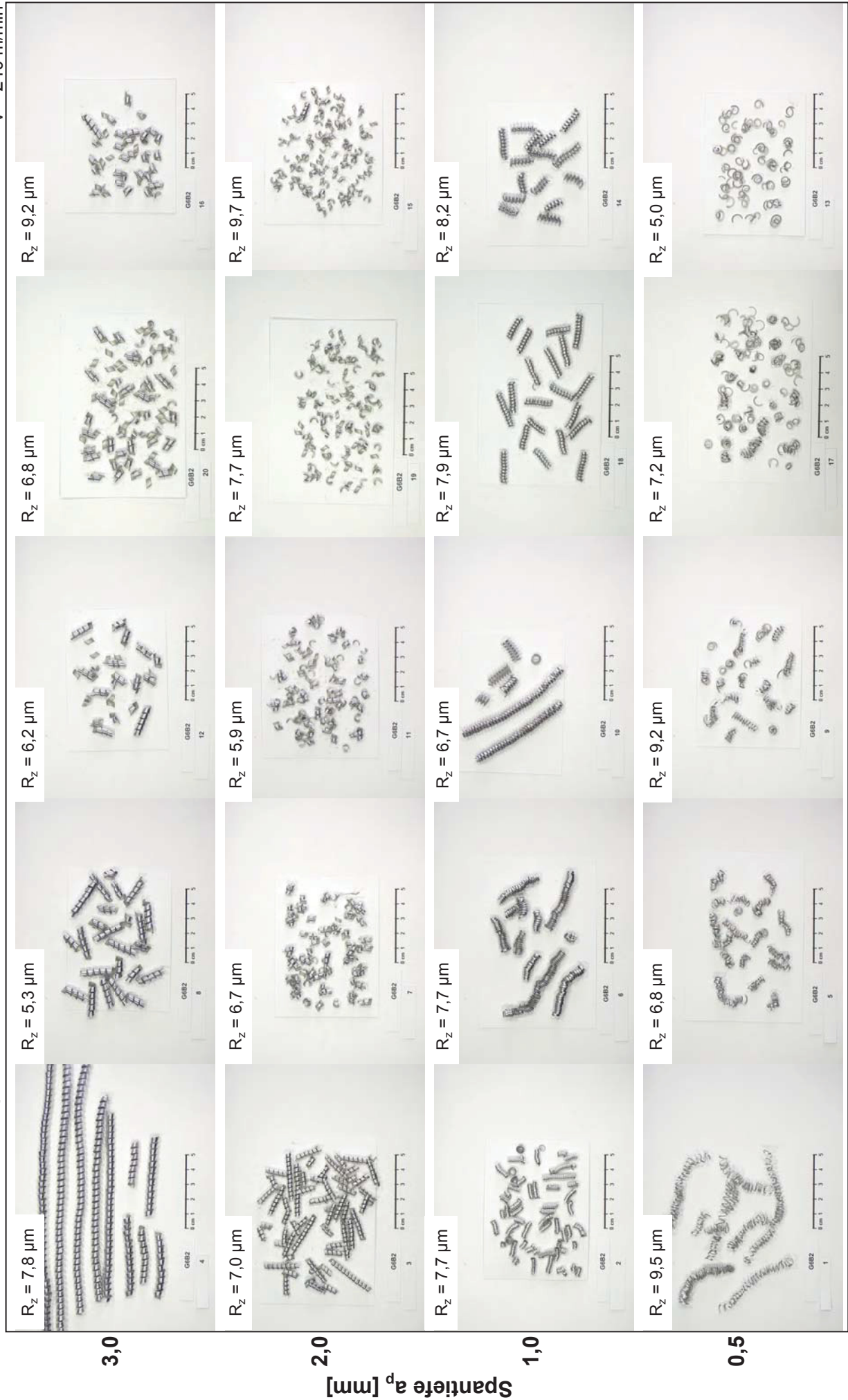
0,009 % Y
v = 240 m/min

Spanformen im f-a_p-Diagramm (G6B1-Y0.01)



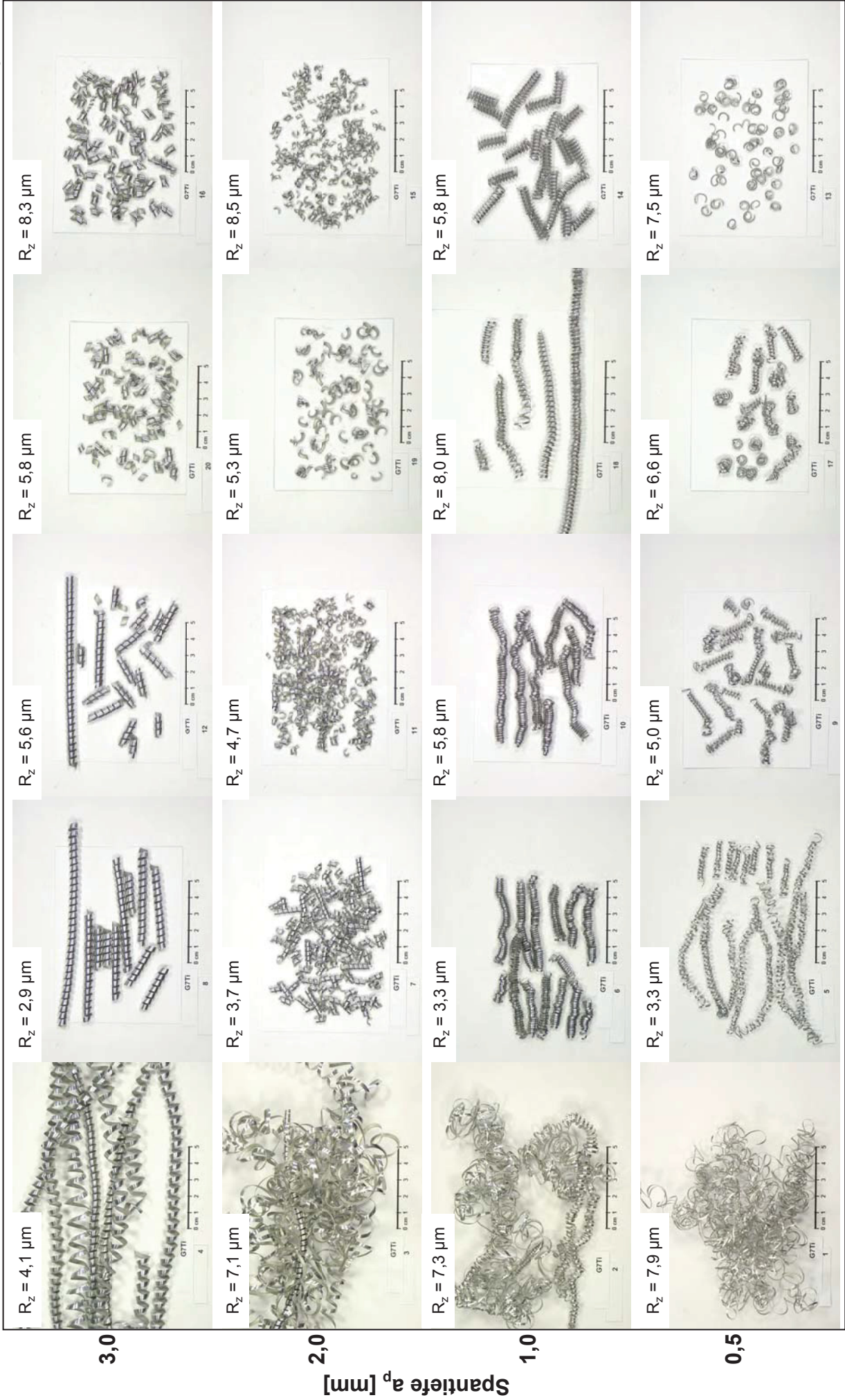
0,046 % Y
v = 240 m/min

Spanformen im f-a_p-Diagramm (G6B2-Y0.05)



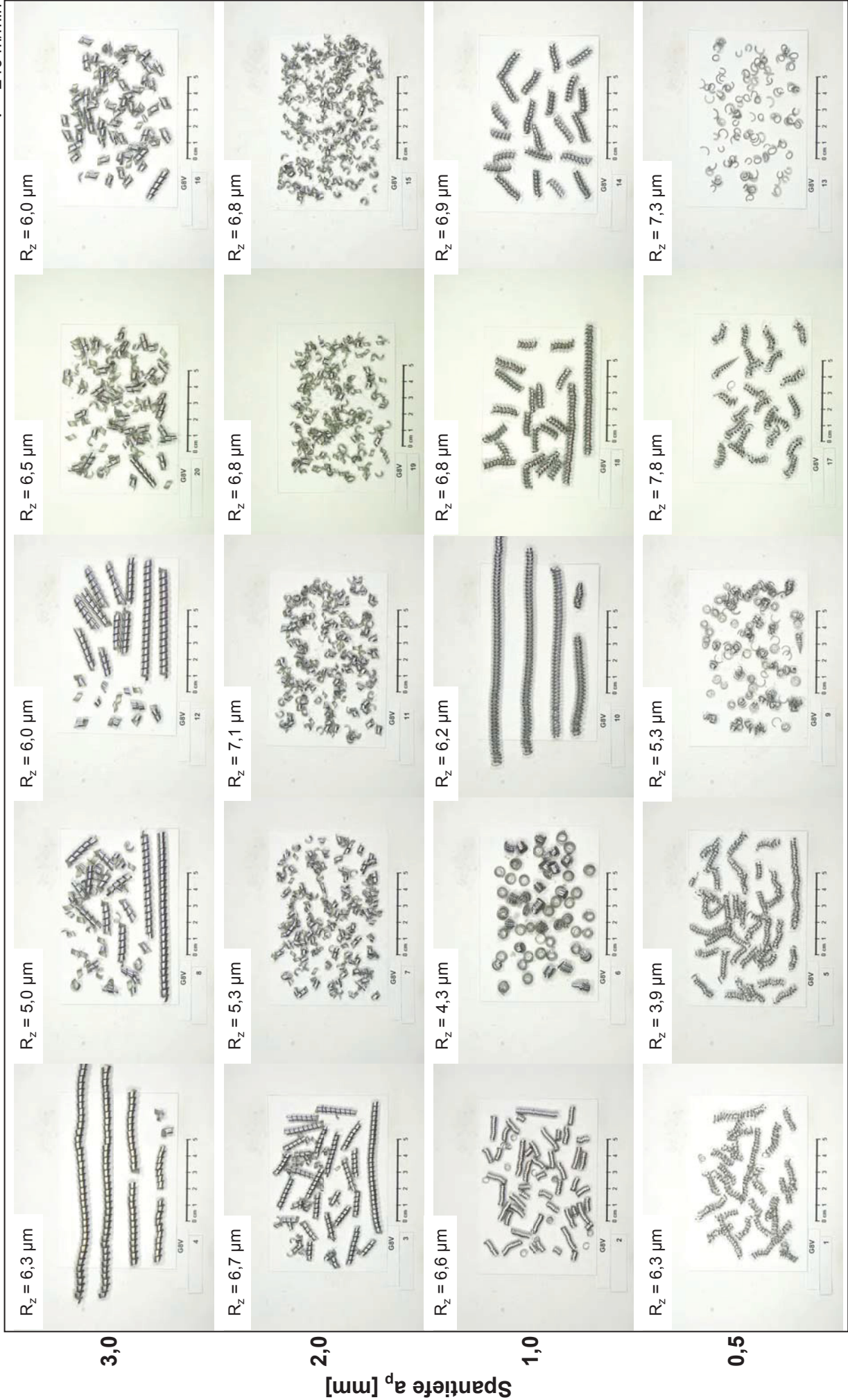
0,18 % Ti
v = 240 m/min

Spanformen im f-a_p-Diagramm (G7-Ti0.2)



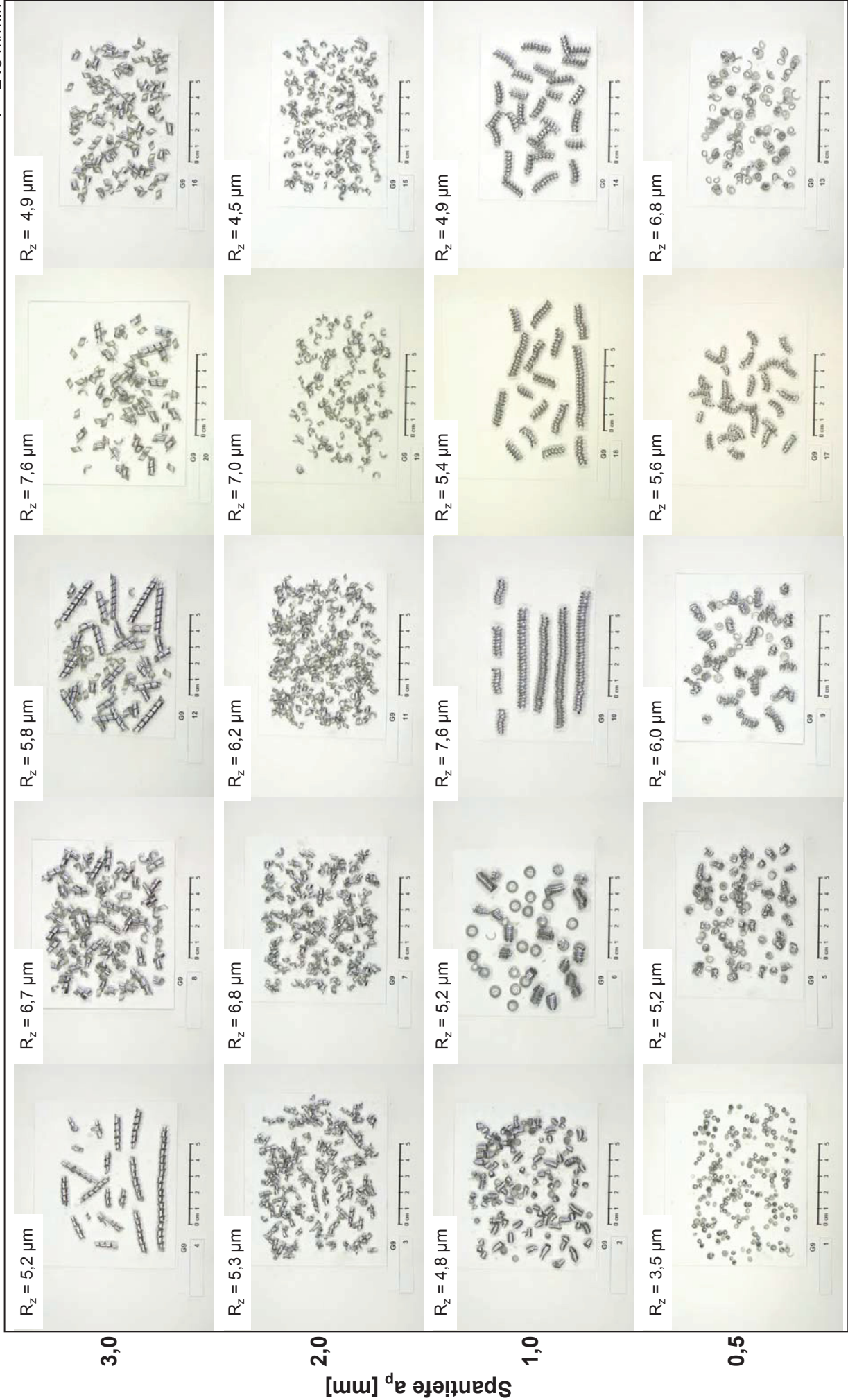
0,109 % V
v = 240 m/min

Spanformen im f-a_p-Diagramm (G8-V0.1)



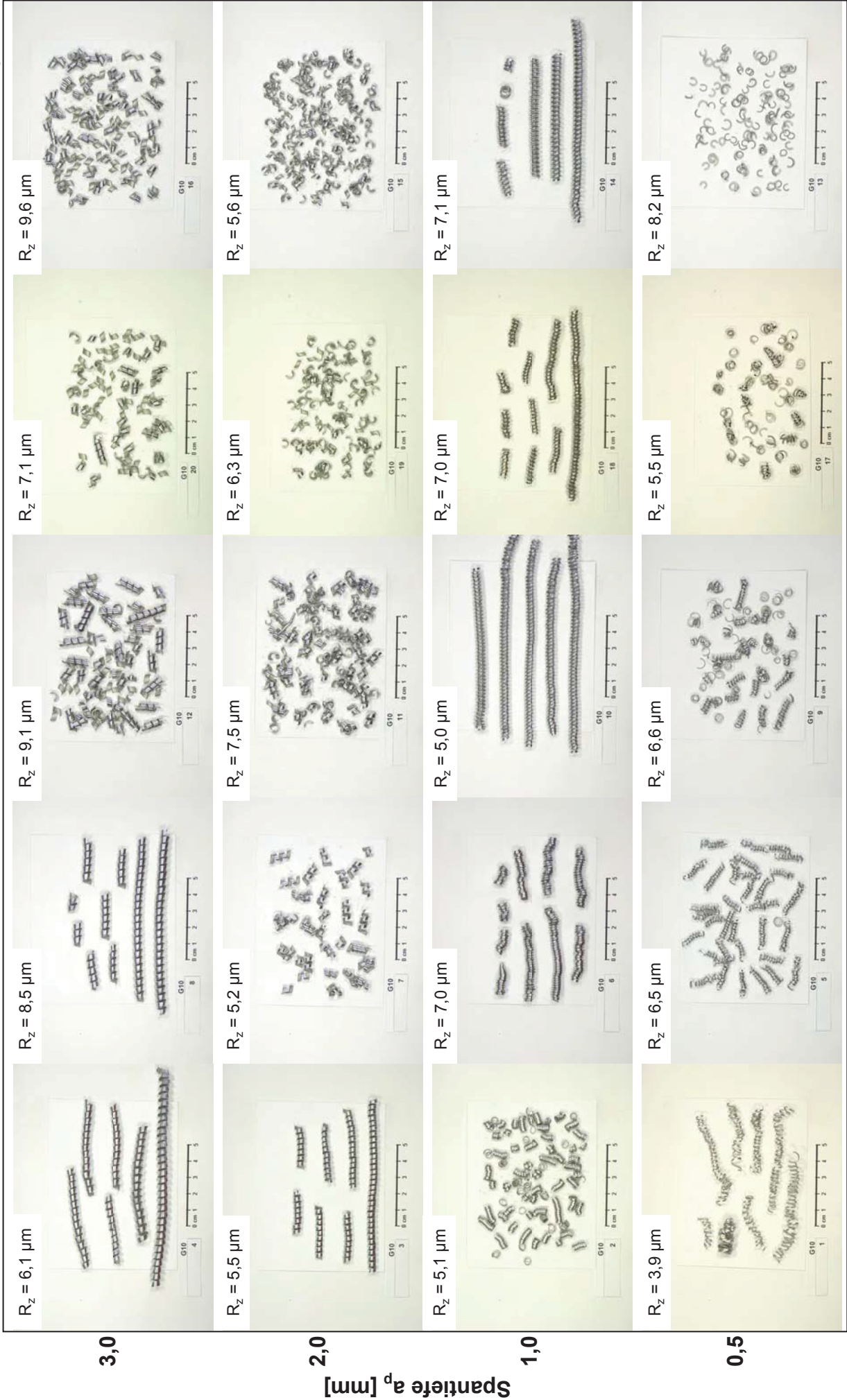
0,239 % Zr
v = 240 m/min

Spanformen im f-a_p-Diagramm (G9-Zr0.2)



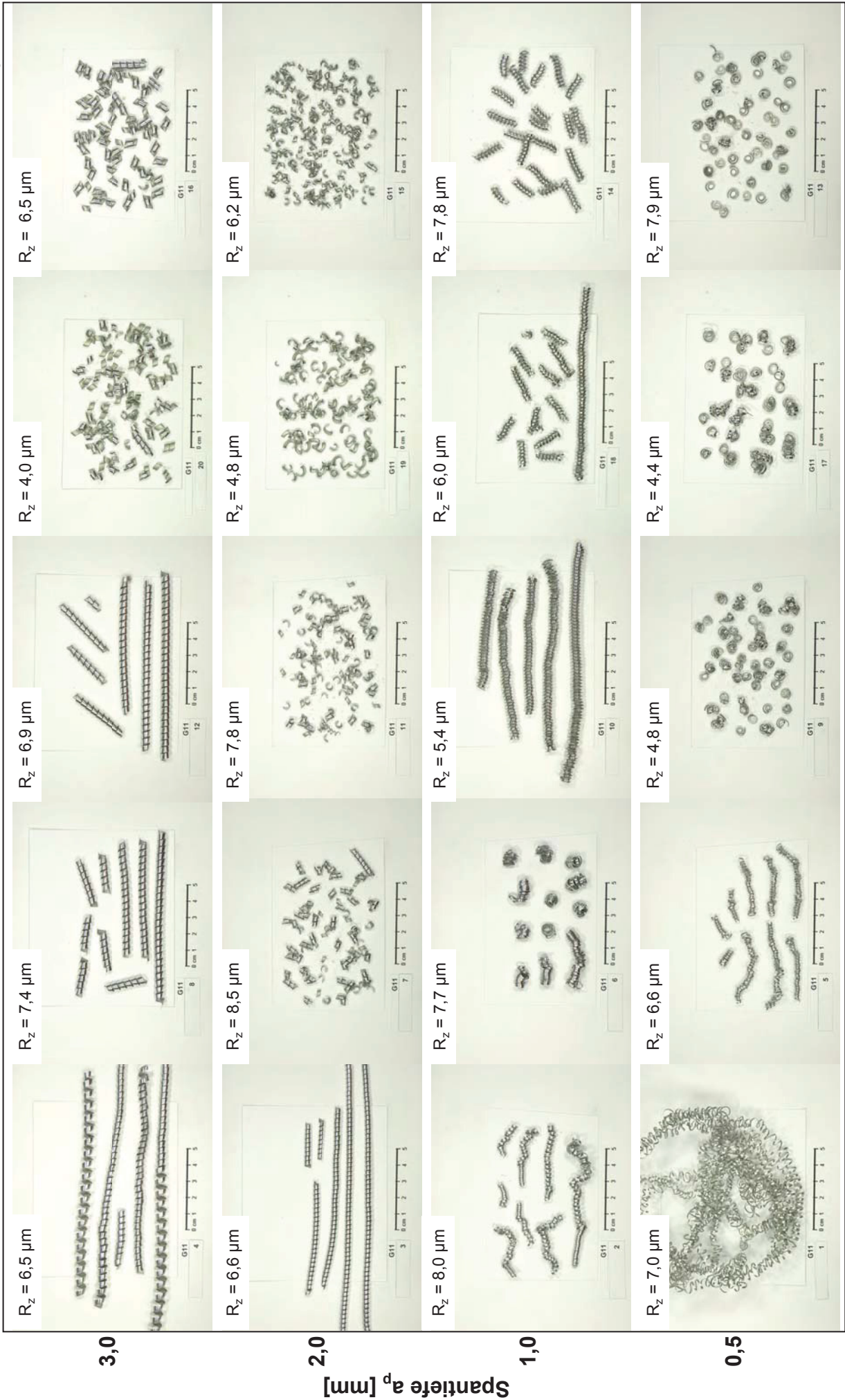
0,127 % Co
v = 240 m/min

Spanformen im f-a_p-Diagramm (G10-Co0.1)



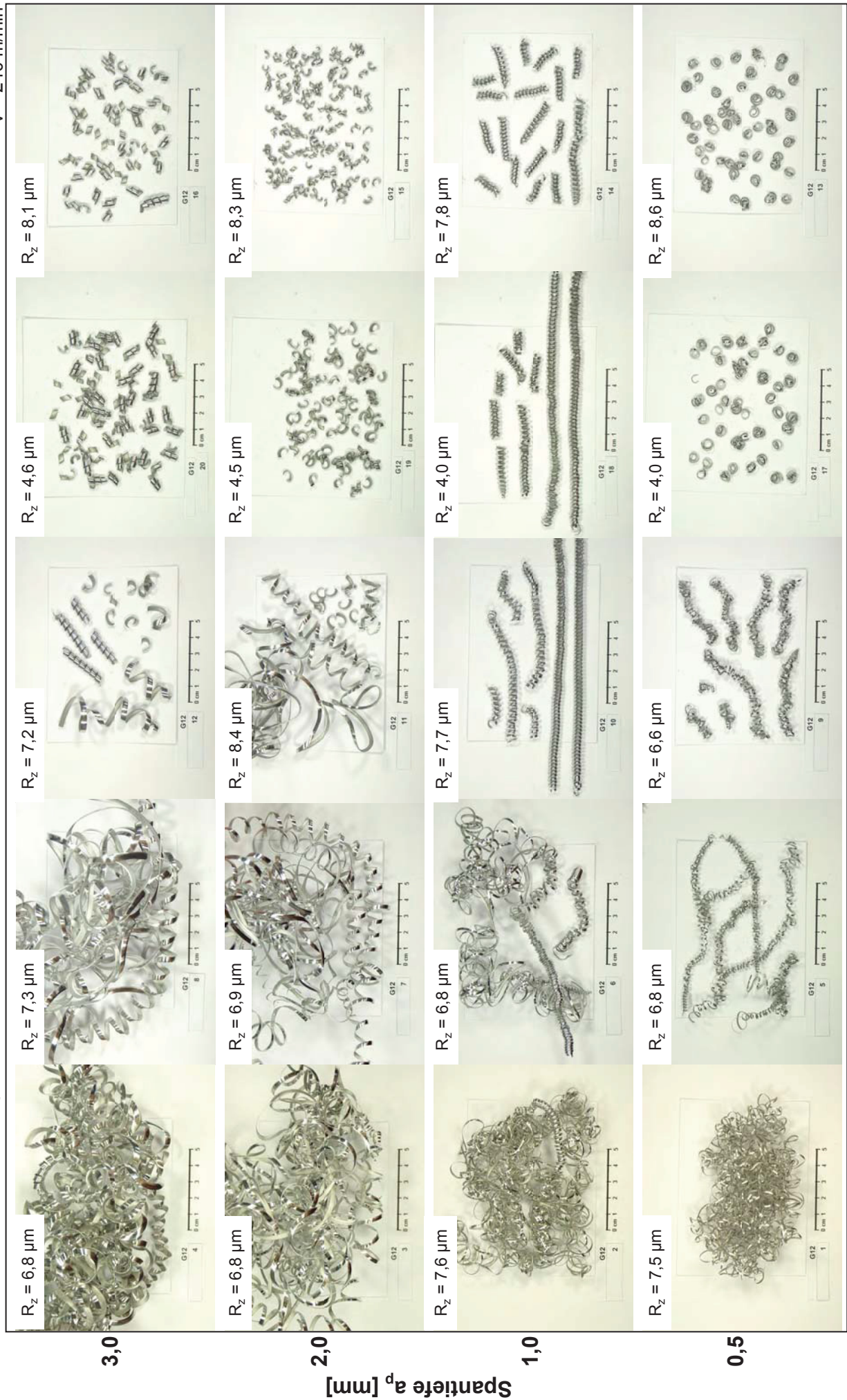
0,10 % Sr
v = 240 m/min

Spanformen im f - a_p -Diagramm (G11-Sr0.1)



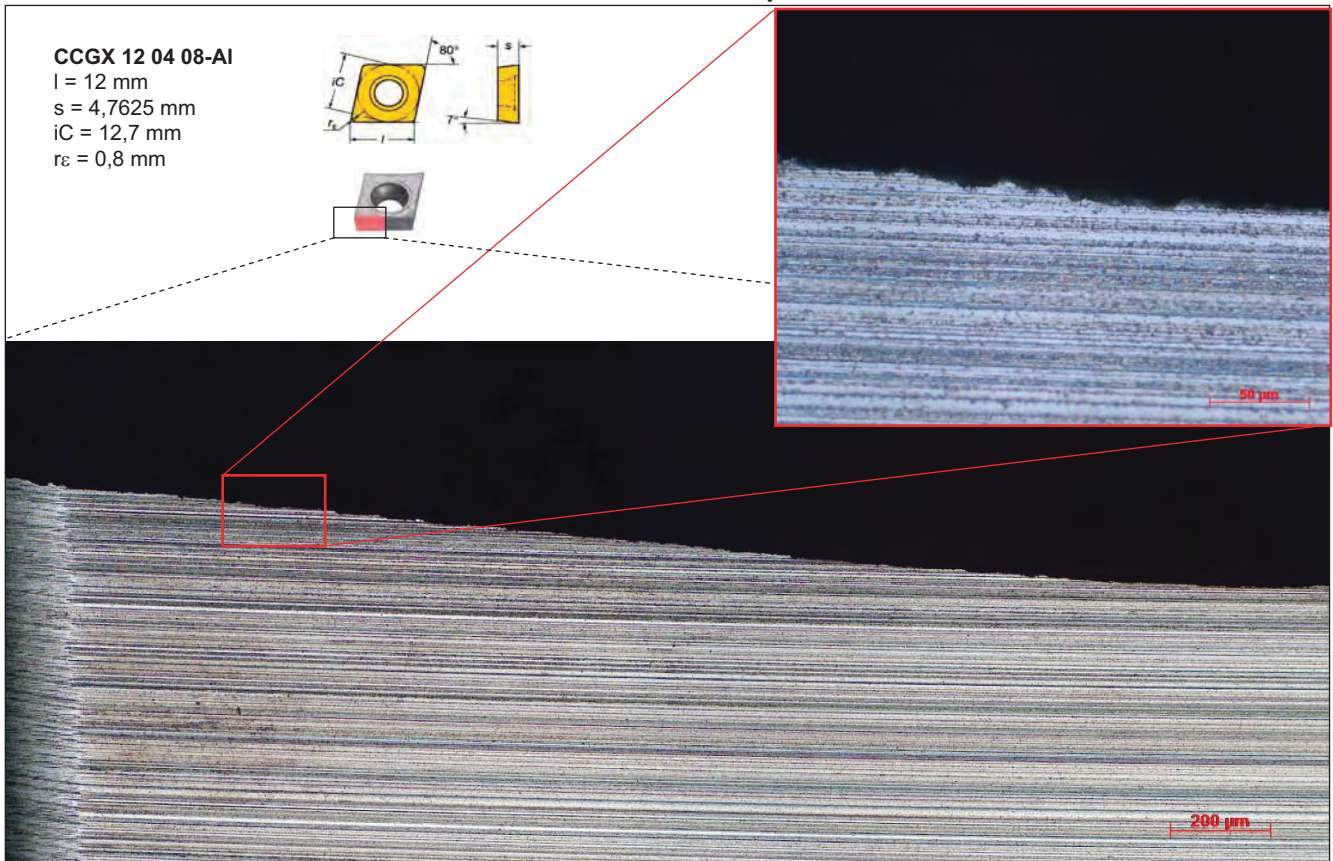
0,06 % Hf
v = 240 m/min

Spanformen im f-a_p-Diagramm (G12-Hf0.1)

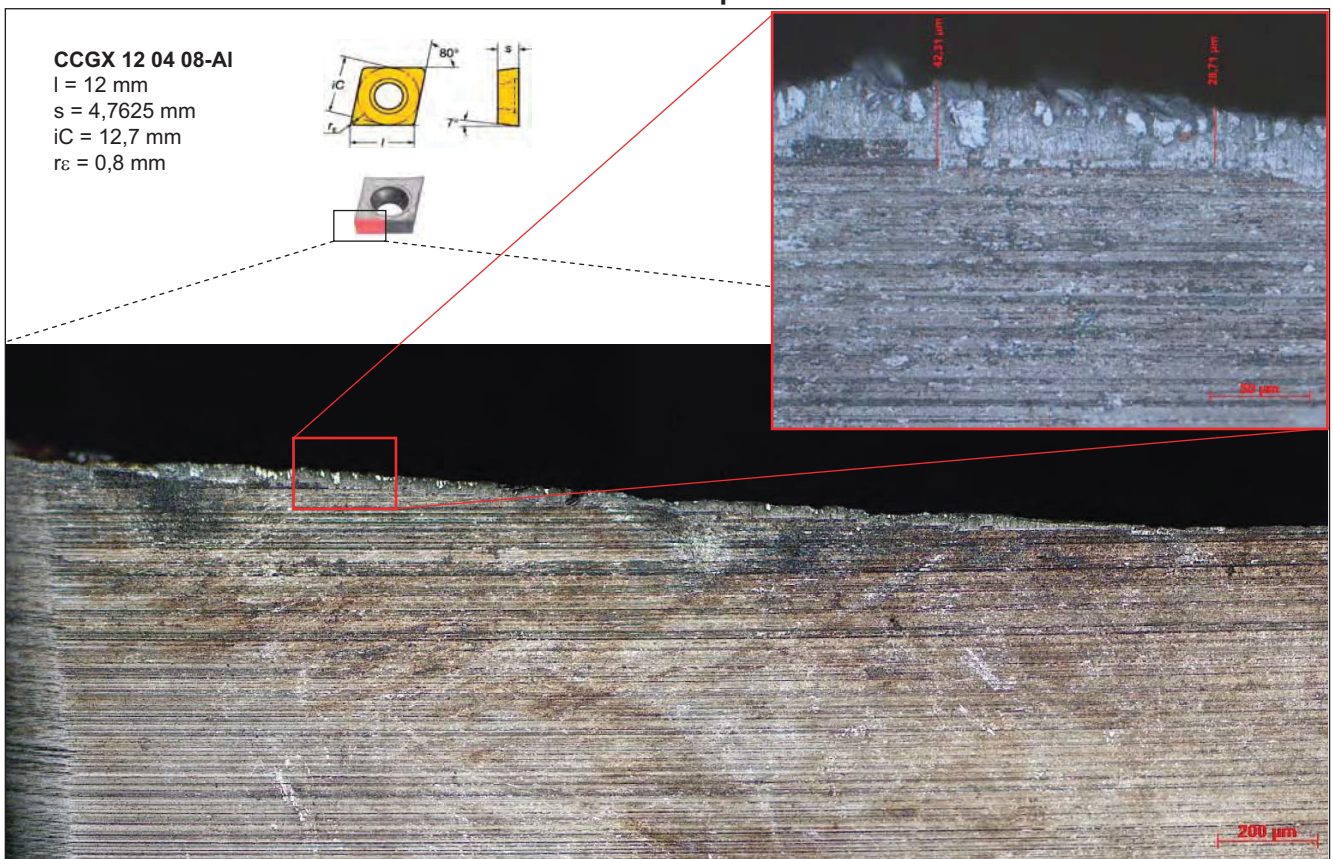


12.4.2 Aufbauschneidbildung an Wendeschneidplatten

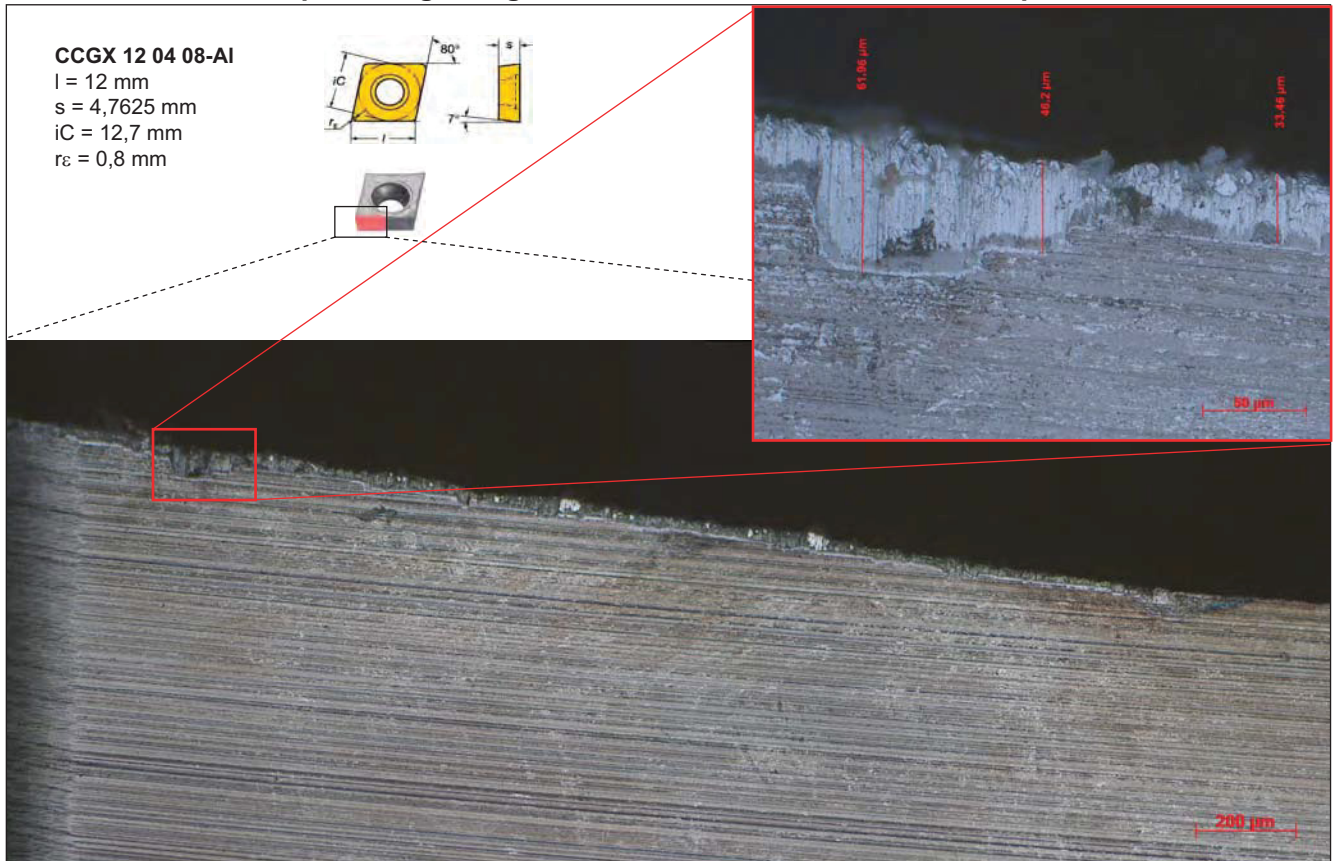
Neue Wendeschneidplatte



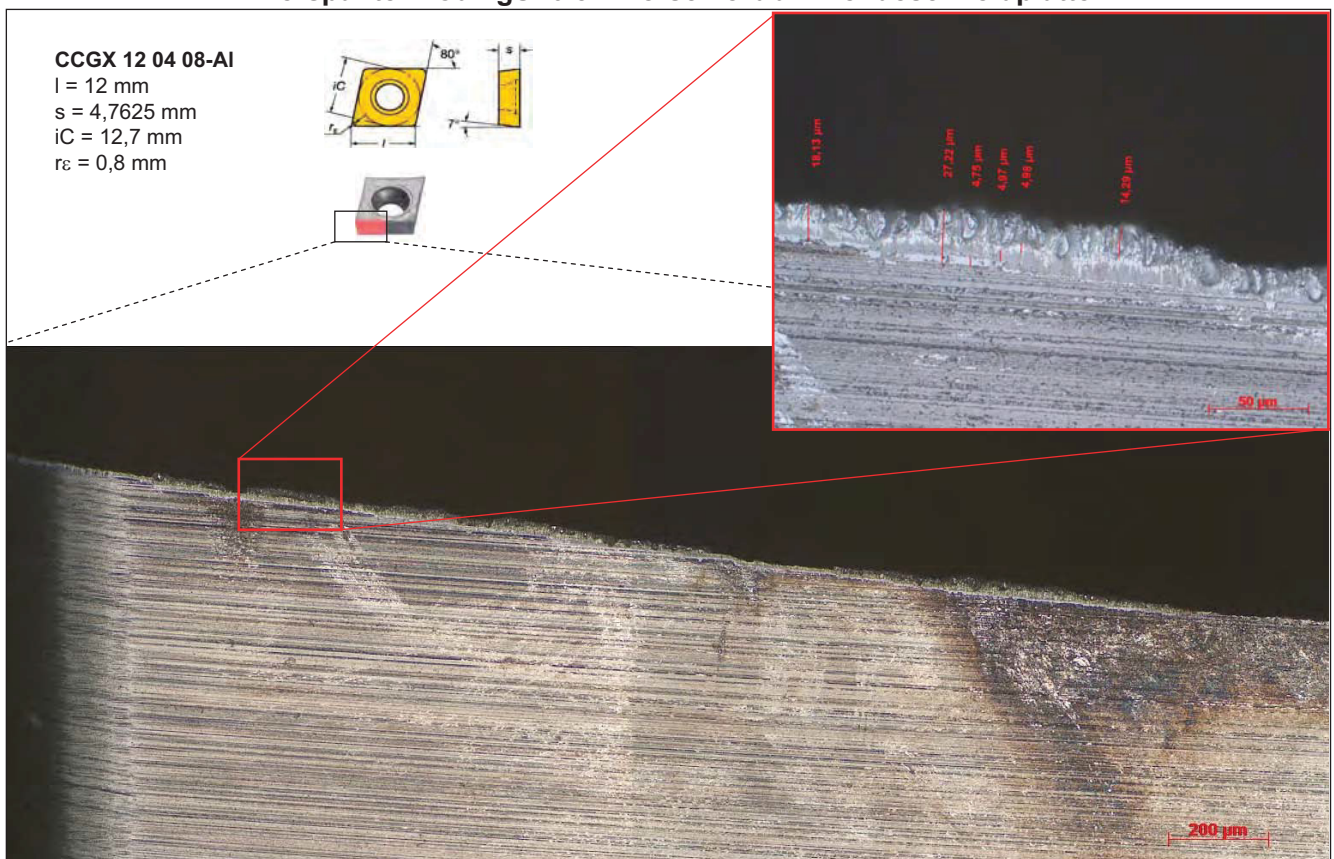
Verschleiß der Wendeschneidplatte nach 44 Proben



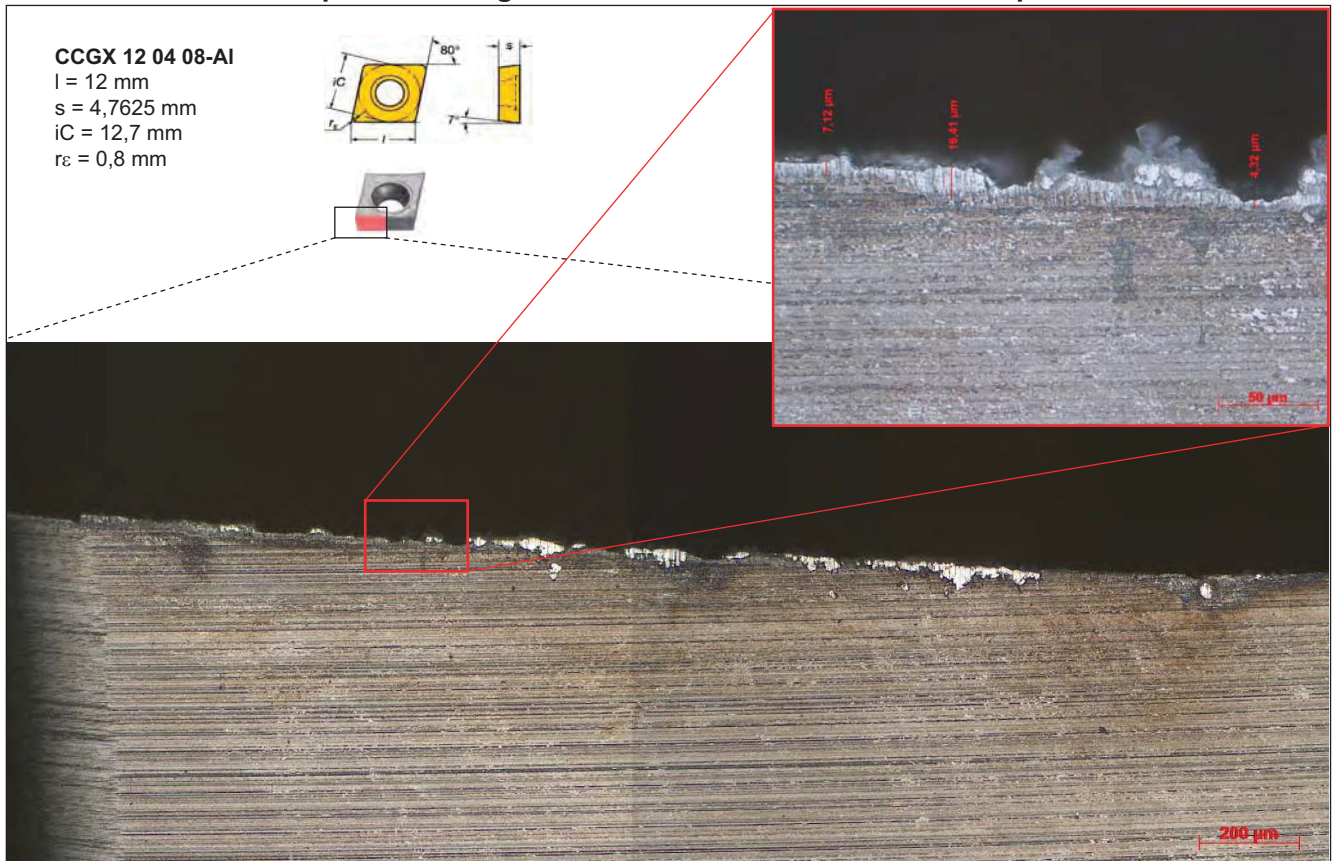
Zerspante Legierung MAX – Verschleiß an Wendeschneidplatte



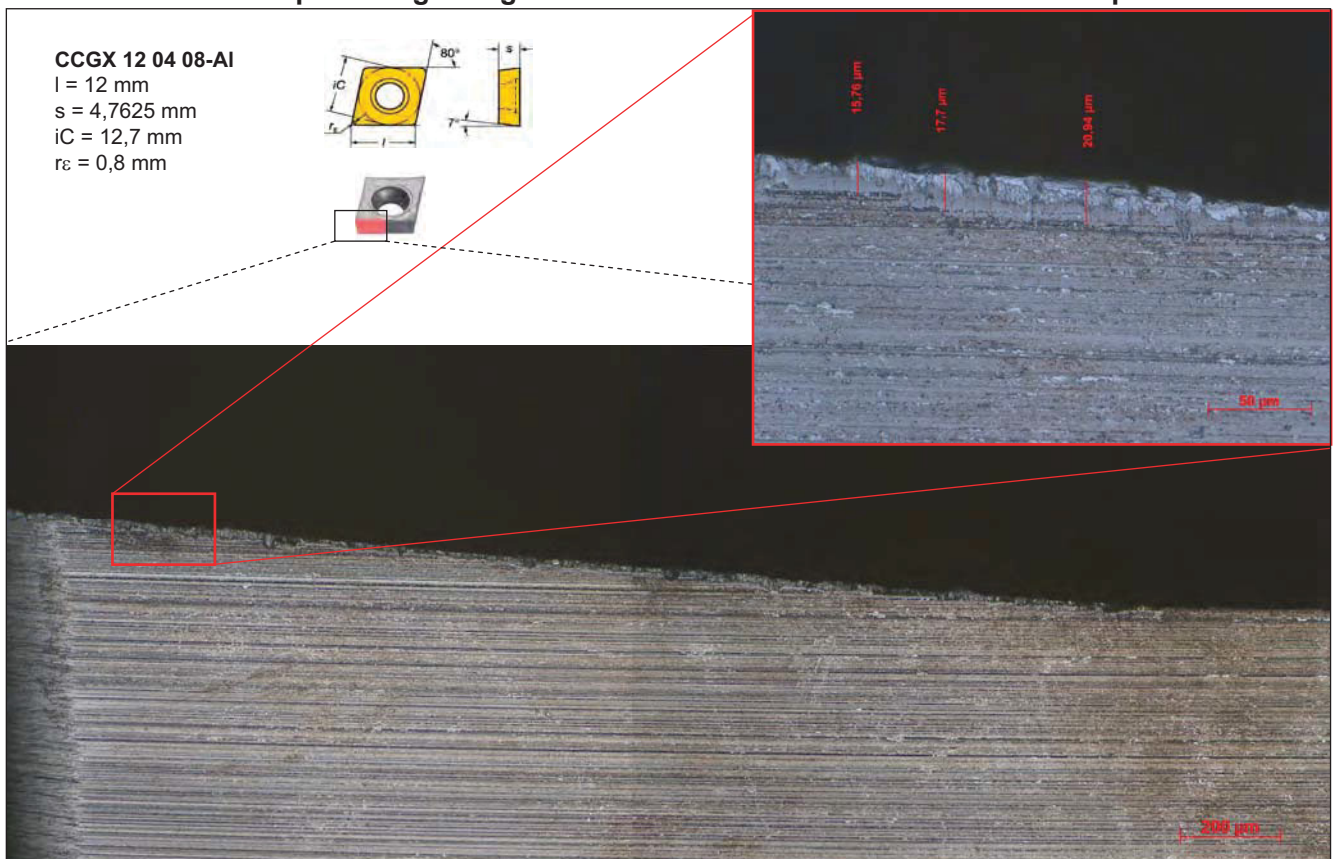
Zerspante AlCuMgSn0.8 – Verschleiß an Wendeschneidplatte



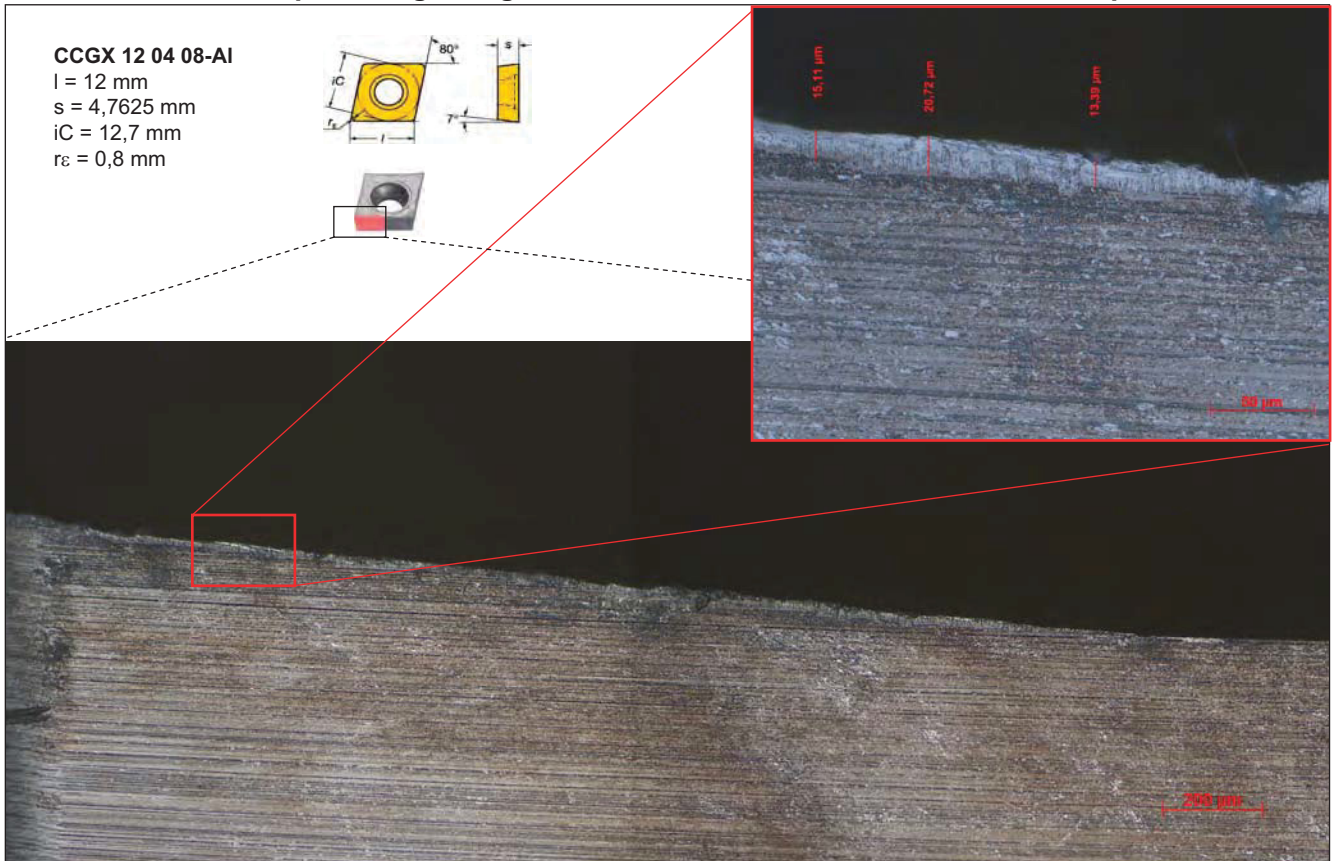
Zerspante AlCuMgSn1.0 – Verschleiß an Wendschneidplatte



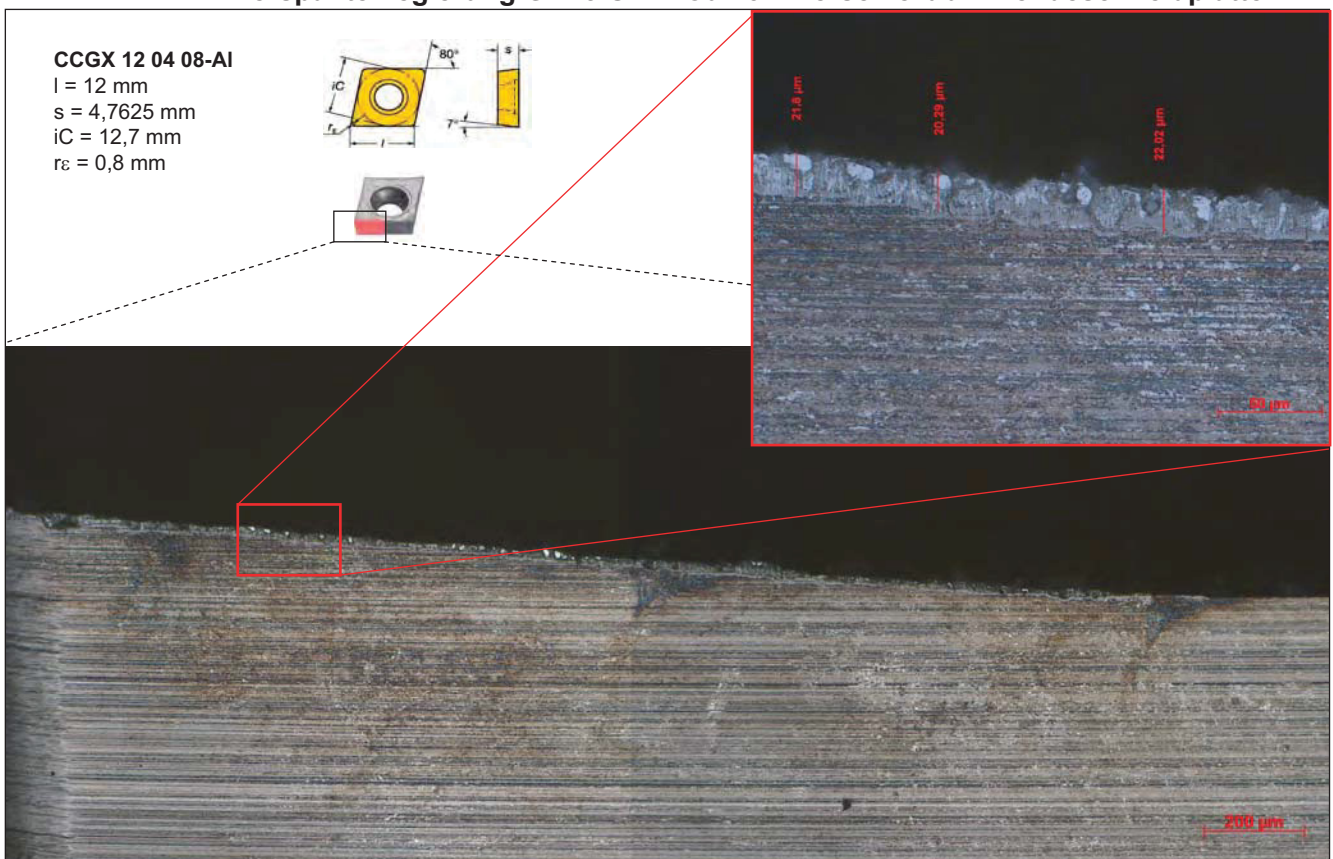
Zerspante Legierung G1B3-Sn1.6 – Verschleiß an Wendschneidplatte



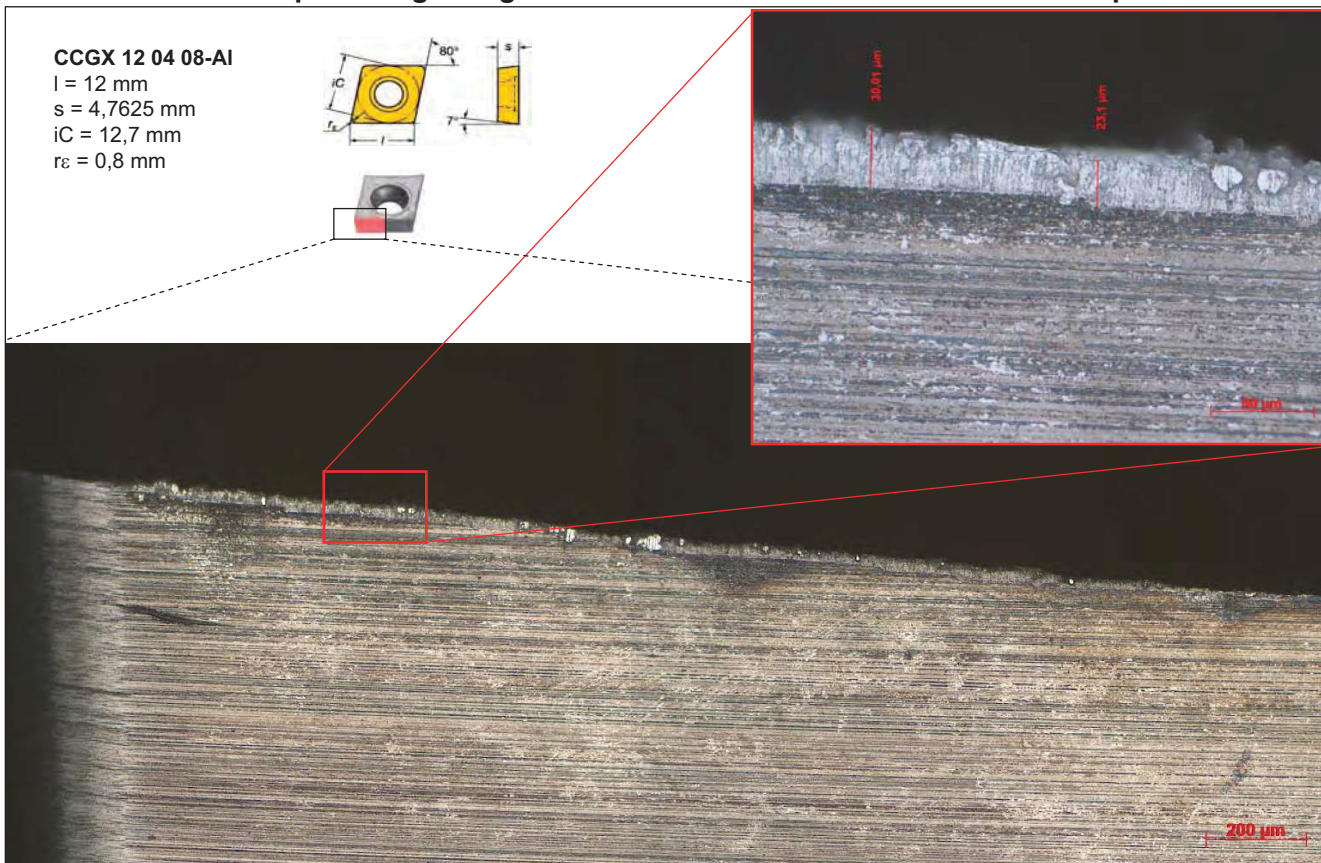
Zerspante Legierung G1B4-Sn2.4 – Verschleiß an Wendeschneidplatte



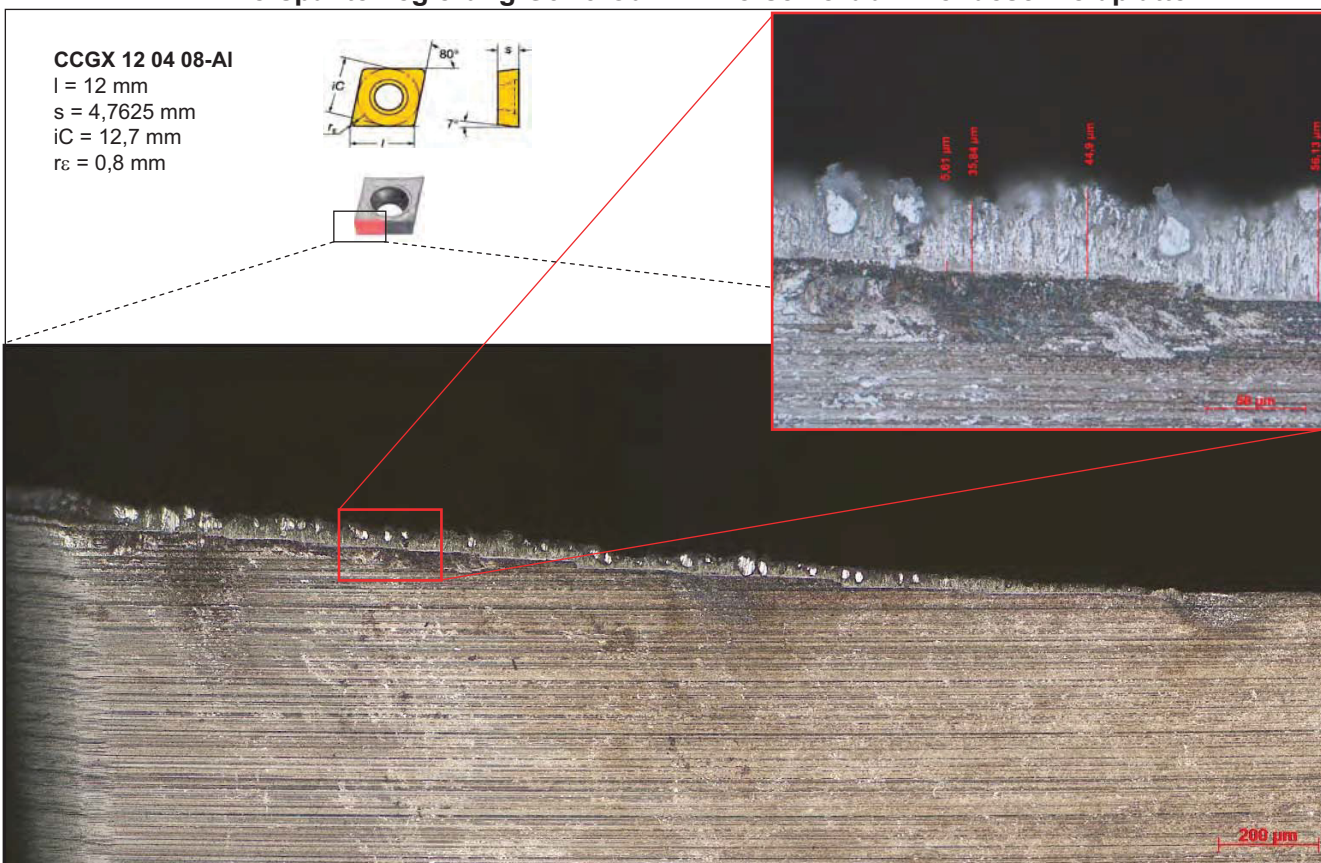
Zerspante Legierung G1B5-Sn1.7Cu4.3 – Verschleiß an Wendeschneidplatte



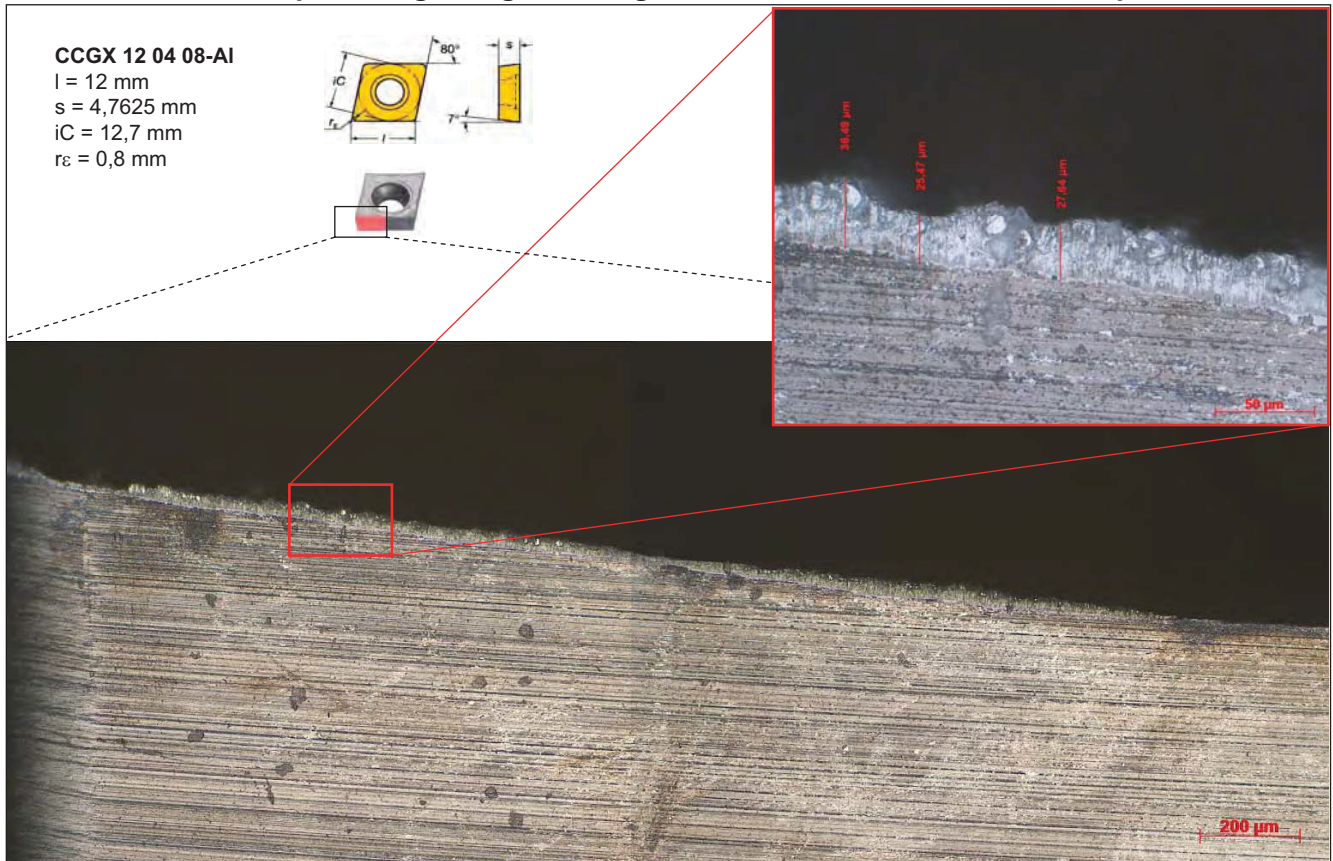
Zerspante Legierung G2B2-Cu2.7 – Verschleiß an Wendeschneidplatte



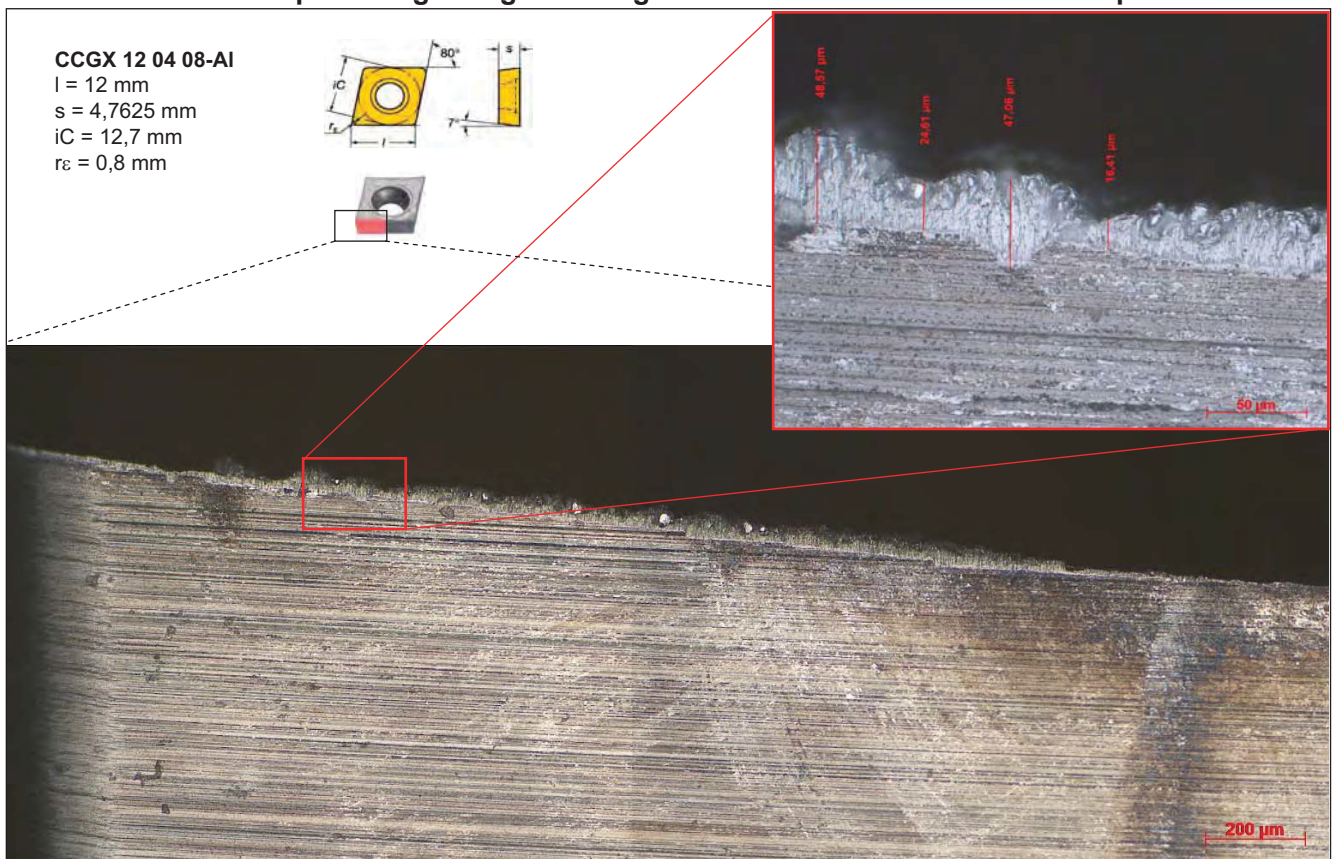
Zerspante Legierung G3B3-Cu4.7 – Verschleiß an Wendeschneidplatte



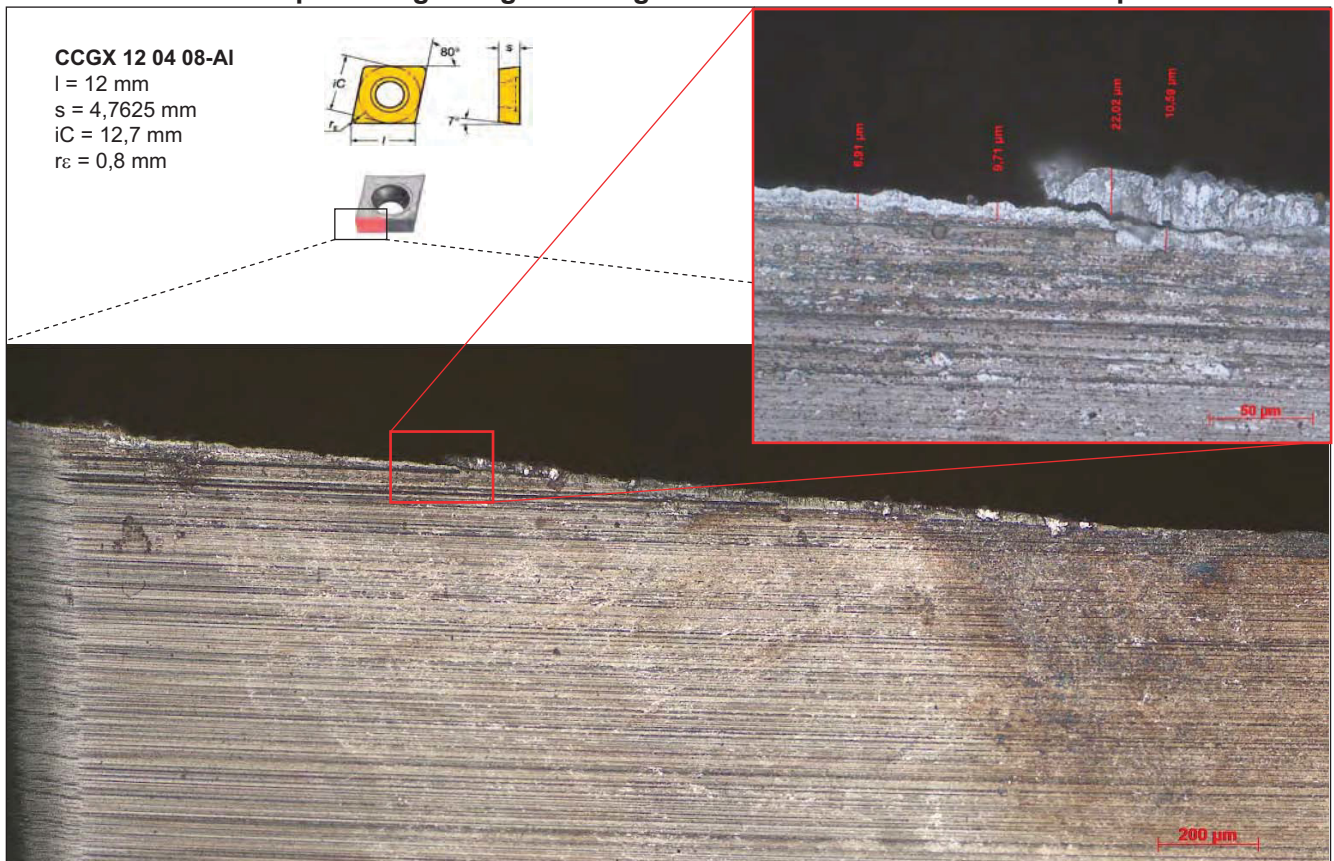
Zerspante Legierung G4B1-Mg0.5 – Verschleiß an Wendeschneidplatte



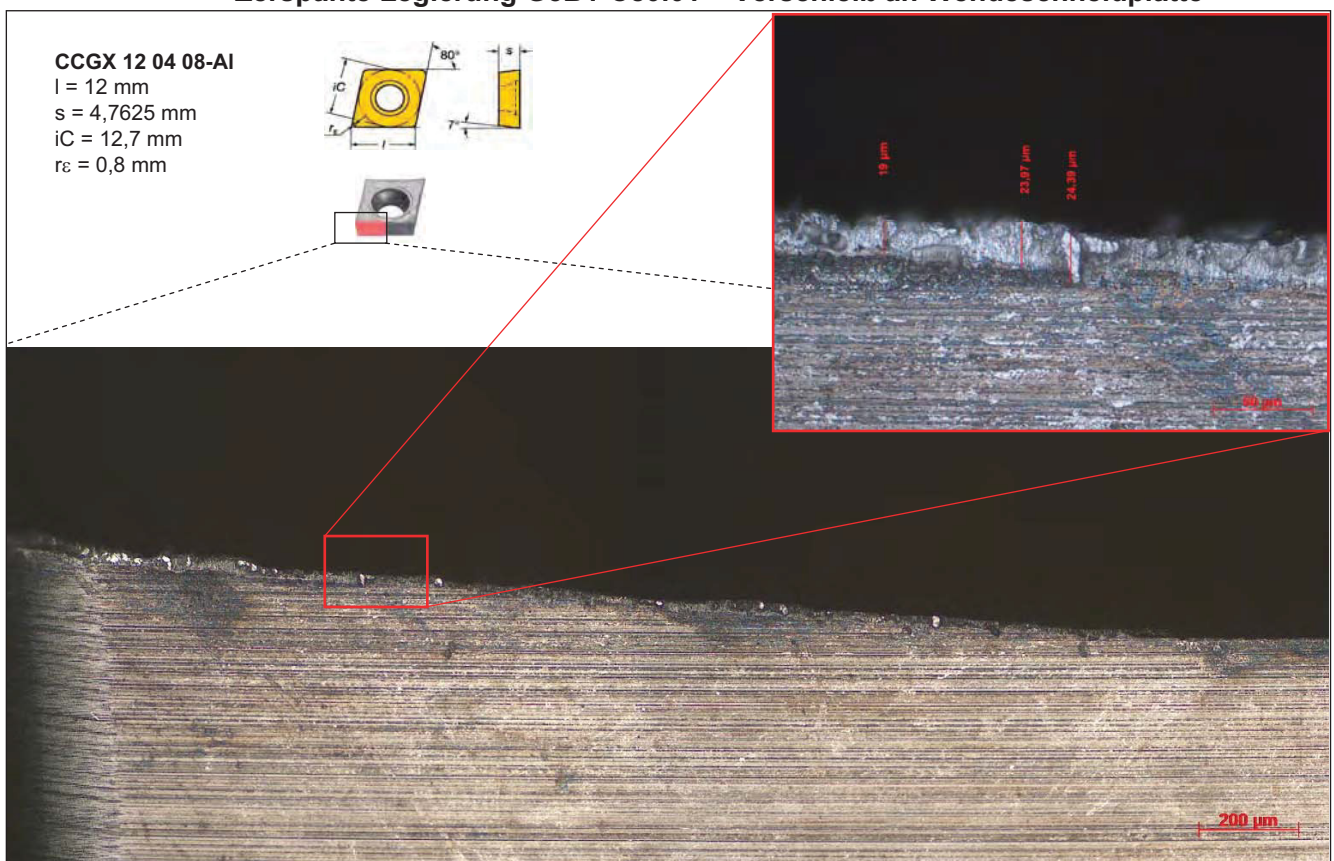
Zerspante Legierung G4B2-Mg1.0 – Verschleiß an Wendeschneidplatte



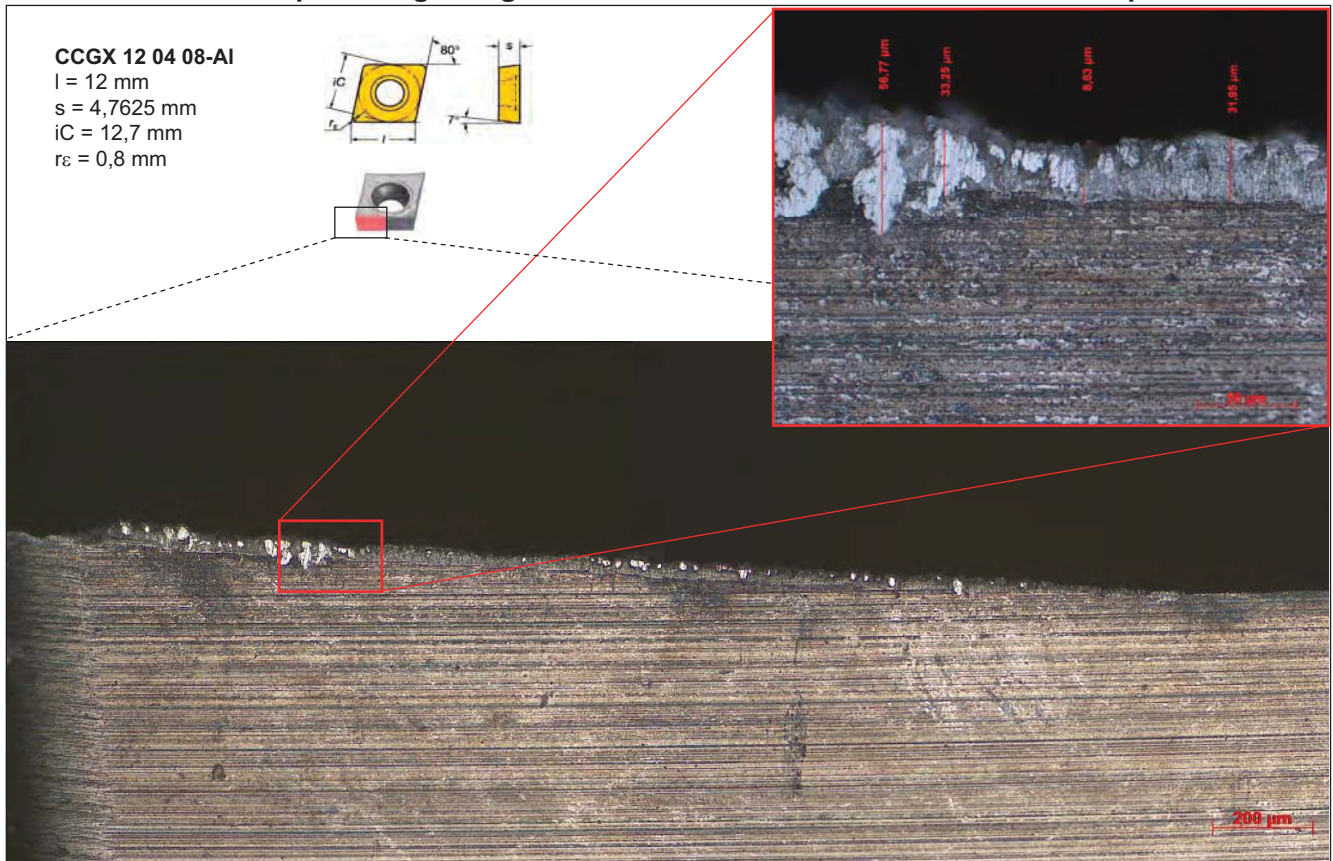
Zerspante Legierung G4B3-Mg1.3 – Verschleiß an Wendschneidplatte



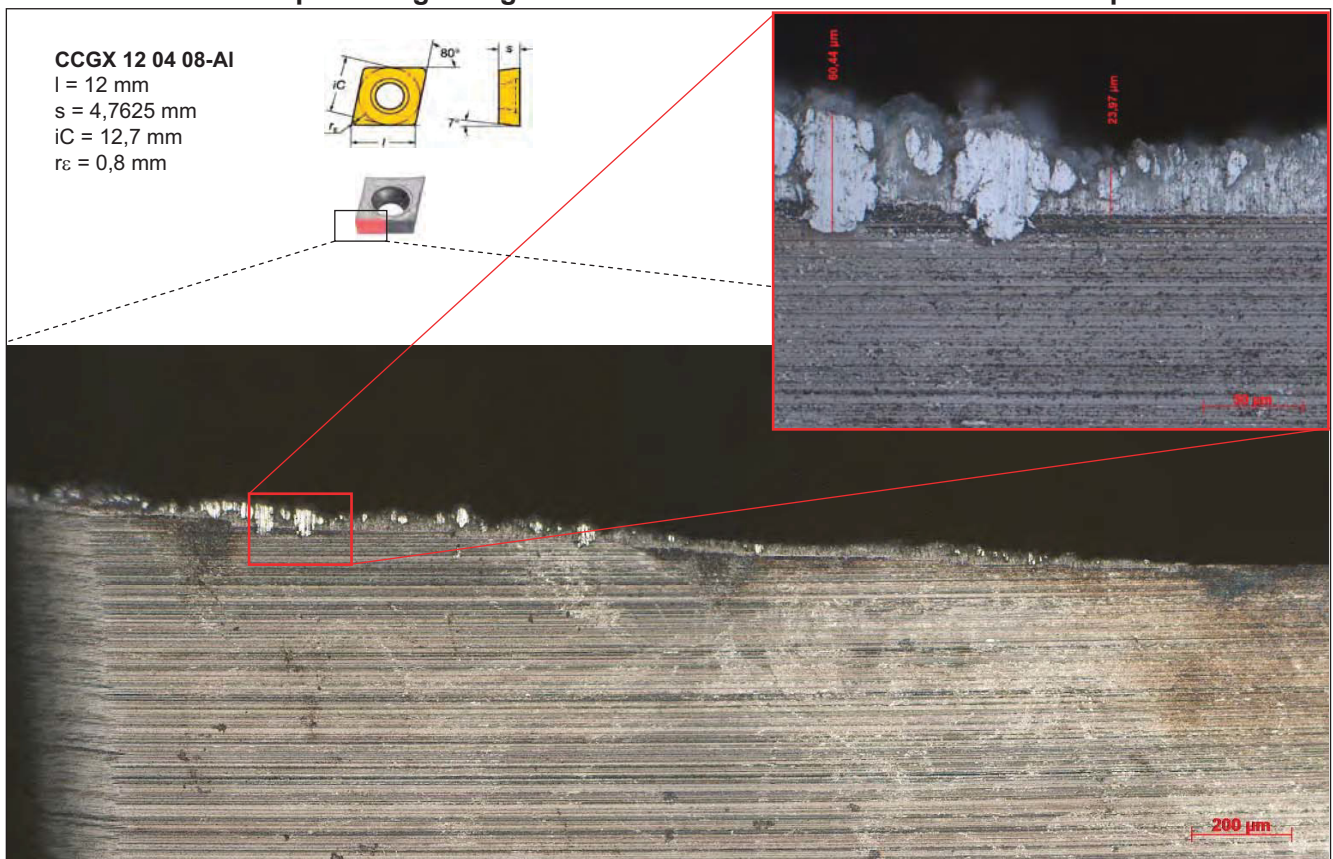
Zerspante Legierung G5B1-Ce0.01 – Verschleiß an Wendschneidplatte



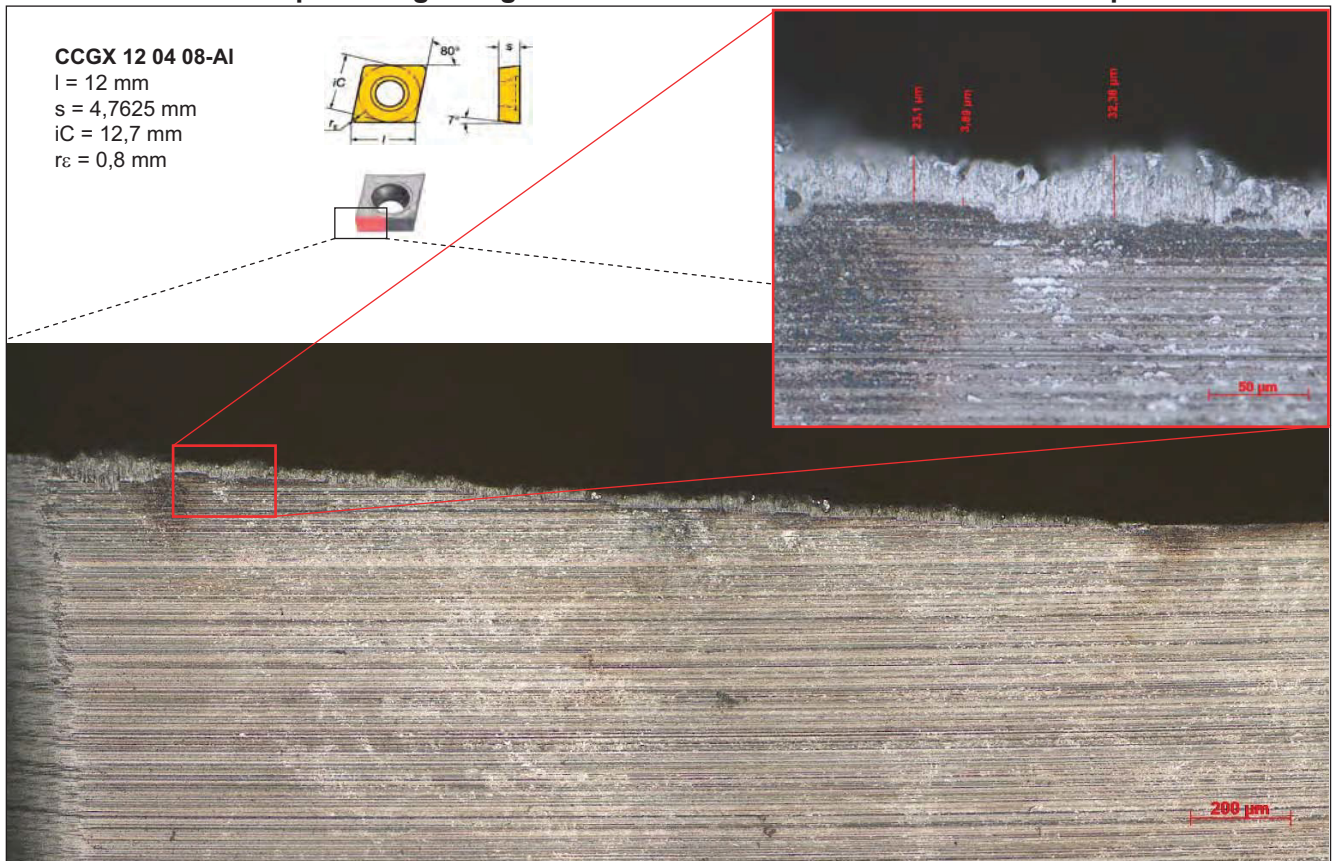
Zerspante Legierung G5B2-Ce0.05 – Verschleiß an Wendschneidplatte



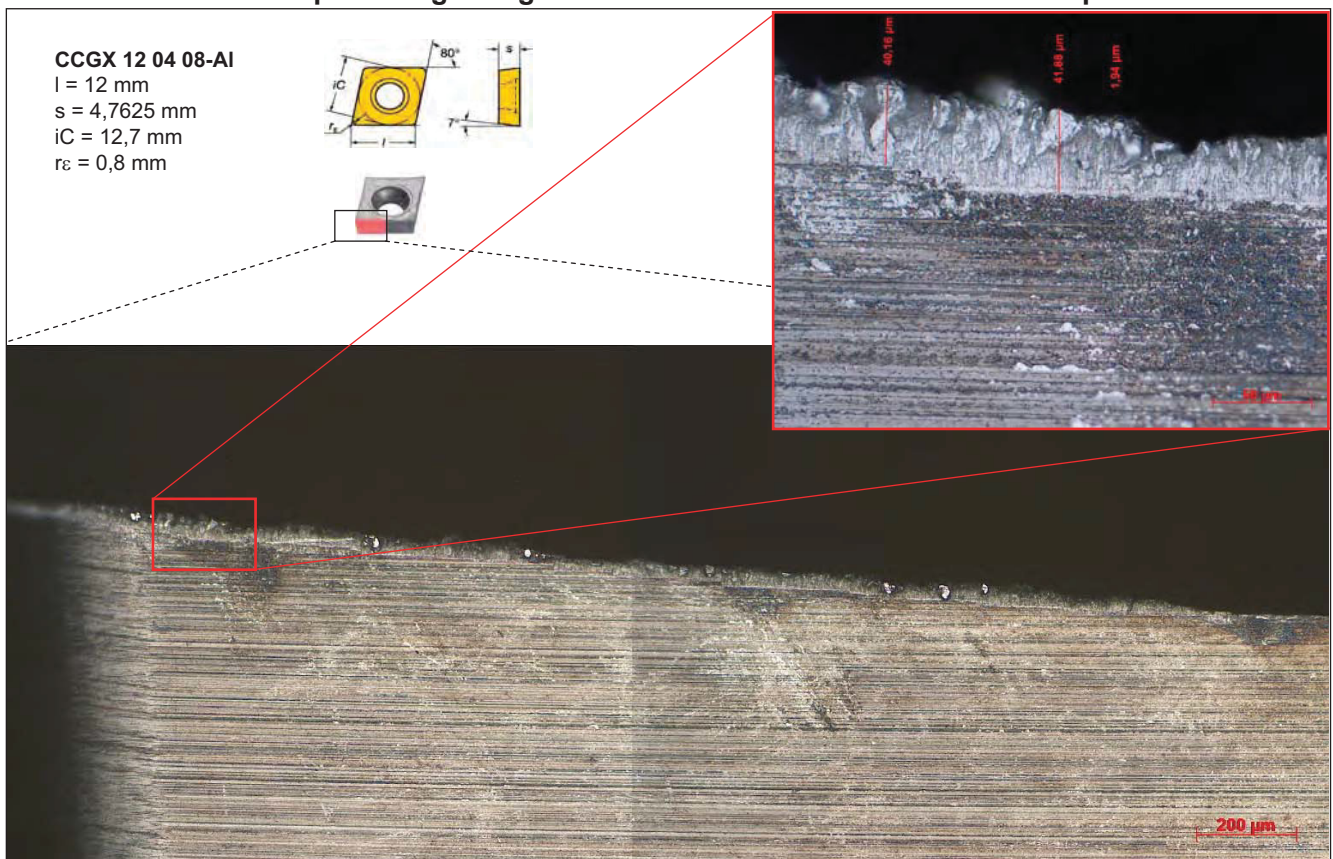
Zerspante Legierung G6B1-Y0.01 – Verschleiß an Wendschneidplatte



Zerspante Legierung G6B2-Y0.05 – Verschleiß an Wendeschneidplatte

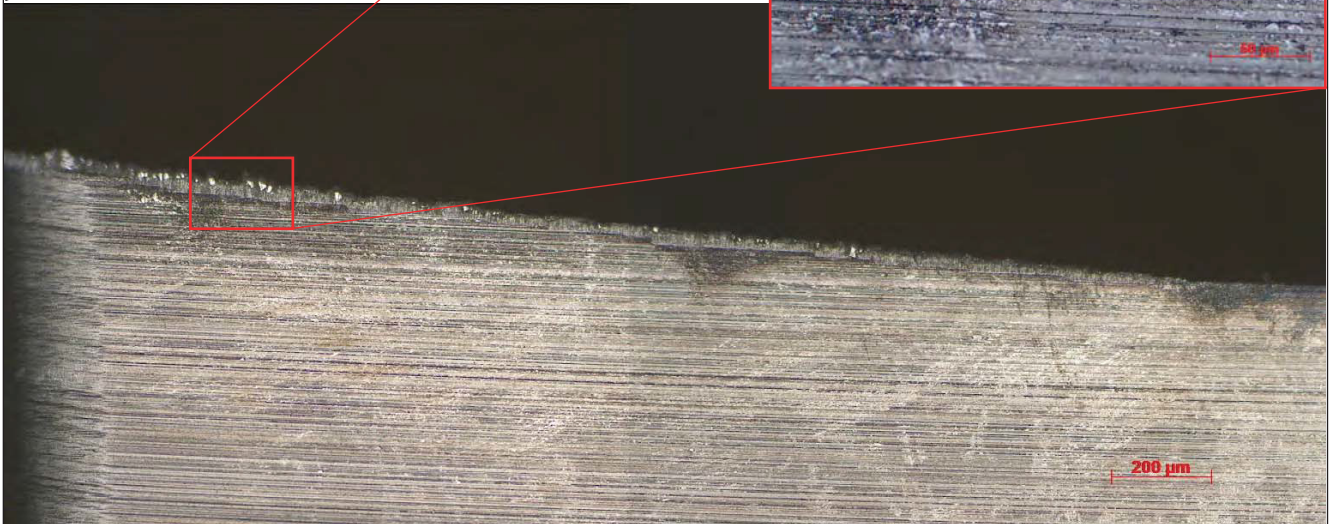
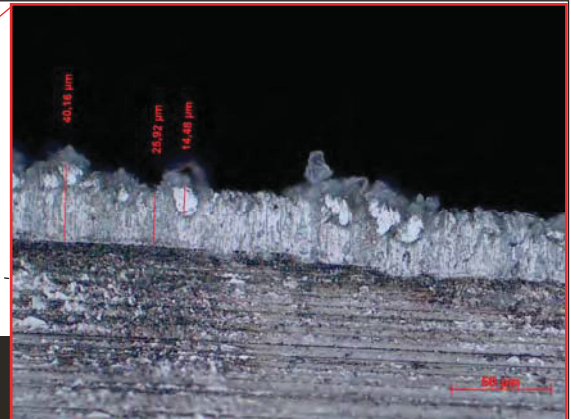
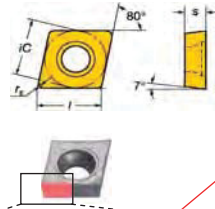


Zerspante Legierung G7-Ti0.2 – Verschleiß an Wendeschneidplatte



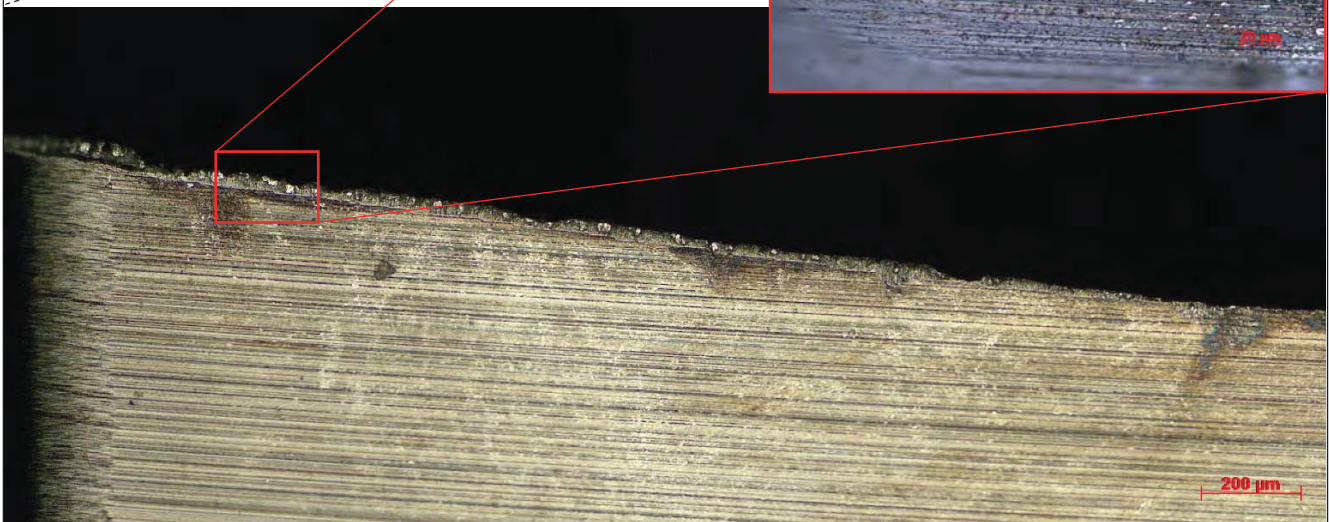
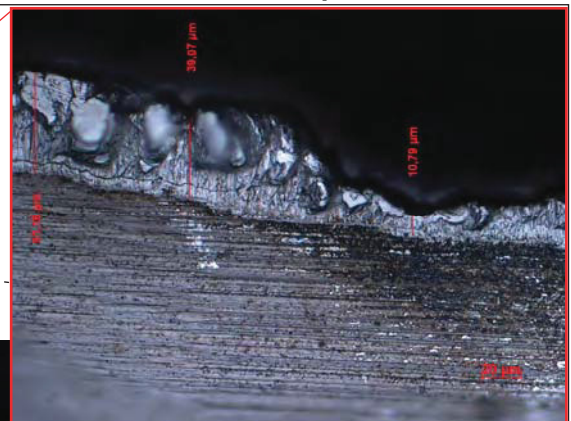
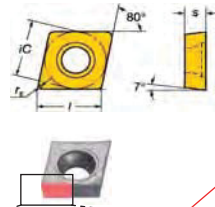
Zerspante Legierung G8-V0.1 – Verschleiß an Wendeschneidplatte

CCGX 12 04 08-AI
 l = 12 mm
 s = 4,7625 mm
 iC = 12,7 mm
 r_ε = 0,8 mm

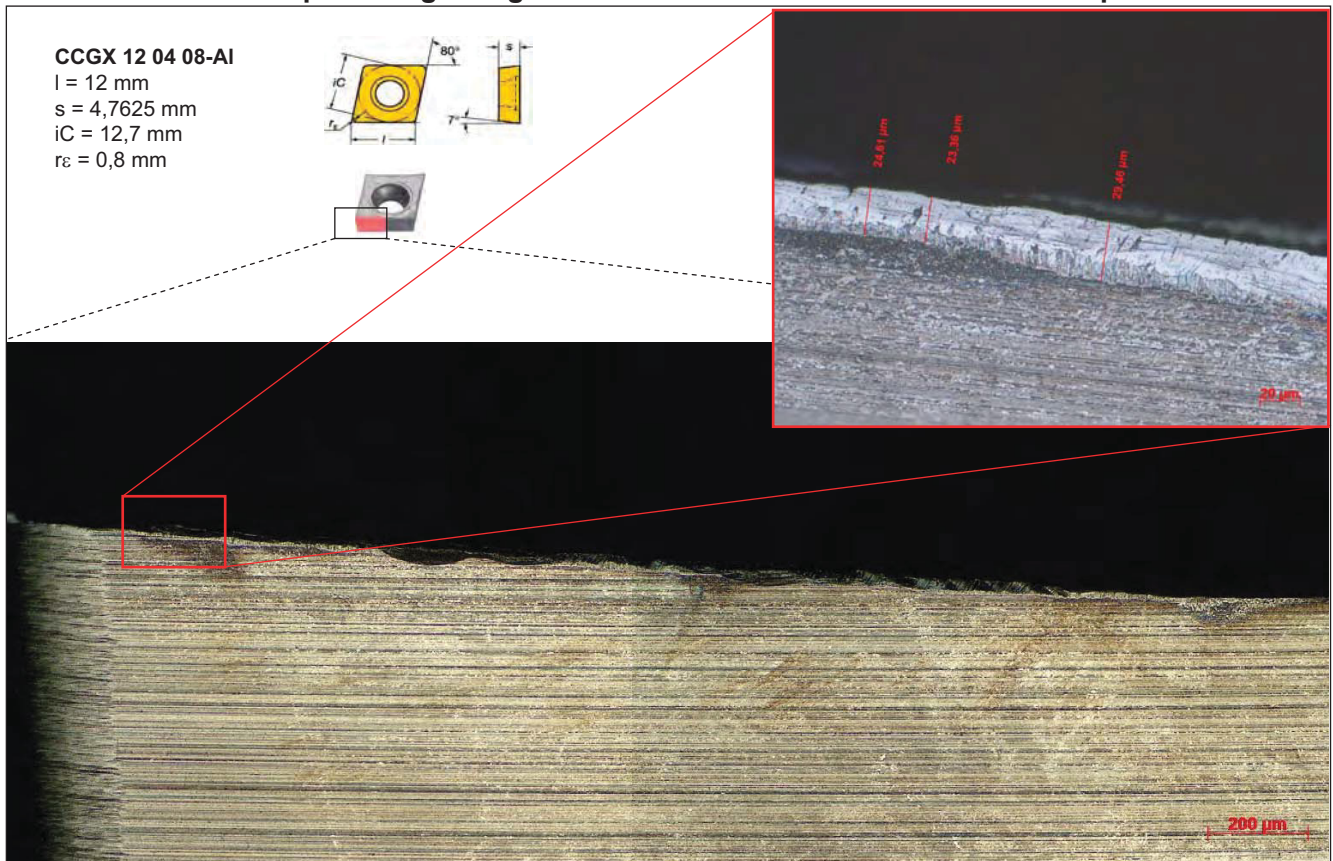


Zerspante Legierung G9-Zr0.2 – Verschleiß an Wendeschneidplatte

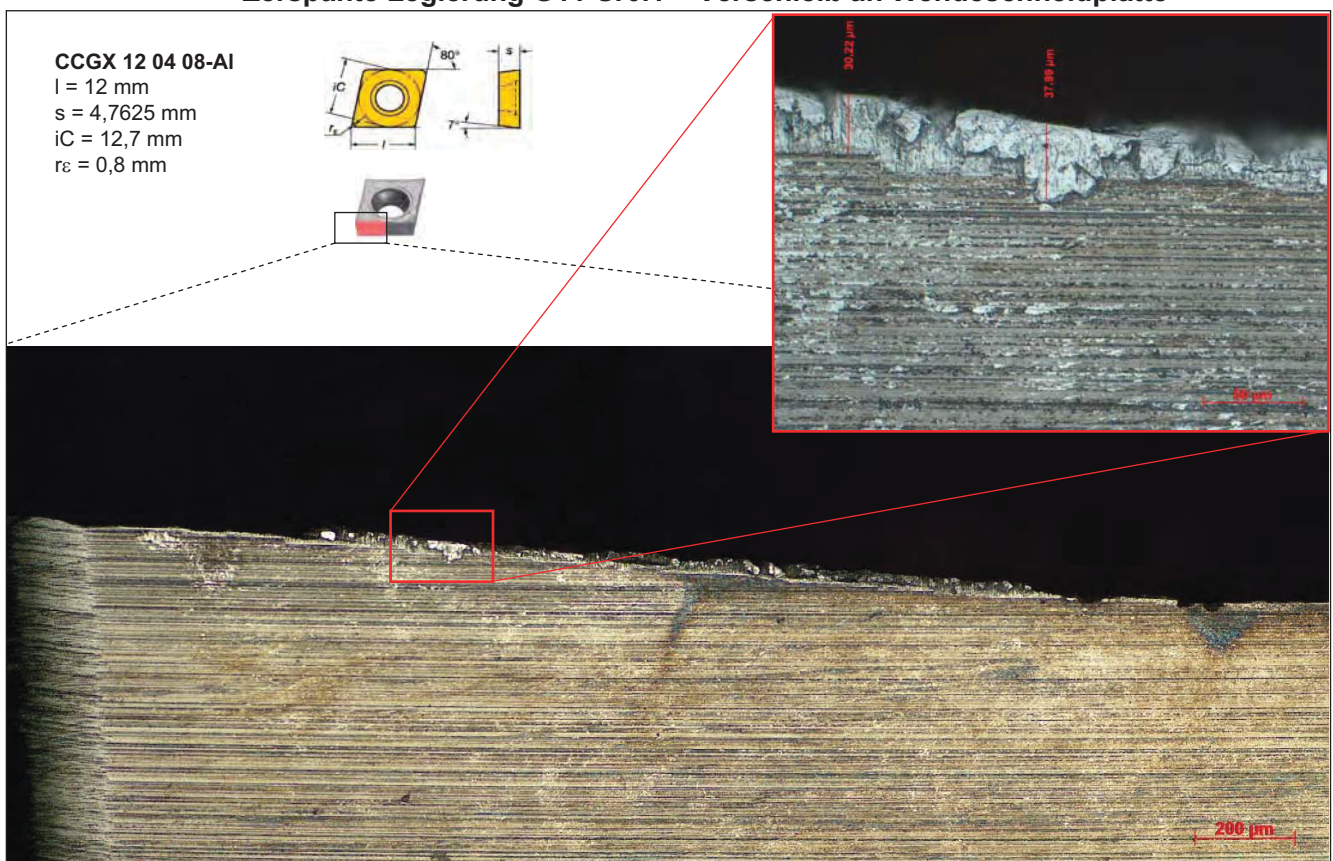
CCGX 12 04 08-AI
 l = 12 mm
 s = 4,7625 mm
 iC = 12,7 mm
 r_ε = 0,8 mm



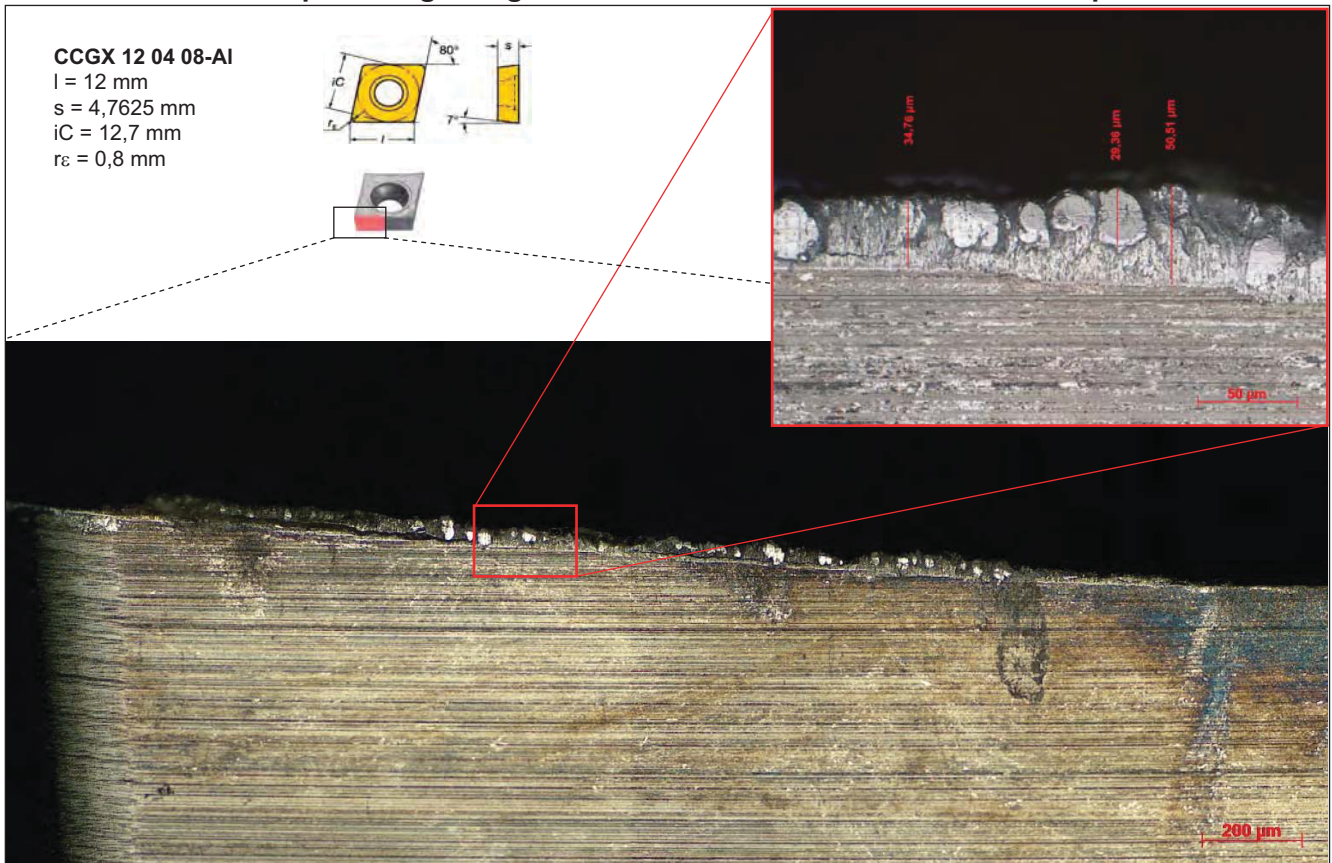
Zerspante Legierung G10-Co0.1 – Verschleiß an Wendschneidplatte



Zerspante Legierung G11-Sr0.1 – Verschleiß an Wendschneidplatte



Zerspante Legierung G12-Hf0.1 – Verschleiß an Wendeschneidplatte



Zerspante Legierung AA2007 AlCuPbMg – Verschleiß an Wendeschneidplatte

