

Bachelorarbeit

Fachbereich Maschinenbau/Feinwerktechnik

**„Identifikation schichtbestimmender Prozesskenngößen
bei der Verbundbildung in Aluminium-Magnesiumproben“**

eingereicht von:

Sarah Kunze

Matrikelnummer: 18038

Mittweida, 05.10.2009

Danksagung

Mein besonderer Dank gilt meinen Betreuern Herrn Prof. Dr.-Ing. F. Hahn, Herrn Dr.-Ing. R. Glaß und Herrn Dipl.-Ing. M. Popp.

Herrn Prof. Dr.-Ing. F. Hahn danke ich für die Vermittlung, der Bereitschaft und der hervorragenden Betreuung meiner Bachelorarbeit. Herrn Dr.-Ing. R. Glaß gilt mein Dank für die Themenstellung und Unterstützung während meiner Bachelorphase. Desweiteren möchte ich Herrn Dr.-Ing. R. Glaß und Herrn Dipl.-Ing. M. Popp für intensive und unermüdliche Betreuung und Diskussion während aller Arbeitsphasen danken.

Weiterhin bedanke ich mich bei Herrn Prof. Dr.-Ing. Lampke, Frau Dr. Dipl.-Ing. Dipl.-Arch. D. Nickel, Frau Gläßer sowie Herrn M. Krause der TU Chemnitz. Herrn Prof. Dr.-Ing. Lampke bin ich sehr verbunden für, die zur Verfügung gestellte technische Ausstattung. Frau Dr. Dipl.-Ing. Dipl.-Arch. D. Nickel danke ich für die Motivation und tolle Unterstützung. Außerdem gilt mein Dank Herrn M. Hildebrandt und Herrn M. Sonntag des IWU, die mir bei den Versuchen und der Präparation meiner Proben stets zu Seite standen.

Erklärung

Ich erkläre, dass ich die vorliegende Arbeit selbständig und nur unter Verwendung der angegebenen Literatur und Hilfsmittel angefertigt habe.

Chemnitz, 05.10.2009

Inhaltsverzeichnis

| | |
|---|-------------|
| Abbildungsverzeichnis | III |
| Diagrammverzeichnis | VI |
| Formelverzeichnis | VII |
| Tabellenverzeichnis | VIII |
| Anhangsverzeichnis..... | IX |
| Abkürzungsverzeichnis | X |
| | |
| 1 Einleitung und Motivation..... | 1 |
| 2 Stand der Technik und Forschung..... | 3 |
| 2.1 Allgemein | 3 |
| 2.2 Oberflächenvergrößerung | 3 |
| 2.3 Zwischenschichten | 5 |
| 3 Aufgabenstellung | 7 |
| 3.1 Oberflächenvergrößerung | 8 |
| 3.2 Zwischenschichten | 8 |
| 4 Aufbau des Versuches..... | 10 |
| 4.1 Prinzipieller Aufbau des Querfließpresswerkzeuges..... | 10 |
| 4.2 Versuchsaufbau für die Versuche der Oberflächenvergrößerung | 12 |
| 4.3 Versuchsaufbau der Versuche mit Zwischenschichten..... | 14 |
| 5 Oberflächenvergrößerung | 16 |
| 5.1 Methodik | 16 |
| 5.2 Versuchsvorbereitungen | 18 |
| 5.3 Versuchsdurchführung | 28 |
| 6 Zwischenschichten | 30 |
| 6.1 Auswahl der Zwischenschichten/Theorie..... | 30 |
| 6.2 Versuchsvorbereitungen | 39 |
| 7 Ergebnisse und Auswertung der Oberflächenvergrößerung | 44 |
| 8 Ergebnisse und Auswertung der Zwischenschichten | 49 |
| 8.1 Makroskopische Betrachtungen | 49 |
| 8.2 Darstellung der lichtmikroskopischen Ergebnisse..... | 52 |
| 8.3 Darstellung der Schichtdicken | 55 |
| 8.4 Darstellung der rasterelektronenmikroskopischen Ergebnisse | 57 |
| 8.5 Darstellung der EDX-Ergebnisse..... | 66 |
| 8.6 Ergebnisse der Härteprüfung nach Martens | 69 |

| | | |
|-----------|--|-----------|
| 8.7 | Auswertung der Zwischenschichten | 71 |
| 9 | Zusammenfassung und Ausblick..... | 75 |
| 10 | Literaturverzeichnis | 95 |

Abbildungsverzeichnis

| | |
|--|----|
| <i>Abbildung 2-1 Werkstofffluß eines Werkstoffes bei der Umformung</i> | 5 |
| <i>Abbildung 4-1 Versuchswerkzeug - Querfließpresswerkzeug</i> | 10 |
| <i>Abbildung 4-2 Querfließpresswerkzeug in 3D-Darstellung</i> | 11 |
| <i>Abbildung 4-3 armierte Matrizen mit Zwischenplatte</i> | 12 |
| <i>Abbildung 4-4 Querfließpresswerkzeug mit Proben in Ausgangsposition (links) und in Endposition nach dem Pressen (rechts)</i> | 14 |
| <i>Abbildung 4-5 schematische Darstellung der Stempel und Matrizen in Ausgangsposition (links) und nach dem Pressen (rechts)</i> | 15 |
| <i>Abbildung 4-6 Fotografie der Matrizen mit Heizpatronen</i> | 15 |
| <i>Abbildung 5-1 Schematische Darstellung eines Liniennetzes in der Grenzschicht einer Verbundprobe zur Ermittlung der lokalen Oberflächenvergrößerung</i> | 16 |
| <i>Abbildung 5-2 Rastermuster mit seinen entsprechenden Koordinaten</i> | 17 |
| <i>Abbildung 5-3 vertikale und horizontale Auswertung der Oberflächenvergrößerung</i> | 18 |
| <i>Abbildung 5-4 Geräteausstattung für die chemische Berasterung</i> | 21 |
| <i>Abbildung 5-5 Muster für optimale Berasterung</i> | 22 |
| <i>Abbildung 5-6 selbst hergestelltes Raster</i> | 22 |
| <i>Abbildung 5-7 geometrische Abmaße des gefrästen Rasters</i> | 23 |
| <i>Abbildung 5-8 gefrästes Raster</i> | 23 |
| <i>Abbildung 5-9 Vergrößerung einer gelaserten Linie</i> | 24 |
| <i>Abbildung 5-10 gelasertes Raster</i> | 24 |
| <i>Abbildung 5-11 chemisch hergestelltes Raster</i> | 25 |
| <i>Abbildung 5-12 durch Fräsen hergestelltes Raster</i> | 25 |
| <i>Abbildung 5-13 gelasertes Raster</i> | 25 |
| <i>Abbildung 5-14 AlMgSi1-Probe mit dem durch Lasern erzeugtes Raster</i> | 27 |
| <i>Abbildung 5-15 Werkzeug mit armierten Matrizen und der Zwischenplatte</i> | 28 |
| <i>Abbildung 5-16 untere Matrize mit Probe nach dem Umformen</i> | 28 |
| <i>Abbildung 5-17 Visioplan der Versuchsdurchführung</i> | 29 |
| <i>Abbildung 6-1 Zweistoffsystem von Aluminium und Magnesium</i> | 31 |
| <i>Abbildung 6-2 Röntgenbeugungsanalyse der magnesiumseitigen Grenzfläche mit den identifizierten Grenzschichtphasen</i> | 32 |

| | |
|--|-----------|
| <i>Abbildung 6-3 REM-Aufnahme der Grenzschicht mit Angabe der gewichtsprozentualen Verteilung der Elemente Aluminium und Magnesium (links), EDXS-Analyse im Mapping Modus (rechts)</i> | <i>32</i> |
| <i>Abbildung 6-4 Zweistoffsystem Cu-Zn.....</i> | <i>35</i> |
| <i>Abbildung 6-5 Zweistoffsystem Mg-Cu</i> | <i>36</i> |
| <i>Abbildung 6-6 Zweistoffsystem Al-Cu.....</i> | <i>37</i> |
| <i>Abbildung 6-7 Zweistoffsystem Mg-Zn.....</i> | <i>38</i> |
| <i>Abbildung 6-8 Zweistoffsystem Al-Zn</i> | <i>39</i> |
| <i>Abbildung 6-9 fertigpräparierte Aluminium- (links) und Magnesiumprobe (rechts)</i> | <i>40</i> |
| <i>Abbildung 6-10 Al-Probe mit eingelegter Messingfolie, rechts Mg-Probe.....</i> | <i>40</i> |
| <i>Abbildung 6-11 fertig zusammengesteckte Al-Mg-Probe</i> | <i>40</i> |
| <i>Abbildung 6-12 Messing-, Zink- und Kupferfolie</i> | <i>41</i> |
| <i>Abbildung 6-13 ausgelochte Kupferfolie</i> | <i>41</i> |
| <i>Abbildung 6-14 alle drei gelochten Folien.....</i> | <i>41</i> |
| <i>Abbildung 6-15 Visioplan der Versuchsvorbereitung und des Versuchsablaufes</i> | <i>43</i> |
| | |
| <i>Abbildung 7-1 Lokale Umformgrade in Abhängigkeit der Prozesszeit; horizontale Auswertung für $y= 1,23$.....</i> | <i>45</i> |
| | |
| <i>Abbildung 8-1 Einsenkung in Al-Probe vor dem Querfließpressen.....</i> | <i>49</i> |
| <i>Abbildung 8-2 Einsenkung nach dem Querfließpressen noch vorhanden.....</i> | <i>49</i> |
| <i>Abbildung 8-3 Kupferverteilung über den Querschnitt in der Grenzschicht</i> | <i>51</i> |
| <i>Abbildung 8-4 Messingverteilung über den Querschnitt in der Grenzschicht</i> | <i>51</i> |
| <i>Abbildung 8-5 Zinkverteilung über den Querschnitt in der Grenzschicht.....</i> | <i>51</i> |
| <i>Abbildung 8-6 Zinkverteilung bei 400°C über den Querschnitt in der Grenzschicht</i> | <i>52</i> |
| <i>Abbildung 8-7 Al-Mg-Probe in 3D-Darstellung</i> | <i>53</i> |
| <i>Abbildung 8-8 Al-Mg-Probe in 3D-Darstellung links: Querschnitt im Zylinder mitte: Querschnitt im Zapfen rechts: Längsschnitt Zylinder → Zylinder-Zapfen → Zapfen.....</i> | <i>53</i> |
| <i>Abbildung 8-9 Messpunktdarstellung der Schichtdicken.....</i> | <i>56</i> |
| <i>Abbildung 8-10 Probe P_1 Al-Mg bei 3000 facher Vergrößerung, RE-Modus.....</i> | <i>57</i> |
| <i>Abbildung 8-11 Probe P_2 Al-Mg bei 3000 facher Vergrößerung, RE-Modus.....</i> | <i>57</i> |
| <i>Abbildung 8-12 Grenzschicht im Querschnitt des Zylinders,.....</i> | <i>58</i> |
| <i>Abbildung 8-13 Übersichtsaufnahme im Zapfen des Querschnittes, im SE-Modus,.....</i> | <i>58</i> |
| <i>Abbildung 8-14 Vergrößerung einer Blase im SE-(rechts) und RE-Modus (links)</i> | <i>58</i> |
| <i>Abbildung 8-15 Übersichtsaufnahme der Schichtverteilung im Bereich Zylinder-Zapfen, im SE-Modus</i> | <i>59</i> |
| <i>Abbildung 8-16 Vergrößerung einer Cu-Blase bei 8000 facher Vergrößerung im RE-Modus.....</i> | <i>59</i> |

| | |
|---|----|
| <i>Abbildung 8-17 Übersichtsaufnahme der Schichtverteilung im Zapfen, im SE-Modus</i> | 59 |
| <i>Abbildung 8-18 Grenzschicht im Querschnitt des Zylinders der Probe</i> | 60 |
| <i>Abbildung 8-19 Übersichtsaufnahme der Grenzschicht im Zapfen</i> | 60 |
| <i>Abbildung 8-20 Vergrößerung einer CuZn-Blase im Zapfen</i> | 60 |
| <i>Abbildung 8-21 Übersichtsaufnahme des Längsschnitts im Zapfenbereich</i> | 61 |
| <i>Abbildung 8-22 Vergrößerung einer CuZn-Blase</i> | 61 |
| <i>Abbildung 8-23 Grenzschicht im Längsschnitt</i> | 61 |
| <i>Abbildung 8-24 RE-Bild einer CuZn-Blase</i> | 61 |
| <i>Abbildung 8-25 Grenzschicht im Querschnitt der Probe im SE-Modus</i> | 62 |
| <i>Abbildung 8-26 Grenzschicht im Zapfen des Querschnittes im SE-Modus</i> | 62 |
| <i>Abbildung 8-27 Grenzschicht im Zapfen der Probe im RE-Modus</i> | 62 |
| <i>Abbildung 8-28 Grenzschicht im Zylinder des Längsschnittes im SE-Modus</i> | 63 |
| <i>Abbildung 8-29 Grenzschicht im Zylinder-Zapfen-Bereich der Probe im RE-Modus</i> | 63 |
| <i>Abbildung 8-30 Grenzschicht im Zylinder-Zapfen-Bereich der Probe im SE-Modus</i> | 63 |
| <i>Abbildung 8-31 Grenzschicht im Zapfen des Längsschnittes</i> | 63 |
| <i>Abbildung 8-32 Grenzschicht im Zylinder des Querschnittes im SE-Modus</i> | 64 |
| <i>Abbildung 8-33 Grenzschicht im Zapfen des Querschnittes im RE-Modus</i> | 64 |
| <i>Abbildung 8-34 Vergrößerung der oberen Grenzschicht im SE-Modus</i> | 64 |
| <i>Abbildung 8-35 Grenzschicht im Zapfenrand der Probe im RE-Modus</i> | 64 |
| <i>Abbildung 8-36 Vergrößerung der Grenzschicht im Zapfenrand im SE-Modus</i> | 64 |
| <i>Abbildung 8-37 Grenzschicht im Zapfen des Längsschnittes im SE-Modus</i> | 65 |
| <i>Abbildung 8-38 Grenzschicht im Bereich Zylinder-Zapfen im SE-Modus</i> | 65 |
| <i>Abbildung 8-39 Grenzschicht im Zylinder der Probe im RE-Modus</i> | 65 |

Diagrammverzeichnis

| | |
|--|-----------|
| <i>Diagramm 8-1 Schichtendicken.....</i> | <i>56</i> |
| <i>Diagramm 8-2 Martenshärte und umgewertete Vickershärte in den Grenzschichten.....</i> | <i>69</i> |

Formelverzeichnis

| | |
|--|----|
| <i>Formel 5-1 φ_x</i> | 18 |
| <i>Formel 5-2 φ_y</i> | 18 |
| <i>Formel 5-3 Oberflächenvergrößerung ε_A</i> | 18 |

Tabellenverzeichnis

| | |
|---|-----------|
| <i>Tabelle 4-1 Technische Parameter des Versuchswerkzeuges.....</i> | <i>12</i> |
| <i>Tabelle 4-2 Technische Parameter für die Versuche der Oberflächenvergrößerung.....</i> | <i>13</i> |
| <i>Tabelle 5-1 Methoden zum Auftragen von Messrastern Quelle: Vialux.....</i> | <i>20</i> |
| <i>Tabelle 5-2 angewendete Methoden der Rasteraufbringung</i> | <i>25</i> |
| <i>Tabelle 5-3 Zusammenfassende Parameter für den Versuch der Oberflächenvergrößerung.....</i> | <i>27</i> |
| <i>Tabelle 6-1 Chemische Zusammensetzung von AlMgSi1.....</i> | <i>33</i> |
| <i>Tabelle 6-2 Chemische Zusammensetzung von AZ31.....</i> | <i>33</i> |
| <i>Tabelle 6-3 Atomdurchmesser, Gitterstruktur und Schmelztemperaturen der Grundwerkstoffe sowie der ausgewählten Zwischenschichten</i> | <i>33</i> |
| <i>Tabelle 6-4 Temperaturen und Zeitangaben.....</i> | <i>42</i> |
| <i>Tabelle 7-1 Stößelweg und Prozesszeit für die untersuchten Umformstadien</i> | <i>44</i> |
| <i>Tabelle 7-2 Verschiebung der Rasterschnittpunkte des 1. Quadranten</i> | <i>45</i> |
| <i>Tabelle 7-3 Entwicklung der relativen Oberflächenvergrößerung in Abhängigkeit des Prozessfortschrittes.....</i> | <i>47</i> |
| <i>Tabelle 8-1 Probenbezeichnungen.....</i> | <i>53</i> |
| <i>Tabelle 8-2 Masseprozentanteile in den Grenzschichten.....</i> | <i>68</i> |
| <i>Tabelle 8-3 Zusammenfassende Darstellung der Ergebnisse im Lichtmikroskop, REM und der Härtemessung.....</i> | <i>74</i> |

Anhangsverzeichnis

| | |
|--|-----------|
| <i>Anhang 1-1 Probe P_1 Al-Mg im Querschnitt bei 2000 facher Vergrößerung</i> | <i>77</i> |
| <i>Anhang 1-2 Probe P_2 Al-Mg im Längsschnitt bei 2000 facher Vergrößerung</i> | <i>77</i> |
| <i>Anhang 1-3 Probe P_3 Al-Cu-Mg im Zylinderquerschnitt bei 2000 facher Vergrößerung.....</i> | <i>78</i> |
| <i>Anhang 1-4 Probe P_3 Al-Cu-Mg Übersichtsbild im Zapfenquerschnitt bei 500 facher Vergrößerung</i> | <i>78</i> |
| <i>Anhang 1-5 Probe P_5 Al-CuZn-Mg Zylinderquerschnitt bei 2000 facher Vergrößerung</i> | <i>79</i> |
| <i>Anhang 1-6 Probe P_6 Al-CuZn-Mg im Längsschnitt bei 2000 facher Vergrößerung</i> | <i>79</i> |
| <i>Anhang 1-7 Probe P_7 Al-Zn-Mg Querschnitt im Zylinder bei 2000 facher Vergrößerung</i> | <i>80</i> |
| <i>Anhang 1-8 Probe P_7 Al-Zn-Mg im Zapfenquerschnitt bei 2000 facher Vergrößerung.....</i> | <i>80</i> |
| <i>Anhang 1-9 Probe P_8 Längsschnitt im Zapfenbereich bei 2000 facher Vergrößerung</i> | <i>81</i> |
| <i>Anhang 1-10 Probe P_9 Al-Zn-Mg 400°C im Querschnitt bei 2000 facher Vergrößerung.....</i> | <i>81</i> |
| <i>Anhang 1-11 Probe P_10 Al-Zn-Mg 400°C im Längsschnitt</i> | <i>82</i> |
| | |
| <i>Anhang 2-1 EDX-Analyse der Probe P_2.....</i> | <i>83</i> |
| <i>Anhang 2-2 EDX-Analyse der Probe P_4 im Zylinder.....</i> | <i>84</i> |
| <i>Anhang 2-3 EDX-Analyse der Probe 4 im Zapfen.....</i> | <i>85</i> |
| <i>Anhang 2-4 EDX-Analyse der Probe P_6.....</i> | <i>86</i> |
| <i>Anhang 2-5 EDX-Analyse der Probe P_8 im Zylinder.....</i> | <i>87</i> |
| <i>Anhang 2-6 EDX-Analyse der Probe P_8 im Zapfen</i> | <i>88</i> |
| <i>Anhang 2-7 EDX-Analyse der Probe P_9 der Zinkbereiche.....</i> | <i>89</i> |
| <i>Anhang 2-8 EDX-Analyse der Probe P_10 im Zylinder.....</i> | <i>90</i> |
| <i>Anhang 2-9 EDX-Analyse der Probe P_10 im Zapfen</i> | <i>91</i> |
| | |
| <i>Anhang 3-1 Härteverlauf der Probe P_4 Al-Cu-Mg.....</i> | <i>92</i> |
| <i>Anhang 3-2 Härteverlauf der Probe P_6 Al-CuZn-Mg.....</i> | <i>93</i> |
| <i>Anhang 3-3 Härteverlauf der Probe P_8 Al-Zn-Mg</i> | <i>93</i> |
| <i>Anhang 3-4 Härteverlauf der Probe P_10 Al-Zn-Mg 400°C</i> | <i>94</i> |

Abkürzungsverzeichnis

| | | |
|-----------------|-----------------|--|
| A_0 | mm ² | Fläche im Ausgangszustand |
| A_n | mm ² | Fläche im nten-Umformstadium |
| Al | | Aluminium |
| Cu | | Kupfer |
| CuZn | | Messing |
| DFG | | Deutscher Forschungsbund |
| EDX | | Energiedispersive Röntgenmikrobereichsanalyse |
| FEM | | Finite-Elemente-Methode |
| HALS | | Hochfeste Aluminiumbasierte Leichtbauwerkstoffe für Sicherheitsbauteile |
| hdp | | hexagonal dichteste Packung |
| HV | | umgewertete Härte nach Vickers |
| HM | | Härte nach Martens |
| kfz | | kubischflächenzentriertes Gitter |
| Mg | | Magnesium |
| Mn | | Mangan |
| RE | | Rückstreuelektronen |
| REM | | Rasterelektronenmikroskop |
| SE | | Sekundärelektronen |
| SFB | | Sonderforschungsbereich |
| Si | | Silizium |
| x_i | | horizontale Koordinate |
| XRD | | Röntgendiffraktometrie (<u>X-Ray-Diffraction</u>) |
| y_i | | vertikale Koordinate |
| Zn | | Zink |
| Φ_x | | Umformgrad in horizontaler Richtung |
| Φ_y | | Umformgrad in vertikaler Richtung |
| ε_A | | Oberflächenvergrößerung |

1 Einleitung und Motivation

Das Forschungsinteresse für Leichtmetallbauweisen wurde in den letzten Jahren vor allem von der Automobilindustrie forciert. Die Ziele, Kraftstoff einzusparen und damit Abgasemissionen zu reduzieren, stehen dabei im Vordergrund und beeinflussen die Auswahl der Konstruktionswerkstoffe maßgeblich. Dabei liegt das Augenmerk der heutigen Forschung vor allem bei den Leichtmetallen, die funktionsgerechte Konstruktionen, bei einem gegenüber Stahlanwendungen reduzierten Baugewicht, ermöglichen. [1]

Eine konkurrenzfähige Alternative gegenüber den traditionellen Werkstoffen sind Werkstoffverbunde aus Aluminium und Magnesium, welche in den letzten Jahren immer mehr an Einfluss gewonnen haben und neue Anwendungsmöglichkeiten im Fahrzeugbau eröffnen. Aufgrund des vorteilhaften Verhältnisses der spezifischen Masse zur Festigkeit und der hohen Verfügbarkeit des Metalls sind Magnesiumlegierungen für den Leichtbau besonders geeignet. Allerdings verhindert die niedrige Korrosionsstabilität und die hohe Reaktivität dieser Werkstoffgruppe bisher eine breite Anwendung im Fahrzeugbau.

Einen wirksamen Schutz gegen Korrosionsangriff bieten korrosionsbeständige metallische Beschichtungssysteme, deren Vorteile gegenüber Lack- und Kunststoffbeschichtungen in einer größeren mechanischen Widerstandsfähigkeit besteht. Zwei – oder mehrlagige Verbunde, bei denen die Schichtdicken je nach Anforderung mehrere Millimeter betragen können, sind ausschließlich durch mechanische Verfahren realisierbar. Die bekanntesten, technisch angewandten Verfahren sind das Walz - und Sprengplattieren sowie das Fließ - und Strangpressen. Gegenüber Beschichtungstechniken, bei denen die gezielte Änderung der Material – und Funktionseigenschaften auf oberflächennahe Bereiche beschränkt sind, ermöglichen diese Verfahren die Herstellung strukturoptimierter Halbzeugquerschnitte.

Die Bachelorarbeit ist im Rahmen des Sonderforschungsbereich (SFB) 692 – HALS „Hochfeste Aluminiumbasierte Leichtbauwerkstoffe für Sicherheitsbauteile“ entstanden. Der SFB wurde von der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) eingerichtet, um das Potenzial aluminiumbasierter Werkstoffe als Leichtbauwerkstoff voll auszuschöpfen. Die Zielsetzung des Forschungsbereiches ist, die Umsetzung eines Sicherheitskonzeptes mit allen erforderlichen sicherheitsrelevanten signifikanten Bedingungen zu realisieren und dennoch eine Reduzierung der Masse und Kosten zu ermöglichen. Die Verarbeitungsprozesse sollen an die Werkstoffkonzepte angepasst und durch den Einsatz umformtechnischer Verfahren zur Formgebung, überragende mechanische Kennwerte bei hoher Wirtschaftlichkeit erzielt werden. Die Forschungsarbeiten ermöglichen das spezifische Auslegen, Herstellen und Veredeln auf die aluminiumbasierten Leichtbauwerkstoffe, um den hohen Anforderungen gerecht zu werden. Die Reproduzierbarkeit und Anwendung der gewonnenen Erkenntnisse werden mit Hilfe von Demonstrationsbauteilen aus

unterschiedlichen Industriebereichen nachgewiesen. Das Forschungsprojekt ist dabei in unterschiedliche Aufgabenbereiche gegliedert. Einer dieser Bereiche bezieht sich auf den Werkstoffverbund „Aluminium-ummanteltes Magnesium“, welcher aufgrund der hohen Korrosionsbeständigkeit des Aluminiums in Kombination mit der deutlich geringeren Dichte des Magnesiums von großer Bedeutung ist. Für die Werkstoffkombination „Aluminiumummanteltes Magnesium“ sind die unterschiedliche Umformbedingungen der Einzelmetalle zu berücksichtigen. Strategien zur Be- und Verarbeitung solcher Verbunde fehlen bisher. Es besteht somit ein großes Forschungsinteresse an der Entwicklung definierter Strategien, der Dokumentation und Darstellung der dabei entstehenden Grenzflächen zwischen Aluminium und Magnesium, aber auch die Identifikation und Ermittlung der Kennwerte sind von großer Bedeutung. [2]

2 Stand der Technik und Forschung

2.1 Allgemein

Die klassischen Methoden der Herstellung von Metallverbunden sind das Überlappschweißen oder Stumpfschweißen. Als Plattierverfahren sind das Walzplattieren und das Explosivplattieren bekannt. Die nach diesen Verfahren erzeugten Deckschichten sind, bezogen auf den Querschnitt, im Allgemeinen dünnwandig und genügen hauptsächlich Schutzanforderungen gegen Korrosion, abrasiven Verschleiß oder Schlageinwirkung bzw. in dekorativen Anforderungen.

Kennzeichnend für die Verfahrensbeschreibung ist die unzureichende wissenschaftliche Durchdringung der Grenzflächenreaktionen bei der Verbundherstellung. Zur Erklärung der Bindevorgänge an der Grenzfläche zweier metallischer Werkstoffe, wurden verschiedene Oberflächenmodelle erarbeitet, die mit Hilfe des Adhäsionsphänomens und den Vorgängen an den Phasengrenzen die Haftung theoretisch zu erklären versuchen. Eine allgemeingültige Theorie über die Bindevorgänge bei der Werkstoffkombination fest/fest war nicht bekannt.

Neben den chemischen Voraussetzungen sind u.a. folgende Restriktionen maßgebend für die Initiierung einer solchen Festkörperreaktion: Ein nahezu „idealer“ Kontakt zwischen den Reaktanden, ein hoher Fehlorderungsgrad in der Gitterstruktur sowie die Zuführung eines Energiebetrages (der sogenannten Schwellenenergie). Grundlegend für die umformende Verbunderzeugung ist demnach die gezielte Beeinflussung technologischer Parameter, welche eine maximale Grenzflächenvergrößerung unter hohen Drucknormalspannungen ermöglichen. Ein weiterer entscheidender Aspekt ist die Umformtemperatur, die zum einen entscheidend das Fließverhalten der Verbundpartner beeinflusst und zum anderen den notwendigen Energiebetrag zur Aktivierung des Stofftransportes liefert. [3-7] /Sonderforschungsbereich 692,HALS,Fortsetzungsantrag des Teilprojekts A3, TU Chemnitz, 2009/

2.2 Oberflächenvergrößerung

Die relative Oberflächenvergrößerung lässt sich in den meisten Fällen nur global erfassen, d. h. die betrachtete Oberfläche wird nur nach erfolgter Umformung erfasst. Diese Herangehensweise lässt keine Rückschlüsse auf lokal veränderliche Oberflächenvergrößerungen zu. Es ist davon auszugehen, dass bei der umformenden Verbunderzeugung die Oberflächenneubildungsrate über den Umformverlauf nicht konstant ist. Mit Hilfe der experimentellen Methode soll die lokale Oberflächenvergrößerung in der Grenzschicht ermittelt werden. Eine Möglichkeit zur Darstellung der lokalen Oberflächenvergrößerung ist die Methode der Visioplastizität, zum anderen kann die

Oberflächenvergrößerung mit Hilfe einer Finite-Elemente-Methode (FEM) simuliert werden. Die Simulation soll dabei in dieser Bachelorarbeit nicht näher betrachtet werden.

Die visioplastische Methode ist ein experimentell – theoretisches Verfahren zur Darstellung des Werkstoffflusses mit Hilfe von Verschiebungs- und Geschwindigkeitsfeldern. Zur Analyse der realen Fließvorgänge in den Werkstoffen wird ein Gitternetz orthogonaler Linien auf die in Bewegungsrichtung liegende Symmetrieachse des umzuformenden Körpers aufgebracht. Die Knotenpunktkoordinaten werden vor und nach der Umformung genau ausgemessen und dokumentiert. Bei instationären, nicht konstanten Umformprozessen wird die Umformung in angemessenen, kurzen Zeitschritten unterbrochen. [8] Die zu untersuchenden Proben weisen Symmetrieebenen auf, die zur Einschränkung des Auswertaufwandes nutzbar sind. Das Aufbringen des Messrasters erfolgt in der Symmetrieebene, der sog. Teilungsebene, wobei die Umformung, bei genauer Präparation, nicht wesentlich beeinflusst wird. Das Aufbringen der Netze ist über verschiedene Verfahren möglich. Wichtige Bedingungen sind, dass das aufgebrachte Netz während der Umformung nicht verloren geht und die Schnittpunkte sich nicht stark vergrößern, d. h. die erzeugten Linien müssen dünn und scharf begrenzt sein.

Für die Erzeugung solcher Liniennetze sind mehrere Möglichkeiten gegeben. Es wird dabei unterschieden zwischen dem chemischen Aufbringen des Rasters, dem mechanischen Aufbringen, dem Bedrucken des Werkstückes oder den thermischen Methoden.

Das chemisch aufgebrachte Raster wird durch Anätzen des Werkstoffes realisiert, mit Hilfe eine Schablone wird das entsprechende Muster aufgebracht. Bei den mechanischen Verfahren haben sich das Fräsen oder Ritzen zum Aufbringen des Liniennetzes etabliert. Bei den thermischen Verfahren wird hauptsächlich auf die Lasermethode zurück gegriffen. Aber auch das Bedrucken von Werkstücken wird häufig, fast ausschließlich bei Blechteilen angewendet. [9]

In der nachfolgenden Abbildung wird der Werkstofffluß eines Werkstückes durch Umformung dargestellt. Die Punkte H und M sind dabei die Anfangs – bzw. Endpunkte der Umformung. Die Punkte A und B sind markierte Punkte vor der Umformung, nach einem Umformschritt ist der Punkt A am Punkt B angekommen, der Punkt B am Punkt C und so weiter. Werden alle Punkte im Liniennetz ausgemessen, so wird annähernd das Geschwindigkeitsfeld des Ablaufes ermittelt. In der Praxis werden die Strecken, welche durch die Umformung zurückgelegt werden mit Hilfe eines Meßmikroskopes ausgemessen. Mit den so erfassten Verschiebungsfeldern können dann anhand plastizitätstheoretische Beziehungen/ Berechnungen ausgerechnet werden. [10]

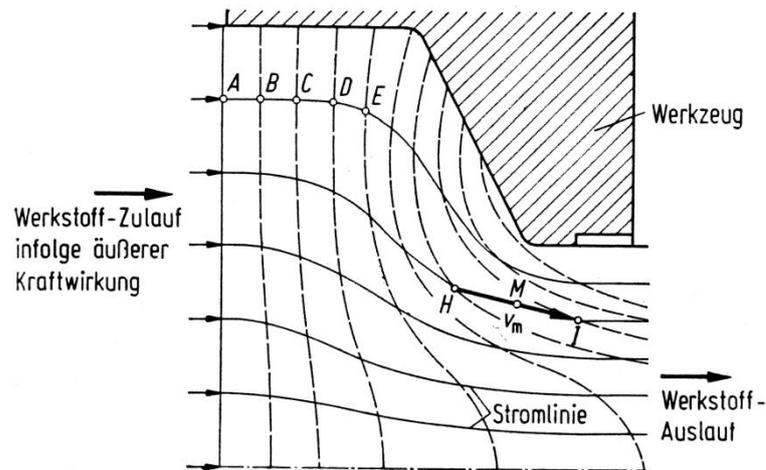


Abbildung 2-1 Werkstofffluß eines Werkstoffes bei der Umformung

2.3 Zwischenschichten

Die heutige Forschung im Bereich der Herstellung von Werkstoffverbunden wird immer vielfältiger. In Ländern wie China und Kanada aber inzwischen auch in Deutschland wird die Forschung mit großem Engagement vorangetrieben. Die Literaturquellen sind nicht so zahlreich, wie sie zur Visioplastizität gefunden werden, aber mittlerweile wurden einige Publikationen veröffentlicht, die auch die Werkstoffverbundherstellung untersuchen. So lassen sich Informationen über die Herstellung eines Werkstoffverbundes mit Hilfe von Diffusionsschweißen bzw. über die umformende Herstellung mittels Strangpressen finden. Viele weitere Verfahren dienen zur Herstellung solcher Verbunde, die hier nicht näher beschrieben werden.

Die Publikation „Microstructure and Phase Constituents in the Interface Zone of Mg/Al Diffusion Bonding“ [11] beschäftigt sich mit der Grenzflächenzone eines Aluminium-Magnesium-Verbundes, die durch Diffusionsschweißen hergestellt wurde. Zusammenfassend stellen die Autoren des Artikels dar, dass sich in der Grenzfläche neue Phasen bilden, welche sie als intermetallische Phasen deklarieren. Im Vorfeld wurde vermutet, dass die intermetallischen Verbindungen eine höhere Härte in der Diffusionszone mit sich bringen. In Versuchen wurde die Mikrohärtigkeit ermittelt und ein Härtewert von HV 260-350 nachgewiesen. Die Röntgenbeugungsanalyse bestätigte, dass folgende Verbindungen bei Temperaturen von 470°C bis 480°C in der Grenzschicht vorliegen: MgAl, Mg₃Al₂ und Mg₂Al₃. Die Autoren vertreten die Meinung, intermetallische Phasen benötigen definierte Temperaturen und eine bestimmte Haltezeit, um eine gute Festigkeit und Härte zu erreichen.

Dagegen spricht der Artikel „Discussion of Microstructure and Phase Constituents in the Interface Zone of Mg/Al Diffusion Bonding“ [12], welcher die Veröffentlichung von Peng Liu stark kritisiert. Seiner Meinung nach entstehen bei Diffusionsschweißtemperaturen von 470°C bis 480°C keine intermetallischen Phasen. Bei diesen Temperaturen könnten nur eine Phase und die Schmelze existieren. Die intermetallischen Phasen formen sich erst während der Erstarrung aus dem Flüssigen und bei der Abkühlung nach dem Diffusionsschweißen.

Eine weitere Anwendung, die in Deutschland zur Verbundherstellung untersucht wurde, ist das Strangpressen. In der Veröffentlichung „Co-Extrusion von Aluminium Magnesium Verbundwerkstoffen“ [13] werden Untersuchungen von stranggepressten Al-Mg-Verbunden mit und ohne Zwischenschichten bewertet. Das Co-Extrusionsverfahren wird dabei als geeignet für die Verbundherstellung beschrieben, durch den Prozess ist es möglich, Leichtbauprofile mit hohen Festigkeiten und guten Korrosionseigenschaften herzustellen. Mit Parametern von 420°C, einem Pressverhältnis von $R=18$ und einer Hüllendicke von 4,6 wurde die beste Grenzflächenfestigkeit erzielt. Durch den Einsatz von Zink- und Titanfolien konnten die Grenzflächeneigenschaften noch verbessert werden. Die Ermittlung mechanischer Kennwerte wurde durch die Härteprüfung realisiert. Die Magnesiumlegierung AZ31 zeigte einen Härteanstieg um 10HV0,2, während die Aluminiumlegierung ENAW6060 keinen Anstieg verzeichnete.

3 Aufgabenstellung

Aufbauend auf die bisherigen Ergebnisse der durchgeführten Versuche am Fraunhofer Institut IWU Chemnitz und der TU Chemnitz sollen Einflussgrößen auf die Verbundbildung charakterisiert werden. In vorangegangenen Versuchen wurden Al-Mg-Verbunde mit den Werkstoffkombinationen Al-Cr-Mg, Al-Al-Al-Mg, Al-CrN-Mg und Al-Al-Mg (die unterstrichenen Werkstoffe dienten dabei als die jeweiligen Beschichtungen) untersucht. Dabei wurden Zwischenschichten aus Chrom, Chromnitrid und Aluminium als Beschichtungen auf den jeweiligen Werkstoff aufgebracht. Diese Proben wurden visuell im Lichtmikroskop und auch im Rasterelektronenmikroskop betrachtet und ausgewertet. Zur Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften in der Grenzschicht wurde die Härtemessung nach Martens durchgeführt. Dabei wiesen die Proben mit Chrom - bzw. Chromnitridbeschichtung von 2µm die beste Schichtqualität, hinsichtlich der Gleichmäßigkeit und der Fehlstellenhäufigkeit auf. Allerdings konnten die Elemente Cr bzw. Cr und N in der EDX-Analyse nicht mehr nachgewiesen werden. Die Proben mit den Aluminiumbeschichtungen wiesen eine zweischichtige Grenzschicht mit den bekannten intermetallischen Phasen Al_3Mg_2 und $Al_{17}Mg_{12}$ auf.

Die Härtemessung nach Martens hat bestätigt, dass die Grenzschichten im Vergleich zu den Grundmaterialien AlMgSi1 und AZ31 sehr hart sind. Die Betrachtung der mechanischen Kennwerte konnte zwischen Grundmaterial und Grenzschicht keine Verbesserung der mechanischen Werte aufzeigen.

Die Aufgabenstellung besteht in der Herausarbeitung von Einflussgrößen auf die Verbundbildung. Mit Hilfe des Modellversuches Querfließpressen erfolgt eine systematische Erfassung wesentlicher Einflussgrößen. Das Ziel der Arbeit ist die Darstellung und Auswertung der Ergebnisse. Die Aufgabenstellung gliedert sich in zwei wesentliche Punkte, welche in der Arbeit ausführlich dargestellt und ausgewertet werden. Der erste Schwerpunkt umfasst die Untersuchungen der Oberflächenvergrößerung als Einflussgröße auf die Verbundschichtbildung.

Im zweiten Schwerpunkt der Arbeit wird der Einfluss von Zwischenschichten auf die Mikrostruktur der Verbundbildung untersucht, sowie die Eigenschaften der Grenzschicht ermittelt.

3.1 Oberflächenvergrößerung

Es wird erstens davon ausgegangen, dass die Oberflächenvergrößerung im Wesentlichen die Bindungseigenschaften bestimmt. Zweitens wird angenommen, dass bei der umformenden Verbundherstellung die Verbundbildung zwischen den Metallen auf Diffusionsvorgängen beruht.

Mit der Oberflächenvergrößerung steigt die Anzahl der Fehlstellen, diese ermöglichen die Volumendiffusion. Außerdem führt die Oberflächenvergrößerung zum Aufreißen der Oxidschicht. Die neu gebildeten Oberflächenbereiche sind aktiviert. Die freie Oberflächenenergie drängt, bei ausreichendem Kontakt mit Nachbarflächen, zu einem Energieausgleich. Die relative Vergrößerung der Oberfläche nach erfolgter Umformung lässt keine Rückschlüsse auf die lokale Oberflächenvergrößerung zu. Es ist davon auszugehen, dass die Oberflächenvergrößerung über den Umformquerschnitt nicht konstant ist. Mit Hilfe der Visioplastizität soll die lokale Vergrößerung der Oberfläche dargestellt und ausgewertet werden. [14]

Die Aufgaben bestehen dabei, in:

- der Auswahl geeigneter Darstellungsmethoden der zeitabhängigen Oberflächenvergrößerung bei einem kontinuierlichen Vorgang,
- der Vorbereitung der Proben,
- der Durchführung der Versuche
- sowie der Auswertung und Darstellung der Ergebnisse.

Dabei stehen in dieser Arbeit die Visualisierung der Grenzflächenvergrößerung und der Einfluss der Oberflächenvergrößerung auf die Verbundschichtbildung im Vordergrund.

Ziel ist die Visualisierung der lokalen Oberflächenvergrößerung über den gesamten veränderten Querschnitt.

3.2 Zwischenschichten

Die Erkenntnis, dass Aluminium ein kubischflächenzentriertes Gitter (kfz) und Magnesium eine hexagonal dichteste Packung (hdp) aufweist und trotz ihrer unterschiedlichen Gitterstrukturen eine metallische Verbindung eingehen, konnten bisherige Untersuchungen bestätigen. Durch bestimmte technologische Voraussetzungen wurde eine ausgeprägte Diffusionszone zwischen einer Aluminiumlegierung AlMgSi1 und einer Magnesiumknetlegierung AZ31 nachgewiesen. Im Hinblick auf die umformende weitere Bearbeitung der Al/Mg-Verbunde ist es von Bedeutung, diese näher beschreiben zu können. Die vorangegangenen Versuche zeigten, dass die erzeugte Grenzschicht für die weitere Verarbeitung kaum geeignet ist.

Aus diesem Grund müssen neue Lösungsansätze zur Verbesserung der Grenzschichteigenschaften geschaffen werden. Dabei sind Zwischenschichten die Grundlage für die Optimierung der Grenzschicht und werden näher betrachtet. In Vorversuchen wurde außerdem deutlich, dass eine Zwischenschicht von 2 µm offensichtlich zu dünn ist um die Verbundbildung zu positiv zu beeinflussen. Deshalb sollen in diesen Versuchen wesentlich dickere Zwischenschichten realisiert werden.

Ein weiterer Gesichtspunkt der Aufgabenstellung umfasst deshalb die Beurteilung geeigneter Zwischenschichten. Dabei sollen keine Beschichtungen zum Einsatz kommen, sondern metallische Folien zwischengelegt werden. Neben der Auswahl der Folien gehört eine geeignete Probenvorbereitung, die Auswertung und Dokumentation der Versuche zu den Aufgaben. Mit dem Lichtmikroskop und dem Rasterelektronenmikroskop werden die Proben nach der metallografischen Präparation hinsichtlich ihrer Schichtqualität, Fehlstellenhäufigkeit und Gleichmäßigkeit, bewertet. Anschließend sollen mechanische Eigenschaften experimentell ermittelt und mit Hilfe der Martenshärteprüfung in der Grenzschicht gemessen und ausgewertet werden.

Der Schwerpunkt liegt dabei auf der Ermittlung von Schichteigenschaften, die bei unterschiedlichen Temperaturen und mit verschiedenen Zwischenfolien erzeugt werden. Der Einfluss der Zwischenschichten auf die Mikrostruktur der Verbundschicht soll herausgearbeitet werden. Das Ziel ist es die Grenzschicht mit verschiedenen Parametern zu charakterisieren.

4 Aufbau des Versuches

4.1 Prinzipieller Aufbau des Querfließpresswerkzeuges

Die Versuche der Oberflächenvergrößerung und der Zwischenschichten werden mit dem in *Abbildung 4-1* dargestellten Versuchswerkzeug durchgeführt. In vorangegangenen Versuchen konnte mit diesem Werkzeug eine Verbundbildung zwischen Aluminium und Magnesium erzeugt werden.

Das Versuchswerkzeug basiert auf dem Verfahrensprinzip des Querfließpressens, d. h. der Werkstoff fließt quer zu der Stempelbewegung des Werkzeuges. Das Querfließpresswerkzeug besteht aus einem Unter – und einem Oberwerkzeug in das jeweils eine Magnesium und eine Aluminiumprobe eingelegt werden. Die zwei Stempel werden mit gleicher Geschwindigkeit aufeinander zubewegt, so dass aus der zylinderförmigen Probe in der Teilungsebene ein Probenkörper mit um 90° versetzten Zapfen entsteht. Die dabei entstehende Grenzschicht der beiden Proben befindet sich in der Teilungsebene. Die dargestellten Tellerfederpakete besitzen die gleiche Federkennlinie, somit wird gewährleistet, dass ein symmetrischer Pressvorgang stattfinden kann und die auf die Teilungsebene der Proben bezogene relative Lage der Matrize erhalten bleibt. Eine federbetätigte Schließvorrichtung im Versuchswerkzeug erlaubt Versuche mit einer einfach wirkenden hydraulischen Presse, welche die Matrizenkinematik doppeltwirkenden Presse ermöglicht.

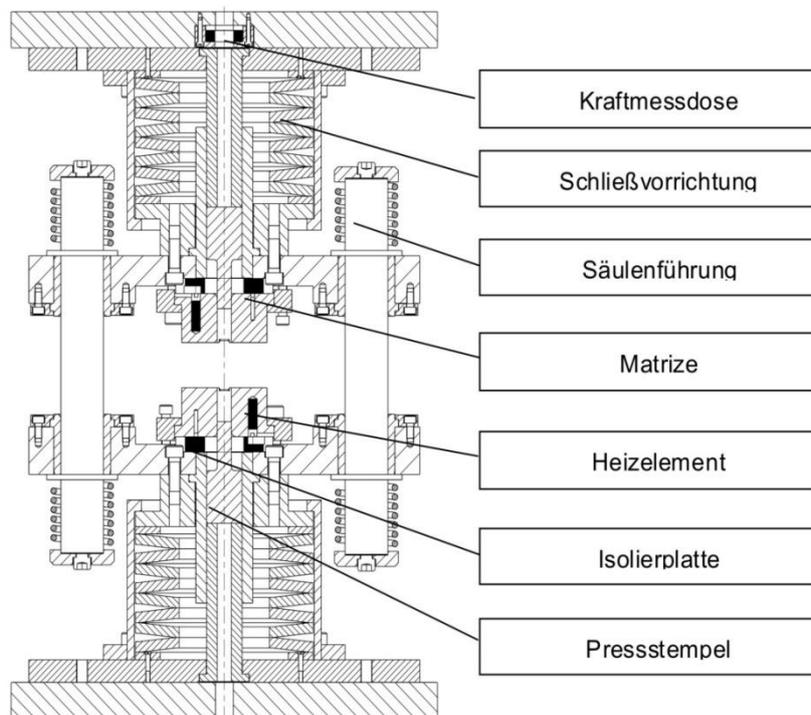


Abbildung 4-1 Versuchswerkzeug - Querfließpresswerkzeug

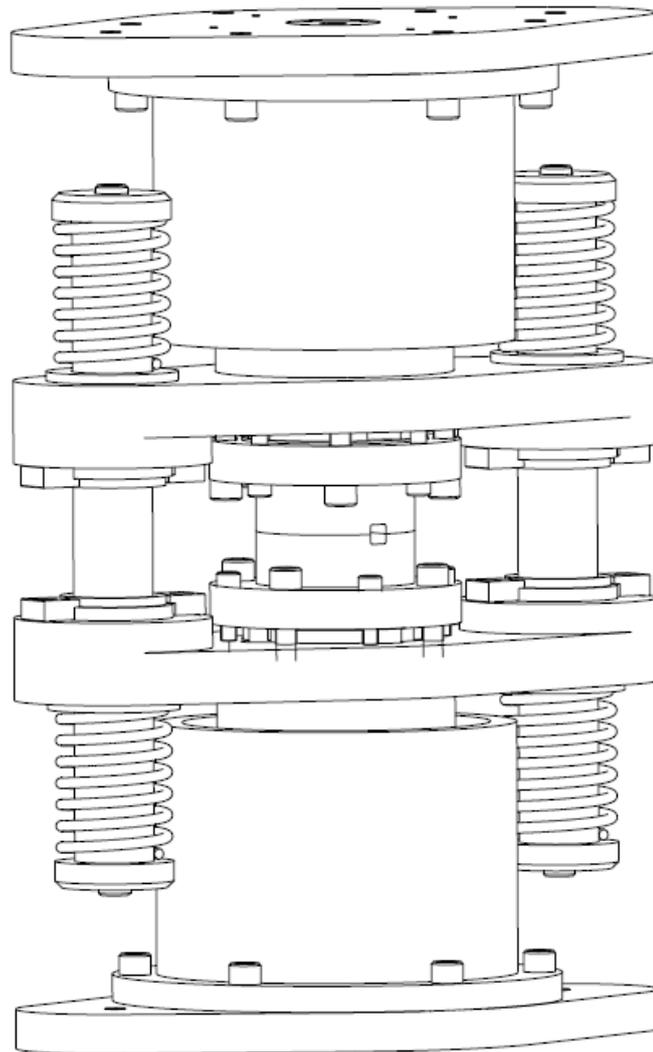


Abbildung 4-2 Querfließpresswerkzeug in 3D-Darstellung

Durch die Federkraft werden die Werkzeughälften geschlossen gehalten und mit halber Stößelgeschwindigkeit auf den feststehenden Stempel zubewegt. Die Schließvorrichtung stellt eine Anfangsschließkraft von 30 kN zur Verfügung und erreicht eine Schließkraft von 200kN bei einem maximalen Stößelweg von 50 mm. Die maximale Heizleistung des Werkzeuges liegt bei 3000 W. Mit Hilfe einer entsprechenden Matrize wird mit 12 Heizpatronen, wobei sich jeweils 6 Patronen in jeder Matrize befinden, die Heizleistung realisiert. Durch die Temperaturregelung ist eine Erwärmung der Werkzeuge von bis zu 400°C möglich. Die wichtigsten technischen Parameter sind nachfolgend in *Tabelle 4-1* dargestellt.

Tabelle 4-1 Technische Parameter des Versuchswerkzeuges [1]

| Technische Parameter des Versuchswerkzeuges | |
|---|------------------|
| Stempelkraft | 210 kN |
| Arbeitsgeschwindigkeit | 0–50 mm s^{-1} |
| Temperaturregelbereich | 20–400°C |
| Umformweg | 50 mm |
| Schließkraft | 30–200 kN |

4.2 Versuchsaufbau für die Versuche der Oberflächenvergrößerung

Zur Ermittlung der Oberflächenvergrößerung wird auf die Stirnseite der Proben ein Raster aufgebracht. Damit dieses Raster auch nach dem Umformprozess sichtbar bleibt, wird eine Platte aus Federstahl, in *Abbildung 4-3* dargestellt, zwischen die beiden Proben gelegt, um die Verbundbildung der Werkstoffe miteinander zu vermeiden.

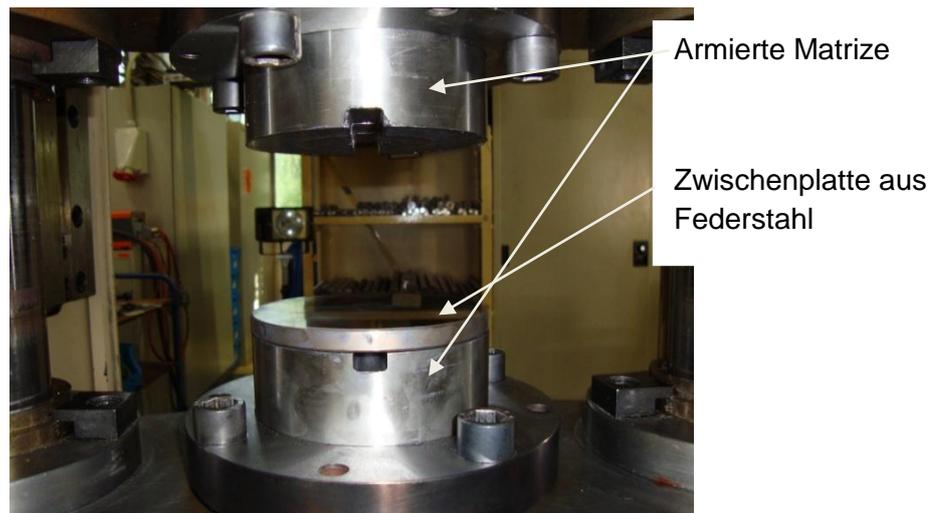


Abbildung 4-3 armierte Matrizen mit Zwischenplatte

Bei ebenen und axialsymmetrischen Formänderungen, von denen im Idealfall in der Verbindungsebene ausgegangen wird, treten zwischen den Verbundpartnern weder Zug- noch Schubspannungen auf. Deshalb ist es legitim, den Prozess mit einer zwischengelegten Platte zu trennen. Aufgrund der hohen Reibkomponenten, die durch die zwischengelegte Platte entstehen wird die Kraft beträchtlich höher und somit auch der Innendruck in der Matrize. Deshalb ist es notwendig, eine armierte Matrize zu verwenden um die Funktionalität des Werkzeuges nicht zu gefährden. In *Abbildung 4-4* werden die Ausgangsposition und die Endposition des Werkzeuges mit den Proben gezeigt. [8]

Die Versuche der Oberflächenvergrößerung werden bei Raumtemperatur durchgeführt. Dadurch wird ein besseres Handling der Proben gewährleistet und die Proben mit dem Raster können besser ausgerichtet werden. Aufgrund der schlechten Umformbarkeit des Magnesiums unterhalb einer Temperatur von 225°C, können für diese Untersuchungen nur die AlMgSi1 Proben verwandt werden.

Über den Stößelweg werden die relativen Grenzflächenvergrößerungen variiert und die Ausformung der Zapfen bestimmt. Bei diesen Versuchen soll mit der Veränderung des Stößelweges die Oberflächenvergrößerung bezogen auf definierte Umformgrade untersucht werden. Die aufgewendete Stößelkraft kann mit Hilfe einer Piezokristallkraftmessdose dokumentiert werden. Der Weg wird mit einem Seilzugaufnehmer gemessen.

In *Tabelle 4-2* werden die technischen Parameter für die Versuche der Oberflächenvergrößerung aufgeführt.

Tabelle 4-2 Technische Parameter für die Versuche der Oberflächenvergrößerung [1]

| <i>Technische Parameter für die Versuche der Oberflächenvergrößerung</i> | |
|--|--------------------------|
| <i>Stempelkraft</i> | 210 kN |
| <i>Arbeitsgeschwindigkeit</i> | 0 – 50 mms ⁻¹ |
| <i>Arbeitstemperatur</i> | Raumtemperatur |
| <i>Schließkraft</i> | 30 – 200 kN |

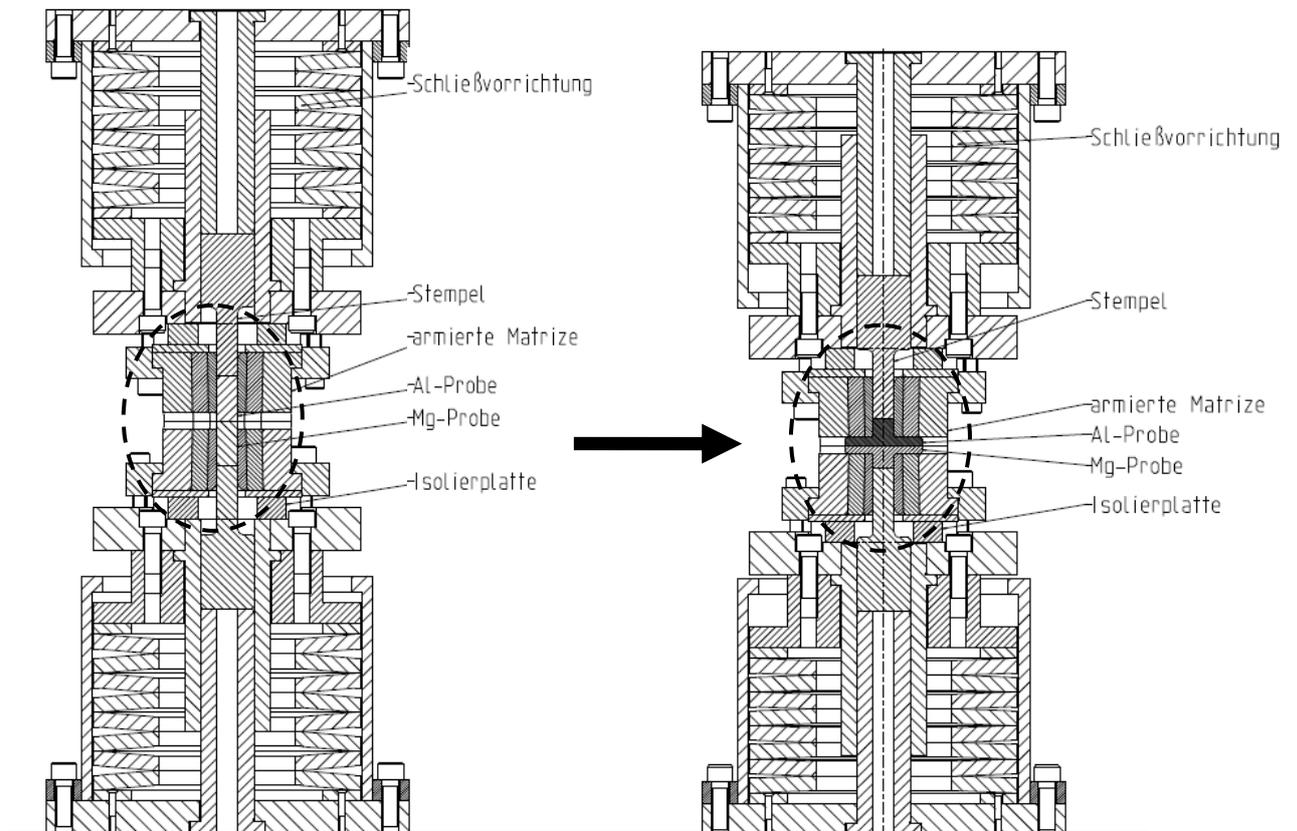


Abbildung 4-4 Querfließpresswerkzeug mit Proben in Ausgangsposition (links) und in Endposition nach dem Pressen (rechts)

4.3 Versuchsaufbau der Versuche mit Zwischenschichten

Die Versuche mit Zwischenschichten werden mit dem Ziel der Variierung der Verbundbildung zwischen den Werkstoffen Aluminium und Magnesium durchgeführt. Der Versuchsaufbau für die Versuche der Zwischenschichten unterscheidet sich von den Versuchen zur Oberflächenvergrößerung in zwei wesentlichen Punkten, wobei der prinzipielle Aufbau der Versuche gleich bleibt. Für die Versuche der Zwischenschichten kann auf eine kostspielige armierte Matrize verzichtet werden, die schematische Darstellung des Pressvorganges wird in *Abbildung 4-5* aufgezeigt. Dies ist möglich, aufgrund der geringeren Kräfte und Matrizenbelastungen bei höheren Temperaturen. Um das Ziel der Verbundbildung zu erreichen, werden die Versuche bei Temperaturen zwischen 300°C und 400°C durchgeführt, *Abbildung 4-6*.

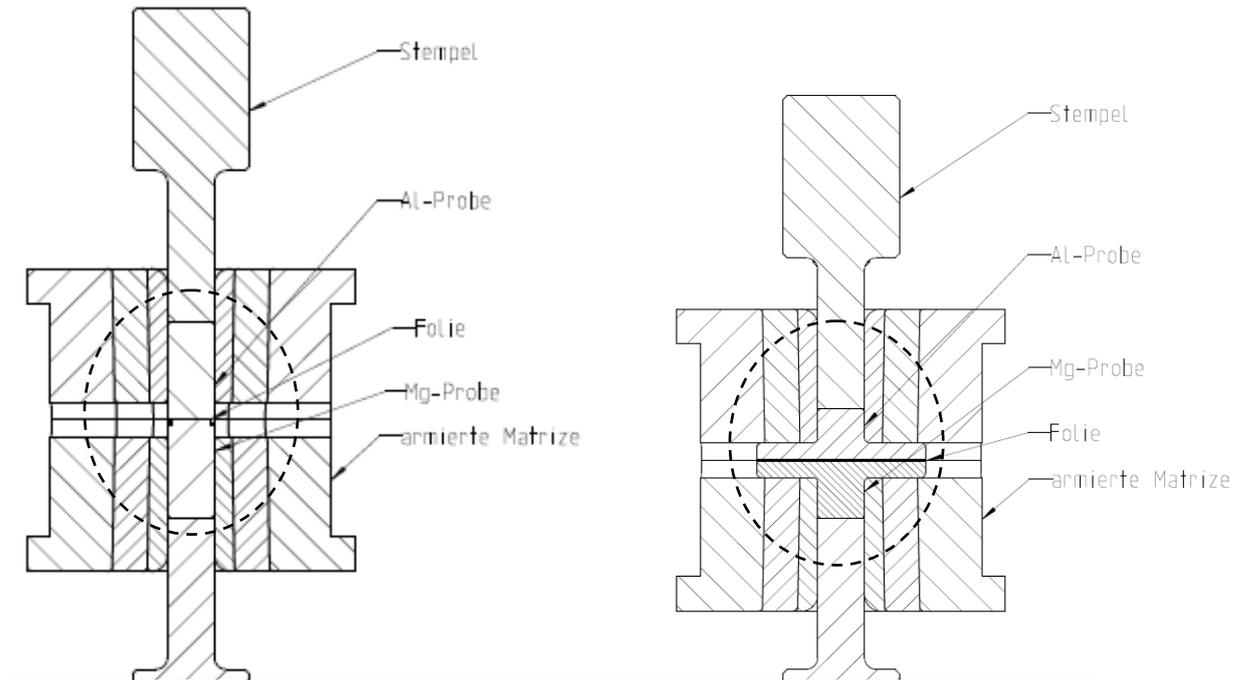


Abbildung 4-5 schematische Darstellung der Stempel und Matrizen in Ausgangsposition (links) und nach dem Pressen (rechts)

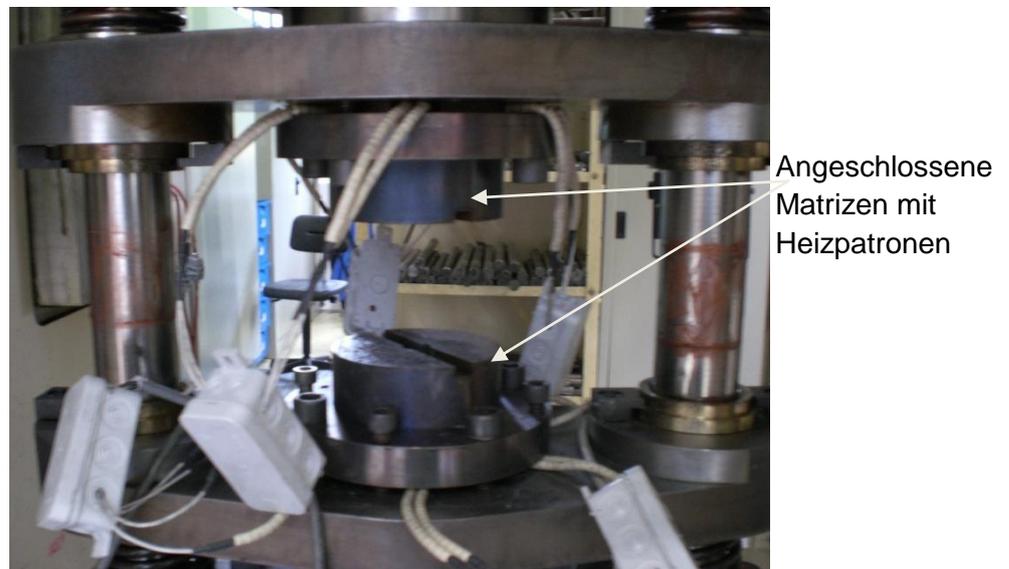


Abbildung 4-6 Fotografie der Matrizen mit Heizpatronen

5 Oberflächenvergrößerung

5.1 Methodik

Im Gegensatz zur allgemein üblichen Beschreibung der Oberflächenvergrößerung wird bei der Betrachtung der lokalen Grenzflächenvergrößerung nicht die relative Änderung der gesamten Grenzfläche sondern die relative Änderung einer Teilfläche betrachtet. Dies ermöglicht die Berücksichtigung einer sich während des Umformverlaufes ändernden Oberflächenneubildungsrate infolge lokal unterschiedlicher Prozessbedingungen.

Die Visioplastizität wird mit Hilfe von Gitternetzen orthogonaler Linien realisiert. Das Gitternetz wird dabei auf die Symmetrieachse des umzuformenden Werkstücks in Bewegungsrichtung bezogen. Zur Ermittlung der lokalen Grenzflächenvergrößerung wird die Grenzfläche durch ein Liniennetz unterteilt. So können über die während der Umformung eintretende Verzerrung des Liniennetzes Rückschlüsse auf die lokale Grenzflächenvergrößerung gezogen werden. In *Abbildung 5-1 links* ist eine in der Grenzfläche, hier die Stirnseite, markierte Probe vor und nach der Umformung schematisch dargestellt. Die Schnittpunkte des Liniennetzes P_{ij} sind durch ein am Ausgangsraster ausgerichtetes kartesisches Koordinatensystem definiert.

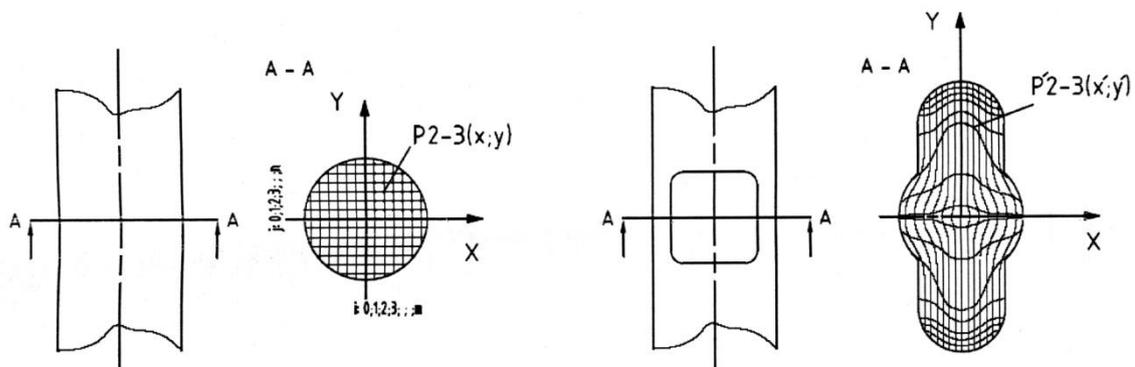


Abbildung 5-1 Schematische Darstellung eines Liniennetzes in der Grenzschicht einer Verbundprobe zur Ermittlung der lokalen Oberflächenvergrößerung

links: Liniennetz vor der Umformung

rechts: Verzerrung des Liniennetzes infolge der Umformung

Mit Festlegung des ortsfesten Koordinatenursprungs im Zentrum der Probe und unter Nutzung der Bauteilsymmetrie lässt sich die Auswertung der Verschiebungen auf einen Quadranten beschränken. Die größte Oberflächenvergrößerung wird in der Mitte der Probe auftreten wie in *Abbildung 5-1 rechts* dargestellt. Um auch in diesen Bereich einen genügend großen Informationsgehalt zu gewährleisten, wurde das Raster so aufgetragen, das dort wo eine hohe lokale Auflösung notwendig wird (höchste Vergrößerung), kleinere Abstände gewählt wurden wie an den Rändern, in den nicht so große Änderungen erwartet wurden. In

Abbildung 5-2 ist das zu erzeugende Raster dargestellt, welches für die Versuche der Oberflächenvergrößerung genutzt wurde.

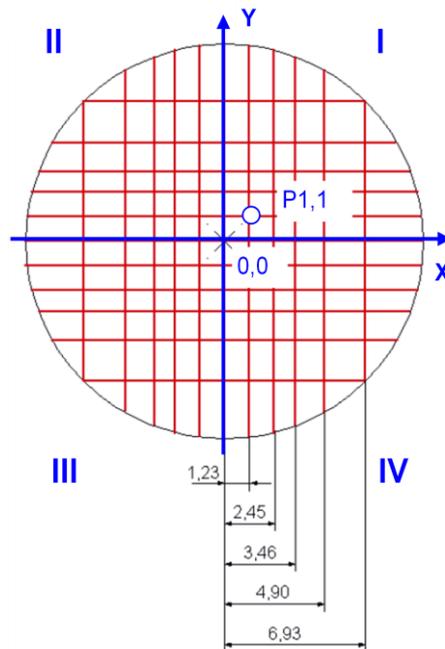


Abbildung 5-2 Rastermuster mit seinen entsprechenden Koordinaten

Die durch den Umformvorgang hervorgerufenen Dehnungen lassen sich anhand der Verschiebungen der einzelnen Rasterpunkte ermitteln (Abbildung 5-3). Eine horizontale bzw. vertikale Auswertung der Dehnungszuwächse einer durch zwei benachbarte Punkte beschriebenen Strecke ermöglicht die Berechnung der Umformgrade in den Hauptkoordinatenrichtungen. Aufgrund der instationären Umformcharakteristik des Querfließpressens ist der Umformprozess in mehrere Stadien zu unterteilen und hierfür die jeweiligen Verschiebungen zu ermitteln. Diese Vorgehensweise ermöglicht trotz eines nichtlinearen Verformungsverhaltens die Abbildung der lokalen Umformgrade in Abhängigkeit des Prozessfortschrittes.

Wie in der Abbildung 5-3 beispielhaft gezeigt, werden für die Berechnung der Hauptumformgrade die vertikalen und horizontalen Abstände zwischen benachbarte Punkte für die einzelnen Umformstadien ermittelt. Nach Formel 5-1 und 5-2 können dann die Hauptumformgrade für den betrachteten Prozessschritt berechnet werden.

Bei der Auswertung der relativen lokalen Oberflächenvergrößerung wird die Änderung einzelner rechteckiger Teilflächen, welche durch drei Gitterpunkte beschrieben werden, ermittelt (Abbildung 5-3). Ausgehend von den definierten Abmessungen des Ausgangsrasters sind für die einzelnen Umformstadien die projizierten Kantenlängen neu zu

bestimmen, so dass die relative Flächenänderung näherungsweise für den jeweiligen Umformschritt und für den betrachteten Bereich nach *Formel 5-3* ermittelt werden kann.

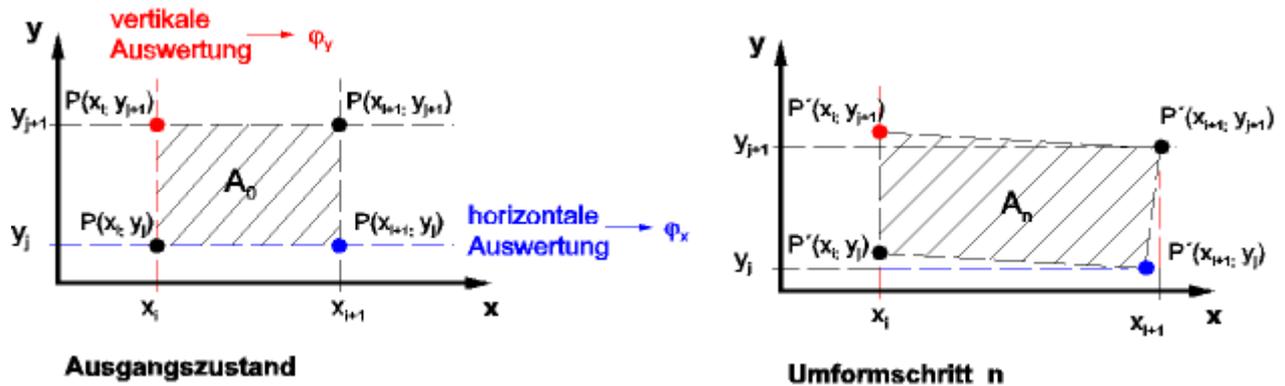


Abbildung 5-3 vertikale und horizontale Auswertung der Oberflächenvergrößerung

$$\varphi_x = \ln \left(\frac{x'_{i+1} - x'_i}{x_{i+1} - x_i} \right)$$

Formel 5-1 φ_x

$$\varphi_y = \ln \left(\frac{y'_{j+1} - y'_j}{y_{j+1} - y_j} \right)$$

Formel 5-2 φ_y

$$\varepsilon_A = e^{(\varphi_x + \varphi_y)} - \frac{1}{(x_{i+1} - x_i) \cdot (y_{j+1} - y_j)}$$

Formel 5-3 Oberflächenvergrößerung ε_A

5.2 Versuchsvorbereitungen

Für die Generierung der Messraster, die den hohen Anforderungen gerecht werden sollen, können verschiedene Methoden zur Anwendung kommen. Sie unterscheiden sich in ihren Prinzipien und in ihren erzeugbaren Eigenschaften, wie Haftfestigkeit, geometrische Genauigkeit, Kontrast und Beeinflussung des Umformverhaltens.

Zur genauen experimentellen Oberflächenvergrößerungsanalyse ist es wichtig, ein genaues Markierungsverfahren einzusetzen. Ziel ist es, die Markierung nach der Umformung noch deutlich auswerten zu können. Dabei muss das Raster folgende Eigenschaften ausweisen:

- die exakte Übereinstimmung der Änderung des Musters mit der tatsächlichen Umformung,
- eine gute Erkennbarkeit und hoher Kontrast auch nach intensivem Werkzeugkontakt,

- möglichst keine Beeinflussung des Umformverhaltens,
- hohe Präzision der Messraster.

In der folgenden *Tabelle 5-1* sind verschiedene Methoden zum Aufbringen von Rastern dargestellt. Wobei die chemische Markierung, die Laserbeschriftung und die Methode des Fräsens noch einmal näher betrachtet werden soll.

Tabelle 5-1 Methoden zum Auftragen von Messrastern [16]

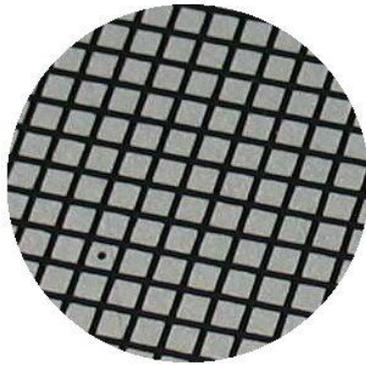
| Methode | min. Linienbreite [mm] | Linientiefe bzw. -höhe [mm] | Genauigkeit [mm] | Bemerkung |
|-----------------------------|-------------------------------|------------------------------------|-------------------------|--|
| Eingravieren | 0.20 | 0.002 | - | großer Arbeitsaufwand; Kerbwirkung; großer Verschleiß während des Umformens |
| Gummistereotypie | 0.50 | 0.001 | 0.10 | Linienbreite ist sehr vom Druck auf dem Gummistempel abhängig |
| Siebdruck | 0.20 | 0.003 | 0.02 | gute Resultate auf Flächen ohne WZ-Kontakt |
| Offsetdruck | 0.20 | 0.002 | 0.05 | gute Resultate auf Flächen ohne WZ-Kontakt |
| photochemisches Verfahren | 0.10 | 0.002 | 0.02 | konturenscharfe Linien; hoher Aufwand |
| elektrochemische Markierung | 0.20 | 0.002 | 0.01 | geringer Aufwand; gute Erkennbarkeit; guter Verschleißwiderstand keine Eigenschaftsänderung |
| Laserbeschriften | 0.03 | 0.005 | 0.01 | Eigenschaftsänderung (tribologisch, mechanisch); hohe Kosten |

1. Verfahren: Chemisches Aufbringen

Bei dem chemischen Rasterverfahren wird die Oberfläche durch selektiven Abtrag chemisch beeinflusst und dadurch das Raster erzeugt. Die hier verwendeten Parameter, zur Herstellung des Rasters mit dem chemischen Verfahren, wurden bei der Firma Vialux ermittelt. Für das Auftragen des Rasters wird neben einem Stromwandler (Ausgangsspannung 10 V), eine Schablone sowie eine Rolle benötigt, siehe *Abbildung 5-4*. Auf das Werkstück wird die Schablone aufgelegt. Die Rolle ist dabei an den Pluspol des Stromwandlers (Gleichspannung) angeschlossen. Das Werkstück wird mit dem Gegenpol verbunden. Die Spannung ist werkstoffabhängig zu wählen. Bei Aluminium sollte Gleichstrom verwendet werden, während bei Magnesium Wechselstrom empfohlen wird. Die Rolle besteht aus einem Filz, der den Elektrolyt aufsaugt. Mit der Rolle wird über das Werkstück gefahren und der Elektrolyt wird an die Werkstückoberfläche abgegeben. Der geringe Materialabtrag, der in der Regel 2-5 μm beträgt, sowie der hohe Probandurchsatz, der dabei realisiert werden kann, werden als Vorteile des Verfahrens gewertet. Die Toleranzen sind je nach Größe des Rasters festgelegt. Bei einem Raster von 2 mm, Abstand Linie – Linie, wird eine Toleranz von 10 μm , das entspricht 0,5 % angegeben. Je größer das Raster gewählt wird, desto kleiner werden die Toleranzangaben. Der Kontrast hängt bei dem chemischen Verfahren stark vom Material ab. Aluminium bietet keinen starken Kontrast, aufgrund seiner Oberflächenoxidation (*Abbildung 5-5* und *5-6*). Dem gegenüber bildet Stahl beispielsweise einen sehr guten Kontrast zwischen Raster und Materialoberfläche aus. [16]



Abbildung 5-4 Geräteausstattung für die chemische Berasterung



Quelle: vialux¹

Abbildung 5-5 Muster für optimale Berasterung

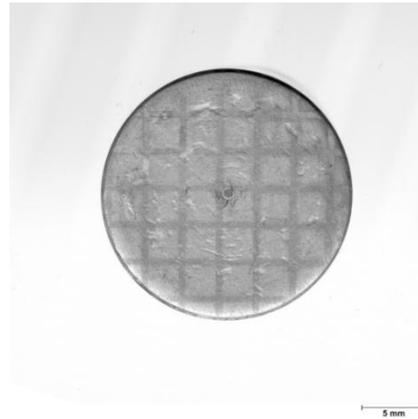


Abbildung 5-6 selbst hergestelltes Raster

2. Verfahren: Fräsen

Für die Untersuchung der Funktionalität mechanischer Verfahren, wurde mittels Fräsen das Raster auf die Stirnseite aufgebracht.

Die Ausführung des Rasters ist in den *Abbildungen 5-7* dargestellt. Es wird das Raster auf der Stirnseite gezeigt und das vergrößerte Raster (Maßstab 5:1) gezeigt. Die Linienbreite beträgt 1 mm, während der Rasterabstand 2 mm beträgt. Der Durchmesser einer Linie beträgt 1 mm und die Toleranzen $\pm 0,10$ mm und sind damit vergleichsweise sehr groß. Es wird deutlich, dass die Linien sehr breit und tief sind, was vor allem bei der hohen Oberflächenvergrößerung sehr von Nachteil ist (*Abbildung 5-7*). Die Linien werden stark vergrößert, was das exakte Auswerten des Rasters unmöglich macht. Als nachteilig wird dabei in der Literatur [15] der große Verschleiß an den Stirnseiten während des Umformens beschrieben. Weiterhin zu beachten ist auch die entstehende Kerbwirkung und die damit verbundene Veränderung der Fließbedingungen des Werkstoffes. Aber auch die Linienstärke ist durch die Fräskopfgröße nach unten stark eingeschränkt. Dabei wird die Liniengenauigkeit beim Aufbringen des Rasters als Vorteil gewertet. In *Abbildung 5-8* wird das aufgebrachte Raster gezeigt.

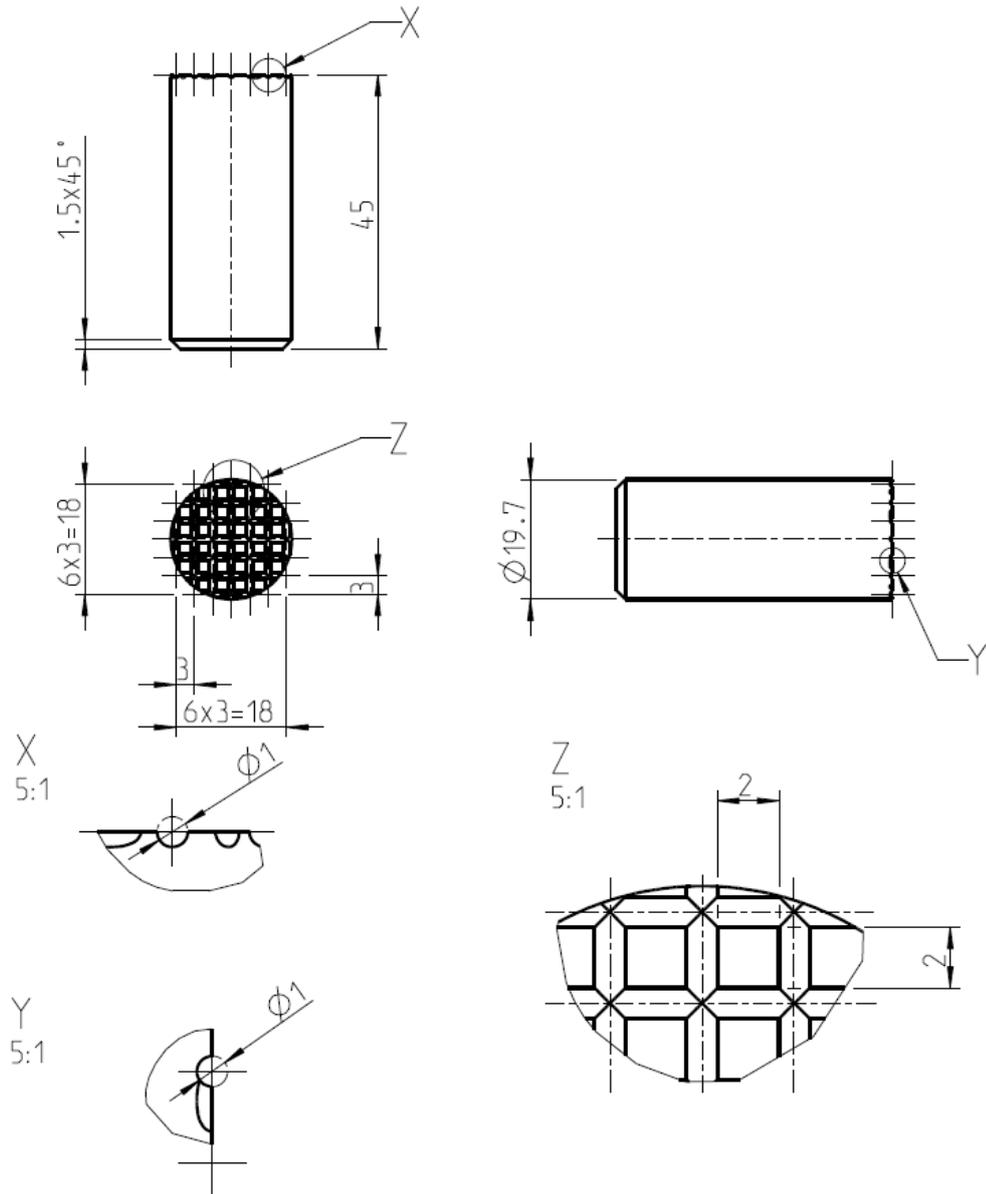


Abbildung 5-7 geometrische Abmaße des gefrästen Rasters

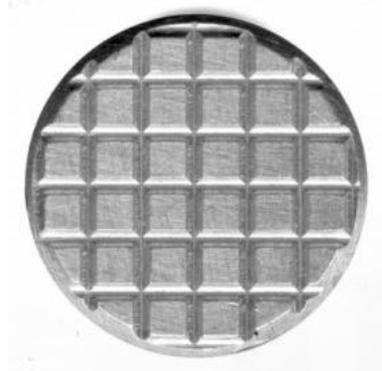


Abbildung 5-8 gefrästes Raster

3. Verfahren: gelasertes Raster

Das Lasern, als allgemeingültiges Verfahren, hat den Nachteil, dass es zu Änderungen der mechanischen Eigenschaften an der markierten Oberfläche kommt. Diese Eigenschaftsänderungen können aber in diesem konkreten Anwendungsfall vernachlässigt werden. Bei dem Lasern entsteht lediglich eine Kontaktwärmezeit von wenigen Millisekunden, diese reicht nicht aus um den Werkstoff gravierend verändernd zu beeinflussen. Die Fließigenschaften werden, aufgrund der geringen Rastertiefe weniger beeinflusst, als bei einem gefrästen Raster. Die hohen Genauigkeiten und die dünnen, sehr gleichmäßigen Linien sind sehr vom Vorteil, siehe *Abbildung 5-9* und *5-10*. Der Kontrast zwischen Linie und Werkstoff ist hoch und nicht so stark werkstoffabhängig, wie bei einem elektrochemisch aufgetragenen Raster. Man geht davon aus, dass auch nach der Umformung das Raster noch sichtbar sein wird. Außerdem ist aufgrund der dünnen Linienstärke eine geringere Verbreiterung der Linien zu erwarten. Es ist möglich, frei definierbare Raster mit variablen Größen zu wählen. Toleranzen von + 0,05 mm können dabei erreicht werden und das Verfahren zeichnet sich auch durch die geringe Linientiefe von ca. 0,5 mm aus.

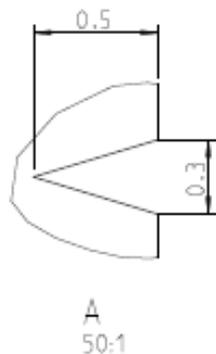


Abbildung 5-9 Vergrößerung einer gelaserten Linie

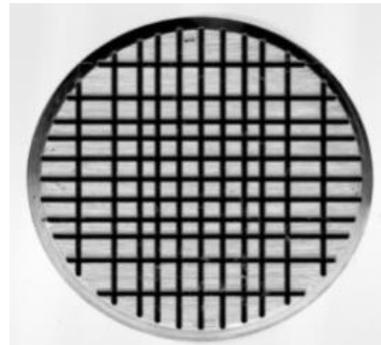


Abbildung 5-10 gelasertes Raster

In der nachfolgenden *Tabelle 5-2* sind noch einmal die Toleranzen, die minimale Linienbreite, sowie die Linientiefe tabellarisch zusammengefasst. Die darin enthaltenen Werte beziehen sich dabei auf die angewendeten bzw. in Auftrag gegebenen Werte. Darunter befinden sich die aufgenommenen Bilder der drei verschiedenen Raster in den *Abbildungen 5-11 bis 5-13*.

Tabelle 5-2 angewendete Methoden der Rasteraufbringung

| Methoden | Toleranzen | Minimale Linienbreite | Linientiefe | Bemerkungen |
|---------------------------------|---------------|--------------------------|--------------------|--|
| <i>Elektrochemisches Raster</i> | 0,01 mm | 0,2 mm | 0,002- 0,005 mm | <ul style="list-style-type: none"> • undeutliches, kontrastarmes Raster • schmale Linien |
| <i>Gefrästes Raster</i> | $\pm 0,10$ mm | 1 mm | 1 mm | <ul style="list-style-type: none"> • deutlich, sichtbare Raster • breite, tiefe Linien |
| <i>Gelasertes Raster</i> | 0,05 mm | 0,3 mm | 0,5 mm | <ul style="list-style-type: none"> • sehr dünne, kontrastreiches Raster • keine breiten, tiefen Linien |

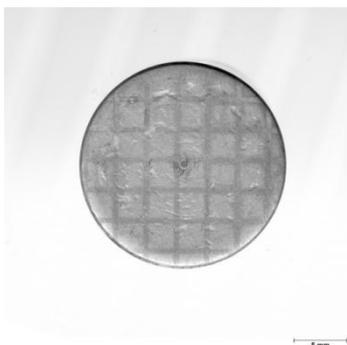


Abbildung 5-11 chemisch hergestelltes Raster

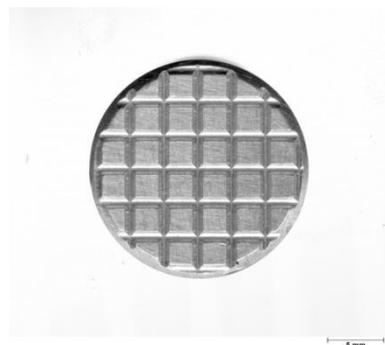


Abbildung 5-12 durch Fräsen hergestelltes Raster

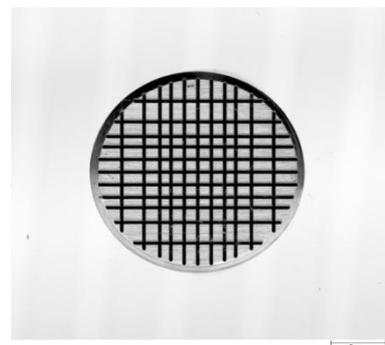


Abbildung 5-13 gelasertes Raster

Die Methode der Visioplastizität wird bei vielen Umformverfahren angewendet. Dementsprechend ist die Methodenwahl der Rastererzeugung groß, wie *Tabelle 5-1* zeigt. Dabei können für die hier durchzuführenden Versuche der Visioplastizität beim Querfließpressen, Methoden wie der Gummidruck, der Siebdruck, der Offsetdruck und das photochemische Verfahren aufgrund ihrer spezifischen Anwendungseigenschaften (siehe dazu *Tabelle 5-1 Bemerkungen*) ausgeschlossen werden.

Das Herstellen des Rasters durch die elektrochemische Methode war ein Vorversuch (*Abbildung 5-11*) zur Überprüfung der allgemeinen Funktionalität dieses Verfahrens. Dabei konnte das chemische Verfahren keine ausreichende Lösung erzielen. Im Gegensatz zu dem Musterraster der Firma Vialux wurden keine klaren, kontrastreichen Linien erzeugt.

Einer der Gründe ist das Material. Aluminium eignet sich für die elektrochemische Berasterung nur bedingt, weil das Ätzen durch die Oxidschichten behindert wird. Auch der geringe Probendurchmesser von 19,7 mm erwies sich als zu klein für die Rolle, die eine Länge von 200 mm besitzt. Dadurch konnte kein gleichmäßiger Druck auf die Probe ausgeübt werden, für einen serienmäßigen Gebrauch müsste dafür eine spezielle Vorrichtung errichtet werden. Prinzipiell ist zwar der geringe Materialabtrag von großem Vorteil, bei diesem konkreten Anwendungsfall ist er aber nicht von Nutzen. Durch die hohe Oberflächenvergrößerung wird die Oberfläche regelrecht aufgerissen, dies führt zur Verbreiterungen des Rasters und letztendlich zum Verschwinden der Linien. Aufgrund der sehr geringen Linientiefe kann davon ausgegangen werden, dass das elektrochemisch aufgebraute Raster nach der Umformung nicht mehr sichtbar sein wird. Es kann keine Ermittlung der Verschiebungskoordinaten erfolgen. Deshalb wird die chemische Methode für den Anwendungsfall ausgeschlossen.

Bei dem gefrästen Raster wird im Verhältnis zu den beiden anderen Verfahren sehr viel Material abgetragen. Es entstehen sehr breite Rasterlinien. Die, durch die Umformung hervorgerufene Oberflächenvergrößerung führt zu starken Verbreiterungen der Linien.

Dies bedeutet, dass nach der Umformung keine eindeutige Identifizierung der Gitterpunkte mehr möglich ist. Für lokale Betrachtung der einzelnen Gitterpunkte nach der Umformung werden unterschiedliche Abstände gewählt, wie in *Abbildung 5-2* dargestellt ist. Dies führt bei der Herstellung des Rasters durch Fräsen zu Schwierigkeiten, weil aufgrund der Breite der Linien und des Abstandes des Rasters kein Raum für noch kleinere Abstände vorhanden ist. In der Literatur, siehe *Tabelle 5-1*, wird bei den mechanischen Methoden wie Eingravieren und schlussfolgernd auch beim Einfräsen des Rasters auf die Kerbwirkung hingewiesen. Diese sollte vermieden werden, wird aber bei dem gefrästen Raster unweigerlich zustande kommen. Aus diesen Gründen wird sich gegen das Raster, durch Fräsen hergestellt, entschieden.

Der sehr gute Kontrast zwischen Werkstück und dem gelaserten Raster, sowie der geringe Materialabtrag, der zwischen dem chemischen und dem gefrästen Abtrag liegt, und die geringe Linienbreite lassen eine eindeutige Auswertung erwarten. Der Einfluss des Rasters auf den Umformprozess wird hier gering sein und es kann von einem nahezu unverfälschten Ergebnis gesprochen werden. Außerdem eignet sich das Laserverfahren vor allem auch für kleine Probendurchmesser.

Aus diesen genannten Argumenten wurde das Laserverfahren für die Berasterung der Proben gewählt. Die Wahl des Rasterabstandes beeinflusst maßgeblich die Qualität der lokalen Oberflächenvergrößerung. Die Wahl des Rasters sowie das aufgetragene Raster wurde im Gliederungspunkt 5.1 schon dargelegt und beschrieben (*Abbildung 5-2*). In *Abbildung 5-14* ist die beschriebene Probe noch einmal fotografisch dargestellt.

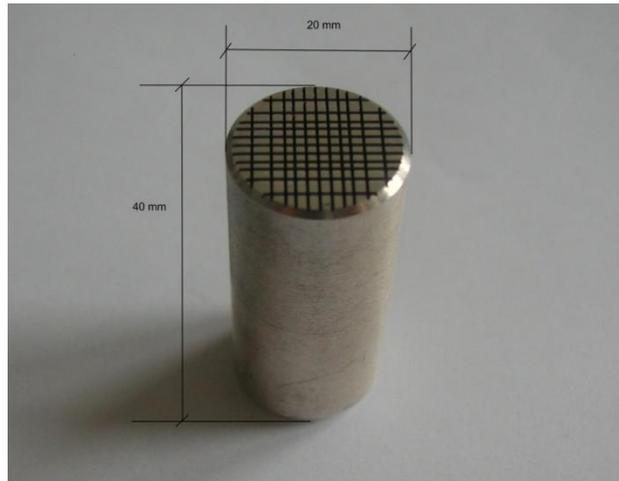


Abbildung 5-14 AIMgSi1-Probe mit dem durch Lasern erzeugtes Raster

Zusammenfassend sind in *Tabelle 5-3* die notwendigen Parameter zusammengestellt.

Tabelle 5-3 Zusammenfassende Parameter für den Versuch der Oberflächenvergrößerung

| | |
|------------------------------|--|
| <i>Raster</i> | <ul style="list-style-type: none"> • variable Rasterabstände (<i>Abbildung 5-2</i>) • kartesische Anordnung • Koordinatenursprung im Probenzentrum • Rasterauswertung nach 5 Umformstadien |
| | Raumtemperatur |
| <i>Werkstoff</i> | AlMgSi1 |
| <i>Stößelgeschwindigkeit</i> | 5mms ⁻¹ |

5.3 Versuchsdurchführung

In Vorbereitung auf die Versuche der Oberflächenvergrößerung wurden die Proben extern berastert. So standen für die Versuche 5 gelaserte AlMgSi1-Proben zur Verfügung. Mit Hilfe der armierten Matrize wurden die Versuche bei Raumtemperatur durchgeführt. In der *Abbildung 5-15* wird noch einmal das Werkzeug mit Zwischenplatte gezeigt, während in *Abbildung 5-16* die untere Matrize mit einer Probe nach dem Umformen darstellt ist. Zur visuellen Darstellung wird in *Abbildung 5-17* die Versuchsdurchführung dargestellt.



Abbildung 5-15 Werkzeug mit armierten Matrizen und der Zwischenplatte

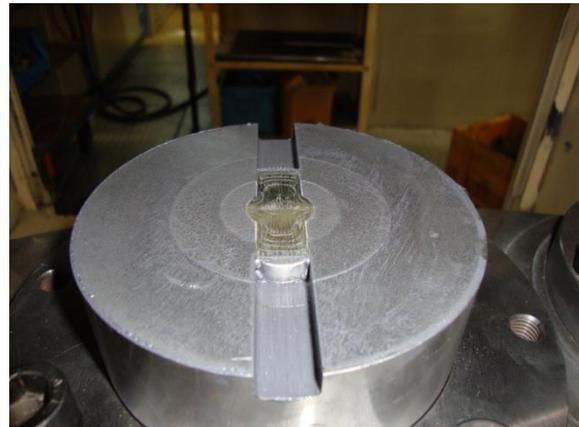
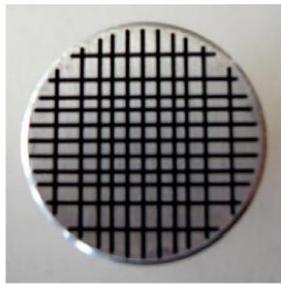
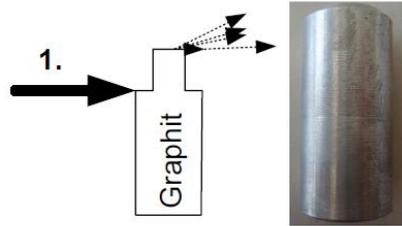


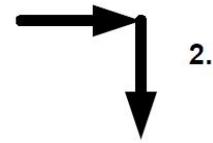
Abbildung 5-16 untere Matrize mit Probe nach dem Umformen



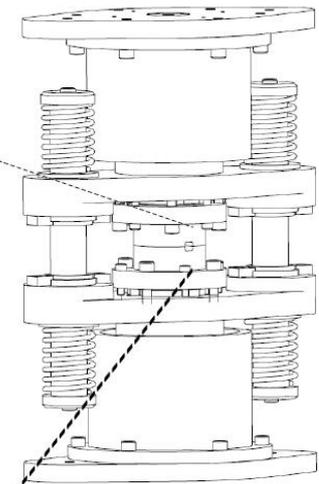
Gerasterte Probe



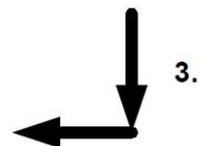
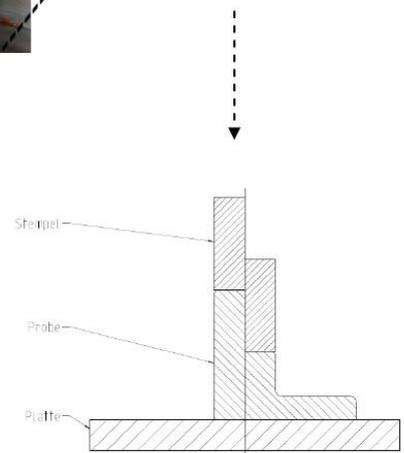
Einsprühen der Proben mit Graphit



Pressen der Proben mit Zwischenplatte im Querfließpresswerkzeug



Schematische Darstellung des Querfließpressens mit Zwischenplatte



5. Umformschritt ... 3. Umformschritt ... 1. Umformschritt

Abbildung 5-17 Visioplan der Versuchsdurchführung

6 Zwischenschichten

6.1 Auswahl der Zwischenschichten, theoretischer Teil

In bisherigen Forschungsarbeiten konnte eine Diffusion im festen Zustand zwischen Aluminium und Magnesium nachgewiesen werden. Voraussetzungen für den Stofftransport sind für Zweistoffsysteme, das Vorliegen einer Mischkristallreihe. Bei einem Mischkristall gehen zwei Elemente eine atomare Mischung ein. Dabei ist eine Komponente das sogenannte Basiselement, während das zweite Element sich statistisch auf den Gitterplätzen und Zwischengitterplätzen des Basiselementes verteilt, so dass sich sog. Mischkristalle mit der Kristallstruktur des Basiselementes ausbilden [17]. Eine weitere wesentliche Voraussetzung für die Diffusion ist ein höheres Temperaturniveau. Anhand der Zweistoffsysteme ist es möglich, Aufschluss über die Entstehung der einzelnen Phasen bei bestimmten Temperaturen zu erhalten. Deshalb werden nachfolgend die Zweistoffsysteme von Kupfer-Zink (CuZn), Magnesium-Kupfer (Mg-Cu), Aluminium-Kupfer (Al-Cu), Magnesium-Zink (Mg-Zn) und Aluminium-Zink (Al-Zn) aufgeführt. Eine reine Phasencharakterisierung wird nicht möglich sein, aber es können günstige Temperaturen oder andere Besonderheiten daraus abgeleitet werden. Es muss einschränkend darauf hingewiesen werden, dass die Zweiphasendiagramme in dem konkreten Anwendungsfall nur als Hilfestellung zur annähernden Charakterisierung verwendet werden können. Für einen quantitativen Nachweis muss beispielsweise eine Röntgenbeugungsanalyse (XRD-Untersuchung) angewendet werden.

In der nachfolgenden *Abbildung 6-1* ist das Zweistoffsystem von Aluminium und Magnesium dargestellt. Im Zweistoffdiagramm von Aluminium und Magnesium wird ein System mit begrenzter Löslichkeit im festen Zustand beschrieben. Das heißt, die beiden Werkstoffe können Mischkristalle bilden, aber nicht in jeder Zusammensetzung. Die unterschiedlichen Kristallsysteme Mg (hcp) und Al (kfz) behindern sich ab einer bestimmten Zusammensetzung [18]. Die Atomdurchmesser unterscheiden sich deutlich, Mg (0,3209 nm)¹, Al(0,2864 nm). Abhängig von der Zusammensetzung können die Gitterverzerrungen sehr stark ausgeprägt werden. Begrenzte Löslichkeit im festen Zustand bedeutet, dass eine Komponente beim Kristallisieren bis zu einem gewissen Prozentsatz Atome der anderen Komponente aufnehmen kann und die Löslichkeit bei sinkender Temperatur abnimmt. [19]

¹ [17] S. 19

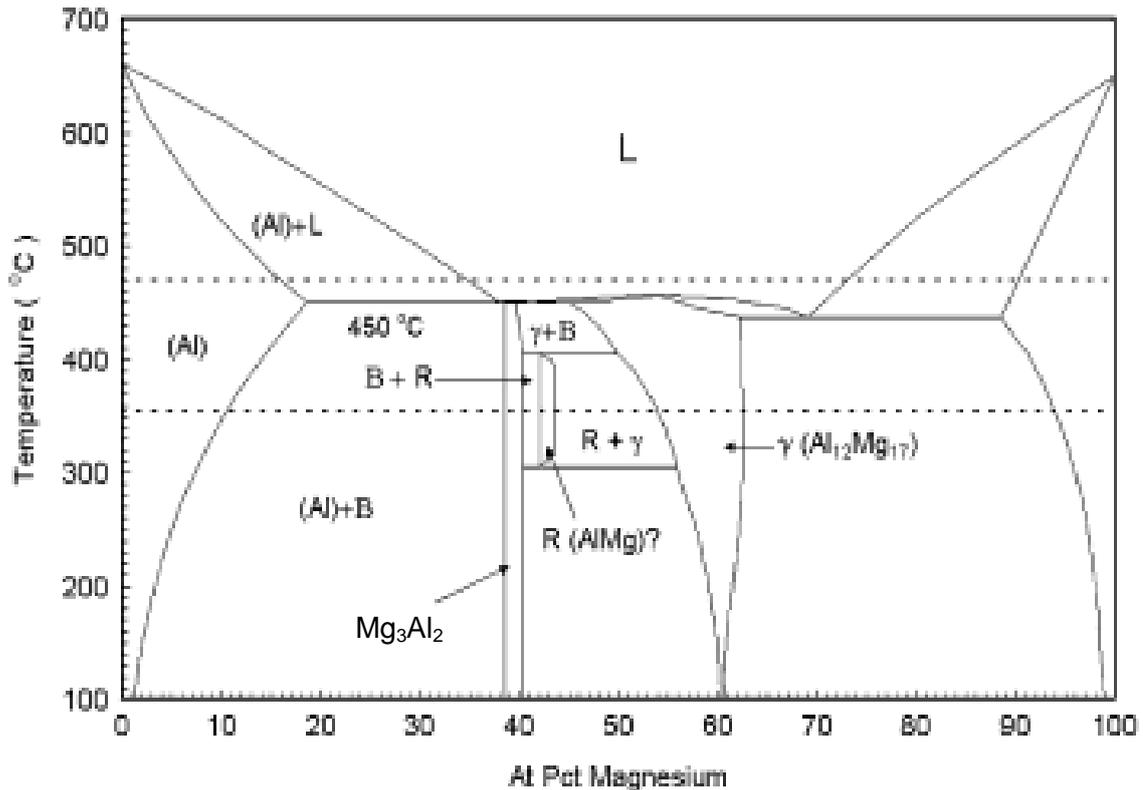
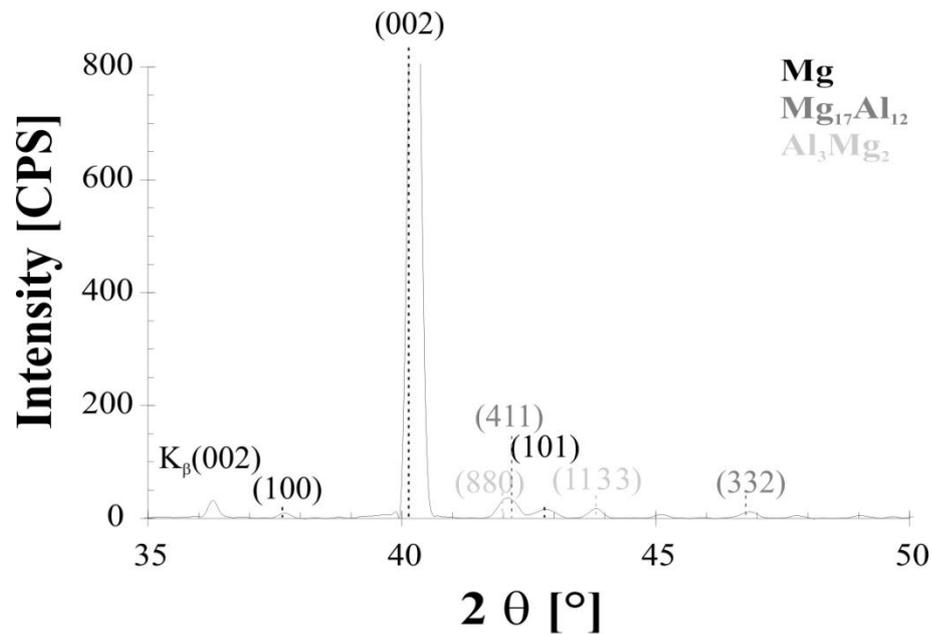


Abbildung 6-1 Zweistoffsystem von Aluminium und Magnesium

Das Zweistoffsystem weist zwei Eutektika auf, sowohl auf der magnesiumreichen Seite bei 437°C als auch auf der aluminiumreichen Seite bei 450°C. Zwischen den beiden Eutektika befinden sich zwei stabile intermetallische Phasen mit der stöchiometrischen Zusammensetzung von Mg_2Al_3 und $Mg_{12}Al_{17}$.

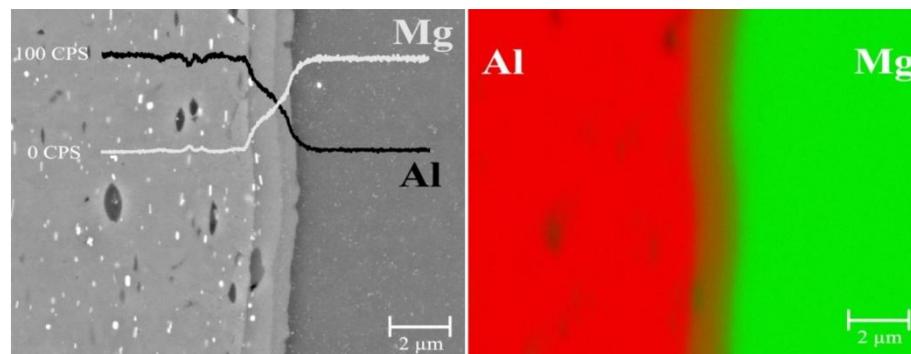
In vorangegangenen Untersuchungen konnte nachgewiesen werden, dass beim gemeinsamen Querfließpressen von AlMgSi1- und AZ31-Komponenten in der Grenzschicht diese beiden intermetallischen Phasen vorliegen. In den folgenden Abbildungen werden zum einen die REM-Aufnahme der Grenzschicht und die Verteilung der Elemente in der Grenzschicht dargestellt (Abbildungen 6-2 und 6-3). In der Abbildung 6-2 wird der Nachweis über die in der Grenzschicht existierenden Phasen mit Hilfe der Röntgenbeugungsanalyse geführt.

Intermetallische Phasen besitzen eine andere Struktur als die Randphasen des Zweistoffdiagrammes. Die Eigenschaften der intermetallischen Phasen werden als hart und spröde beschrieben. Sie sind damit für mechanische Belastungen wenig geeignet und behindern außerdem die umformende Weiterverarbeitung. Sie zeichnen sich andererseits durch eine hohe Festigkeit aus. Deshalb wird es erforderlich, Zwischenbeschichtungen aufzubringen, mit dem Ziel die intermetallischen Phasen zu minimieren oder zu verhindern, die Verteilung zu ändern oder andere geeignetere Phasen zu erzeugen. Um dieses Ziel zu erreichen, wird den Zwischenschichten bei der Verbundbildung großes Interesse geschenkt.



Quelle: [1]

Abbildung 6-2 Röntgenbeugungsanalyse der magnesiumseitigen Grenzfläche mit den identifizierten Grenzschichtphasen



Quelle: [1]

Abbildung 6-3 REM-Aufnahme der Grenzschicht mit Angabe der gewichtsprozentualen Verteilung der Elemente Aluminium und Magnesium (links), EDXS-Analyse im Mapping Modus (rechts)

Die Volumenauslegung der Zwischenschichten erfordert die Berücksichtigung der starken Oberflächenvergrößerung. Aus diesem Grund ist die Auslegung der Schichtdicken und die Auswahl der Zwischenschichten ein weiterer Punkt dieser Arbeit. Die Aussagen über die Oberflächenvergrößerung sollen zur geometrisch angepassten Auslegung der Zwischenschichten herangezogen werden.

Um die Oberflächenvergrößerung zu berücksichtigen soll für die durchzuführenden Versuche die Mindestdicke der Zwischenschichten 0,05 mm betragen. Die Realisierung von

Schichtendicken im mm-Bereich ist sehr aufwändig. Um trotzdem diesen Anforderungen zu erfüllen, wurden metallische Folien als Zwischenschichten verwendet.

Die Auswahl der Schichtwerkstoffe wurde vorgegeben und soll nun noch einmal mit Hilfe von Kriterien näher erläutert werden. Der Auswahl geeigneter Zwischenschichten liegen drei Kriterien zugrunde:

- die Umformbarkeit des Werkstoffes,
- der Schmelzpunkt des Elementes, der möglichst nahe dem der Grundwerkstoffe sein sollte.
- die Möglichkeit der Phasenbildungen durch Berücksichtigung der Zweistoffsysteme der entsprechenden Werkstoffpaarungen.

Als Grundwerkstoffe der Versuche sind, wie bisher die Aluminiumlegierung, AlMgSi1, und die Magnesiumlegierung, AZ31, zu verwenden. AlMgSi1 ist eine bekannte Knetlegierung die im Maschinen- und Fahrzeugbau als Universallegierung gilt. Die Legierung AZ31 ist eine Magnesiumknetlegierung, die ebenfalls im Fahrzeugbau und in der elektronischen Industrie eingesetzt wird.

In den beiden nachfolgenden *Tabellen 6-1* und *6-2* sind die chemischen Zusammensetzungen der beiden Grundwerkstoffe aufgeführt.

Tabelle 6-1 Chemische Zusammensetzung von AlMgSi1 [20]

| <i>Si</i> | <i>Fe</i> | <i>Cu</i> | <i>Mn</i> | <i>Mg</i> | <i>Cr</i> | <i>Zn</i> | <i>Ti</i> | <i>Übrige</i> | <i>Rest</i> |
|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|---------------|-------------|
| 0,7-1,3% | 0,5% | 0,1% | 0,4-1,0% | 0,6-1,2% | 0,25% | 0,2% | 0,1% | 0,15% | Al |

Tabelle 6-2 Chemische Zusammensetzung von AZ31

| <i>Al</i> | <i>Zn</i> | <i>Rest</i> |
|-----------|-----------|-------------|
| 3% | 1% | Mg |

Tabelle 6-3 Atomdurchmesser, Gitterstruktur und Schmelztemperaturen der Grundwerkstoffe sowie der ausgewählten Zwischenschichten [21, 22]

| | <i>Aluminium</i> | <i>Magnesium</i> | <i>Zink</i> | <i>Kupfer</i> |
|--------------------------|------------------|------------------|-------------|---------------|
| <i>Atomradius</i> | 0,143nm | 0,16nm | 0,134nm | 0,128nm |
| <i>Gitterstruktur</i> | kfz | hdp (hex) | hdp (hex) | kfz |
| <i>Schmelztemperatur</i> | 660,4°C | 648,8°C | 419,5°C | 1085°C |

Die Parameter Atomdurchmesser, Gitterstruktur und der Schmelzpunkt dienen als Anhaltspunkte bei der Auswahl, siehe *Tabelle 6-3*. Es wurden Werkstoffe gesucht, die einen

ähnlichen Schmelzpunkt besitzen wie die beiden Grundwerkstoffe, möglicherweise sollte dieser unter den beiden Schmelzpunkten liegen. Auch die Gitterstruktur sollte mit einem der beiden Materialien korrelieren. Der Atomdurchmesser war nicht von erster Priorität, sollte aber als weitere Basis für die Verbundbildung der Werkstoffe dienen. Aufgrund der ersten vorgegebenen Auswahl standen die beiden Elemente Kupfer (Cu) und Zink (Zn) fest.

Die ausgewählte Cu-Folie besitzt eine Reinheit von 99,9% (laut Lieferschein) und hat einen Härtegrad, der laut Herstellerangabe als halbhart bezeichnet wird. Unlegiertes Kupfer besitzt eine gute Korrosionsbeständigkeit, aufgrund seiner Deckschichtenausbildung und Stellung in der elektrochemischen Spannungsreihe. Es besitzt ein sehr gutes Formänderungsvermögen, so dass sich Cu für die Umformung durch Querfließpressen sehr gut eignet.

Die Reinheit des Zinks wurde mit 99,95% (Lieferschein) angegeben. Der Härtegrad wurde als gewalzt bezeichnet. Zink bildet an der Luft sog. Deckschichten aus und schützt sich somit vor Korrosion. Diese Deckschichten sind bei den hier beschriebenen Versuchen eher von Nachteil, da sie als Sperrschichten eher passiv auf die Verbundbildung wirken. Der niedrige Schmelzpunkt von 419,5°C ist bei diesen Anwendung sehr vom Vorteil und soll genutzt werden.

Bisher wurde als Zwischenschichten keine Legierung eingesetzt. Um eventuelle Differenzen oder Besonderheiten, wie bessere Verbundbildung mit beiden Werkstoffpartnern o. ä. feststellen zu können, wurde als dritte Zwischenkomponente Messing (CuZn) gewählt. In den Versuchen können so auftretende Unterschiede zwischen den Reinmetallen und der Legierung ermittelt werden. Der Versuch mit einer Legierung soll eine Aussage darüber geben, ob eine Verbesserung der Schichtqualität mit Hilfe einer Legierung erreicht werden kann. Messing ist eine Legierung aus Kupfer und Zink. Zink mit seiner hdp-Gitterstruktur und Kupfer mit seiner kfz-Struktur könnten so einen guten Einfluss auf die Verbundbildung ausüben. Es liegt eine Cu63Zn37-Legierung vor, diese setzt sich aus 63% Cu und 37% Zn zusammen. In Abhängigkeit der Konzentration kann Messing als α -Messing und/oder β' -Messing vorliegen. Die vorliegende Legierung CuZn37 ist ein α -Messing (einphasig) mit einer kfz-Gitterstruktur. CuZn37 besitzt sehr gute Warmumformungseigenschaften und zeichnet sich durch gute Bearbeitbarkeit aus. Oftmals wird die Legierung für Umformungen wie Tiefziehen, Walzen, Drücken oder Stauchen eingesetzt. Im Zweistoffdiagramm von Cu und Zn, *Abbildung 6-4*, sieht man das Einphasengebiet des Messings bei 37% Zink. [24, 25]

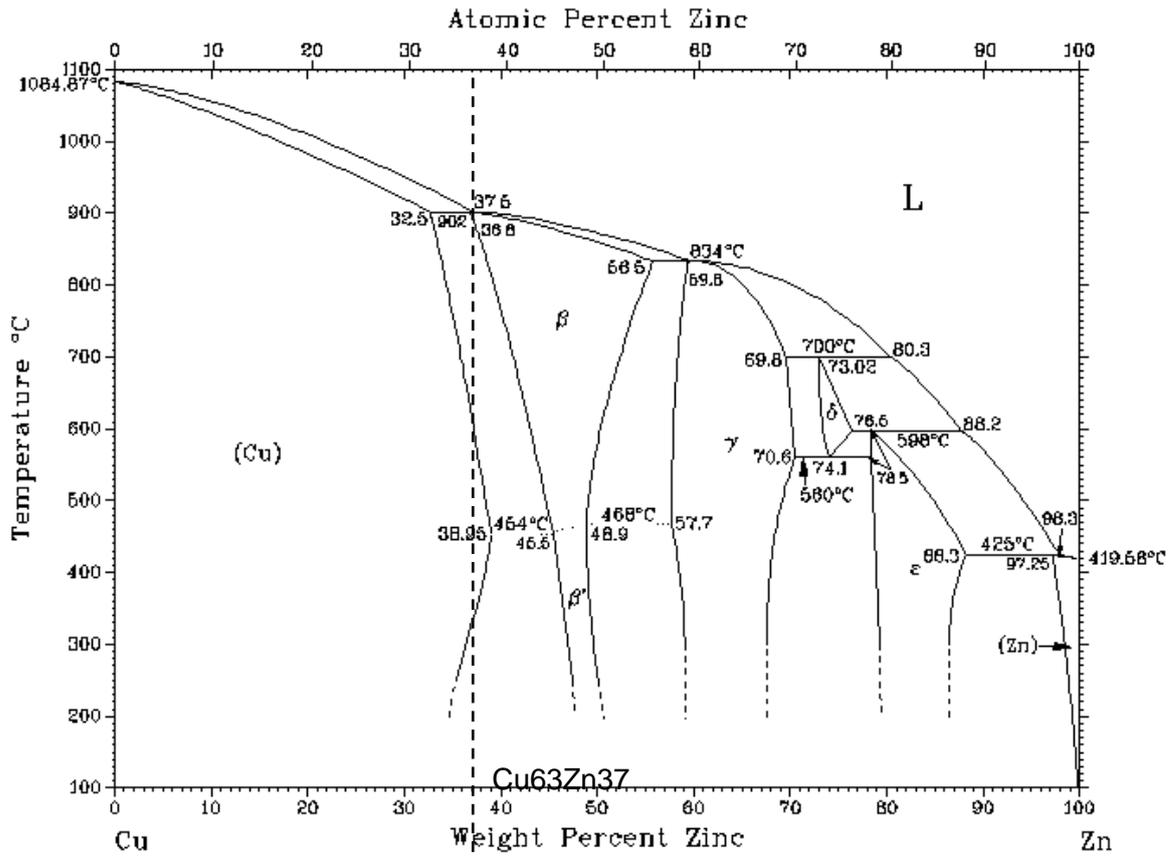


Abbildung 6-4 Zweistoffsystem Cu-Zn

Zur Verdeutlichung und Charakterisierung der entstehenden Phasen beim Querfließpressen mit Zwischenschichten wurden auch die jeweiligen Zweistoffsysteme genau betrachtet. Wie eingangs erwähnt werden die Zweistoffsysteme nur zur annähernden Charakterisierung der zu erwartenden Phasenbildung und für Besonderheiten bei höheren Temperaturen herangezogen.

Nachfolgend sind die Zweistoffdiagramme Mg-Cu (Abbildung 6-5) und Al-Cu (Abbildung 6-6), sowie Mg-Zn (Abbildung 6-7) und Al-Zn (Abbildung 6-8) dargestellt. Die eingekreisten Bereiche sollen, die in dieser Arbeit, interessanten Bereiche hervorheben.

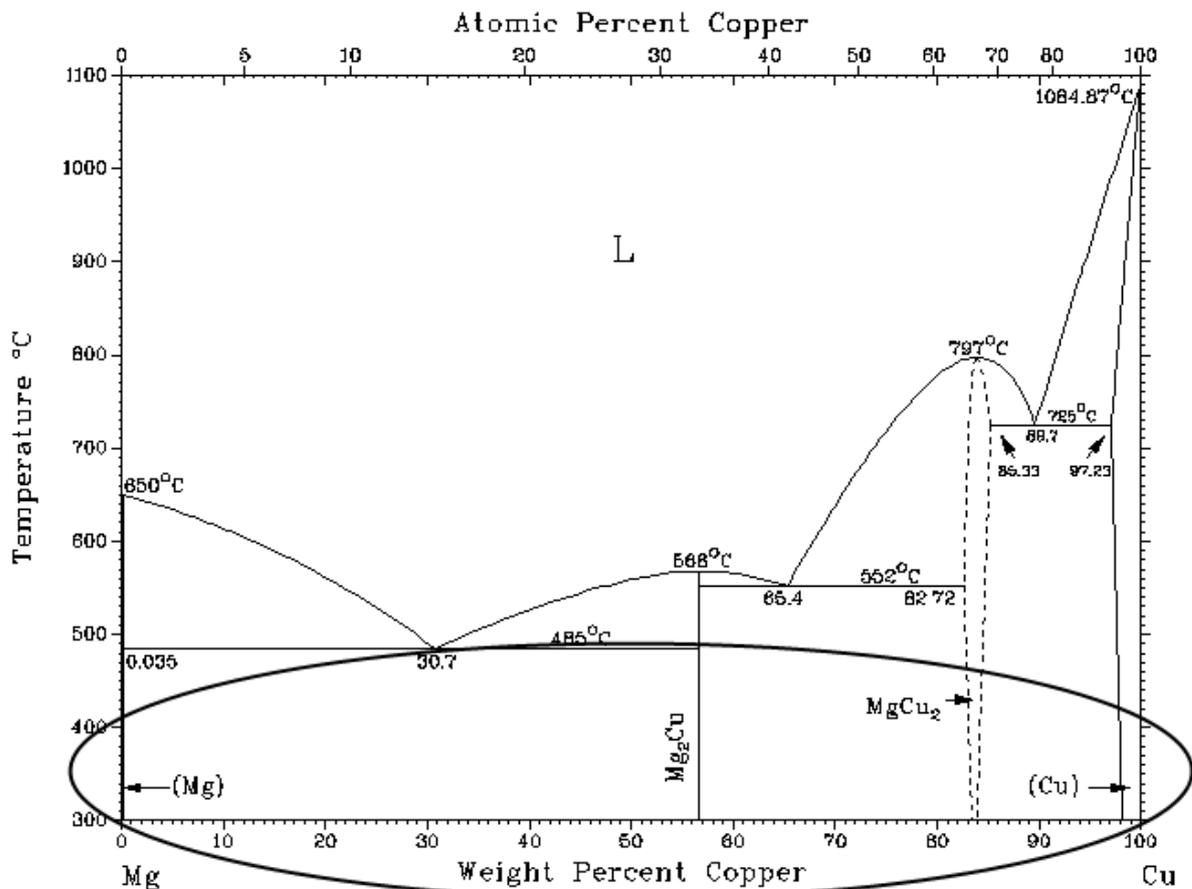


Abbildung 6-5 Zweistoffsystem Mg-Cu

Bei dem Zweistoffsystem Mg-Cu spricht man auch von einem Phasendiagramm mit begrenzter Löslichkeit im festen Zustand, es treten zwei stabile intermetallische Phasen auf. Zum einen die Verbindung Mg₂Cu, bei einer Zusammensetzung von 43%Mg und 57% Cu und zum anderen die MgCu₂-Verbindung bei 16% Mg und 84% Cu. Man kann bei diesem Phasendiagramm von drei Eutektika sprechen, die bei 30,7% (485°C), 65,4% (552°C) und 89,7% (725°C) Cu vorhanden sind, allerdings über den Versuchstemperaturen liegen.

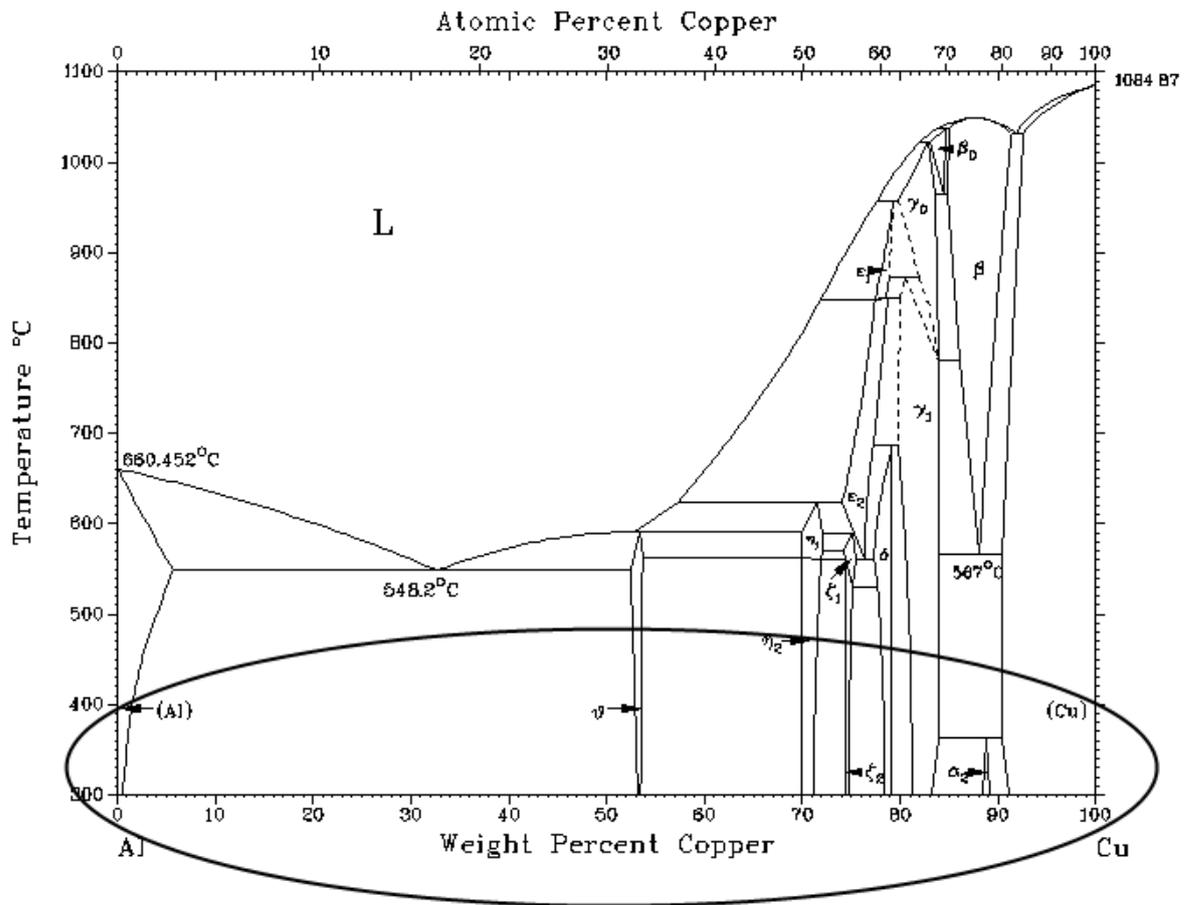


Abbildung 6-6 Zweistoffsystem Al-Cu

Auch bei dem Phasendiagramm Al-Cu herrscht eine beschränkte Mischkristallbildung der beiden Komponenten vor, d.h. es werden auch hier intermetallische Phasen gebildet. Ein Eutektikum ist bei 548,2°C und einer Cu-Konzentration von 33% zu finden. Die kupferreiche Seite, ab einer Konzentration von über 60% Cu soll, aufgrund seiner Komplexität, hier nicht näher betrachtet werden. Bei einer Konzentration von 53% Cu und 47% Al und einer Temperatur von ca. 600°C bildet sich die Phase CuAl_2 aus.

Die Zweistoffdiagramme von Mg-Zn und Al-Zn sind in den *Abbildungen 6-7* und *6-8* zu sehen.

Das Zweistoffsystem von Mg-Al ist aufgrund der vielen entstehenden Phasen sehr komplex, nachfolgend sollen die Phasen mit den dazugehörigen Konzentrationen aufgezeigt werden. Wobei fast alle Phasen für die Versuche bei 400 °C interessant sind.

Mg_7Zn_3 : 51% Zn und 49% Mg bei ca. 340°C

MgZn: 74% Zn und 26% Mg bei ca. 347°C

Mg_2Zn_3 : 80% Zn und 20 % Mg bei ca. 419 °C

$MgZn_2$: 83% Zn und 17% Mg

Mg_2Zn_{11} : 94% Zn und 6% Mg bei ca. 381 °C

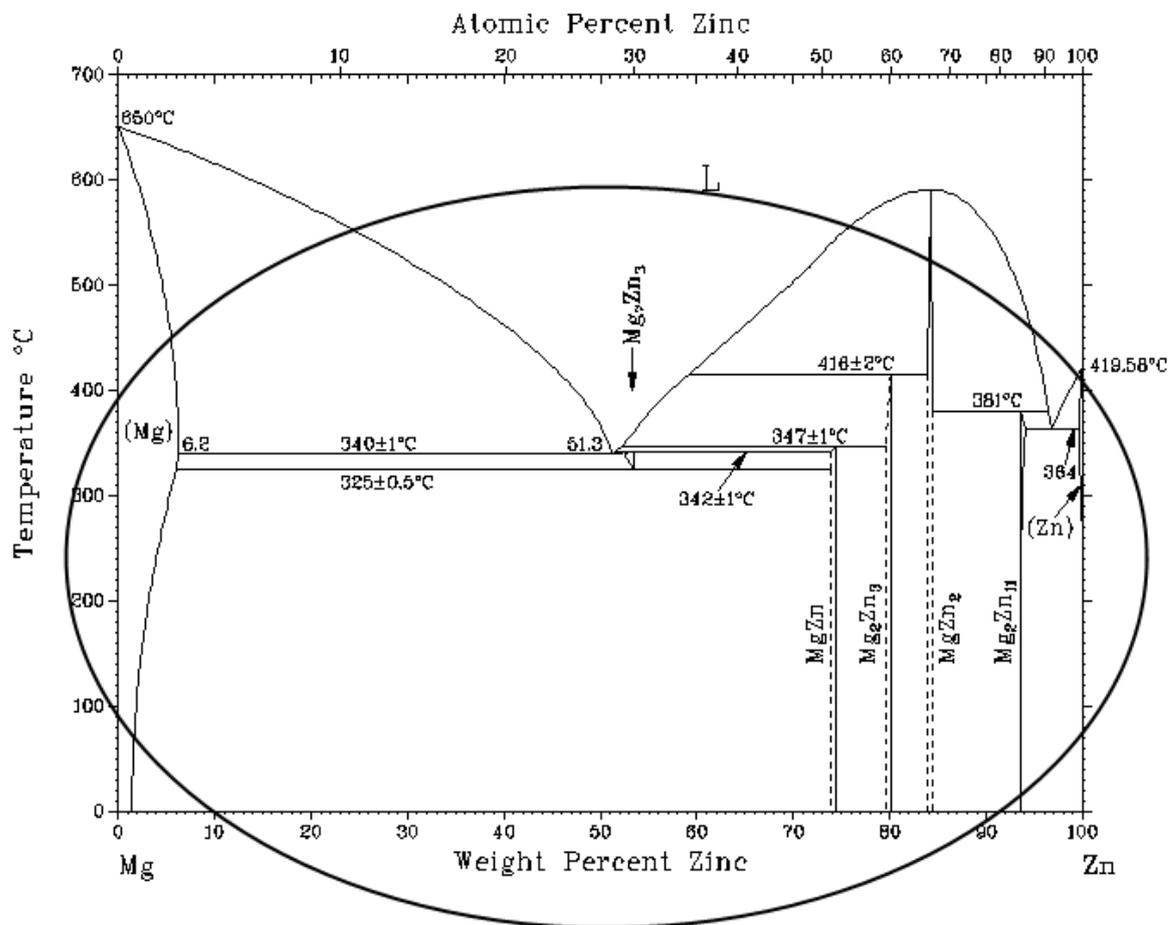


Abbildung 6-7 Zweistoffsystem Mg-Zn

Das Zweistoffsystem von Al und Zn weist auf der zinkreichen Seite einen eutektischen Punkt bei 381°C, 6% Al und 94% Zn auf. Die Löslichkeit des Zinks für das Aluminium ist sehr gering und nimmt mit sinkender Temperatur ab.

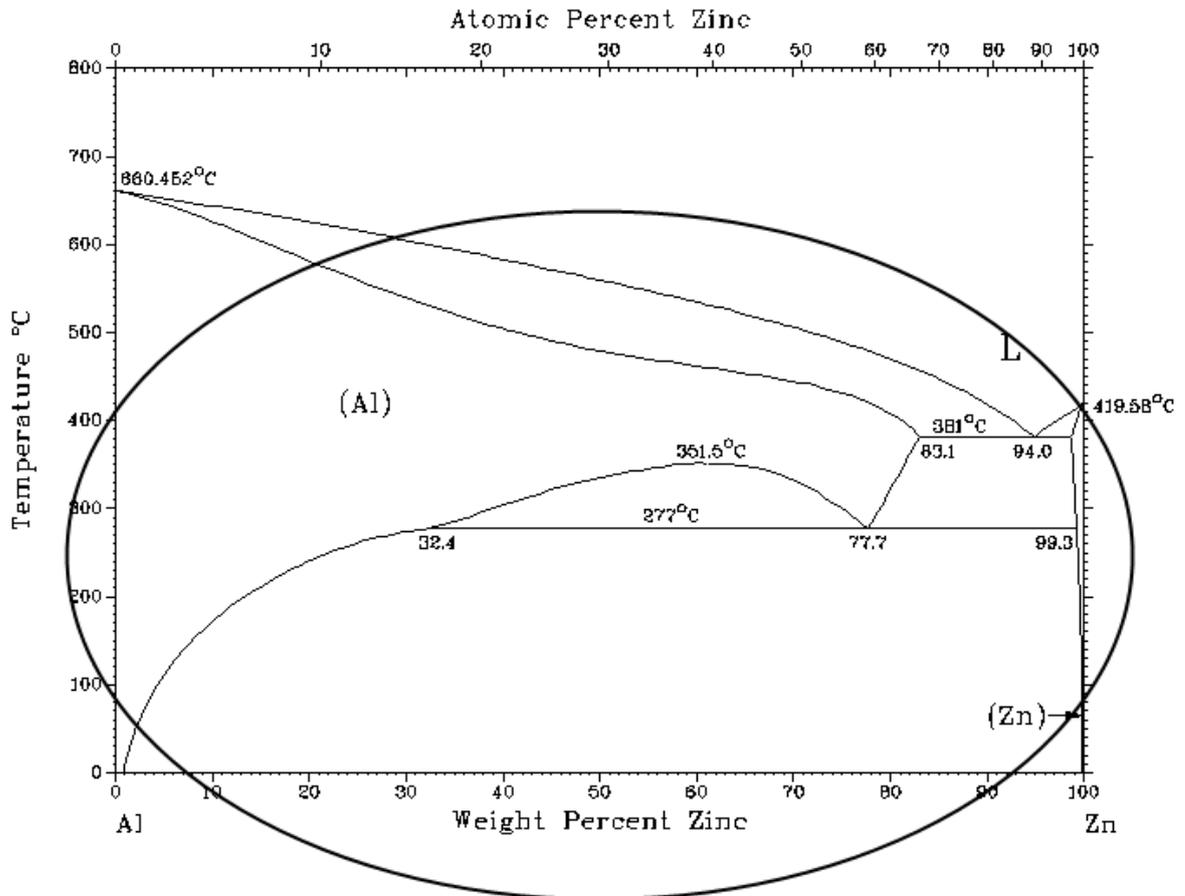
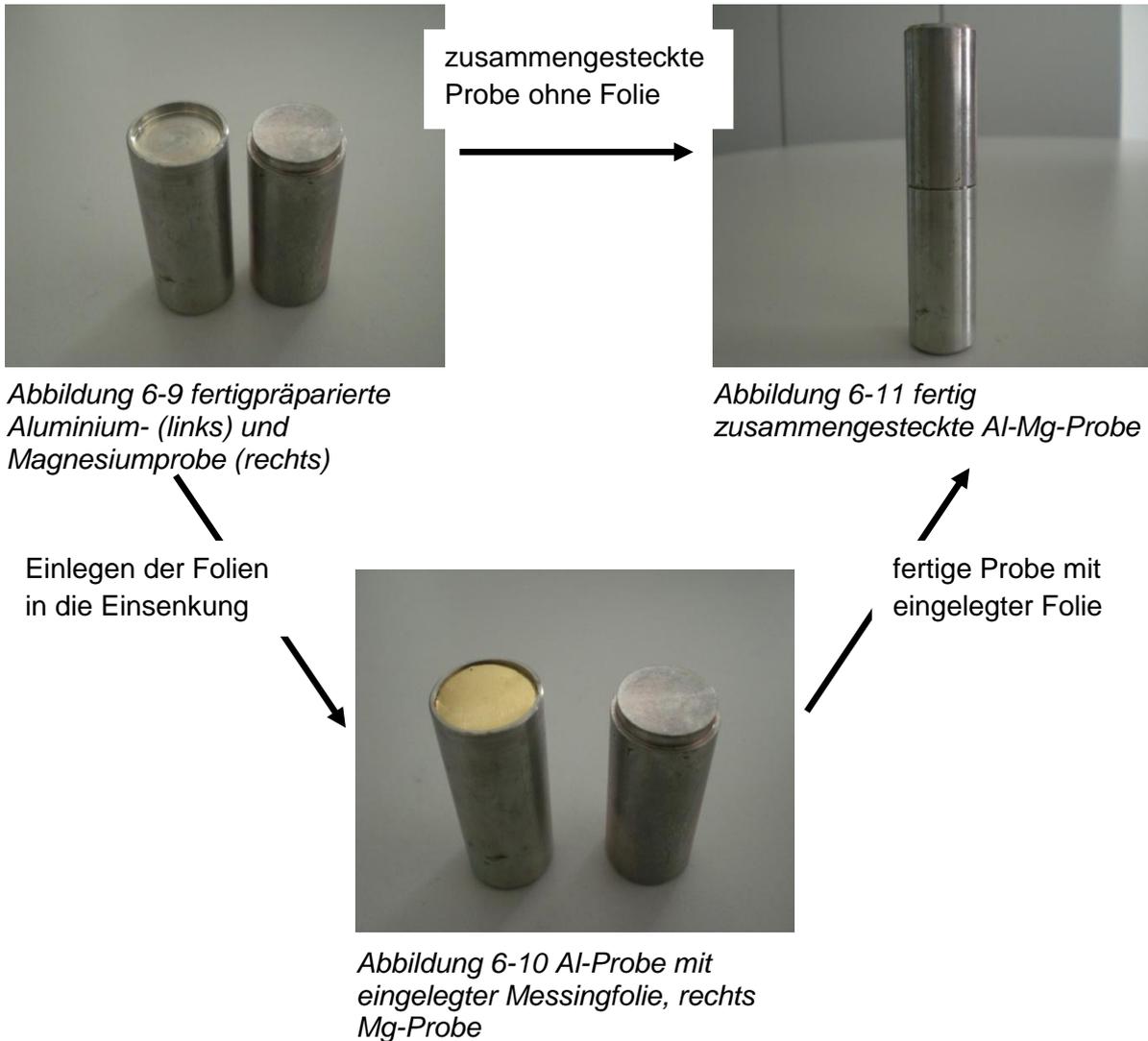


Abbildung 6-8 Zweistoffsystem Al-Zn

6.2 Versuchsvorbereitungen

Wie im Gliederungspunkt 4 aufgeführt, werden die Versuche bei Arbeitstemperaturen von 300 – 400°C durchgeführt. Deshalb müssen die Folien vor dem Erwärmen der Proben eingebracht werden. Die Materialien AlMgSi1 und AZ31 stehen als Stangenmaterial zur Verfügung. Die Proben werden zunächst auf jeweils ca. 40 mm Länge abgetrennt. Für das Einlegen der Folien werden die Proben extra präpariert. Dafür wird zwischen einer Aluminium- und einer Magnesiumprobe eine Steckverbindung hergestellt. In die Al-Probe wird eine Einsenkung eingebracht, während die Mg-Probe kompatibel dazu gefertigt wird (Abbildung 6-9). In Abbildung 6-10 ist dargestellt, wie eine Messingfolie in die Probe eingelegt und danach zusammengesteckt wird, Abbildung 6-11.



Die Steckverbindung der beiden Proben miteinander hat außerdem den Vorteil, dass Schmiermittel oder andere Verunreinigungen nicht auf die Stirnflächen der Proben gelangen und evtl. die Grenzschichtbildung behindern. Des Weiteren wird die Handhabung der Proben vom Ofen in das Werkzeug erleichtert.

Nach dem Präparieren der Proben werden diese im Ofen bei ca. 480 °C für 30 min. lösungsgeglüht, um Kaltauslagerungszustände des Halbzeugs abzubauen. Danach werden die Proben im Wasser abgeschreckt. Aus den Folien mit den Abmaßen 150x150x0,05 mm (BxLxD) werden Ronden mit einem Durchmesser von 17 mm ausgestanzt (*Abbildungen 6-12 bis 6-14*).

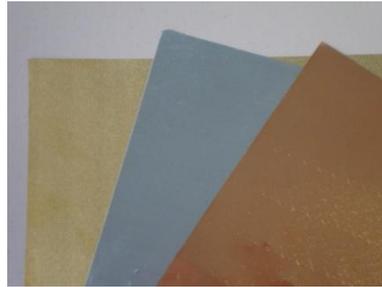


Abbildung 6-12 Messing-, Zink- und Kupferfolie

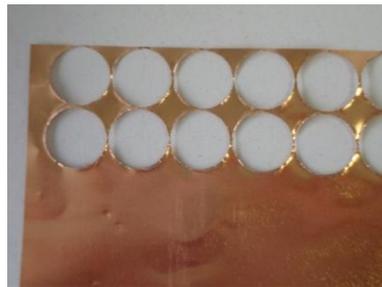


Abbildung 6-13 ausgelochte Kupferfolie

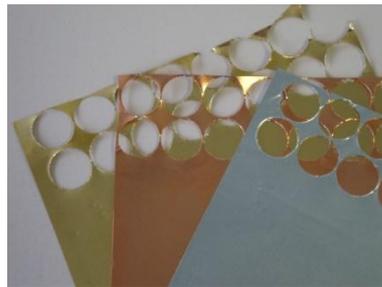


Abbildung 6-14 alle drei gelochten Folien

Die Rondens werden vor dem Erwärmen im Ofen in die Al-Probe eingelegt und mit der Mg-Probe zusammengesteckt. Für eine bessere Schmierung im Werkzeug wird die zusammengesteckte Probe komplett mit Graphit eingesprüht.

Zur Untersuchung des Temperatureinflusses auf die Grenzschichtbildung werden, aufbauend auf das Zweistoffsystem von Aluminium und Magnesium zwei verschiedene Temperaturen festgelegt. Die Temperaturen wurden im Gliederungspunkt 4 schon erläutert und sind hier in *Tabelle 6-4* dargestellt.

Nachdem die Proben fertig vorbereitet sind, werden sie im Ofen auf die definierten Temperaturen, siehe dazu *Tabelle 6-4*, vorgewärmt und 20 min gut durchgewärmt. Zwischenzeitlich werden die Matrizen auf die, in *Tabelle 6-4* angegebenen Temperaturen erwärmt. Die zusammengesteckten Proben werden danach immer einzeln in das Werkzeug eingelegt und verpresst. Das Verpressen der Proben dauert dabei ca. 10-20 Sekunden. Anschließend werden die Matrizen auseinander gefahren und die Stößel des Werkzeuges

werfen die verpresste Probe aus. Die Proben kühlen an der Luft allmählich ab und werden danach in nummerierte Tüten gepackt, um so eine eindeutige Identifikation der Proben zu ermöglichen.

Zur Veranschaulichung der Durchführung der Versuche, sowie der Vorbereitung wurden die einzelnen Abläufen erstellt, wie in *Abbildung 6-15* dargestellt.

Tabelle 6-4 Temperaturen und Zeitangaben

| | <i>Temperatur T</i> | <i>Zeit t</i> |
|---|---------------------|---------------|
| <i>Lösungsglühen</i> | 480 °C | 30 min |
| <i>Vorwärmtemperatur T_{1Ofen}</i> | 320 °C | 20 min |
| <i>Matrizentemperatur $T_{1Matrize}$</i> | 300 °C | |
| <i>Vorwärmtemperatur T_{2Ofen}</i> | 420 °C | 20 min |
| <i>Matrizentemperatur $T_{2Matrize}$</i> | 400 °C | |

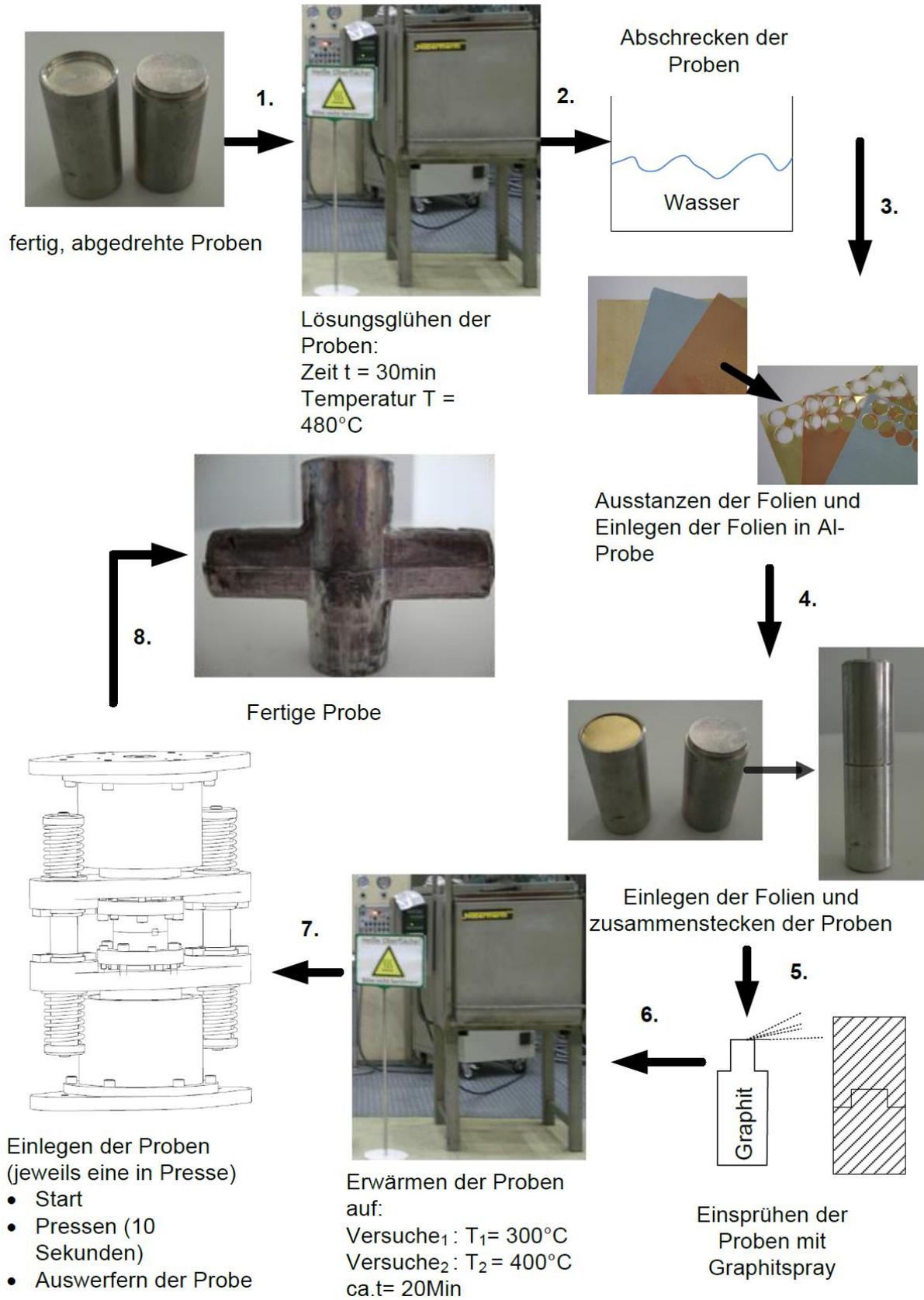


Abbildung 6-15 Visioplan der Versuchsvorbereitung und des Versuchsablaufes

7 Ergebnisse und Auswertung der Oberflächenvergrößerung

Für die Berechnung der Oberflächenvergrößerung wurden mehrere Umformstadien ausgewertet. Ausgehend von einer unverformten Probe mit einer Probenhöhe von 42 mm wurden fünf Versuche mit einem zunehmenden Pressenhub durchgeführt. Die Stößelgeschwindigkeit betrug dabei konstant 5 mms^{-1} und wurde unabhängig von der Pressensteuerung überwacht. Mit Hilfe der Restprobenhöhe und der Stößelgeschwindigkeit konnte die Prozesszeit für den jeweiligen Umformschritt ermittelt werden (*Tabelle 7-3*).

Tabelle 7-1 Stößelweg und Prozesszeit für die untersuchten Umformstadien

| | Probenhöhe [mm] | Stößelweg [mm] | Prozesszeit [s] |
|-----------|--------------------|-------------------|--------------------|
| Schritt 0 | 42,0 | 0,0 | 0,0 |
| Schritt 1 | 38,1 | 7,8 | 1,6 |
| Schritt 2 | 36,7 | 10,6 | 2,1 |
| Schritt 3 | 34,4 | 15,2 | 3,0 |
| Schritt 4 | 29,5 | 25 | 5,0 |
| Schritt 5 | 28,7 | 26,6 | 5,3 |

Für die einzelnen Umformstadien wurden die Rasterschnittpunkte eines Quadranten vermessen und in ein ortsfestes Koordinatensystem übertragen, dessen Ursprung sich im Probenzentrum befindet. Dies ermöglicht eine vergleichende Darstellung der Punktverschiebungen zu unterschiedlichen Prozesszeiten (*Tabelle 7-2*). Die lokal unterschiedlichen und prozesszeitabhängigen Dehnungszuwächse werden bei der Betrachtung benachbarter Punkte deutlich. In der *Abbildung 7-1* sind exemplarisch die nach der *Formel 5-1* (Gliederungspunkt 5.1) berechneten Umformgrade φ_x in Abhängigkeit des Prozessfortschrittes dargestellt. Die hier ausgewerteten Punkte befinden sich auf der Geraden $y = 1,23$.

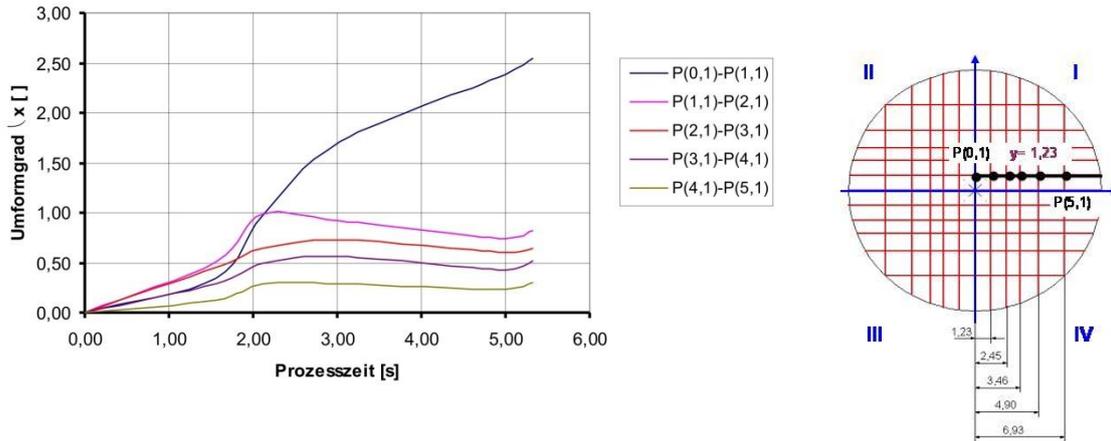


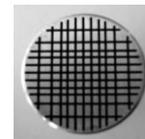
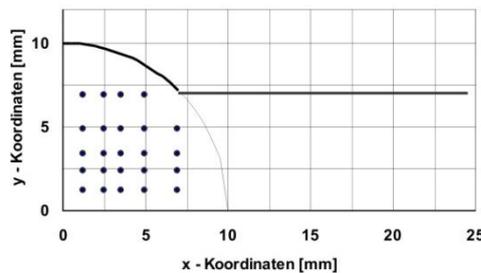
Abbildung 7-1 Lokale Umformgrade in Abhängigkeit der Prozesszeit; horizontale Auswertung für $y=1,23$

Für den Bereich nahe des Probenzentrums (Strecke P(0,1) - P(1,1)) kann über die gesamte Prozesszeit eine stetige Zunahme des Umformgrades festgestellt werden. Dahingegen wird mit größer werdender Entfernung vom Probenzentrum ein Maximum vor Beendigung des Prozesses erreicht (P(1,1)-P(2,1) ... P(4,1)-(5,1)).

Tabelle 7-2 Verschiebung der Rasterschnittpunkte des 1. Quadranten

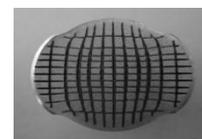
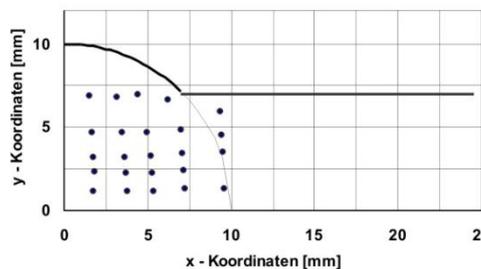
Ausgangszustand

Probenhöhe: 42,0 mm
 Stößelweg: 0 mm
 Prozesszeit: 0 s



Umformstadium 1

Probenhöhe: 38,1 mm
 Stößelweg: 7,8 mm
 Prozesszeit: 1,6 s

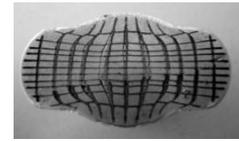
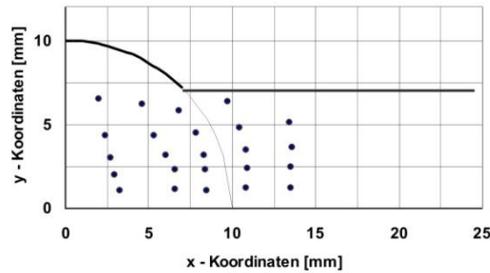


Umformstadium 2

Probenhöhe: 36,7 mm

Stößelweg: 10,6 mm

Prozesszeit: 2,2 s

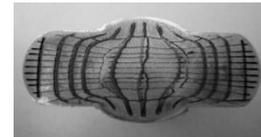
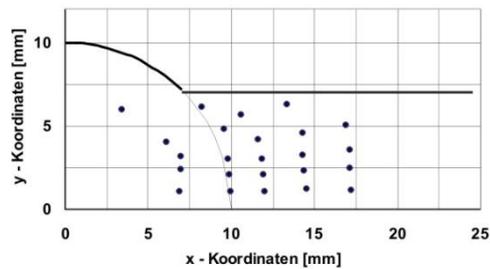


Umformstadium 3

Probenhöhe: 34,4 mm

Stößelweg: 15,2 mm

Prozesszeit: 3,0 s

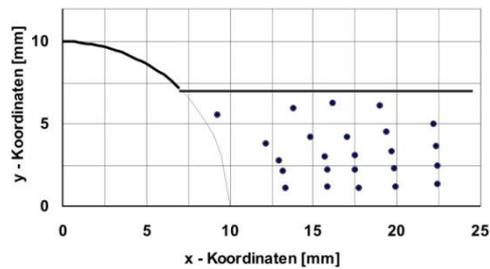


Umformstadium 4

Probenhöhe: 29,5 mm

Stößelweg: 25,0 mm

Prozesszeit: 5,0 s

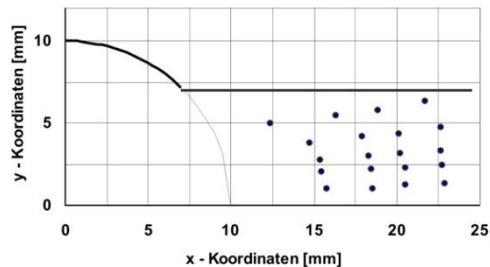


Umformstadium 5

Probenhöhe: 28,7 mm

Stößelweg: 26,6 mm

Prozesszeit: 5,3 s



Auf der Grundlage der ermittelten Hauptumformgarde wurde nach *Formel 5-3* (Gliederungspunkt 5.1) die relative Oberflächenvergrößerung bestimmt. Da somit eine direkte Abhängigkeit zwischen diesen Größen besteht, ist die maximale Oberflächenvergrößerung in den Bereichen mit den Größten zu verzeichnenden Dehnungen zu erwarten. Bestätigung findet diese Annahme in der Gegenüberstellung des Flächenzuwachses für die einzelnen Umformstadien (*Tabelle 7-3*). Die größte Zuwachsrate von $\epsilon A = 12$ wird demnach im Zentrum der Probe nach einer vollständigen Ausformung des Zapfens erreicht (Umformstadium 5). Dagegen werden ab einer Entfernung von ca. 3 mm in Richtung der Austrittsöffnung (*Tabelle 7-3*; $x=3$) nur noch geringe Oberflächenvergrößerungen festgestellt, die sich während des gesamten Umformverlaufes nicht wesentlich ändern.

7 Ergebnisse und Auswertung der Oberflächenvergrößerung

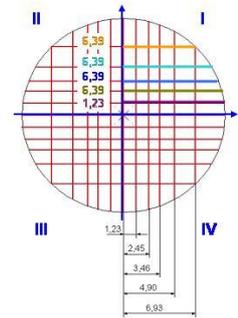
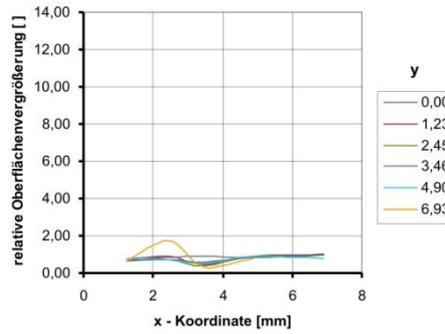
Tabelle 7-3 Entwicklung der relativen Oberflächenvergrößerung in Abhängigkeit des Prozessfortschrittes

Umformstadium 1

Probenhöhe: 38,1 mm

Stößelweg: 7,8 mm

Prozesszeit: 1,6 s

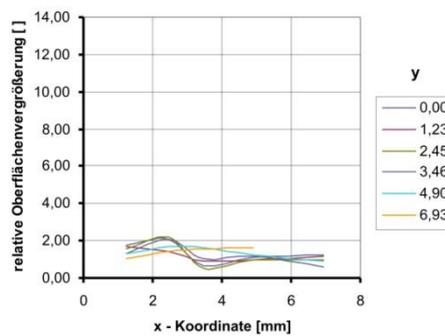


Umformstadium 2

Probenhöhe: 36,7 mm

Stößelweg: 10,6 mm

Prozesszeit: 2,2 s

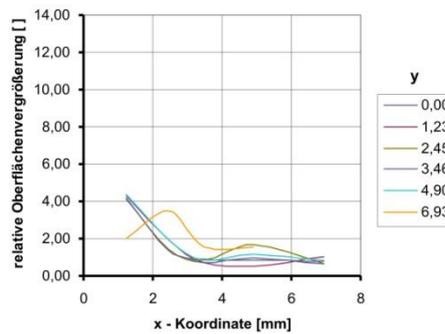


Umformstadium 3

Probenhöhe: 34,4 mm

Stößelweg: 15,2 mm

Prozesszeit: 3,0 s

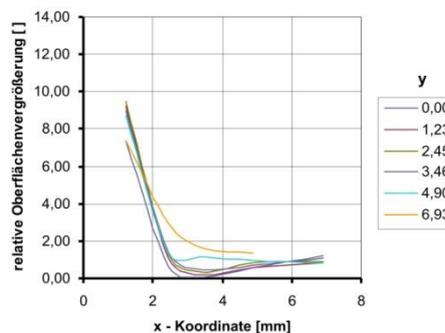


Umformstadium 4

Probenhöhe: 29,5 mm

Stößelweg: 25,0 mm

Prozesszeit: 5,0 s



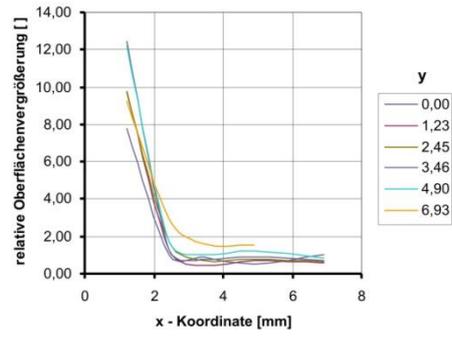
7 Ergebnisse und Auswertung der Oberflächenvergrößerung

Umformstadium 5

Probenhöhe: 28,7 mm

Stößelweg: 26,6 mm

Prozesszeit: 5,3 s



8 Ergebnisse und Auswertung der Zwischenschichten

8.1 Makroskopische Betrachtungen

Zur ersten allgemeinen Bewertung der Proben wurden diese nach dem Querfließpressen makroskopisch betrachtet. Dabei wurden die Proben direkt nach dem Querfließpressen auf Besonderheiten untersucht. Wichtige Betrachtungskriterien waren dabei, die Verbundbildung und eventuelle Auffälligkeiten an den Werkstoffen. Desweiteren wurden mit Hilfe aufgebrochener Proben die makroskopische Verteilung der Zwischenfolien begutachtet. Bei der Verteilung der Zwischenschichten wurde vor allem die Schichtverteilung über den gesamten Querschnitt betrachtet.

Die Al-Mg-Proben bei 300°C Arbeitstemperatur waren alle verbunden und zeigten keine Auffälligkeiten.

Bei allen Proben mit Zwischenschichten waren die Einsenkungen am Probenrand, siehe *Abbildung 8-1* und *Abbildung 8-2*, nach dem Pressen noch vorhanden. An diesem Bereich waren die beiden Werkstoffe nicht miteinander verbunden. Diese Merkmale sind prozesstypisch für den Beginn des Pressvorganges vor dem Erreichen der quasistationären Vorgangsphase.

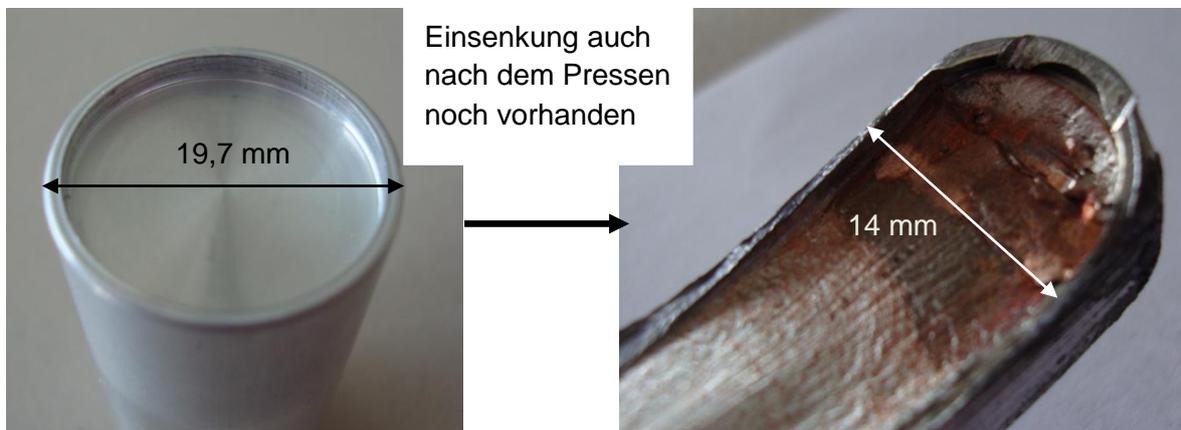


Abbildung 8-1 Einsenkung in Al-Probe vor dem Querfließpressen

Abbildung 8-2 Einsenkung nach dem Querfließpressen noch vorhanden

Auch die Al-Cu-Mg-Proben waren alle nach dem Pressen miteinander verbunden. Die Verteilung der Kupferfolie ist in *Abbildung 8-3* dargestellt. Zwar sind die Kupferpartikel mittig der Proben sichtbar, bilden jedoch keine flächendeckende Schicht aus. Vor allem an den Zapfenenden konzentriert sich die Kupferfolie.

Die Al-CuZn-Mg-Proben konnten ebenfalls erfolgreich verbunden werden. Die Messingverteilung, *Abbildung 8-4*, ist durch den goldenen Schimmer gut erkennbar. In der Mitte der Proben sind nahezu keine Messingbestandteile sichtbar. Mittig der Zapfen sind Messingpartikel partiell verteilt vorhanden, während am Zapfenende eine flächendeckende Messingschicht gefunden werden kann. Allerdings sind dort die Proben größtenteils nicht miteinander verbunden.

Bei der Werkstoffkombination Al-Zn-Mg wurde dagegen eine Probe nicht miteinander verbunden. Bei den Zinkproben (300°C), siehe *Abbildung 8-5*, sind in den nicht verbundenen Zapfenenden Reste der Zinkfolie anhand der Oberflächentopographie erkennbar. Zur Verteilung des Zinks über den Querschnitt ist visuell keine Aussage, aufgrund der Kontrastarmut möglich.

Bei der auf 400°C erhöhten Arbeitstemperatur wurden zwei der Al-Zn-Mg-Proben nicht miteinander verbunden. Der Magnesiumzapfen wies Schädigungen in Form von großen Einrissen und Ausfransungen auf. Im Gegensatz zu allen anderen Proben waren die Proben bei 400°C nur bis höchstens zur Mitte des Zapfens verbunden. Die Zinkproben weisen in den Zapfen tropfenähnliche Oberflächenmuster auf, die in *Abbildung 8-6* sichtbar sind. Die Verteilung über den Querschnitt ist dabei ebenfalls nicht analysierbar.

Die erkannte ungleiche Verteilung der Folien über die Länge der Verbindungsflächen ist auf die im Gliederungspunkt 7 beschriebene Oberflächenvergrößerung zurückzuführen.

8. Ergebnisse und Auswertung der Zwischenschichten



Abbildung 8-3 Kupferverteilung über den Querschnitt in der Grenzschicht



Abbildung 8-4 Messingverteilung über den Querschnitt in der Grenzschicht

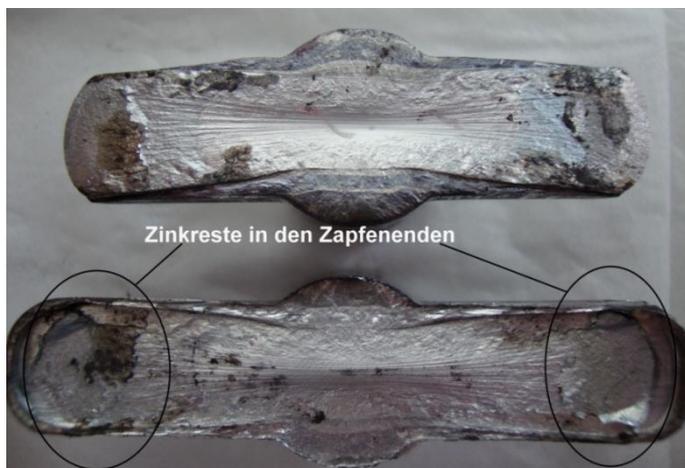


Abbildung 8-5 Zinkverteilung über den Querschnitt in der Grenzschicht

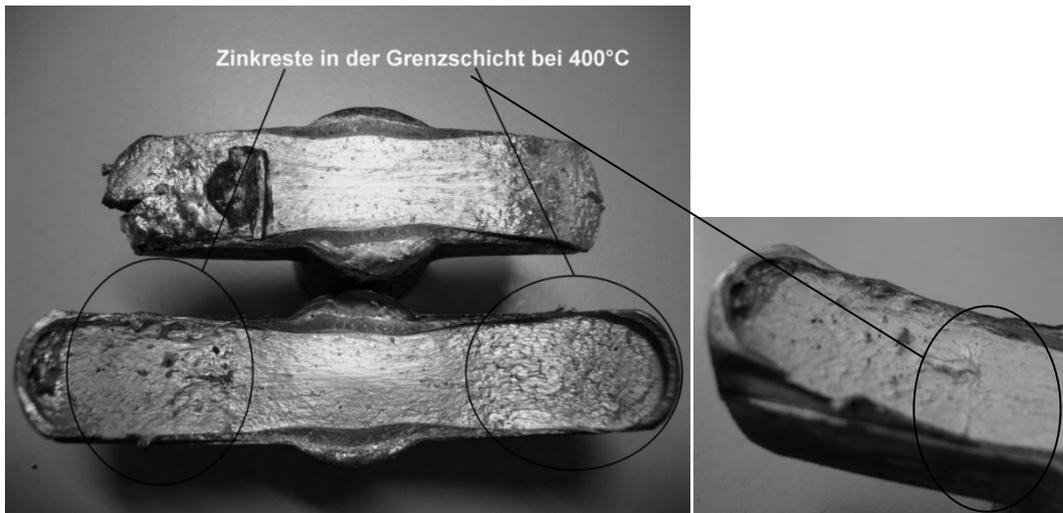


Abbildung 8-6 Zinkverteilung bei 400°C über den Querschnitt in der Grenzschicht

8.2 Darstellung der lichtmikroskopischen Ergebnisse

Bei der lichtmikroskopischen Auswertung der Proben wurde die Grenzschicht auf Ihre Qualität hinsichtlich der Gleichmäßigkeit, der Fehlstellenhäufigkeit und der Schichtdicke charakterisiert. Dabei wurde das Lichtmikroskop Keyence VH-Z500R im Interferenzkontrast verwendet. Aufgrund der Größe der lichtmikroskopischen Aufnahmen sind diese im *Anhang 1* zu finden. Die Proben wurden jeweils in Quer- und in Längsrichtung metallografisch präpariert. Zum Verständnis sind die Probenbezeichnungen mit ihren jeweiligen Zwischenschichten in *Tabelle 8-1* dargestellt. Die Probenentnahmeorte der Quer- und Längsschnitte sind in *Abbildung 8-8* zu sehen. Die 3D-Darstellung in *Abbildung 8-7* soll dem Verständnis dienen. Die Querschnitte im Zylinder- und Zapfenbereich dienen der Bewertung der Schichtverteilung zwischen Mitte - Rand und der Ermittlung von starken Schwankungen zwischen Zylinder und Zapfen. Im Längsschnitt kann dabei die Verteilung der Folien über den gesamten Querschnitt genauer untersucht werden.

Die Versuche bei den Temperaturen um 300°C waren ohne größere Probleme möglich. Allerdings waren die Temperaturen um 400°C zu hoch, um qualitativ hochwertige und auch auswertbare Proben zu erhalten. Aus diesem Grund wurden nach dem Verpressen der Proben mit der Zwischenschicht Zink die Versuche abgebrochen. Die Probe mit Zink bei einer Arbeitstemperatur von 400°C wurde für die Auswertung dennoch mit berücksichtigt.

Tabelle 8-1 Probenbezeichnungen

| Werkstoff | Probenbezeichnung | Arbeitstemperatur | Metallografischer Schnitt |
|------------|-------------------|-------------------|---------------------------|
| Al-Mg | P_1 | 300°C | quer |
| Al-Mg | P_2 | 300°C | längs |
| Al-Cu-Mg | P_3 | 300°C | quer |
| Al-Cu-Mg | P_4 | 300°C | längs |
| Al-CuZn-Mg | P_5 | 300°C | quer |
| Al-CuZn-Mg | P_6 | 300°C | längs |
| Al-Zn-Mg | P_7 | 300°C | quer |
| Al-Zn-Mg | P_8 | 300°C | längs |
| Al-Zn-Mg | P_9 | 400°C | quer |
| Al-Zn-Mg | P_10 | 400°C | längs |

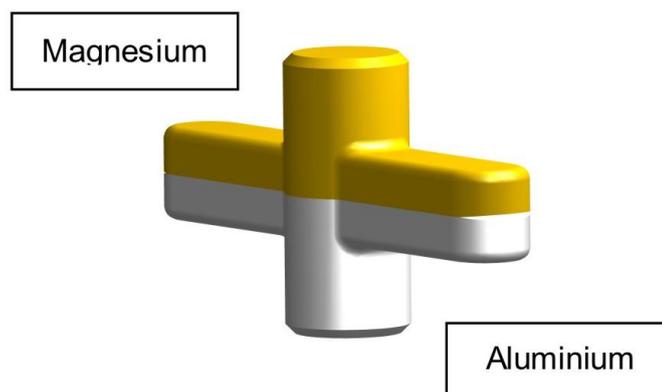


Abbildung 8-7 Al-Mg-Probe in 3D-Darstellung

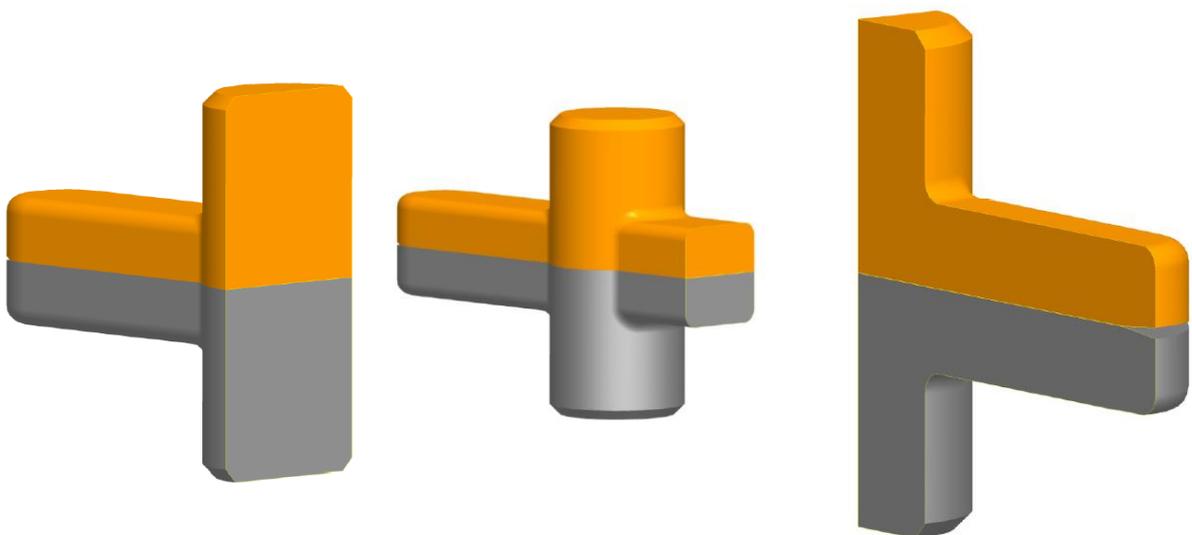


Abbildung 8-8 Al-Mg-Probe in 3D-Darstellung links: Querschnitt im Zylinder mitte: Querschnitt im Zapfen rechts: Längsschnitt Zylinder → Zylinder-Zapfen → Zapfen

Aufgrund der sehr geringen geometrischen Abmaße der Grenzschicht ist es notwendig, die Proben metallografisch zu präparieren. Die Präparation von Aluminium und Magnesium als einzelner Werkstoff erfordert besondere Sorgfalt. Die hier vorliegende Werkstoffkombination besteht aus Aluminium und Magnesium sowie einer Grenzschicht, d. h. die Präparation ist nicht trivial und noch nicht genügend ausgereift, um eine kratzerfreie, sehr gut polierte Oberfläche zu liefern. Aus diesem Grund soll hier kurz angemerkt werden, dass die vorliegenden Bilder in der Arbeit bestmöglich präpariert wurden. Dennoch treten viele Kratzer und andere nicht völlig vermeidbare Unstetigkeiten auf, so dass nicht von hochwertigen Aufnahmen gesprochen werden kann. Vor allem bei den Proben mit Kupfer und Messing sind an den Grenzschichten stärkere qualitative Einschränkungen sichtbar.

Die erste Werkstoffpaarung Al-Mg, siehe *Anhang 1-1* und *1-2*, wurde bei einer Arbeitstemperatur von 300 °C ohne Zwischenschicht verpresst und dient als Referenzobjekt. Anhand der lichtmikroskopischen Untersuchungen konnte bei dem Werkstoffverbund Al-Mg eine gleichmäßige und dünne Schicht von ca. 2-3 µm detektiert werden. Im Querschnitt der Probe wurden nur sehr wenige Fehlstellen gefunden. Während im Längsschnitt in der Mitte der Probe ca. 40 µm lang ein Riss („schwarzes Band“) an der Grenzschicht zu sehen war.

Die Proben P_3 und P_4 umfassen die Werkstoffkombination Al-Cu-Mg bei 300°C Arbeitstemperatur. Im Querschnitt des Zylinders und im Zylinderbereich des Längsschnittes wurde kein Kupfer gefunden. Die sich dennoch ausbildende Schicht ist dort sehr dünn, wie im *Anhang 1-3* deutlich wird. An dem Rand im Zylinder waren zwei sehr kleine Kupferblasen vorhanden. Im Zapfenquerschnitt, *Anhang 1-4*, ist eine fast flächendeckende aber ungleichmäßige Kupferschicht detektiert worden. Der Randbereich weist dagegen Lücken der Kupferschicht auf. Entlang des Längsschnitts ist eine deutliche Dickenzunahme der Kupferschicht sichtbar. Im Bereich Zylinder-Zapfen treten erste kleine Kupferblasen und ab der Mitte des Zapfens eine ungleichmäßige aber flächendeckende Kupferschicht auf.

Die Proben mit der Zwischenschicht Messing sind im *Anhang 1-5* und *1-6* dargestellt. Im Querschnitt konnte auch hier in der Mitte kein Messing gefunden werden und die sichtbare Schicht ist sehr dünn. Im Zapfen wurden zwei große Messingblasen von ca. 180 µm (*Anhang 1-6*) detektiert. Während im Längsschnitt schon im Übergang Zylinder-Zapfen eine 20 µm lange Messingblase auftritt. In der Mitte des Zapfens (Längsschnitt) sind mehrere längliche Messingblasen vorhanden. Allerdings kann nicht von einer flächendeckenden Schicht gesprochen werden.

Die Proben P_7 und P_8 wurden mit einer Zinkfolie verpresst. Im Zylinder des Quer- und Längsschnittes lässt sich kein Zink erkennen (*Anhang 1-7*), während im Zapfen des

Querschnittes eine deutlich erkennbare Zinkschicht zu sehen ist, siehe dazu *Anhang 1-8*. Über den Längsschnitt ist die Verteilung des Zinks gut zu erkennen. Ab dem Bereich Zylinder-Zapfen kann eine dünne Zinkschicht detektiert werden, die zum Zapfeneende dicker wird. Dort liegt vermutlich eine zweiphasige Schicht vor. Die eine Phase wächst stetig an und erreicht eine maximale Dicke von ca. 40 μm , die andere Phase bleibt nahezu unverändert über die gesamte Fläche mit einer Dicke von ca. 10 μm (*Anhang 1-9*).

Die Proben P_9 und P_10 wurden mit Zink bei 400 °C verpresst. Dabei wurde auf die Zwischenschicht Zink zurückgegriffen, weil in vorangegangenen Versuchen bereits gute Ergebnisse erreicht wurden. Die Probe P_9 ist beim Einbetten der Proben auseinander gefallen und zeigt deshalb im oberen Bereich der Aufnahme Einbettmittel, *Anhang 1-10*. Deutlich zu sehen ist, dass die ehemalige Grenzschicht im Zylinder trümmerartig vorliegt und kein Zink aufweist. Der Längsschnitt weist, wie auch die anderen Proben, einen stetigen Anstieg der Schichtdicke auf. Die Schichtdicke wächst dabei nicht, sondern die Schicht wächst immer tiefer in den Werkstoff hinein. In der *Anlage 1-11* ist das Schichtwachstum im Längsschnitt der Probe P_10 dargestellt.

8.3 Darstellung der Schichtdicken

Mit dem Lichtmikroskop Keyence VH-Z500R wurden die Schichtdicken ausgemessen und im nachfolgenden *Diagramm 8-1* dargestellt. Aufgrund der ungleichmäßigen Verteilung war es angebracht, von den Proben P_3, P_4, P_6, P_7 und P_8 jeweils die Schichtdicken im Zylinder, Zylinder-Zapfenbereich und Zapfen zu messen. In *Abbildung 8-9* sind die Lagen der Messungen jeweils angegeben. Bei den Messungen von Punkt 1 \rightarrow 2 \rightarrow 3 = Zylinder \rightarrow Zylinder/Zapfen \rightarrow Zapfen ist ein deutlicher Aufwärtstrend zu sehen. Vor allem bei den Proben mit Kupfer und Messing findet man direkte „Schichtsprünge“, wobei auch angemerkt sei, dass die Schichten ungleichmäßig waren. Bei den Proben P_7 und P_8 mit dem Werkstoff Zink als Zwischenschicht dagegen ist ein gleichmäßiger Aufwärtstrend zu sehen, d. h. der Anstieg der Schicht von Zylinder \rightarrow Zylinder/Zapfen \rightarrow Zapfen steigt gleichmäßiger an.

8. Ergebnisse und Auswertung der Zwischenschichten

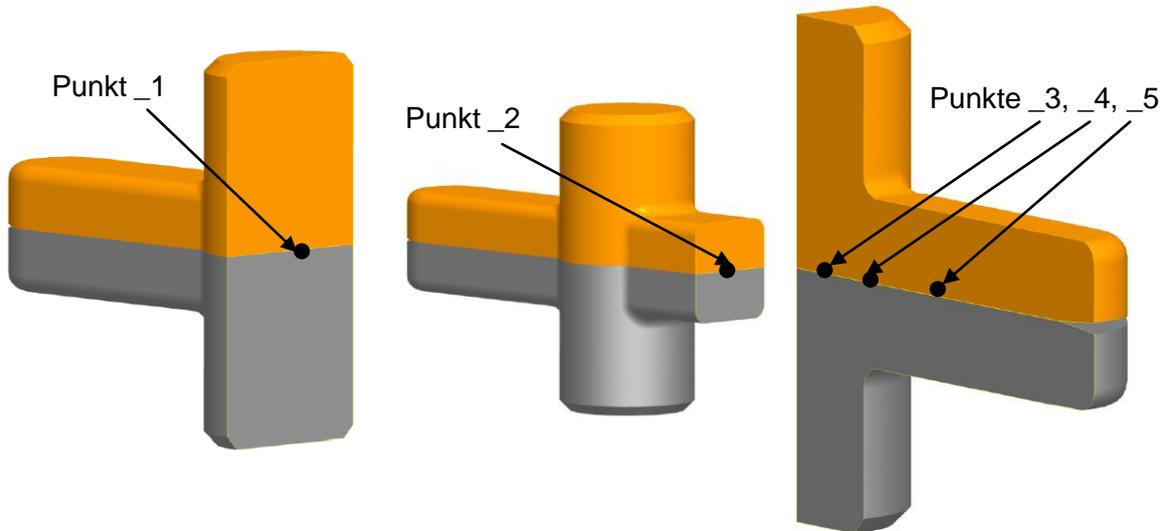


Abbildung 8-9 Messpunktdarstellung der Schichtdicken

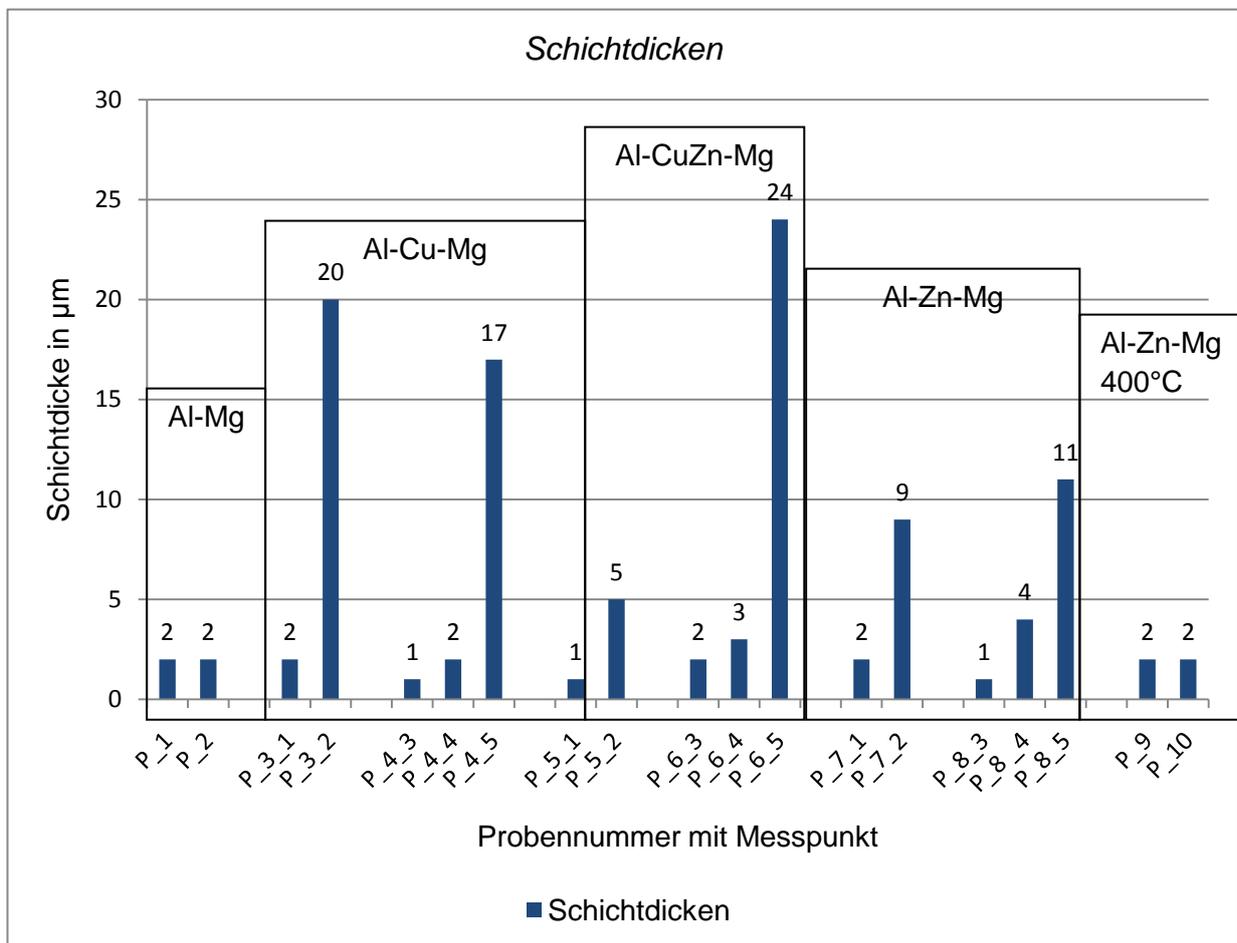


Diagramm 8-1 Schichtendicken

8.4 Darstellung der rasterelektronenmikroskopischen Ergebnisse

Mit Hilfe des Lichtmikroskops war es möglich, die Grenzschicht zu charakterisieren. Es wurden die Merkmale Gleichmäßigkeit, Fehlstellenhäufigkeit und Schichtdicke bewertet. Für weitere Aussagen zur Anbindung der Schicht an die Werkstoffe, Anzahl der Schichten und der Fehlstellen war es notwendig, die Proben im Rasterelektronenmikroskop (REM) zu untersuchen. Die Proben wurden für die Untersuchungen im REM erneut präpariert. Wie schon in Gliederungspunkt 8.2 erwähnt, ist es sehr schwierig, kratzerfreie, ausreichend polierte Probe zu erhalten. Aus diesem Grund sei hier noch angemerkt, dass bei REM-Untersuchungen auch kapazitive Einschränkungen eine Rolle spielen. So kann bei den REM-Bildern von sog. Arbeitsbildern gesprochen werden, alle geforderten Charakterisierungen sind möglich, aber die Qualität der Bilder ist nicht hochwertig.

Die erste Werkstoffkombination Al-Mg wurde auch im REM untersucht. In *Abbildung 8-10 und 8-11* wird die Grenzschicht dargestellt, aufgrund der Gleichmäßigkeit der Schichten, die man über die gesamte Probe finden kann, sind die beiden Abbildungen ausreichend. Man sieht deutlich zwei Schichten. Eine dünnere Grenzschicht an dem Magnesiumwerkstoff und eine dickere Grenzschicht an der Aluminiumseite.

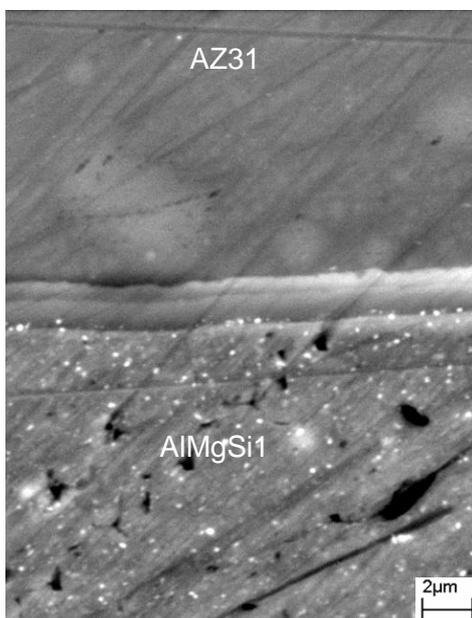


Abbildung 8-10 Probe P_1 Al-Mg bei 3000 facher Vergrößerung, RE-Modus

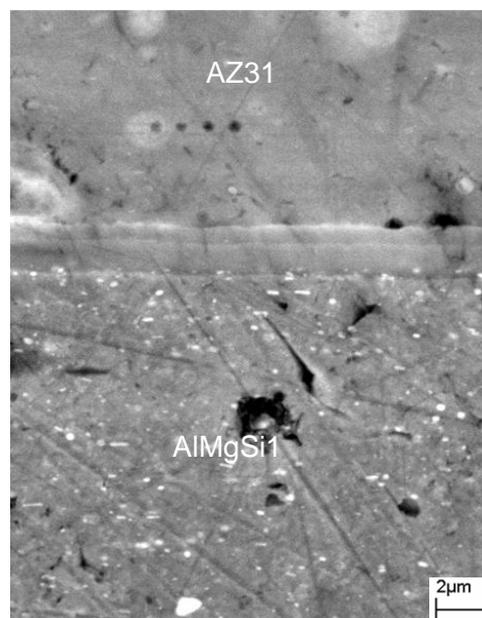


Abbildung 8-11 Probe P_2 Al-Mg bei 3000 facher Vergrößerung, RE-Modus

8. Ergebnisse und Auswertung der Zwischenschichten

P_3 Al-Cu-Mg 300°C Arbeitstemperatur
Querschnitt im Zylinder und im Zapfen

Parameter:
Vergrößerungen: 500x und 3000x
Bildmodus: SE und RE- Modus

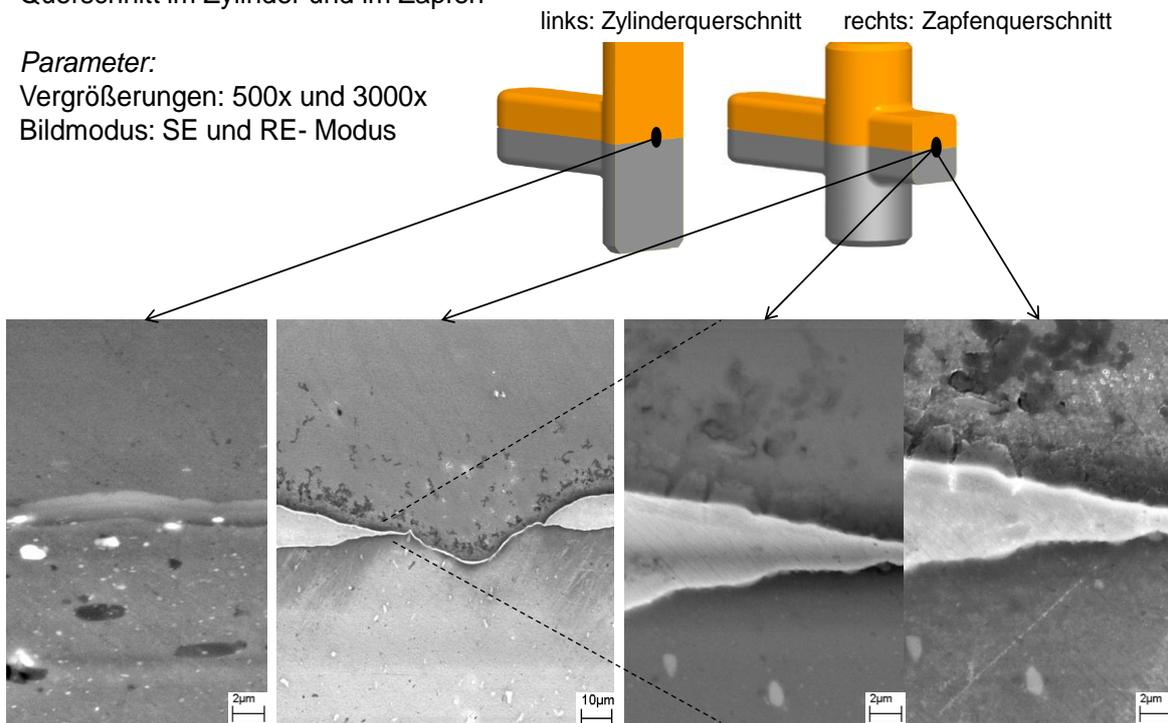


Abbildung 8-12
Grenzschicht im
Querschnitt des
Zylinders,
RE-Modus

Abbildung 8-13
Übersichtsaufnahme
im Zapfen des
Querschnittes, im
SE-Modus,

Abbildung 8-14 Vergrößerung
einer Blase im SE-(rechts) und
RE-Modus (links)

Die REM-Aufnahmen der Proben P_3 und P_4 mit der Zwischenschicht Kupfer zeigen weitere Aufschlüsse im Bezug auf die lichtmikroskopischen Aufnahmen. Dabei wird in *Abbildung 8-12* bestätigt, dass im Zylinder der Proben kein Kupfer vorhanden ist. Die Aufnahmen im Zylinder weisen sowohl im Querschnitt, als auch im Längsschnitt eine zweischichtige Grenzschicht auf, welche, aufgrund der Dickenverteilung in *Abbildung 8-12*, große Ähnlichkeit mit der Grenzschicht des Al-Mg-Verbundes besitzt. Zur Identifizierung der Phasen wird im Gliederungspunkt 8.5 eine EDX-Analyse durchgeführt, die Aufschlüsse über die Konzentrationen der einzelnen Schichten bringen soll. Allgemein konnten wenige Fehlstellen detektiert werden. Wobei die Ungleichmäßigkeit der Schichtverteilung, *Abbildung 8-15* und *8-17*, als nachteilig zu werten ist. Die *Abbildung 8-14* und *8-16* lässt vermuten, dass eine Anbindung an die beiden Grundwerkstoffe vorliegt. Auch in den REM-Bildern wird das Kupferschichtwachstum Zylinder → Zylinder/Zapfen → Zapfen deutlich wieder gespiegelt. Die Kupferschicht tritt dabei in verschiedenen blasenförmigen Erscheinungen partiell auf. Während im Zylinder-Zapfenbereich, *Abbildung 8-15*, die Kupferblasen noch kurz und flach auftreten, werden diese Blasen im Zapfen länglicher und flächendeckender, *Abbildung 8-17*.

8. Ergebnisse und Auswertung der Zwischenschichten

Probe P_4 Al-Cu-Mg 300°C
Arbeitstemperatur im
Längsschnitt

Parameter:
Vergrößerungen: 200x und 8000x
Bildmodus: SE- und RE- Modus

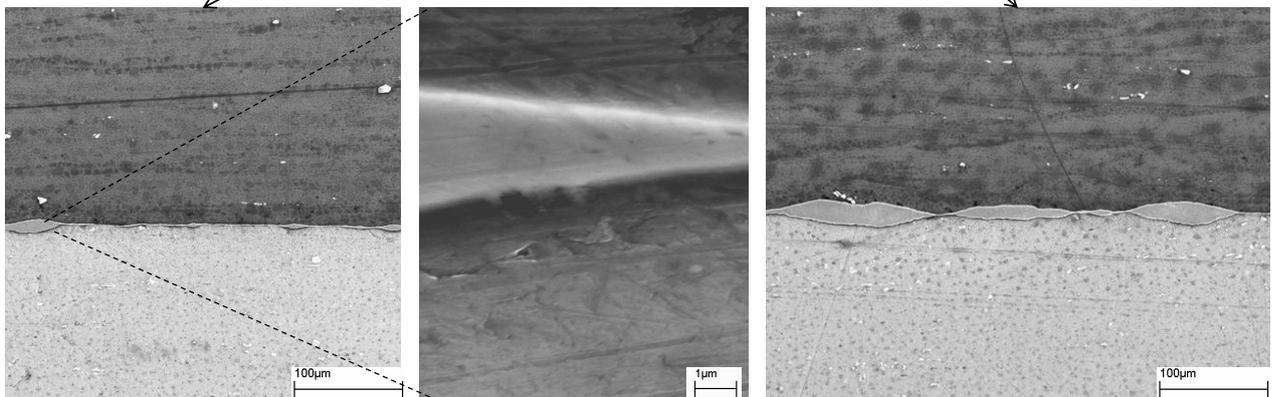
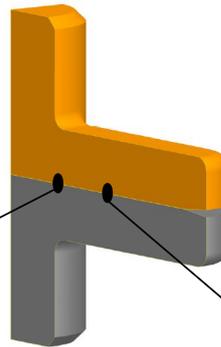


Abbildung 8-15
Übersichtsaufnahme der
Schichtverteilung im
Bereich Zylinder-Zapfen,
im SE-Modus

Abbildung 8-16
Vergrößerung einer
Cu-Blase bei 8000
facher Vergrößerung
im RE-Modus

Abbildung 8-17
Übersichtsaufnahme der
Schichtverteilung im Zapfen, im
SE-Modus

8. Ergebnisse und Auswertung der Zwischenschichten

Probe P_5 Al-CuZn-Mg 300°C
Arbeitstemperatur Querschnitt im
Zylinder und im Zapfen

Parameter:
Vergrößerungen: 50x und 3000x
Bildmodus: SE-Modus

links: Zylinderquerschnitt rechts: Zapfenquerschnitt

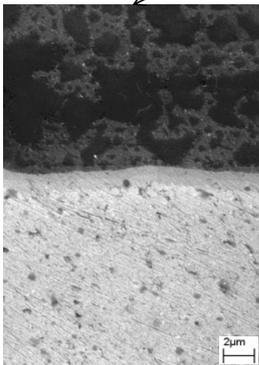
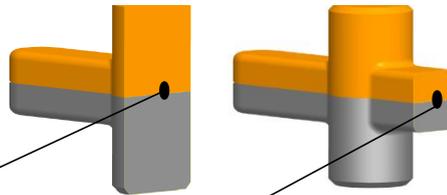


Abbildung 8-18
Grenzschicht im
Querschnitt des
Zylinders der
Probe

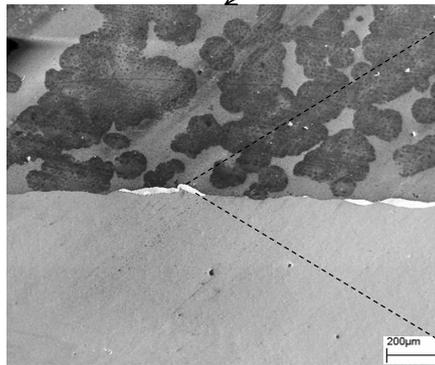


Abbildung 8-19
Übersichtsaufnahme der
Grenzschicht im Zapfen

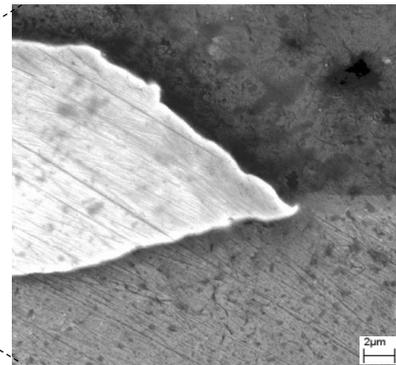


Abbildung 8-20
Vergrößerung einer CuZn-
Blase im Zapfen

Die Proben P_5 und P_6 sind mit einer Messingfolie verpresst worden. Dabei konnten Erkenntnisse aus den lichtmikroskopischen Bildern bestätigt werden. Im Querschnitt sowie im Längsschnitt des Zylinders konnte kein Messing detektiert werden. Anhand der REM-Aufnahmen konnte allerdings festgestellt werden, dass es sich hier um eine zweiphasige Schicht handelt, siehe *Abbildung 8-18*. Die Übersichtsaufnahmen *Abbildung 8-19* und *8-21* zeigen die CuZn-Verteilung im Zapfen, die CuZn-Blasen sind partiell verteilt und nicht flächendeckend. In *Abbildung 8-20* und *8-22* werden die Abgrenzungen der CuZn-Blase und der beiden Grundwerkstoffe dargestellt. Diese sind sehr scharf, so dass wahrscheinlich keine oder nur eine sehr geringe Anbindung an die beiden Grundwerkstoffe besteht. Um die Anbindung besser beurteilen zu können wurde die *Abbildung 8-24* im RE-Modus aufgenommen. Auch dabei zeigte sich nur eine sehr leichte „Vermischung“ zwischen den Werkstoffen und der Schicht. Im Längsschnitt wird deutlich, dass an den Stellen ohne CuZn, *Abbildung 8-22* und *8-23*, kein Verbund vorhanden ist. Die Grenzschichten bestehen aus den CuZn-Blasen und im Querschnitt des Zylinders aus zwei verschiedenen Schichten, die mit Hilfe der EDX-Analyse näher bestimmt werden sollen.

8. Ergebnisse und Auswertung der Zwischenschichten

Probe P_6 Al-CuZn-Mg 300°C
Arbeitstemperatur im Längsschnitt

Parameter:
Vergrößerungen: 100x und 3000x
Bildmodus: SE- und RE-Modus

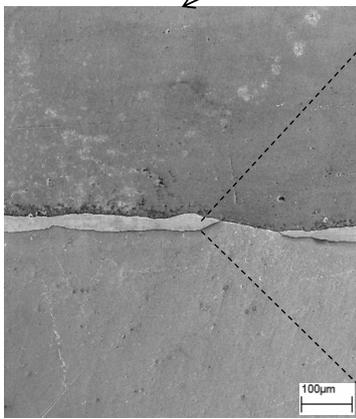
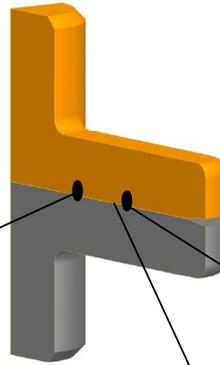


Abbildung 8-21
Übersichtaufnahme
des Längsschnitts im
Zapfenbereich

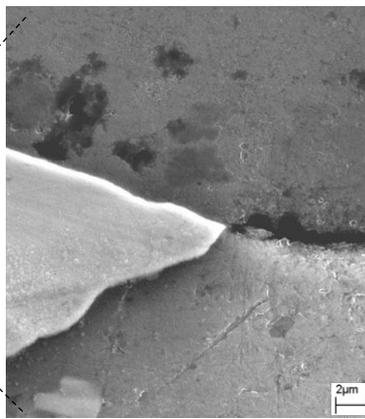


Abbildung 8-22
Vergrößerung einer
CuZn-Blase

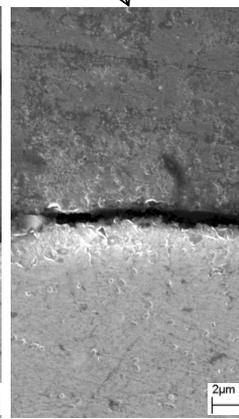


Abbildung 8-23
Grenzschicht im
Längsschnitt

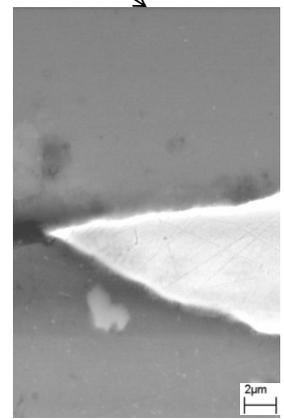


Abbildung 8-24
RE-Bild einer
CuZn-Blase

Probe P_7 Al-Zn-Mg 300°C
 Arbeitstemperatur Querschnitt
 im Zylinder und im Zapfen

Parameter:
 Vergrößerungen: 3000x und
 20000x
 Bildmodus: SE- und RE-Modus

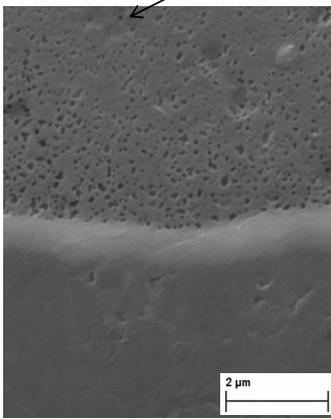
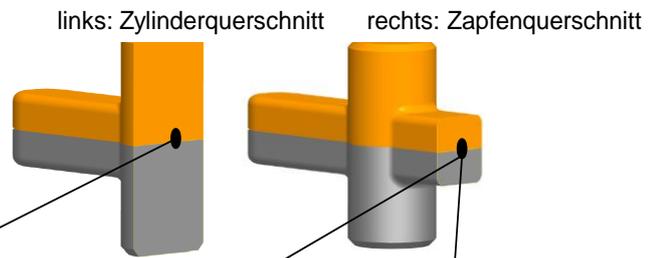


Abbildung 8-25
 Grenzschicht im
 Querschnitt der Probe im
 SE-Modus

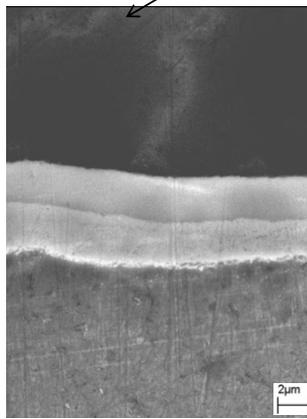


Abbildung 8-26
 Grenzschicht im
 Zapfen des
 Querschnittes im SE-
 Modus

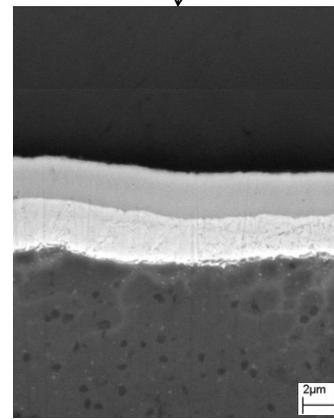


Abbildung 8-27
 Grenzschicht im Zapfen
 der Probe im RE-Modus

Nur bei einer Vergrößerung von 20000x kann eine eindeutige Charakterisierung der Schicht im Querschnitt der Al-Zn-Mg-Proben bei 300°C erfolgen. In *Abbildung 8-25* und *8-28* wird diese dargestellt. Es ist eine sehr dünne Schicht, die weder im Zylinder der Querschnitte noch im Längsschnitt scharfe Abgrenzungen zu Aluminium und Magnesium aufweist, vorhanden. Im Zapfen der Probe wird eine zweilagige Schicht gefunden. Diese Grenzschicht weist an den Rändern einige Fehlstellen auf, wobei die Fehlstellen vor allem zwischen den beiden Schichten detektiert wurden. Zur Verdeutlichung der Anbindung an die Werkstoffe wurden sowohl ein SE-Bild, *Abbildung 8-26*, als auch eine RE-Bild, *Abbildung 8-27*, aufgenommen. Zum Aluminium hin ist eine leichte Anbindung sichtbar. Aufgrund der Schichtgestalt wird jedoch vermutet, dass die Anbindung an beide Werkstoffe vorhanden ist. Dies wird vor allem durch das Schichtwachstum begründet. Im Bereich des Zylinder-Zapfen-Überganges wurden erste Spuren der Zweischichtigkeit aufgezeigt (*Abbildungen 8-29* und *8-30*). Im Zapfen, *Abbildung 8-31*, der Probe wurde einer stark ausgeprägte Schicht gefunden, eine dünne an der Mg-Seite und eine dicke Grenzschicht an der Al-Seite.

8. Ergebnisse und Auswertung der Zwischenschichten

Probe P_8 Al-Zn-Mg 300°C
Arbeitstemperatur im Längsschnitt

Parameter:
Vergrößerungen: 3000x und 20000x
Bildmodus: SE- und RE-Modus

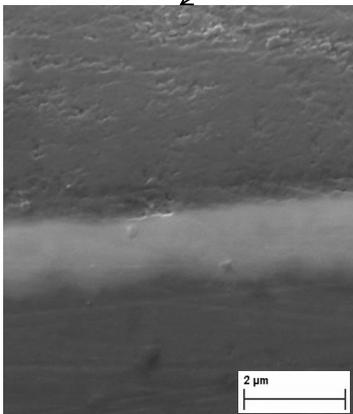
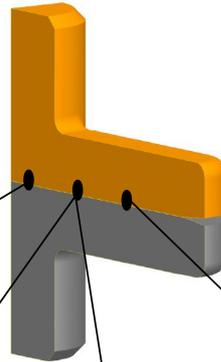


Abbildung 8-28
Grenzschicht im Zylinder
des Längsschnittes im
SE-Modus

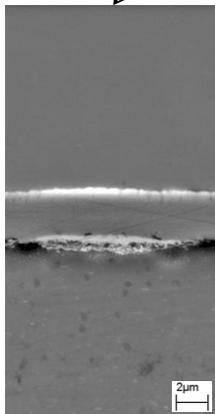


Abbildung 8-29
Grenzschicht
im Zylinder-
Zapfen-Bereich
der Probe im
RE-Modus

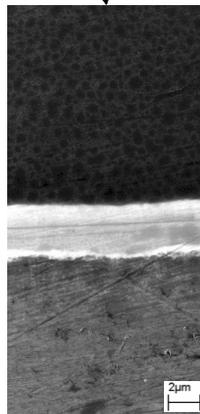


Abbildung 8-30
Grenzschicht
im Zylinder-
Zapfen-
Bereich der
Probe im SE-
Modus

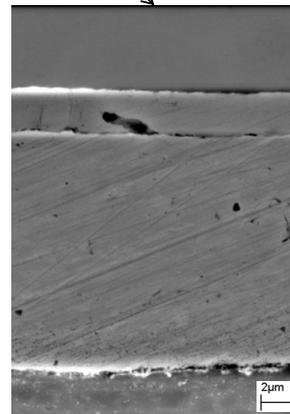


Abbildung 8-31
Grenzschicht im
Zapfen des
Längsschnittes

8. Ergebnisse und Auswertung der Zwischenschichten

Probe P_9 Al-Zn-Mg 400°C Arbeitstemperatur
Querschnitt im Zylinder und im Zapfen

Parameter:
Vergrößerungen: 1180x und 3000x
Bildmodus: SE- und RE-Modus

links: Zylinderquerschnitt rechts: Zapfenquerschnitt

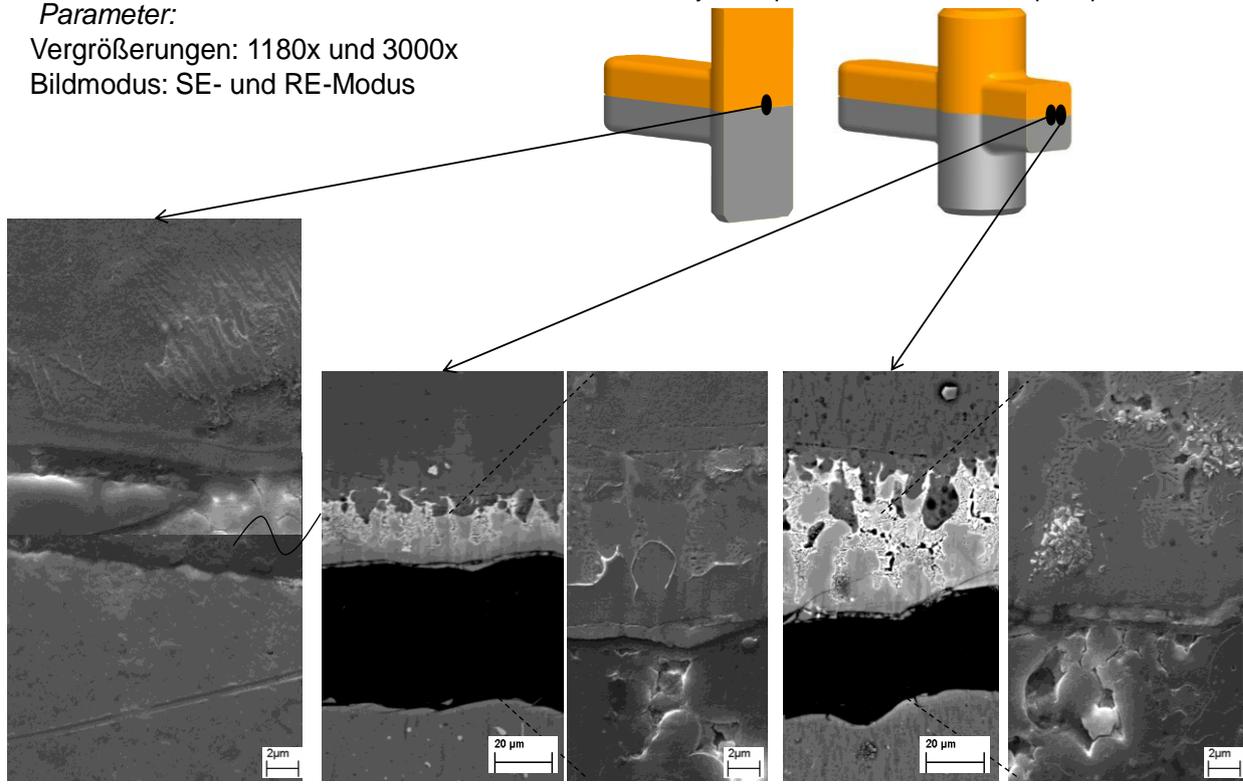


Abbildung 8-32
Grenzschicht im
Zylinder des
Querschnittes im SE
Modus

Abbildung 8-33
Grenzschicht im
Zapfen des
Querschnittes im
RE-Modus

Abbildung 8-34
Vergrößerung
der oberen
Grenzschicht
im SE-Modus

Abbildung 8-35
Grenzschicht
im Zapfenrand
der Probe im
RE-Modus

Abbildung 8-36
Vergrößerung
der
Grenzschicht
im Zapfenrand
im SE-Modus

Die Probe P_9 ist während des Einbettens gerissen, deshalb ist in den Abbildungen der Probe auch das Einbettmaterial zu sehen. Die Proben P_9 und P_10 wurden bei 400°C mit einer Zwischenschicht aus Zink verpresst. In der *Abbildung 8-32* sind noch Reste der ehemaligen Grenzschicht erkennbar. Wobei keine Aussage getroffen werden kann ob diese ein – oder zweischichtig war, allerdings weist die Grenzschicht ein trümmerartiges Erscheinungsbild auf, die auf einen Verbund nach dem Verpressen schließen lässt. Die beiden *Abbildungen 8-33* und *8-35* wurden im SE-Modus aufgenommen und zeigen die Trümmerschicht an dem Einbettmaterial. Im Zapfen des Querschnittes ist das Zink an einer Stelle stark in das Magnesium hinein diffundiert. Auffällig ist dabei das Vorliegen von unterschiedlichen Färbungen, *Abbildung 8-33* und *8-35*. Die Längsprobe weist die typische Schichtverbreiterung auf. Im Zylinder, *Abbildung 8-37*, liegen zwei Schichten vor, während die eine sehr schmal ist, wirkt die andere ausgeprägter. Im Zylinder-Zapfen-Bereich, *Abbildung 8-38*, werden die Schichten immer dicker und im Zapfen können zwei fast

8. Ergebnisse und Auswertung der Zwischenschichten

gleichdicke Schichten detektiert werden, siehe auch *Abbildung 8-39*. Allerdings kann anhand der Aufnahmen kein Zink gefunden werden.

Probe P_10 Al-Zn-Mg 400°C
Arbeitstemperatur im Längsschnitt

Parameter:
Vergrößerungen: 3000x und 3000x
Bildmodus: SE- und RE-Modus

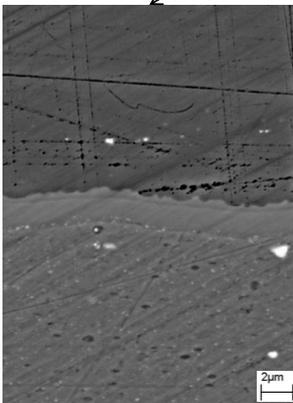
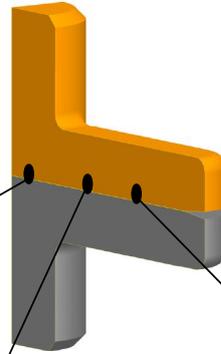


Abbildung 8-37
Grenzschicht im Zapfen
des Längsschnittes im
SE-Modus

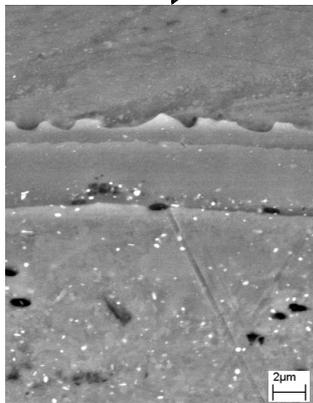


Abbildung 8-38
Grenzschicht im
Bereich Zylinder-
Zapfen im SE-Modus

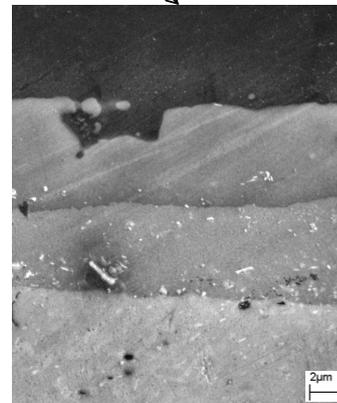


Abbildung 8-39
Grenzschicht im
Zylinder der Probe
im RE-Modus

8.5 Darstellung der EDX-Ergebnisse

Die energiedispersive Röntgenmikrobereichsanalyse (EDX) wurde mit Hilfe des Rasterelektronenmikroskopes LEO 1455VP am Fraunhofer Institut Chemnitz und dem Rasterelektronenmikroskopes NEON der Hochschule Mittweida durchgeführt. Dabei wurden jeweils nur die Längsschnitte der Proben betrachtet und jeweils eine Messung im Zylinder und eine im Zapfen durchgeführt. Die Probe P_9 wurde ebenfalls studiert, um die chemische Zusammensetzung der zinkreichen-Phasen näher zu bestimmen. Bei der EDX-Analyse wurde mit Hilfe der Punktanalyse die Konzentrationen ermittelt. Aufgrund der dünnen Phasen kann es zu Messfehlern kommen, die in der Betrachtung berücksichtigt werden sollen. Deshalb soll die EDX-Analyse hier ausschließlich dazu beitragen, eine annähernde Charakterisierung der Grenzschichten zu ermöglichen. Die Phasenanalyse erfordert zusätzlich eine röntgenografische-Untersuchung (XRD). Für die vorliegende Arbeit soll allerdings eine annähernde Darstellung ausreichen.

Im *Anhang 2* sind die ermittelten Ergebnisse zur besseren Anschaulichkeit in Balkendiagrammen, sowie die Abbildungen mit den jeweiligen Angaben des Messwertortes zusammengestellt. Dabei werden hier nur die Grenzschichten betrachtet. Die Messpunkte in den Werkstoffen dienen der Orientierung und Vollständigkeit. Mit Hilfe der Phasendiagramme aus dem Gliederungspunkt 6 soll eine annähernde Bestimmung der Phasen vorgenommen werden. Zur Übersicht werden die Masseprozentangaben der einzelnen Proben tabellarisch aufgeführt. In den Berichtblättern konnten keine Atomprozent gefunden werden, so dass nur mit Hilfe der Masseprozent gearbeitet werden kann. Somit kann keine korrekte Analyse über die Phasen geführt werden, aber eine Darstellung der einzelnen Phasen im Verbund ist möglich. Die aufgeführten Prozentangaben ergeben nicht immer 100%, das liegt daran, dass Elemente die in Spuren nachgewiesen wurden, wie Mn, O, C und Si nicht mit in die Auswertung übernommen wurden.

Die Probe P_2 Al-Mg (*Anhang 2-1*) zeigt deutlich ein Mischungskreuz, auch wenn die intermetallischen Phasen anhand der Konzentrationen nicht nachgewiesen werden können, diese in dem Verbund vor. [1]

In *Anhang 2-2 und 2-3* werden die Konzentrationen des Al-Cu-Mg-Verbundes im Zylinder dargestellt. Im Zylinder ist kein Cu nachweisbar, dafür aber eine Phase aus Al-Mg, die aufgrund der Konzentrationsangabe der Al_3Mg_2 nahe kommt, wobei hier Masseprozent vorliegen und so die Annahme nur sehr beschränkt verwendet werden darf. Vermutlich liegt im Zylinder der Kupferproben eine intermetallische Phase aus Al und Mg vor. Im Zapfen kann in einer Cu-Blase fast reines Kupfer nachgewiesen werden, während am Rand dieser

Kupferblase eine Konzentration aus Aluminium (80%) und Kupfer (9,8%) vorliegt. Somit kann die Anbindung von Cu an Al untermauert werden.

Bei Messing liegt jeweils eine Grenzschicht vor, in der kein Messing vorhanden ist, diese besteht aus 51% Mg und 45% Al. In den Messingblasen, im Rand und in der Mitte wird fast ausschließlich nur Zink und Kupfer nachgewiesen. So kann man hier von nahezu keiner Anbindung an die Werkstoffe sprechen (*Anhang 2-4*).

Die einphasige Grenzschicht im Zylinder der Probe P_8 (*Anhang 2-5* und *2-6*) weist Konzentrationen von Al, Mg und Zn auf. Auf der Al-Seite werden Konzentrationen von 14% Mg, 41% Al und 43% Zn ermittelt, während auf der Mg-Seite Konzentrationen 48% Mg, 12% Al und 38% Zn vorliegen. Das bedeutet, dass Zink mit Aluminium und Magnesium eine Verbindung eingegangen und in die beiden Werkstoffe diffundiert. Im Zapfen der Probe konnte in der dicken Schicht, wie erwartet, beinahe reines Zink nachgewiesen werden. Am Rand der dicken Zinkschicht zum Aluminium kann von einer leichten Anbindung, die die Konzentration 8% Al und 89% Zn besitzt, gesprochen werden. Die dünnere Schicht befindet sich auf der Magnesiumseite und zeigt Konzentration von 18% Mg und 79% Zn. Das Magnesium geht so eine gute Verbindung mit dem Zink ein.

Die Analyse der Probe P_9 soll Aufschluss über die unterschiedlichen Phasen geben. Dabei wurden drei verschiedene Bereiche gemessen, die alle drei Mg-, Al- und Zn-Gehalte aufweisen. Die Diffusion fand auf der Mg-Seite statt und erklärt damit den etwas geringeren Gehalt an Aluminium. Zur Analyse dieser Phasen bedarf es eines Dreistoffdiagramms. Aufgrund der Komplexität, soll hier nur festgehalten werden, dass die unterschiedlichen Erscheinungen von Mg, Al und Zn in unterschiedlichen Konzentrationen in den diffundierten Bereichen enthalten sind.

Im Zylinder der Probe P_10 Al-Zn-Mg 400°C konnte kein Zink nachgewiesen werden. Die gemessenen Konzentrationen wiesen ein Mischungskreuz aus Aluminium und Magnesium auf. Der Zapfen der Probe zeigt einen höchsten Anteil an Zink von 15%. Wobei in beiden Schichten vergleichsweise geringe Anteile an Zink gefunden werden können. Somit stellt sich die Frage, wo der Rest des Zinks ist. Möglicherweise ist es in die Werkstoffe diffundiert, was allerdings nicht nachgewiesen werden konnte.

8. Ergebnisse und Auswertung der Zwischenschichten

Tabelle 8-2 Masseprozentanteile in den Grenzschichten

| Werkstoffkombination | Mg in % | Al in % | Cu in % | Zn in % |
|---|---------|------------|------------|------------|
| <i>Al-Mg – dickere Grenzschicht:</i> | 28,3 | 69,6 | - | - |
| <i>dünnere Grenzschicht</i> | 50,0 | 47,2 | - | - |
| <i>Al-Cu-Mg – im Zylinder</i> | 36,9 | 59,5 | - | - |
| <i>im Zapfen</i> | 3,3 | 0,8 | 92,3 | - |
| <i>Al-CuZn-Mg – CuZn-Blase</i> | 3,4 | 1,2 | 59,4 | 33,9 |
| <i>Schicht ohne CuZn</i> | 51,4 | 45,5 | 0,2 | 1,3 |
| <i>Al-Zn-Mg – Zyl.: Schicht Al-seitig</i> | 14,3 | 41 | - | 43,5 |
| <i>Schicht Mg-seitig</i> | 48,4 | 12,1 | - | 38,3 |
| <i>Zapf.: Schicht Al-seitig</i> | 1,5 | 8,3 | - | 89,2 |
| <i>Schicht Mg-seitig</i> | 18,8 | 1,2 | - | 79,4 |
| <i>Mittig im Zink</i> | 1,7 | 1,1 | - | 96,5 |
| <i>Al-Zn-Mg 400°C P_9 Zink</i> | | | | |
| <i>Graue Zone</i> | 52,7 | 27,7 | - | 19,6 |
| <i>Helle Zone</i> | 38,5 | 14,1 | - | 42,9 |
| <i>Dunkle Zone</i> | 35,1 | 12 | - | 44,8 |
| <i>Al-Zn-Mg 400°C – Zyl.: Al-seitig</i> | 43,6 | 53,6 | - | 1,4 |
| <i>Mg-seitig</i> | 52,3 | 44,9 | - | 1,1 |
| <i>Zapf.: Al-seitig</i> | 36,3 | 55,5 | - | 6,4 |
| <i>Mg-seitig</i> | 51,9 | 32,0 | - | 15,2 |

8.6 Ergebnisse der Härteprüfung nach Martens

Die Härteprüfung nach Martens wurde mit dem Härteprüfgerät der Firma Fischerscope HM2000 XYm der Technischen Universität Chemnitz durchgeführt. Es wurde der Verlauf über AlMgSi1 → Grenzschicht/Zwischenschicht → AZ31 gemessen. Dabei wurden nur die Längsschnitte der Proben verwendet und jeweils ein Verlauf im Zylinder und einer im Zapfen der Proben ermittelt. Zur besseren Verdeutlichung der Härte wurden in der Sekundärachse die umgewerteten Härtewerte nach Vickers HV aufgetragen. Die Werte werden bei der Härteprüfung nach Martens mit ausgegeben und wurden hier so verwendet. Die Härteverläufe der Proben P_4, P_6, P_8 und P_10 sind in der *Anlage 3* aufgezeichnet. Hier im *Diagramm 8-2* soll nur die Härte in der Grenzschicht betrachtet und bewertet werden. Die Härtewerte in der Grenzschicht des Al-Mg-Verbundes sind, im Gegensatz zu den beiden Grundwerkstoffen Aluminium und Magnesium, sehr hoch.

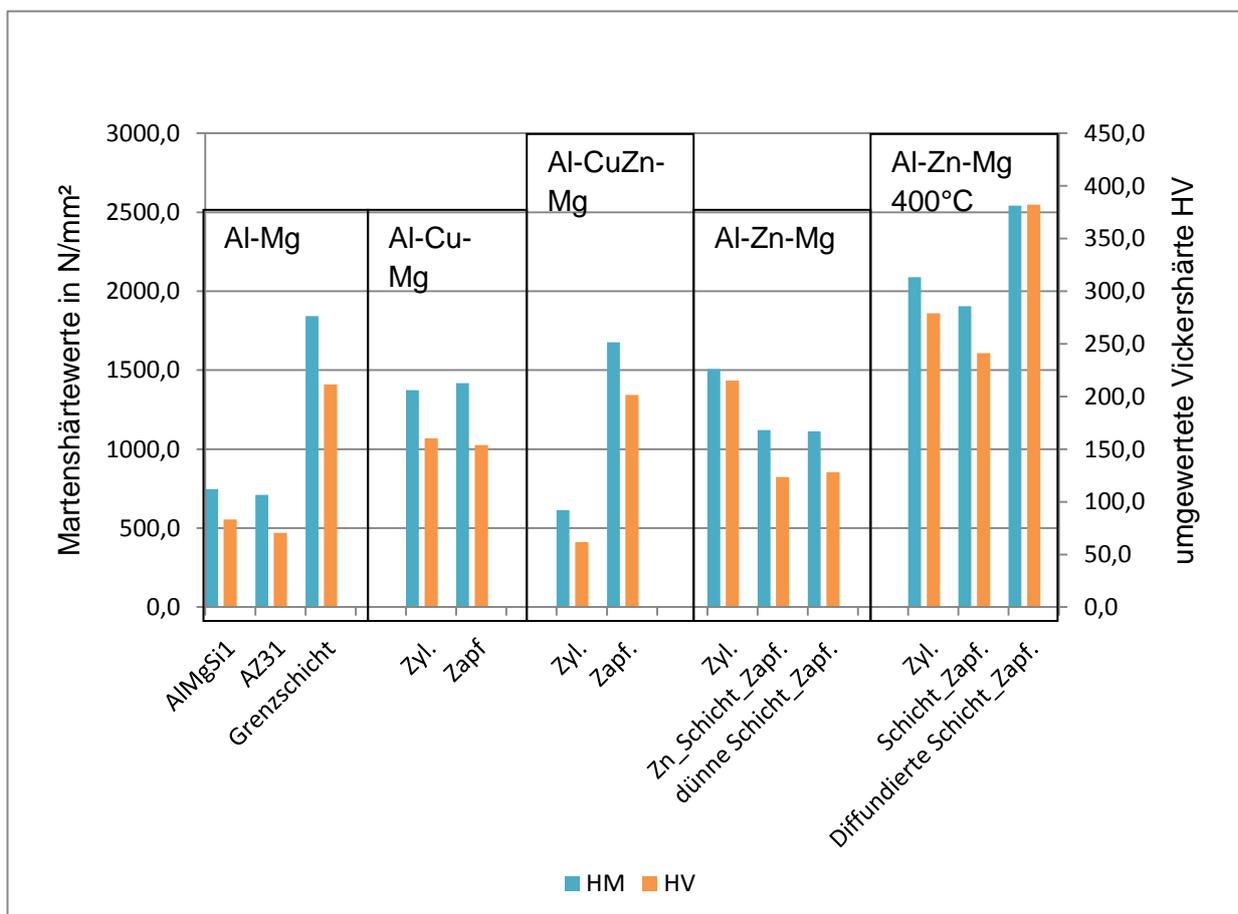


Diagramm 8-2 Martenshärte und umgewertete Vickershärte in den Grenzschichten

Zur besseren Anschaulichkeit und Verständlichkeit wurden links im *Diagramm 8-2* die Härtewerte von AlMgSi1 und AZ31 aufgezeichnet, sowie der Härtewerte der Grenzschicht ohne Zwischenschicht. Die Härtewerte der beiden Grundwerkstoffe AlMgSi1 mit

8. Ergebnisse und Auswertung der Zwischenschichten

HM0,01/30/30/=745 N/mm² (83HV0,01) und AZ31 mit HM0,01/30/30/=709 N/mm² (70HV0,01) aufgeführt. Dabei spiegeln diese Schichthärtewerte auch die Werte der bisherigen Härteprüfungen wider.

Die Grenzschicht der Werkstoffkombination Al-Mg beträgt eine Härte von HM0,01/30/30/=1841 N/mm². Im Gegensatz zu der Härte bei der Al-Mg- Grenzschicht, ist die Härte bei allen der hier untersuchten Werkstoffkombinationen in der Grenzschicht geringer, aber im Vergleich zu den Grundwerkstoffen AlMgSi1 und AZ31 höher.

Bei dem Werkstoffverbund Al-Cu-Mg ist sowohl im Zylinder als auch im Zapfen eine gleichbleibende Härte von ca. HM0,01/30/30/=1400 N/mm² (150HV0,01) zu beobachten.

Während bei Al-CuZn-Mg ein starker Härteanstieg zwischen Zylinder und Zapfen zu verzeichnen ist.

Bei Zink als Zwischenschicht kann genau der entgegengesetzte Fall beobachtet werden. Die Härte nimmt vom Zylinder zum Zapfen ab.

In der Probe P_10 sind die höchsten Härtewerte zu erkennen. Die diffundierte Schicht weist eine Härte von über HM0,01/30/30/=2000 N/mm² (390HV0,01) auf. Während die Härte in der Schicht des Zylinders auch sehr hoch ist.

8.7 Auswertung der Zwischenschichten

Zur Übersicht sind in *Tabelle 8-3* die Ergebnisse der Untersuchungen stichpunktartig aufgeführt und sollen zur besseren Verständlichkeit dienen. Die EDX-Analyse wird dabei nicht mit aufgeführt, da die Charakterisierung der Phasen im Punkt 8.4 schon durchgeführt wurde. Für die Auswertung sollen die Merkmale *Gleichmäßigkeit*, *Fehlstellenhäufigkeit*, *Anzahl der vorhandenen Schichten* und *Anbindung an die beiden Grundwerkstoffe* für die Auswertung dienen. Im Lichtmikroskop wurden vor allem die Gleichmäßigkeit der Schichten und die Fehlstellenhäufigkeit bewertet. Für weitere Details war die Auflösung zu gering, so dass die Proben im REM betrachtet wurden. Die Probe Al-Mg ohne Zwischenschicht diente als Referenz (im fortlaufenden Text so bezeichnet) für die Härtemessung aber auch hinsichtlich der Schichtqualitäten. Diese zeigte eine dünne, zweiphasige Schicht. Die dünnere Schicht wurde am Magnesiumwerkstoff gefunden, die dickere an Aluminium. Im *Anhang 2-1* wird auch deutlich, dass das gesamte Phasengebiet von Al-Mg durchlaufen wird und die beiden intermetallischen Phasen vorhanden sind. Den Nachweis über die intermetallischen Phasen wurde in der Quelle [1] schon geführt.

Sehr auffällig war die Ähnlichkeit der Al-Mg-Phasen mit den Phasen, die im Zylinder von Al-Cu-Mg und Al-CuZn-Mg detektiert wurden. Anhand der EDX-Analyse konnte diese Ähnlichkeit mit Hilfe der Elementkonzentrationen nachgewiesen werden. Die dünne Grenzschicht am Magnesium des Referenzobjektes korreliert mit den Phasenkonzentrationen der Zylindergrenzschicht Al-Cu-Mg und die dicke Al-Mg Grenzschicht mit der Zylindergrenzschicht von Al-CuZn-Mg. Beiden besitzen annähernd gleiche Konzentrationen, wobei die Masseprozent keinen korrekten Phasenvergleich erlauben, könnten die nachfolgenden Phasen mit den des Al-Mg-Verbundes korrelieren, was eine XRD-Untersuchung oder die Angabe der Atomprozent untermauern könnten.

| | | |
|-----------------------|-----|-------------------------|
| Al-Mg: 69,6%-28,3 % | und | Al-Mg: 47,2%-50,0% |
| Al-Cu-Mg: 59,5%-36,9% | und | Al-CuZn-Mg: 45,5%-51,4% |

Im Längsschnitt der Al-CuZn-Mg-Probe wurde eine niedrige Härte von $HM_{0,01/30/30}=613$ N/mm² gemessen, was das Vorhandensein der intermetallischen Phasen widerlegen würde. Dabei wurde im Zylinder des Längsschnittes dieser Grenzschicht kein Verbund festgestellt, dies könnte die niedrige Härte (Grundwerkstoff) begründen. Für einen konkreten Beweis der vorliegenden Phasen muss auch hier eine XRD-Analyse geführt werden. Im Zylinder der Cu-Probe dagegen wurde eine Härte von $HM_{0,01/30/30}=1400$ N/mm² ermittelt und kommt damit der Härte von Al-Mg sehr nahe, was die Vermutung der intermetallischen Phasen bestätigen würde.

Bei allen drei Zwischenfolie konnte das Schichtdickenwachstum

Zylinder → Zylinder-Zapfen → Zapfen

beobachtet werden. Bei den Zwischenfolien Cu und CuZn konnte keine stetig wachsende Schicht gezeigt werden. Diese Zwischenfolien treten meist blasenförmig auf und werden zum Zapfen hin immer dichter. Während das Kupfer im Zapfen ungleichmäßig aber flächendeckend ist, tritt Messing nur partiell auf. Bei Messing konnten außerdem Risse zwischen den einzelnen Messingblasen detektiert werden. Der Grund für die Rissentstehung ist nicht Gegenstand dieser Arbeit.

Zink im Zylinder der Proben, P_7 und P_8 konnte weder im Lichtmikroskop noch im REM gefunden, wurden aber in der EDX-Analyse nachgewiesen. Das bedeutet, dass Zink mit Al und Mg eine Verbindung eingegangen ist und in die Werkstoffe diffundierte.

Das Ziel bei der Verbundherstellung ist es, eine umformbare Grenzschicht zu erzeugen. Um dieses Ziel zu erreichen, spielen viele Faktoren eine Rolle. Inzwischen konnten Untersuchungen nachweisen, dass bei Al-Mg-Grenzschichten intermetallische Phasen entstehen, die für die Weiterverarbeitung wenig geeignet sind. Aus diesem Grund soll die Umformbarkeit der Proben mit Hilfe von Zwischenschichten realisiert werden. In dieser Arbeit wurden deshalb die Zwischenschichten Kupfer, Messing und Zink untersucht. Die Ergebnisse der Untersuchungen wurden in den vorangegangenen Gliederungspunkten dargestellt.

Die Zwischenfolie Kupfer zeigte eine ungleichmäßige, aber flächendeckende Kupferschicht im Zapfen. Die Darstellung der Oberflächenvergrößerung veranschaulicht dieses Phänomen. Die Härte beträgt zwar trotzdem ca. $HM\ 0,01/30/30/1400\ N/mm^2$, aber diese gliedert sich etwas niedriger ein als die des Referenzobjektes. Aufgrund der flächendeckenden Cu-Schicht im Zapfen, den wenigen Fehlstellen und der etwas niedrigeren Härtewerte, kann man bei Kupfer von einer guten und aussichtsreichen Schicht sprechen.

Messing sollte die Besonderheiten einer Legierung als Zwischenschicht herausstellen. Aufgrund der ungleichmäßigen, nicht flächendeckenden CuZn-Schicht im Zapfen und der Härtewerte ist der weitere Einsatz dieser Legierung nicht zielführend.

Die dritte Zwischenschicht, Zink, zeigt hier die besten Ergebnisse. Zum einen weisen die Härtewerte sehr gute Ergebnisse auf, zum anderen sprechen die Schichtqualitäten für sich. Zink konnte in den Zylinder Grenzschichten nachgewiesen werden, was für eine Diffusion in die beiden Werkstoffe spricht. Aber auch die Zweiphasigkeit in den Zapfen zeigt eine absteigende Härte, was als großer Vorteil gewertet werden soll.

Die Probe Al-Zn-Mg bei einer Arbeitstemperatur von 400°C zeigten bei den makroskopischen Betrachtungen ein tropfenähnliches Erscheinungsbild. Zink hat einen

Schmelzpunkt bei 420°C. Durch die Temperaturen im Ofen und dem Querfließpressen bei 400°C wird der Schmelzpunkt von Zink beinahe erreicht [25]. Durch diese hohen Temperaturen wird das Zink angeschmolzen und es entsteht das tropfenähnliche Erscheinungsbild. Allerdings konnte die tiefe Diffusion in den Werkstoff nur im Zapfen detektiert werden. Es wird davon ausgegangen, dass es sich dort um eine zufällige Stelle handelt, da im Längsschnitt fast kein Zink mehr nachgewiesen werden konnte. Von daher wird vermutet, dass Temperaturen bei 400°C zu hoch sind.

Die beiden Schichten Zink und Kupfer sollen in weitere Betrachtungen einbezogen werden. Die beiden Schichten zeigen ein vielversprechendes Potenzial für weitere Forschungen auf dem Gebiet des Interface Engineerings.

8. Ergebnisse und Auswertung der Zwischenschichten

Tabelle 8-3 Zusammenfassende Darstellung der Ergebnisse im Lichtmikroskop, REM und der Härtemessung

| Werkstoffkombination | Lichtmikroskop | REM | Härtemessung Zylinder → Zapfen |
|----------------------|--|---|---|
| Al-Mg | <ul style="list-style-type: none"> gleichmäßig, dünne Schicht wenig Fehlstellen, in Mitte der Probe Riss | <ul style="list-style-type: none"> zweiphasige, dünne Schicht an Mg, dicke Schicht an Al | HM 1840 HV210 |
| Al-Cu-Mg | <ul style="list-style-type: none"> Schichtdickenzunahme/Dicke der Zwischenschicht Zylinder → Zapfen Zyl-Zapf.bereich: kleine Cu-Blasen Zapf.: ungleichmäßige, fast flächendeckende Cu-Schicht wenig Fehlstellen | <ul style="list-style-type: none"> Zyl: kein Cu, zweischichtig Zapf. Flächendeckende, ungleichmäßige Schicht – blasenförmige Struktur wenig Fehlstellen Schichten: im Zyl. zweiphasig ohne Cu, im Zapfen Schicht aus einphasigen Cu leichte Anbindung an Grundwerkstoffe | HM1374 → 1417 HV160 → 154 |
| Al-CuZn-Mg | <p>Schichtdickenzunahme/Dicke der Zwischenschicht Zylinder → Zapfen</p> <ul style="list-style-type: none"> Zyl-Zapf: 20µm lange Messingblase Zapf: mehrere Messingblasen, nicht flächendeckend und ungleichmäßig | <ul style="list-style-type: none"> Zyl: kein CuZn, zweiphasig Zapf: CuZn partiell verteilt, nicht flächendeckend scharfe Abgrenzung zw. Grundwerkstoffen und CuZn-Phasen im Längsschnitt kein Verbund zw. CuZn-Phasen | HM613 → 1675 HV61 → 201 |
| Al-Zn-Mg | <ul style="list-style-type: none"> Schichtdickenzunahme/Dicke der Zwischenschicht Zylinder → Zapfen Zyl-Zapf.bereich: dünne Zn-Schicht, Zapf.: deutlich, gleichmäßig dicker werdende Zn-Schicht | <ul style="list-style-type: none"> Zyl: dünne, einphasige Schicht, keine scharfen Abgrenzungen Zyl-Zapf: erste Spuren zweiphasig Zapf: zweiphasig, einige Fehlstellen am Rand zw. den beiden Schichten, dünne Schicht an Mg, dicke Schicht an Al | HM1505 → 1115 HV215 → 125 |
| Al-Zn-Mg | <ul style="list-style-type: none"> Querschnitt gerissen <ul style="list-style-type: none"> Trümmerstruktur Schichtdickenzunahme/Dicke der Zwischenschicht Zylinder → Zapfen Zapf.: tiefe Diffusion von Zn in Mg | <ul style="list-style-type: none"> Zyl: Trümmerschicht zu sehen Zapf: starke Diff. von Zn in Mg Längsschnitt: im Zyl. zweischichtig, dünn – Zunahme der Schichtdicke zum Zapfen hin, Zapf. zwei gleichdicke Schichten | HM 2010 → 1900 bzw. 2500 HV 380 → 240 bzw. 390 |

9 Zusammenfassung und Ausblick

Es hat sich gezeigt, dass mit Hilfe von Zwischenschichten eine Verbesserung der Verbundbildung erzielt werden kann. Mit Hilfe der Zwischenschichten Kupfer und Zink konnten optisch und mechanisch bessere Eigenschaften erreicht werden. Die Erwartung, dass bei einer Arbeitstemperatur von 400°C ein besseres Ergebnis erzielt werden kann hat sich nicht bestätigt. Auch die Versuche bei denen eine Kupfer-Zink-Legierung als Zwischenschicht eingesetzt wurde zeigten keine Verbesserung der Verbundeigenschaften. Die Messingschicht wurde als die schlechteste Schicht bewertet, da bei dieser keine Anbindung an den Grundwerkstoff nachgewiesen werden konnte. Die mikrostrukturelle Untersuchung der Verbundproben im Längsschliff zeigte, im Vergleich zu vorangegangenen Untersuchungen, bei denen keine Zwischenschicht verwendet wurde, eine über die Probenabmessung unterschiedliche Schichtdicke. Im Gegensatz zu den Zapfenbereichen wurde im Zylinder der Probe eine dünnere Grenzschicht festgestellt. Die mitverformte Folie konnte in diesen Arealen nicht detektiert werden. In den Zapfenbereichen wurde dagegen die eingelegte Zwischenschicht optisch nachgewiesen.

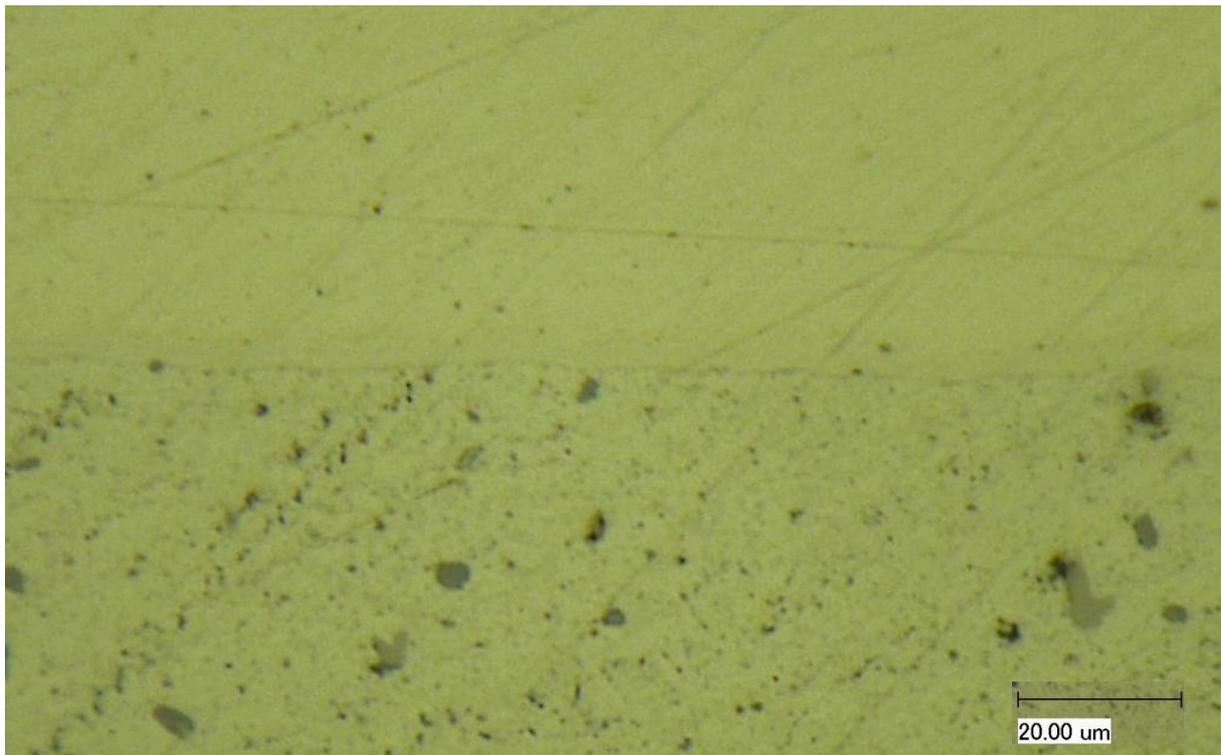
Mit Hilfe der Rasterproben konnte eine lokal veränderliche Oberflächenvergrößerung ermittelt werden. Es kann davon ausgegangen werden, dass die unterschiedliche Ausdehnung der Grenzschicht in einem direkten Zusammenhang mit der Oberflächenvergrößerung steht, da in den Bereichen mit der geringsten Grenzschichtdicke die größte Oberflächenvergrößerung zu verzeichnen war. Die größte Zuwachsrate von $\varepsilon_A = 12$ wird im Zentrum der Probe nach einer vollständigen Ausformung des Zapfens erreicht. Dagegen werden mit zunehmender Entfernung in Richtung der Austrittsöffnung nur noch geringe Oberflächenvergrößerungen festgestellt, die sich während des gesamten Umformverlaufes nicht wesentlich ändern.

Für zukünftige Untersuchungen sind die gewonnenen Ergebnisse bezüglich der Oberflächenvergrößerung bei der Auslegung der Zwischenschichten zu berücksichtigen. Vorteilhaft erscheint eine der Oberflächenvergrößerung angepasste Dimensionierung der Folie, so dass in den Bereichen mit großen Flächenzuwachsrate ein ausreichendes Folienvolumen zu Verfügung steht.

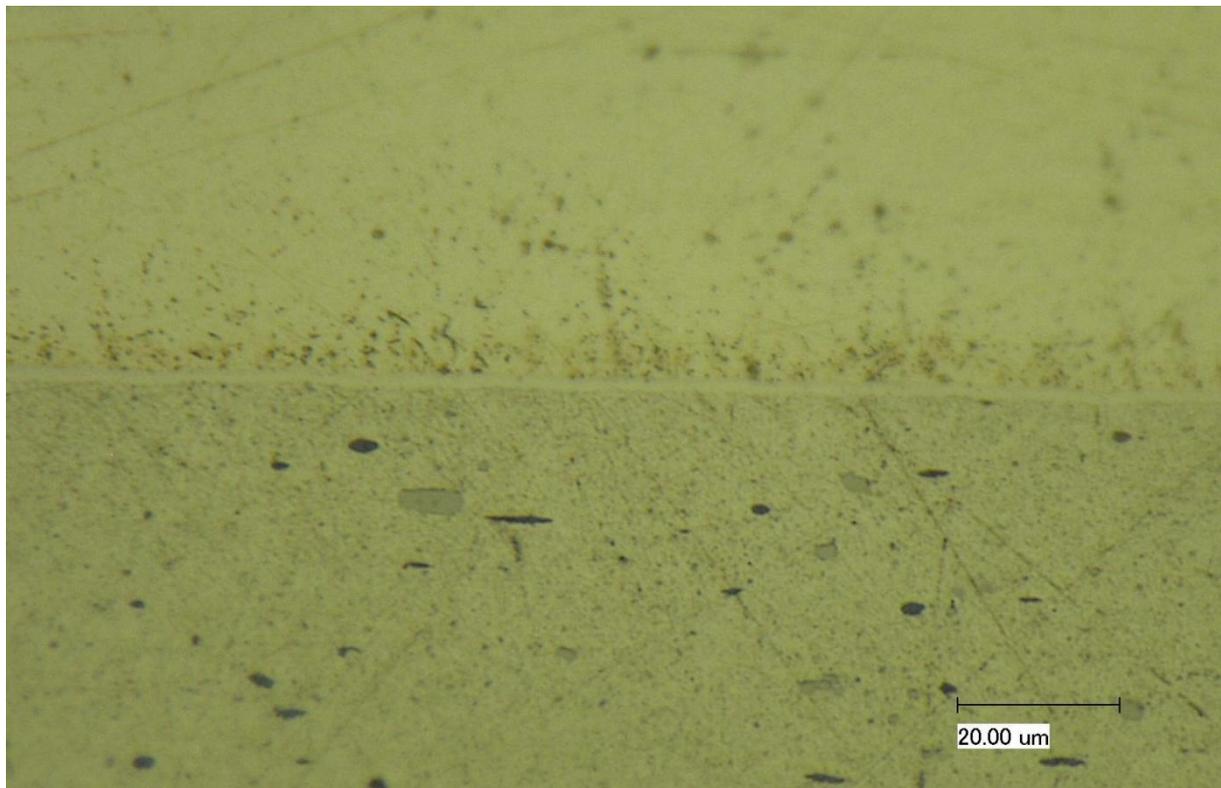
Anhang

1. lichtmikroskopische Aufnahmen
2. EDX-Analysen
3. Diagramme der Härtewerte

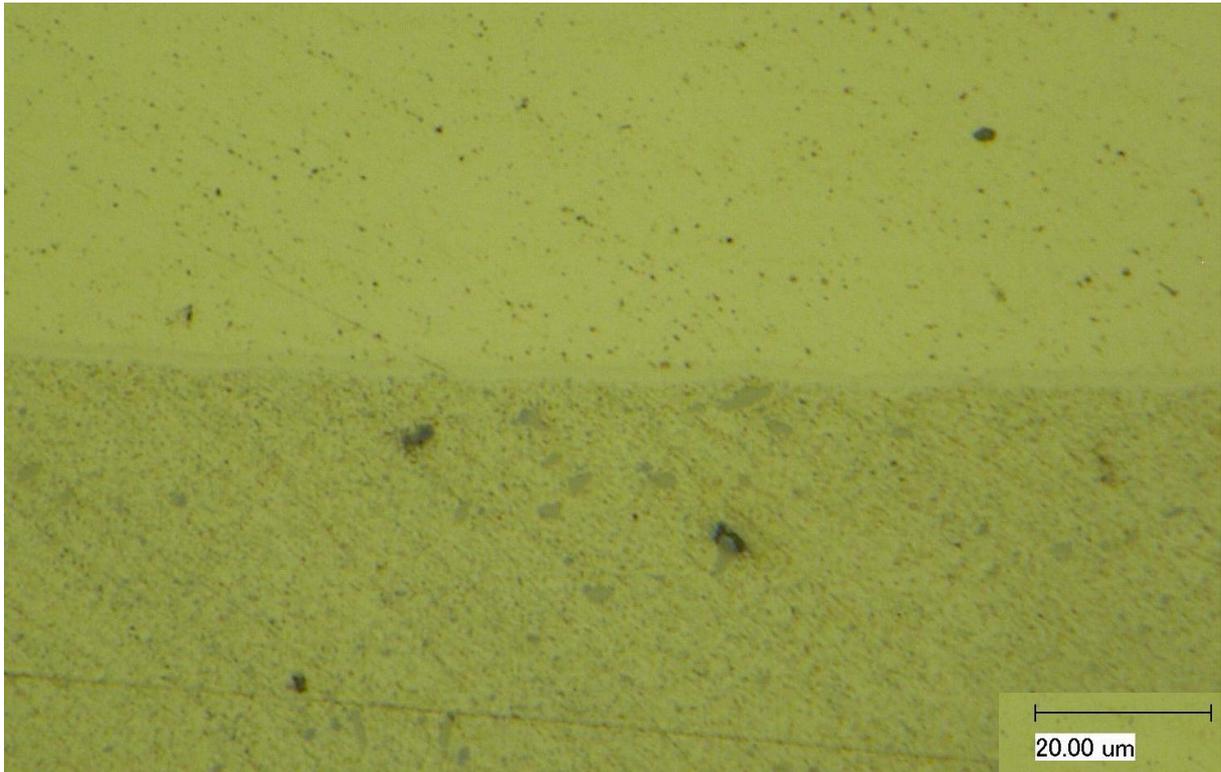
Anhang 1: Lichtmikroskopische Bilder



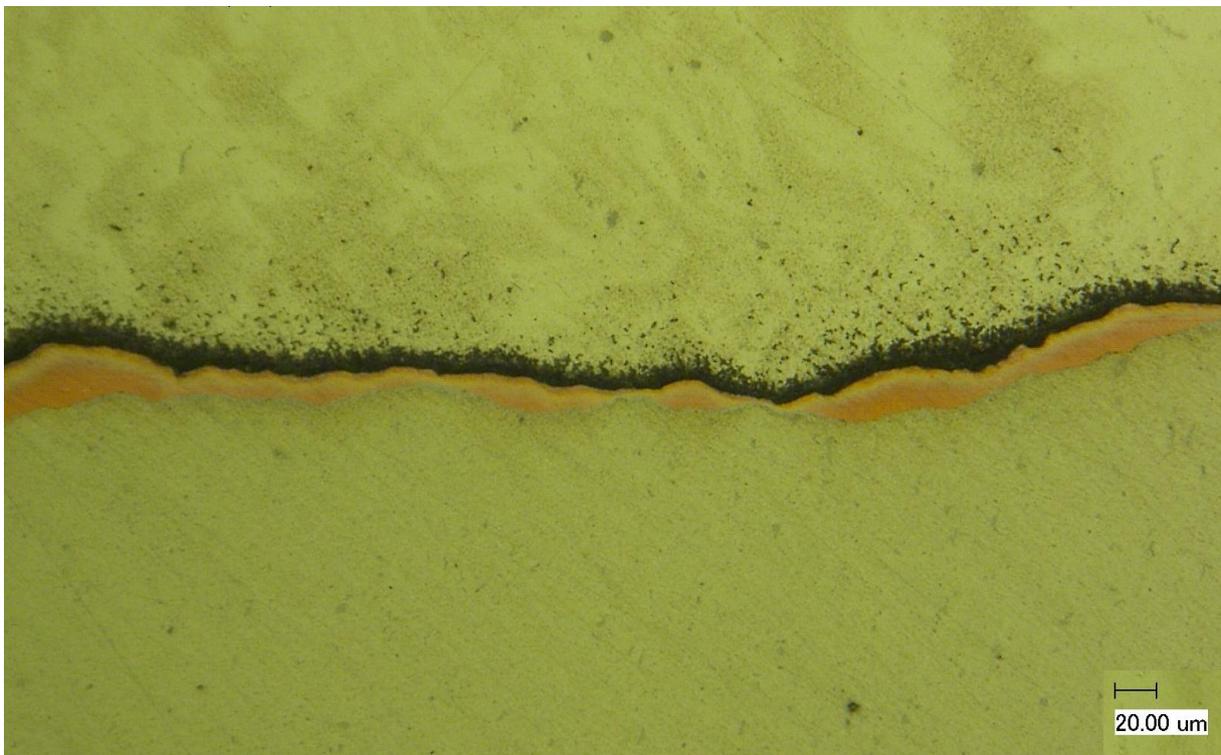
Anhang 1-1 Probe P_1 Al-Mg im Querschnitt bei 2000 facher Vergrößerung



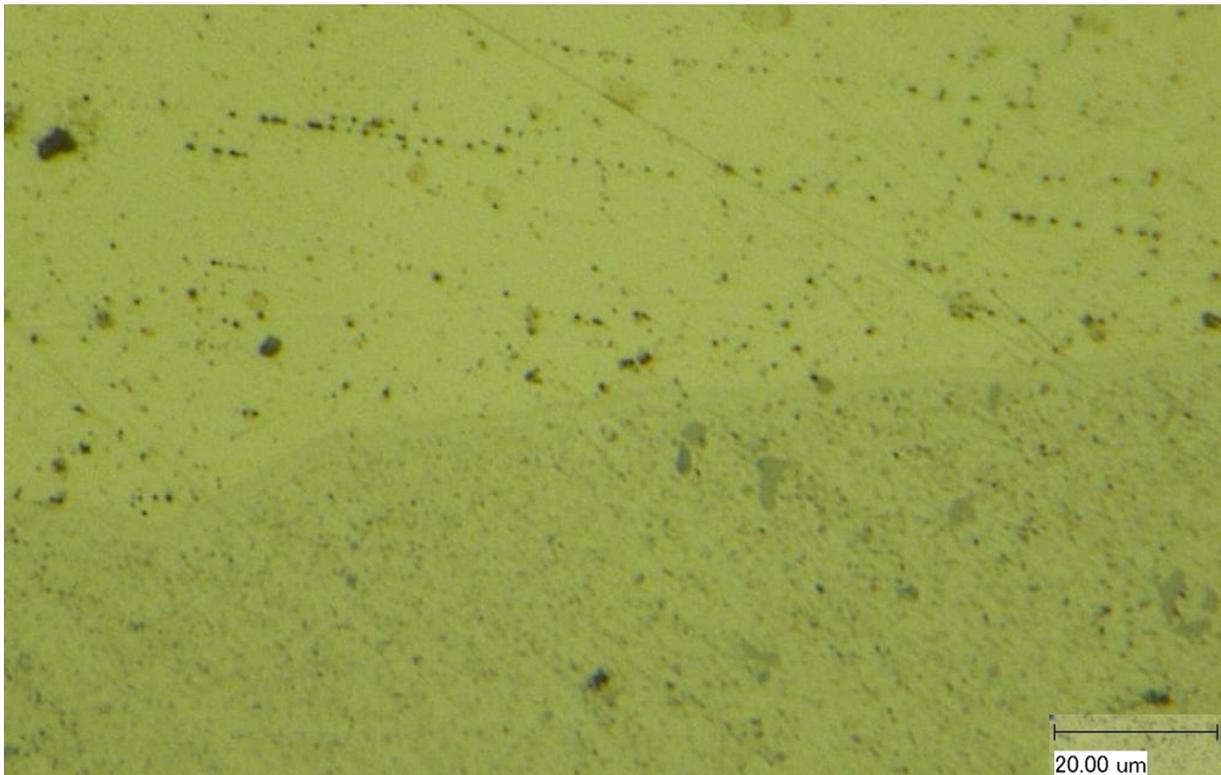
Anhang 1-2 Probe P_2 Al-Mg im Längsschnitt bei 2000 facher Vergrößerung



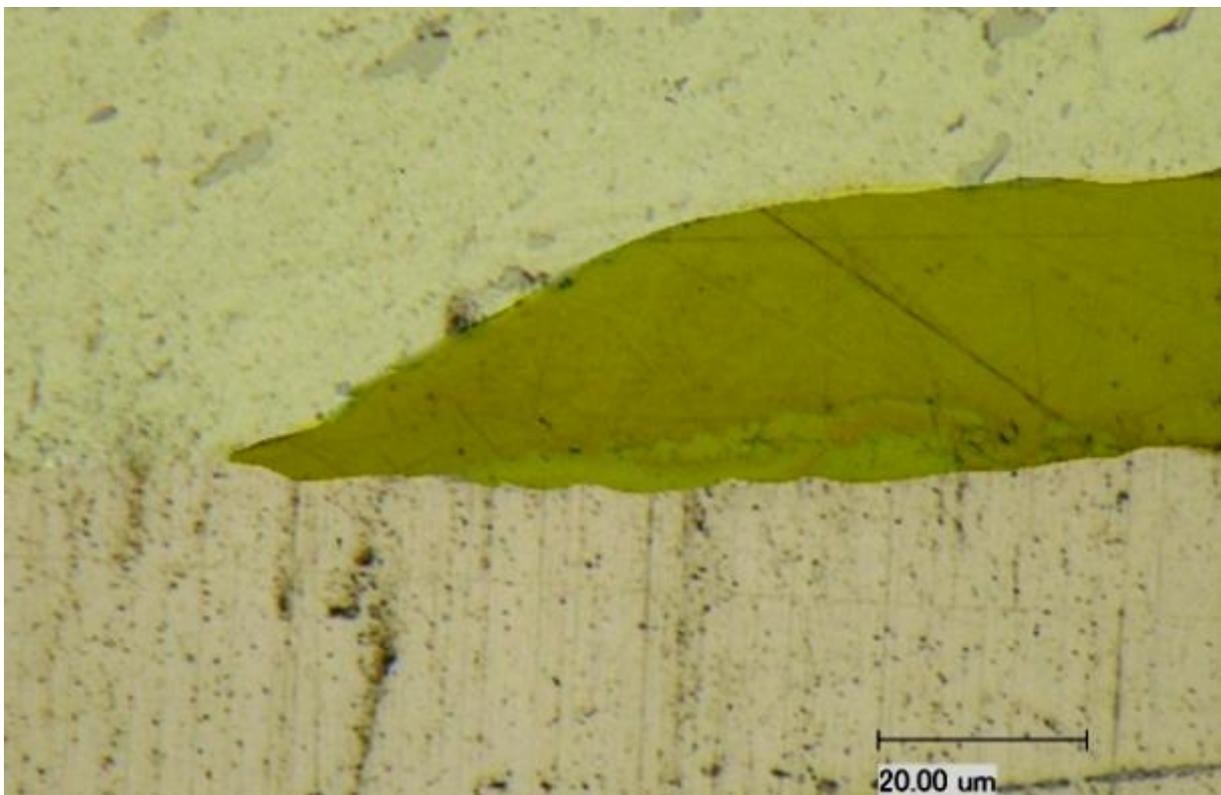
Anhang 1-3 Probe P_3 Al-Cu-Mg im Zylinderquerschnitt bei 2000 facher Vergrößerung



Anhang 1-4 Probe P_3 Al-Cu-Mg Übersichtsbild im Zapfenquerschnitt bei 500 facher Vergrößerung



Anhang 1-5 Probe P_5 Al-CuZn-Mg Zylinderquerschnitt bei 2000 facher Vergrößerung



Anhang 1-6 Probe P_6 Al-CuZn-Mg im Längsschnitt bei 2000 facher Vergrößerung



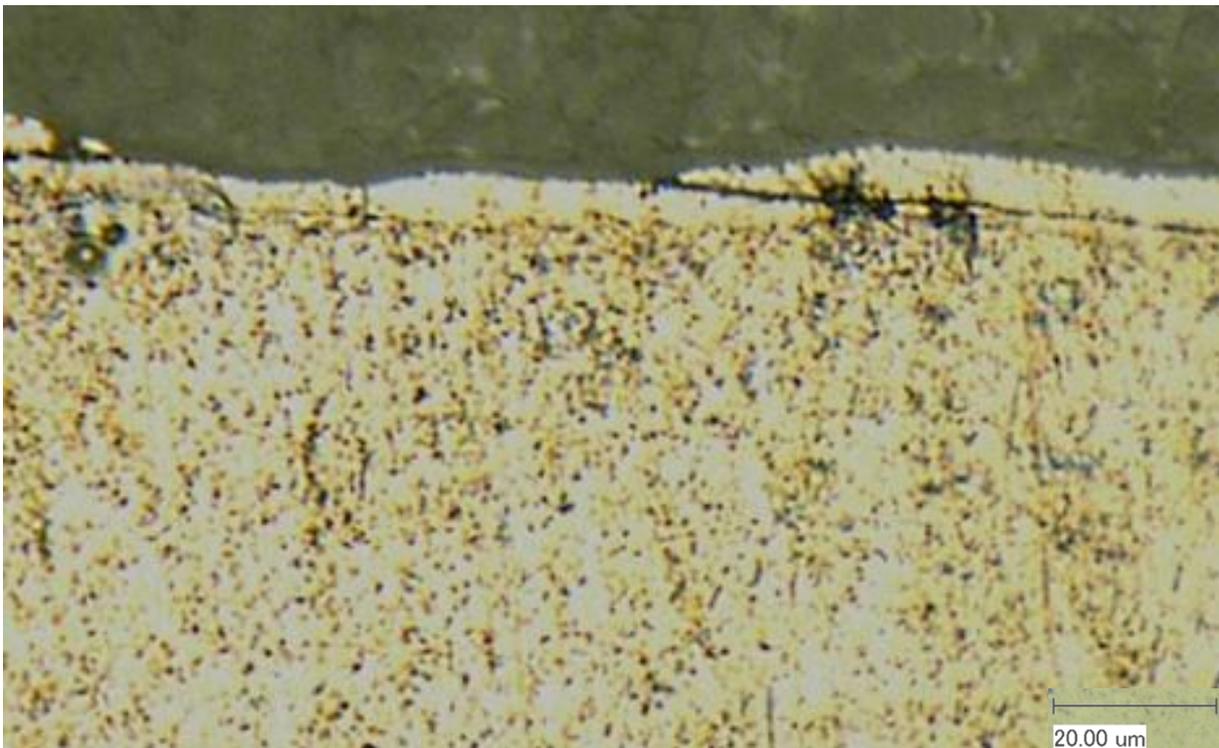
Anhang 1-7 Probe P_7 Al-Zn-Mg Querschnitt im Zylinder bei 2000 facher Vergrößerung



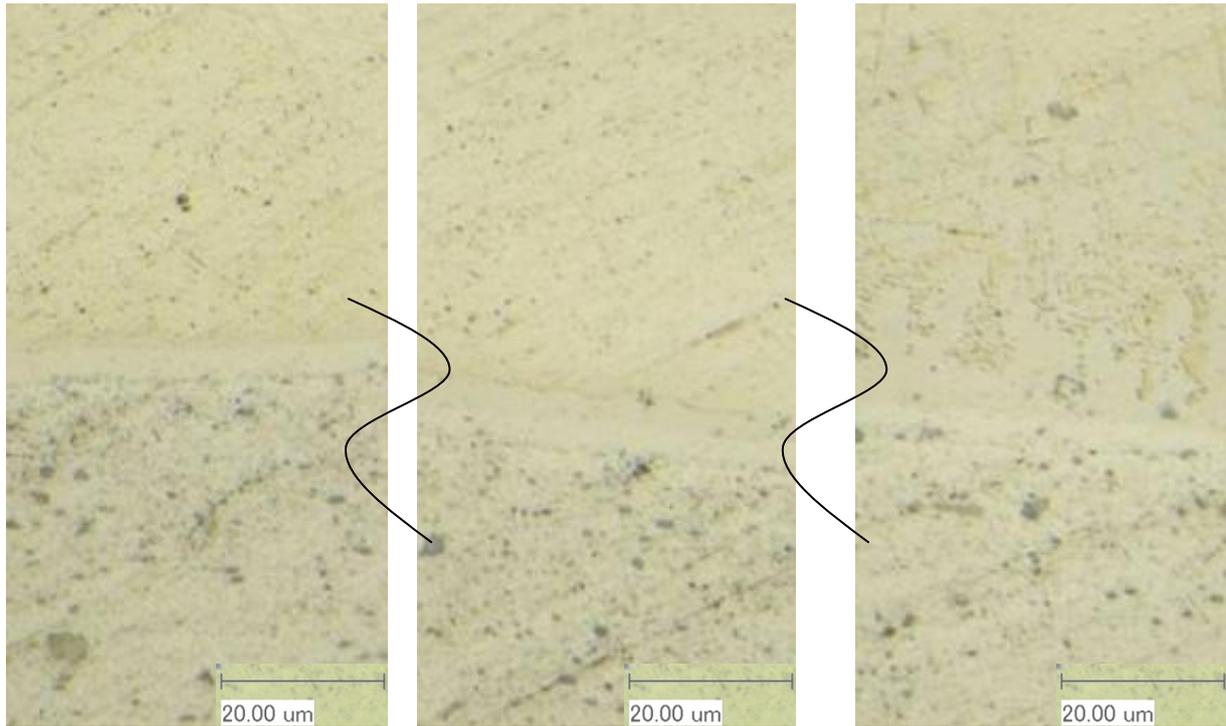
Anhang 1-8 Probe P_7 Al-Zn-Mg im Zapfenquerschnitt bei 2000 facher Vergrößerung



Anhang 1-9 Probe P_8 Längsschnitt im Zapfenbereich bei 2000 facher Vergrößerung



Anhang 1-10 Probe P_9 Al-Zn-Mg 400°C im Querschnitt bei 2000 facher Vergrößerung



Anhang 1-11 Probe P_10 Al-Zn-Mg 400°C im Längsschnitt

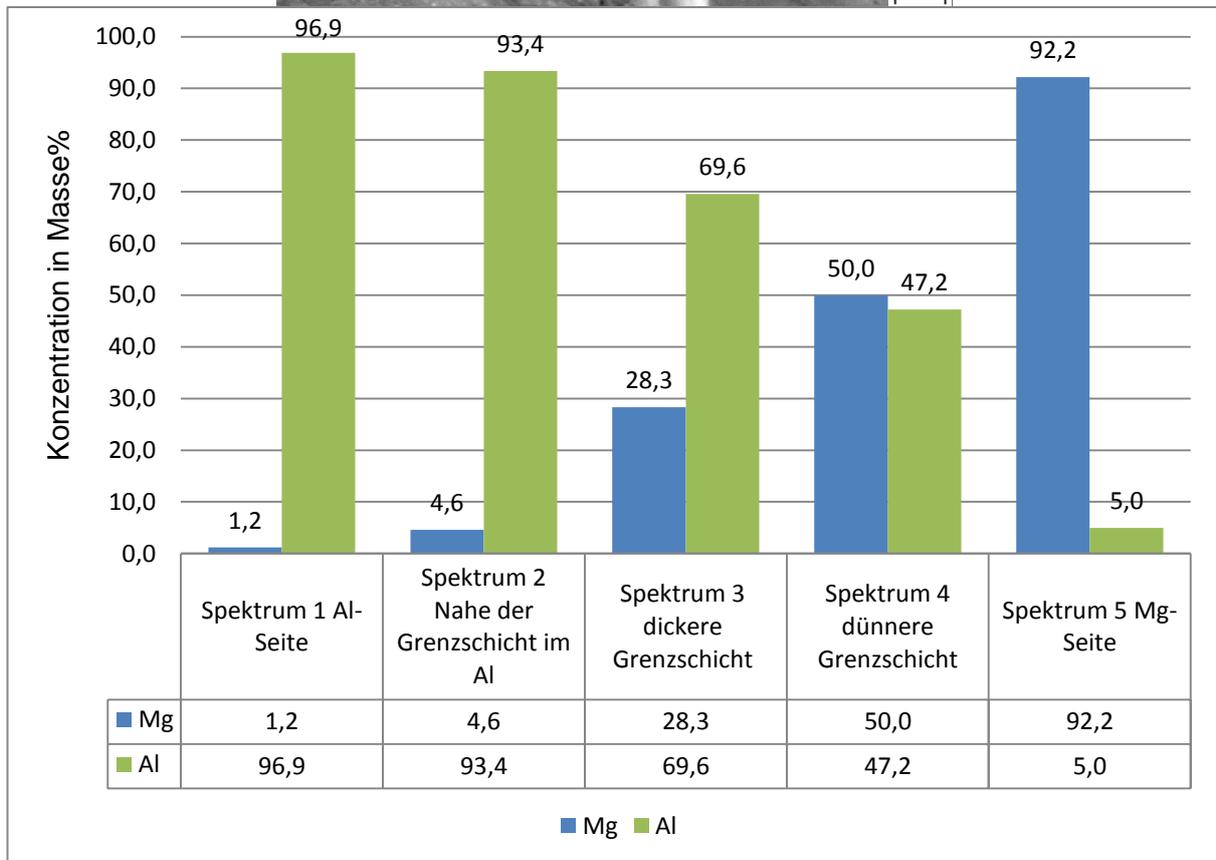
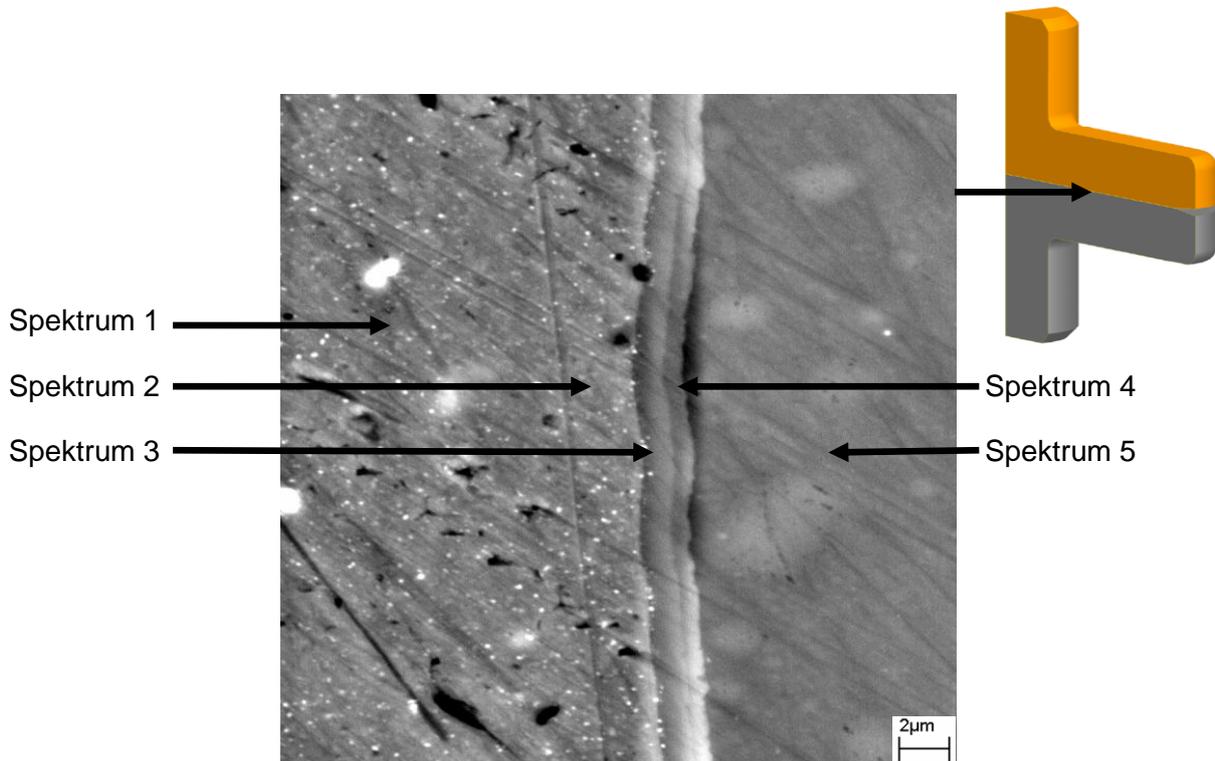
links: im Zylinder

mitte: Zylinder-Zapfenübergang

rechts: im Zapfen

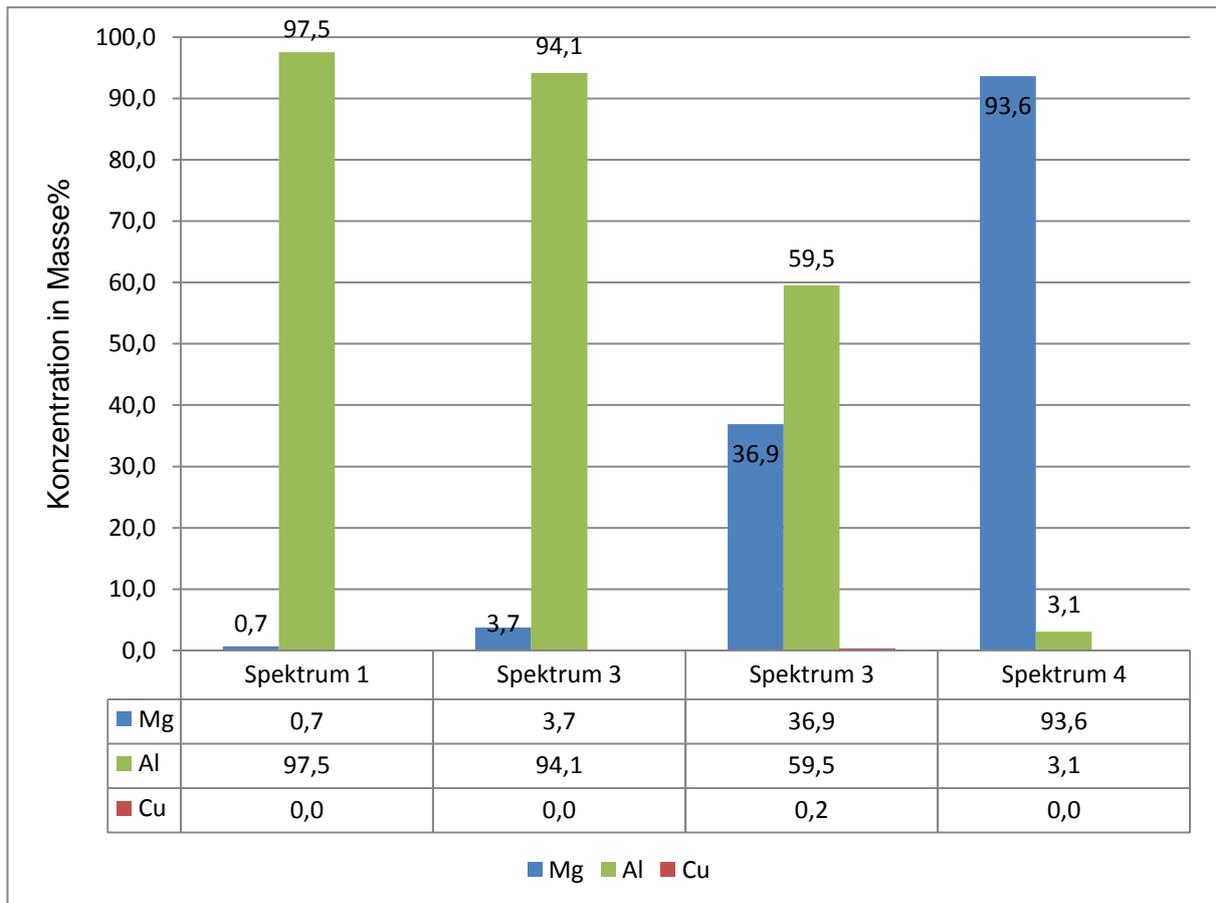
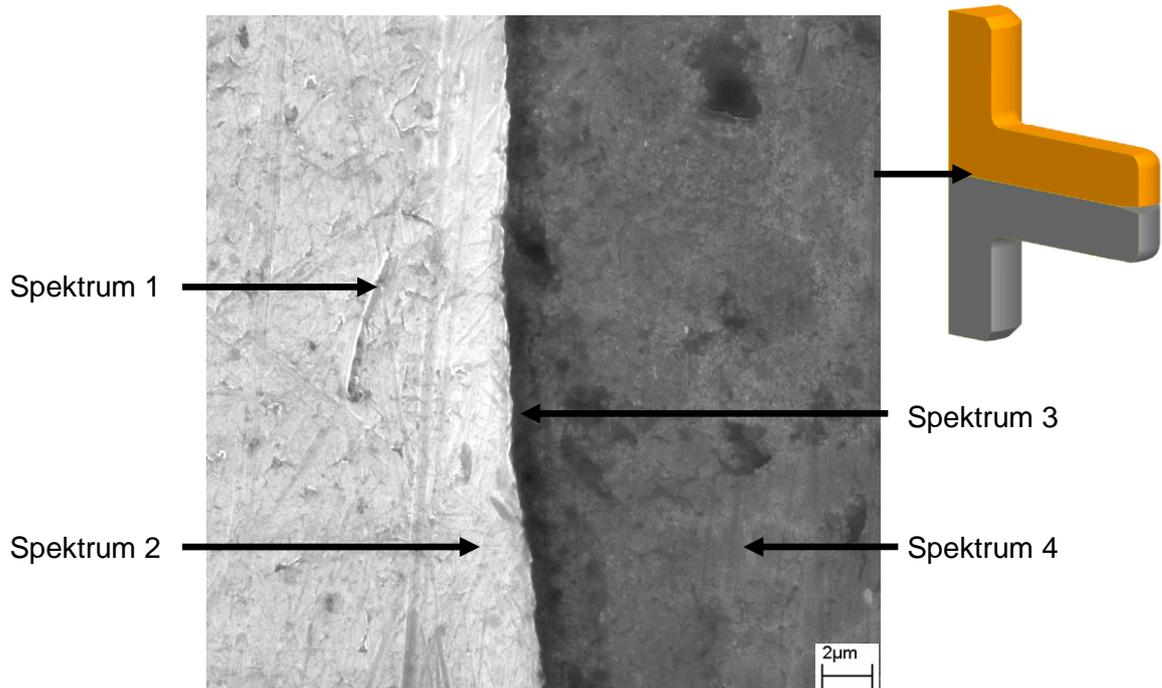
Anhang 2 : EDX-Analysen

Probe P_2 Al-Mg 300°C Arbeitstemperatur im Längsschnitt



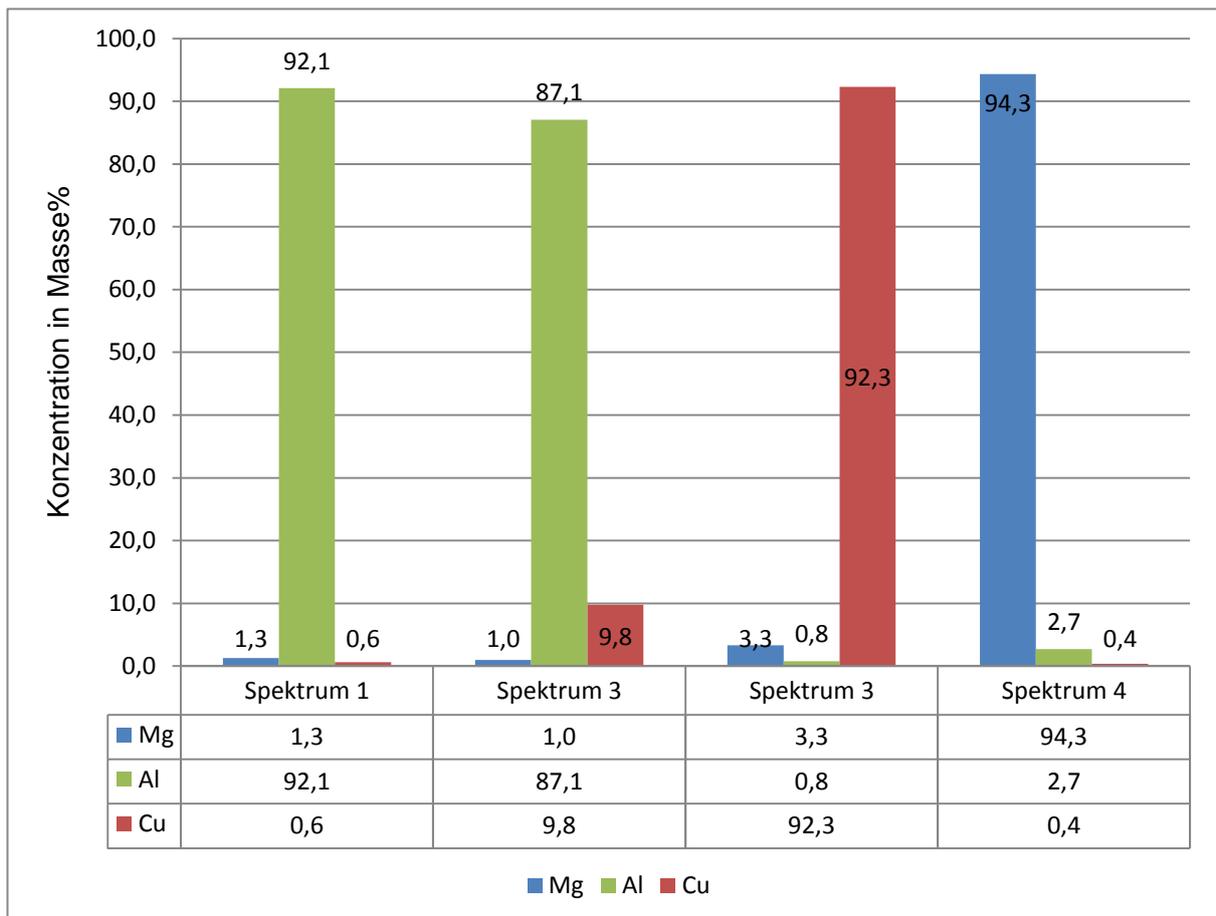
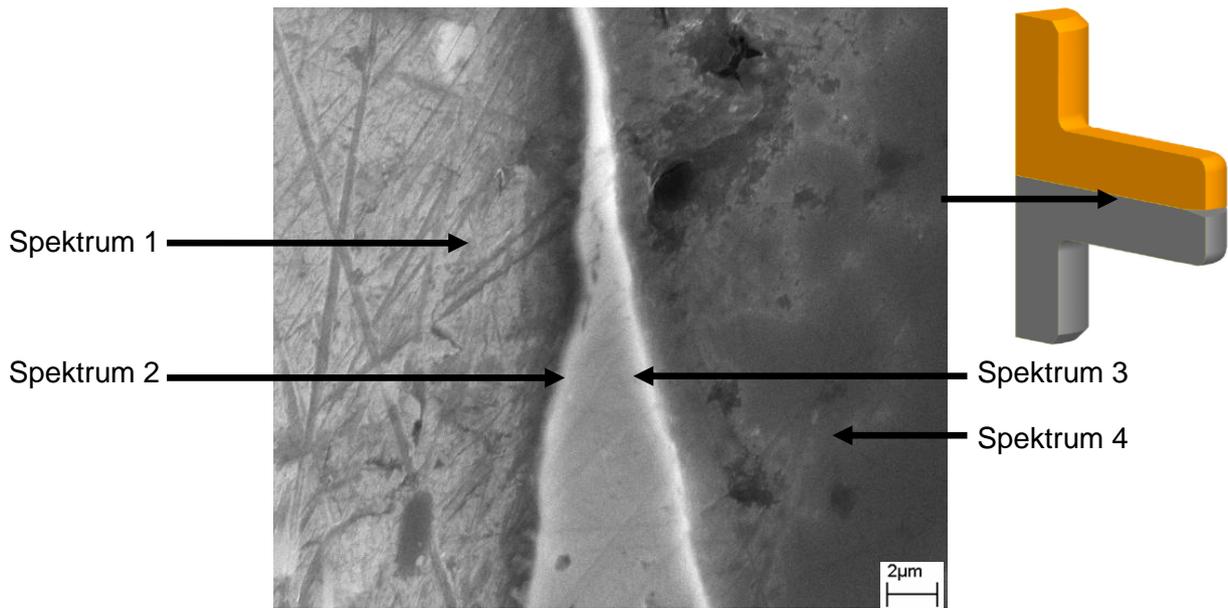
Anhang 2-1 EDX-Analyse der Probe P_2

Probe P_4 Al-Cu-Mg 300°C Arbeitstemperatur im Zylinder des Längsschnittes



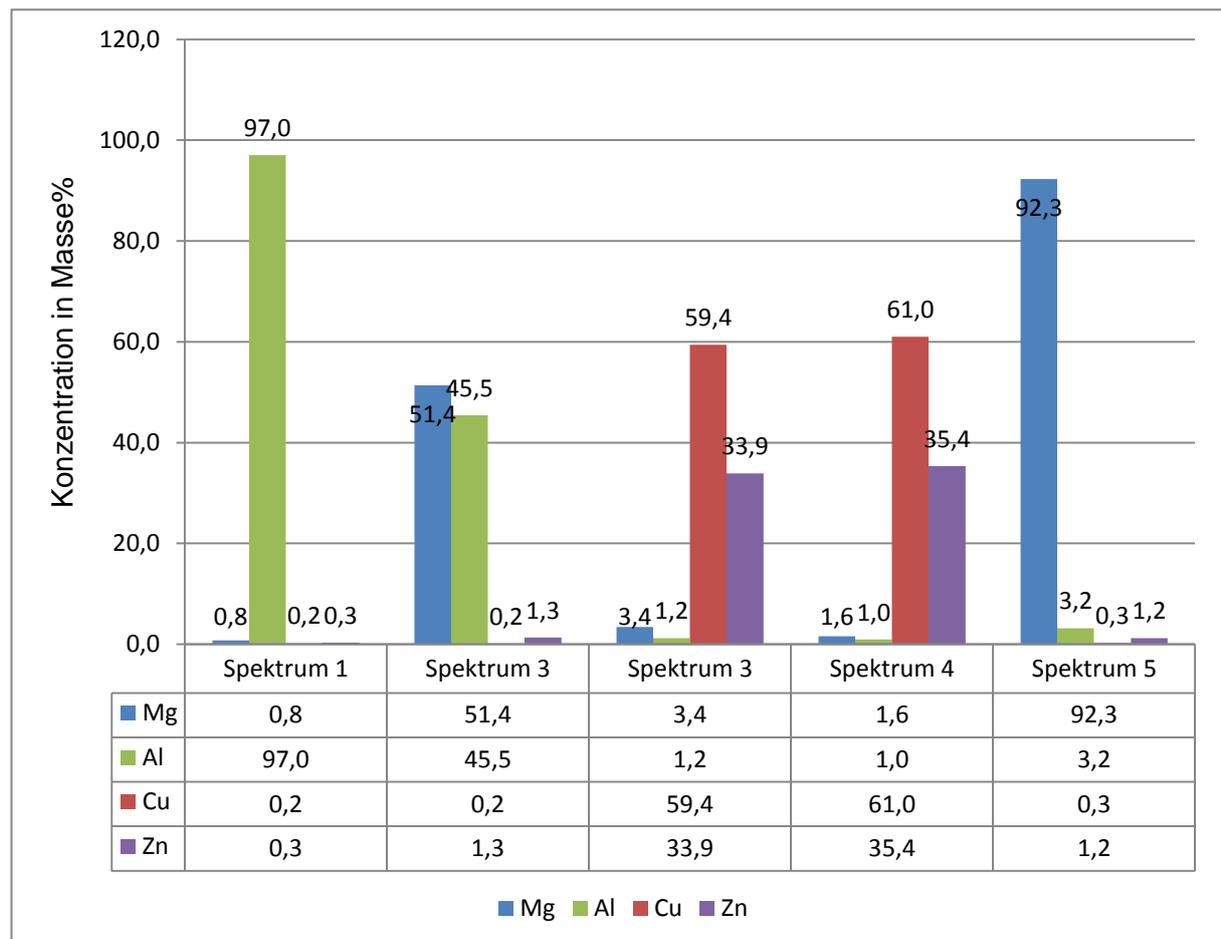
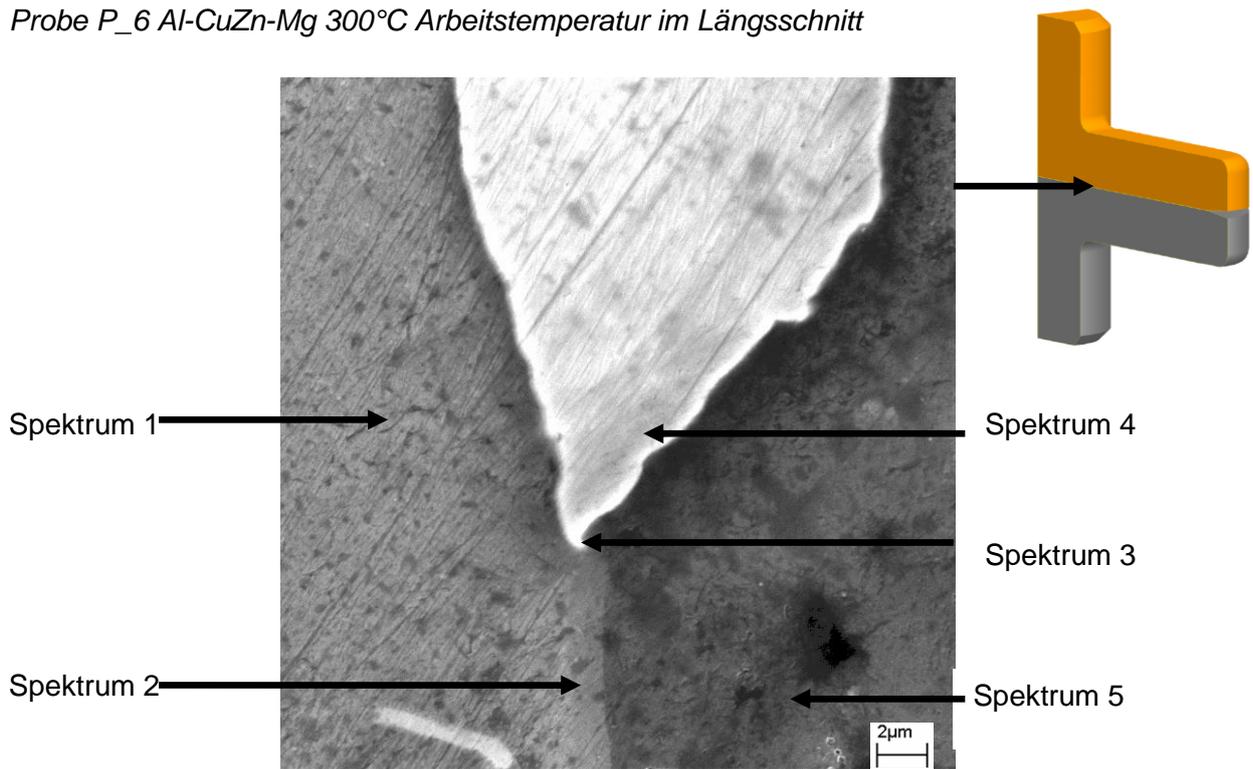
Anhang 2-2 EDX-Analyse der Probe P_4 im Zylinder

Probe P_4 Al-Cu-Mg 300°C Arbeitstemperatur im Zapfen des Längsschnittes



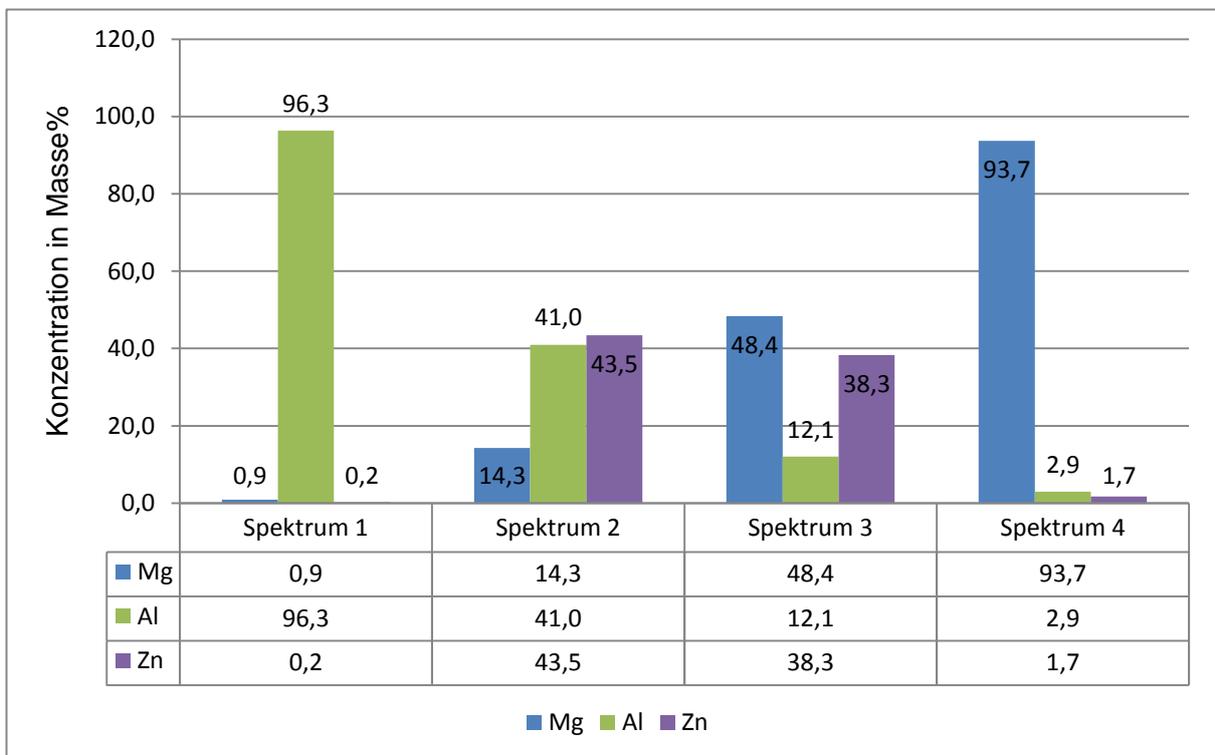
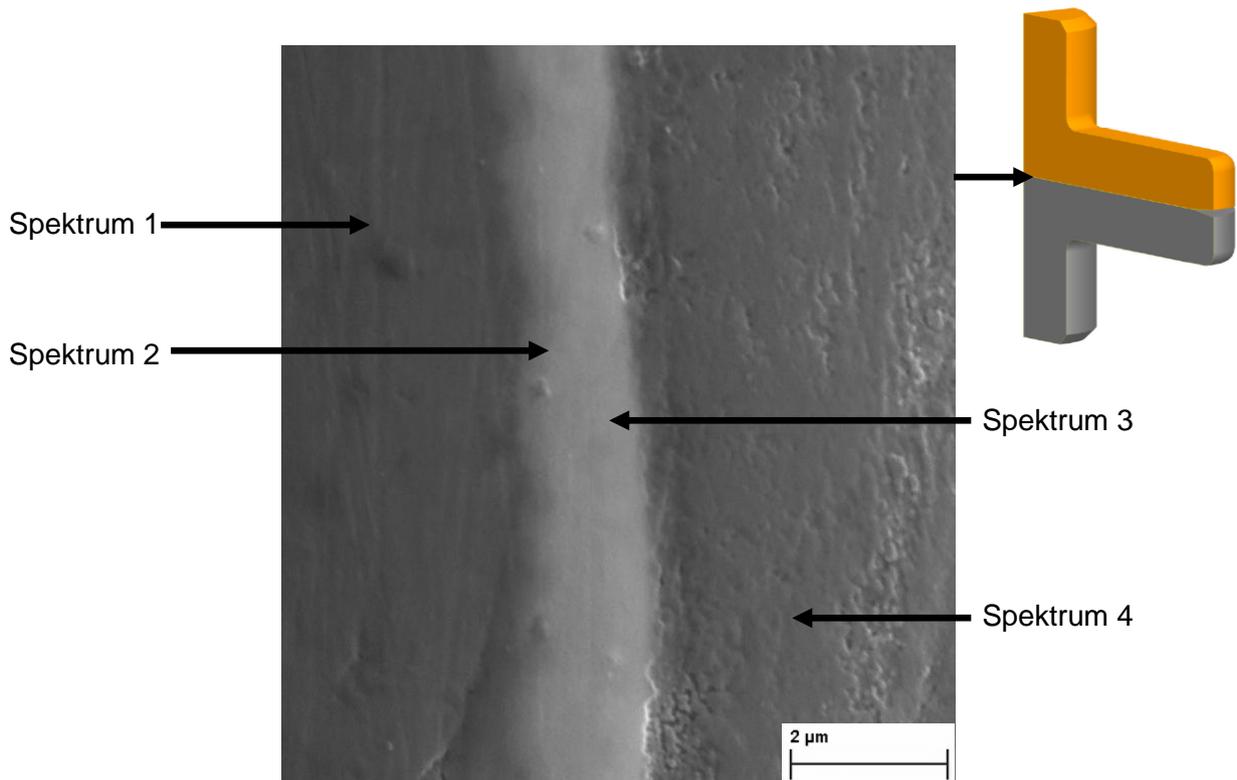
Anhang 2-3 EDX-Analyse der Probe 4 im Zapfen

Probe P_6 Al-CuZn-Mg 300°C Arbeitstemperatur im Längsschnitt



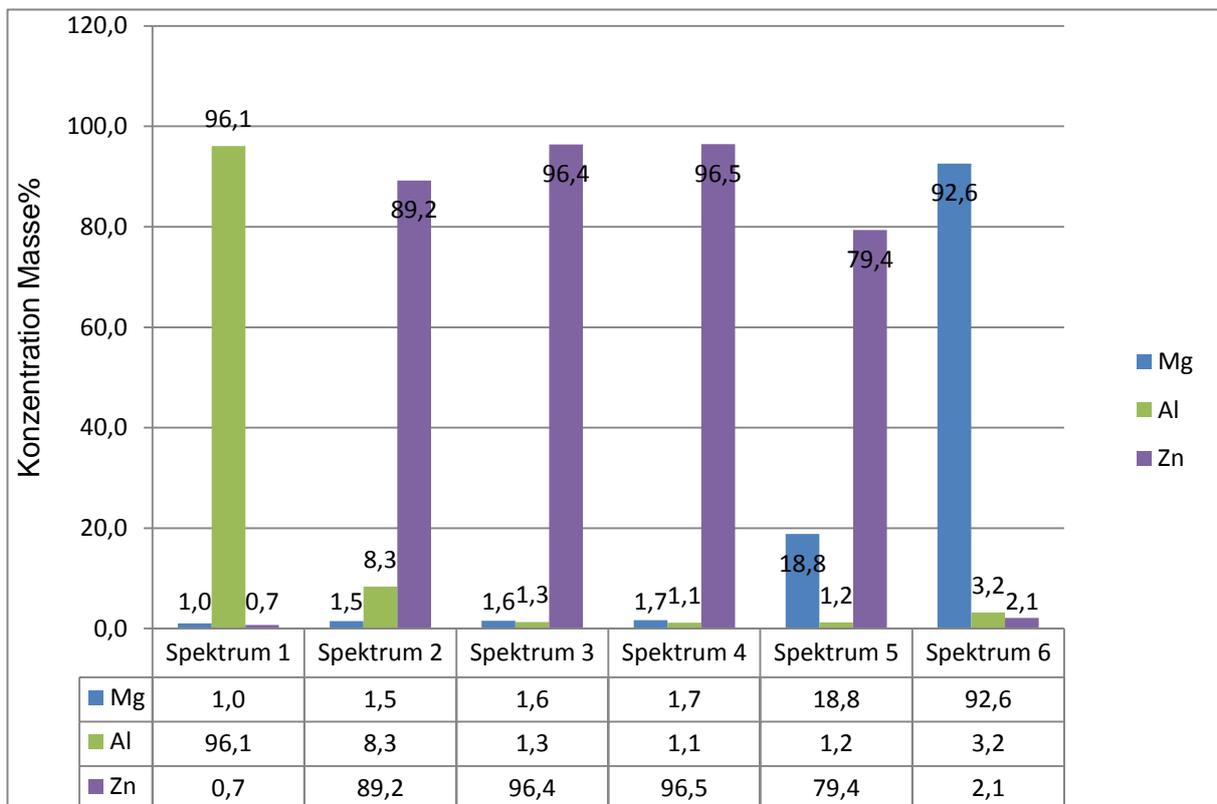
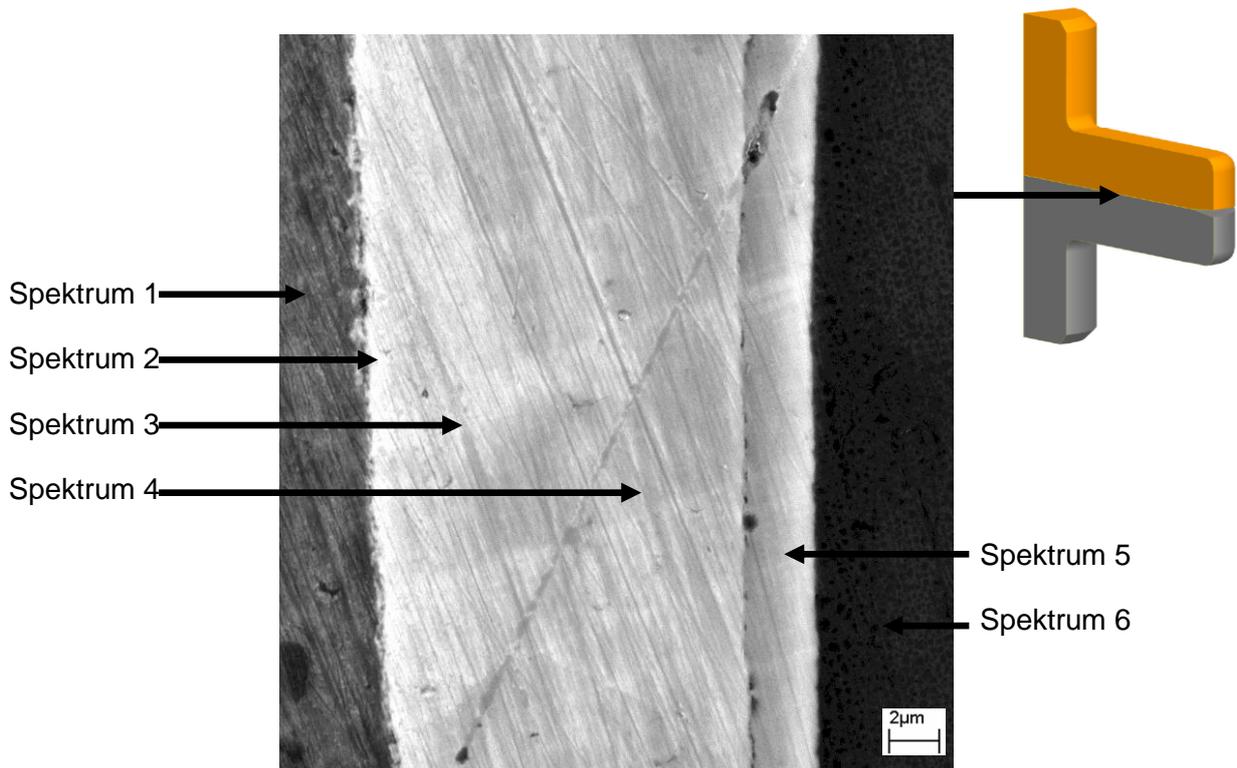
Anhang 2-4 EDX-Analyse der Probe P_6

Probe P_8 Al-Zn-Mg 300°C Arbeitstemperatur im Zylinder des Längsschnittes



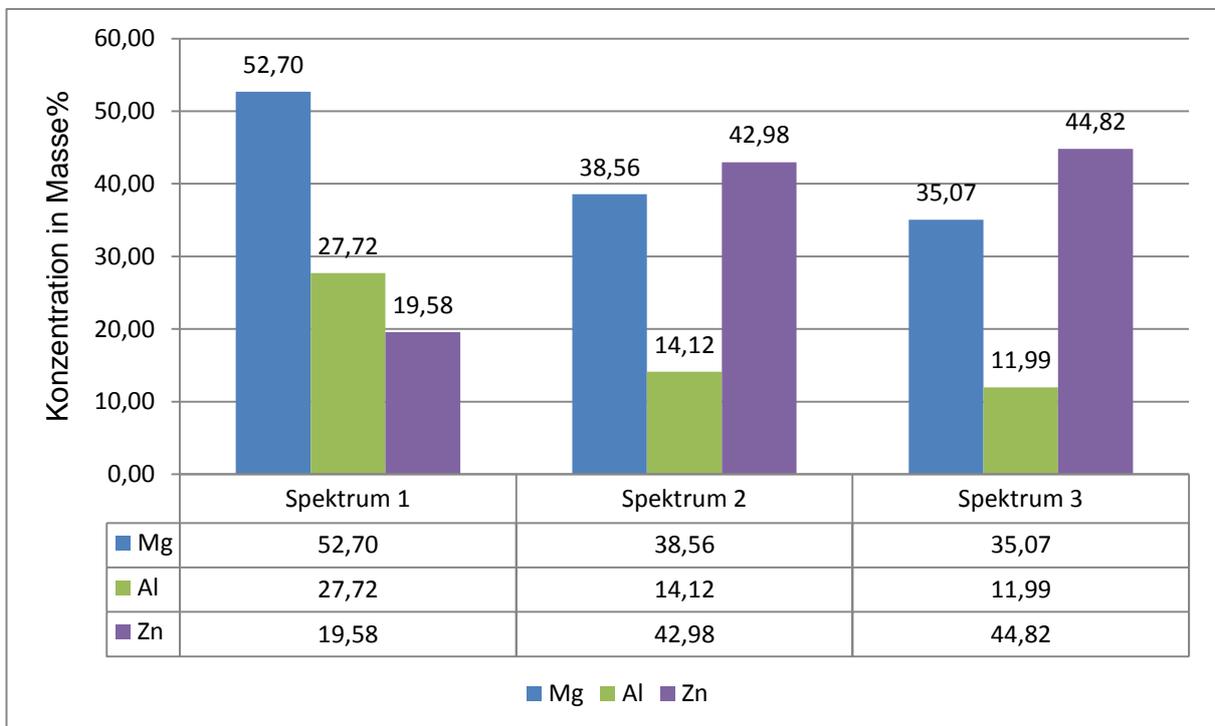
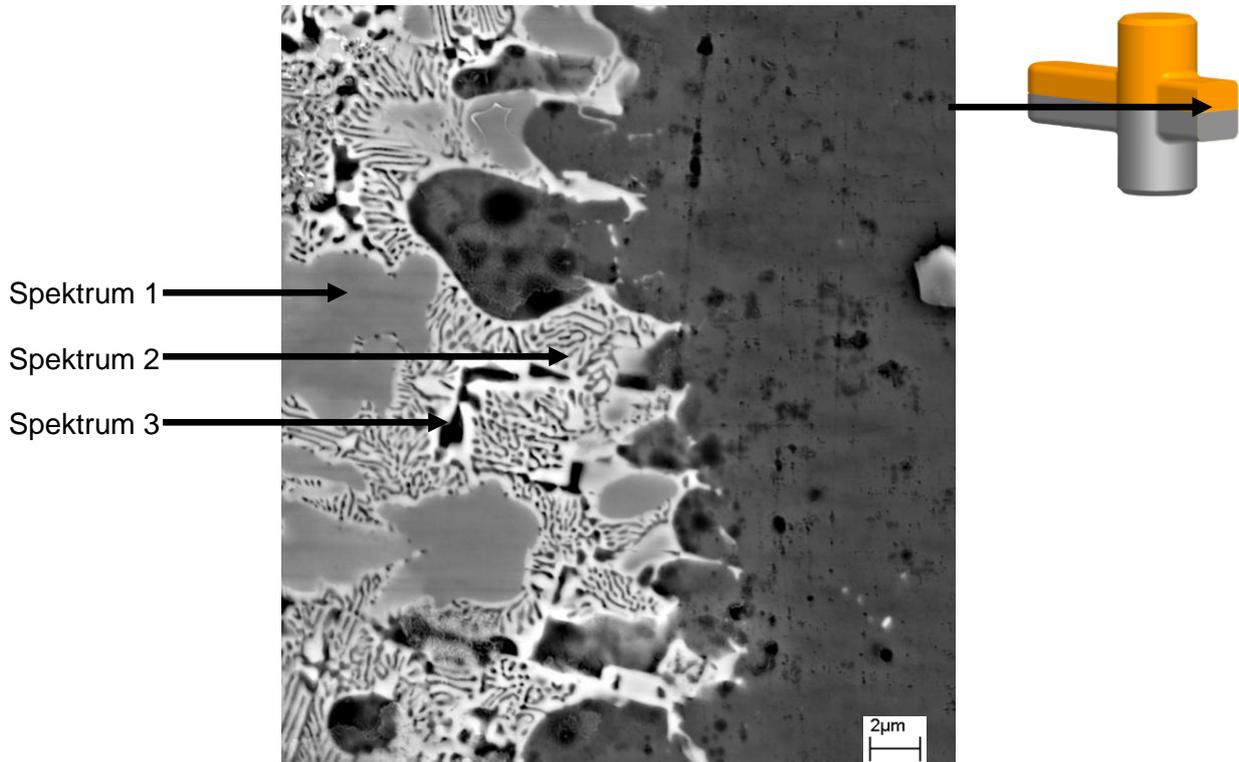
Anhang 2-5 EDX-Analyse der Probe P_8 im Zylinder

Probe P_8 Al-Zn-Mg 300°C Arbeitstemperatur im Zapfen des Längsschnittes



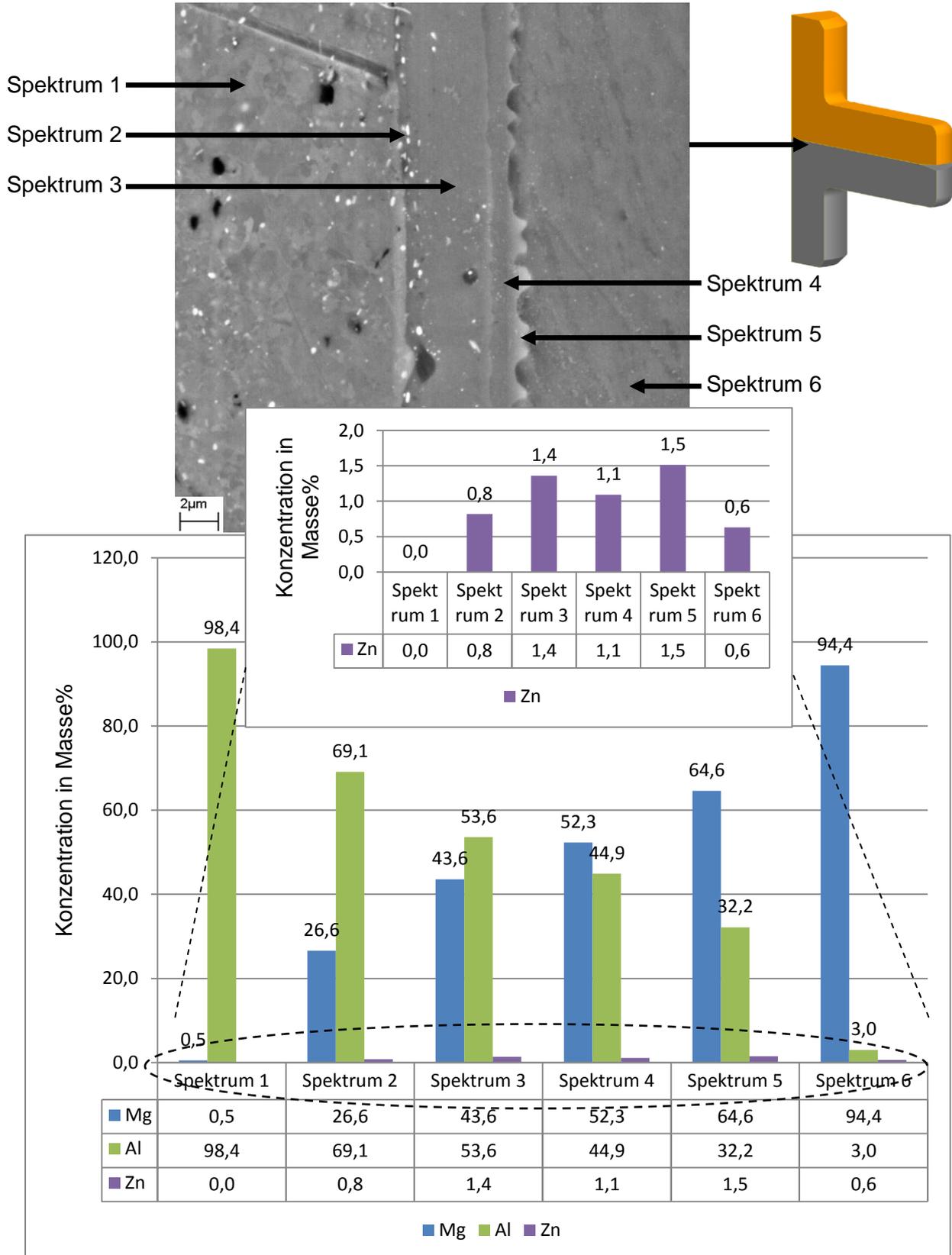
Anhang 2-6 EDX-Analyse der Probe P_8 im Zapfen

Probe P_9 Al-Zn-Mg 400°C Arbeitstemperatur im Zapfen des Querschnittes



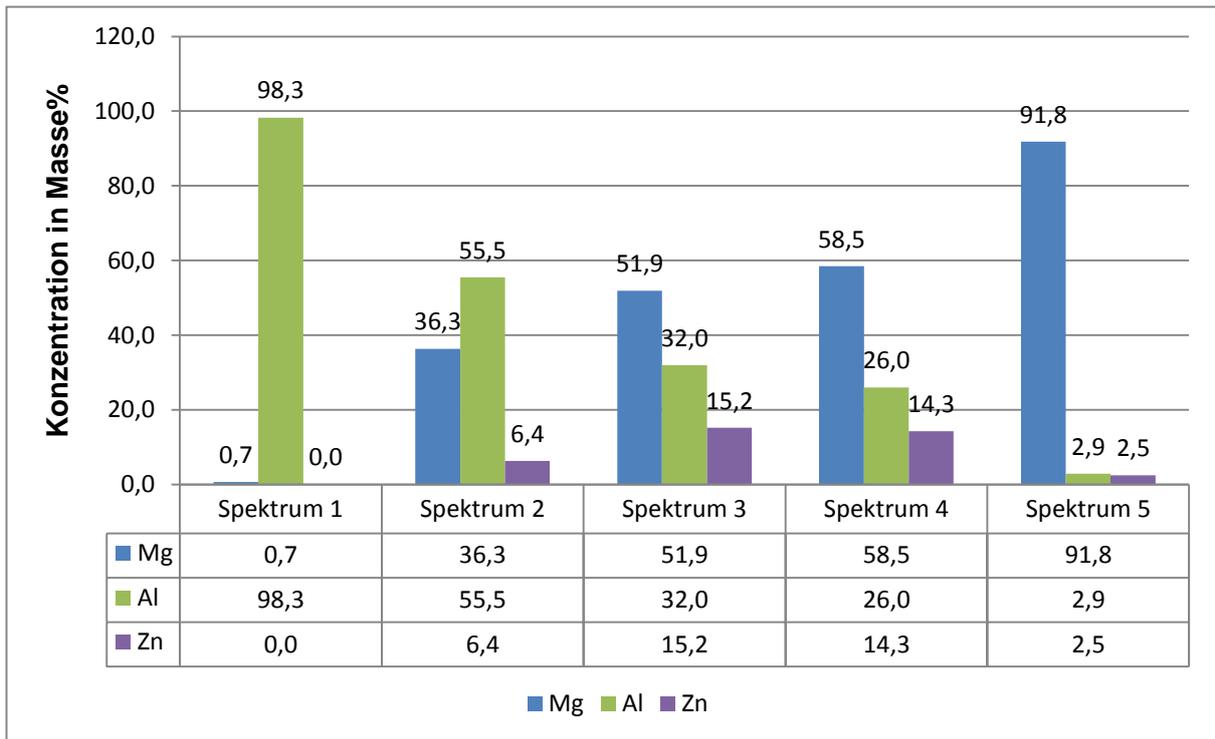
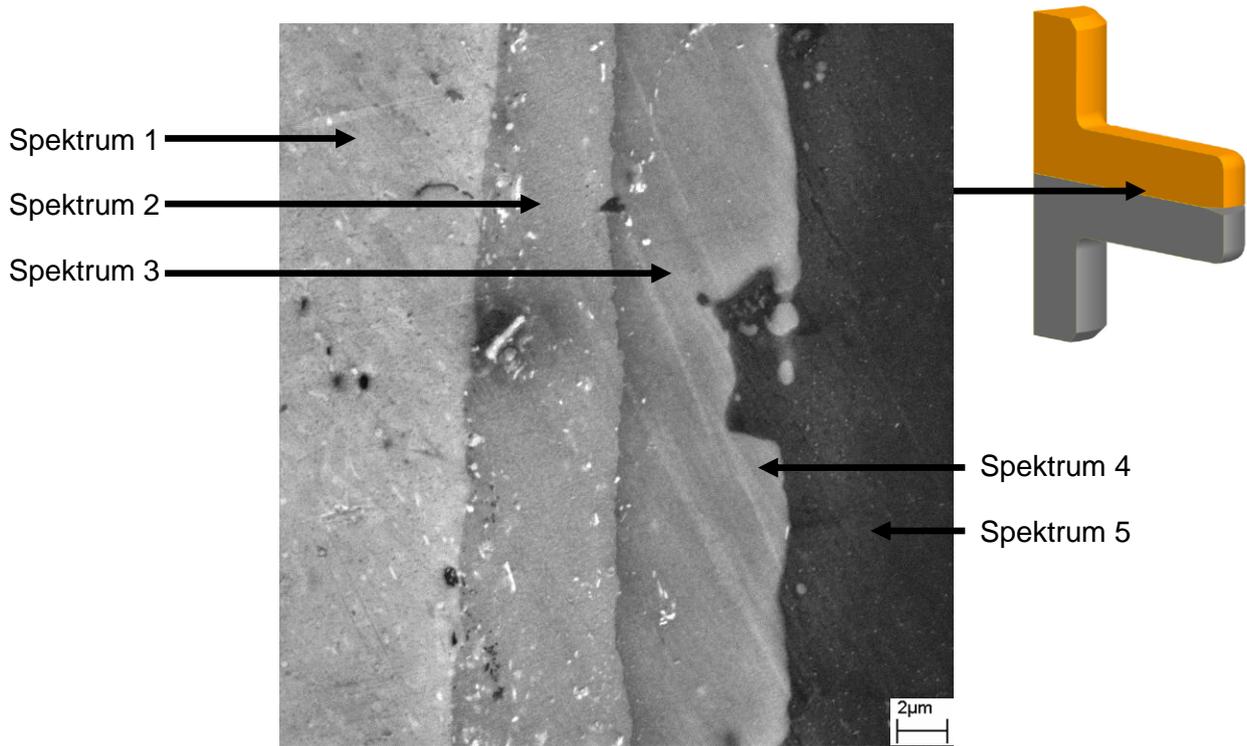
Anhang 2-7 EDX-Analyse der Probe P_9 der Zinkbereiche

Probe P_10 Al-Zn-Mg 400°C Arbeitstemperatur im Zylinder des Längsschnittes



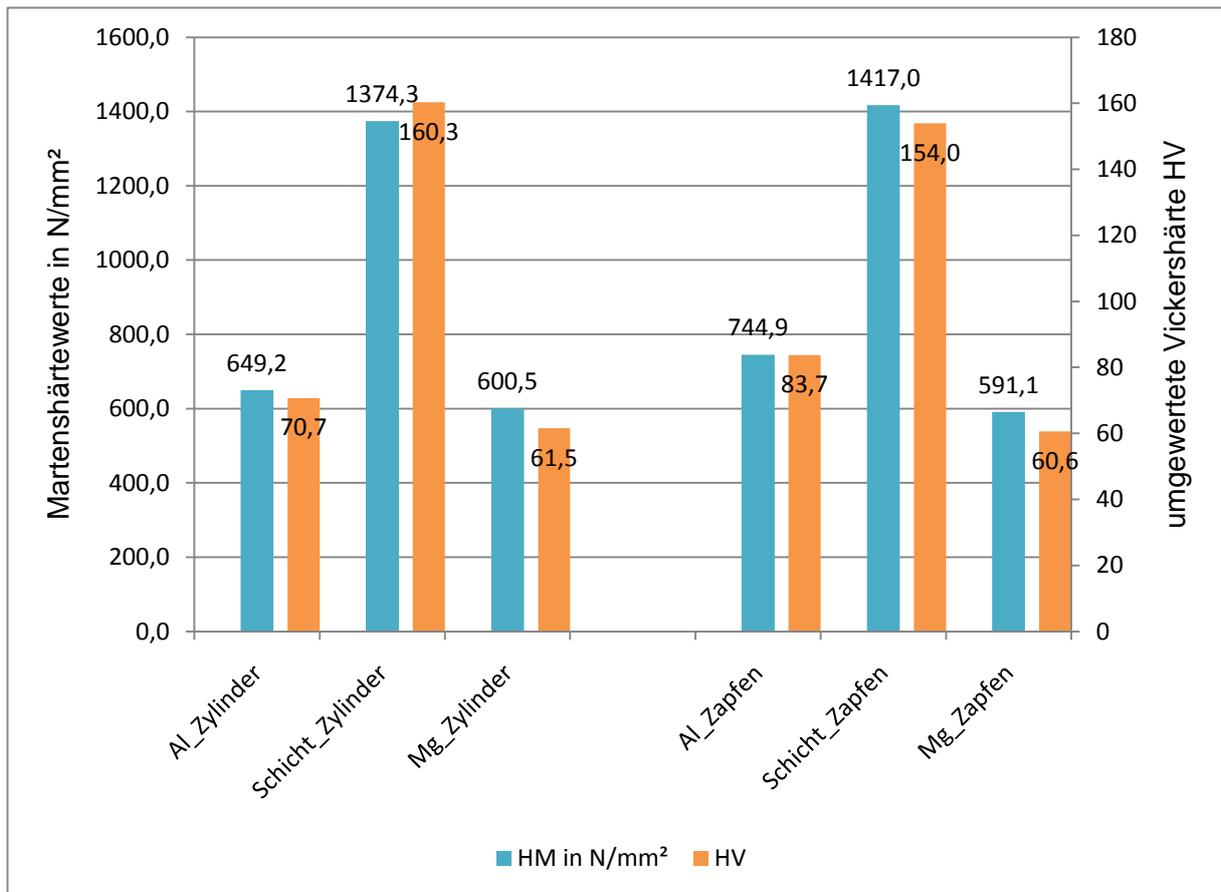
Anhang 2-8 EDX-Analyse der Probe P_10 im Zylinder

Probe P_10 Al-Zn-Mg 400°C Arbeitstemperatur im Zapfen des Längsschnittes

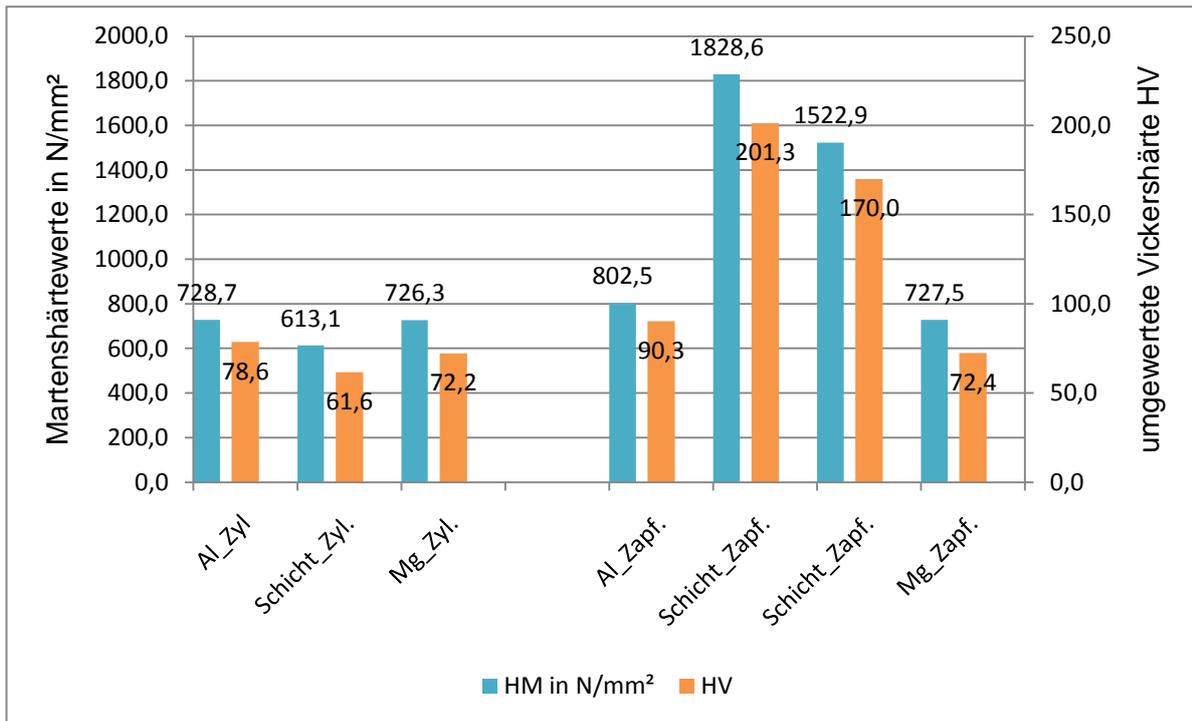


Anhang 2-9 EDX-Analyse der Probe P_10 im Zapfen

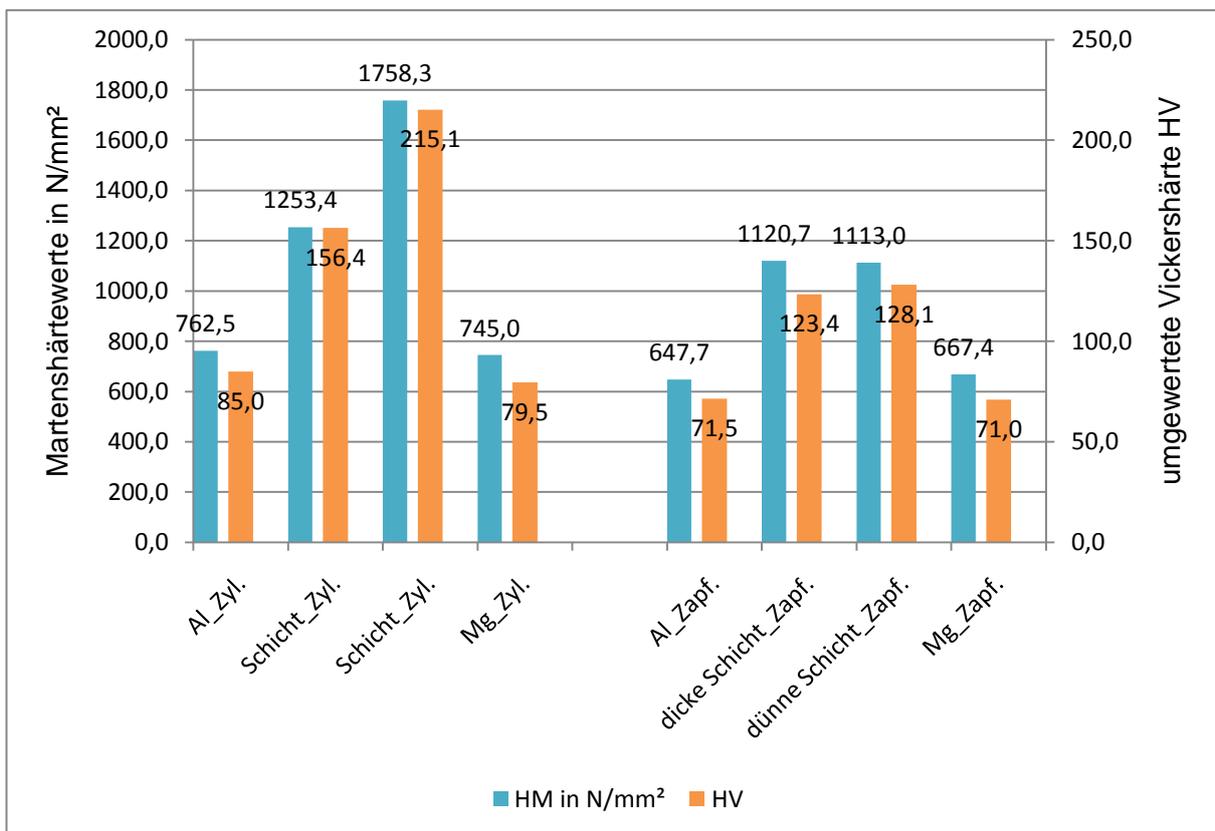
Anhang 3: Härtemessung nach Martens



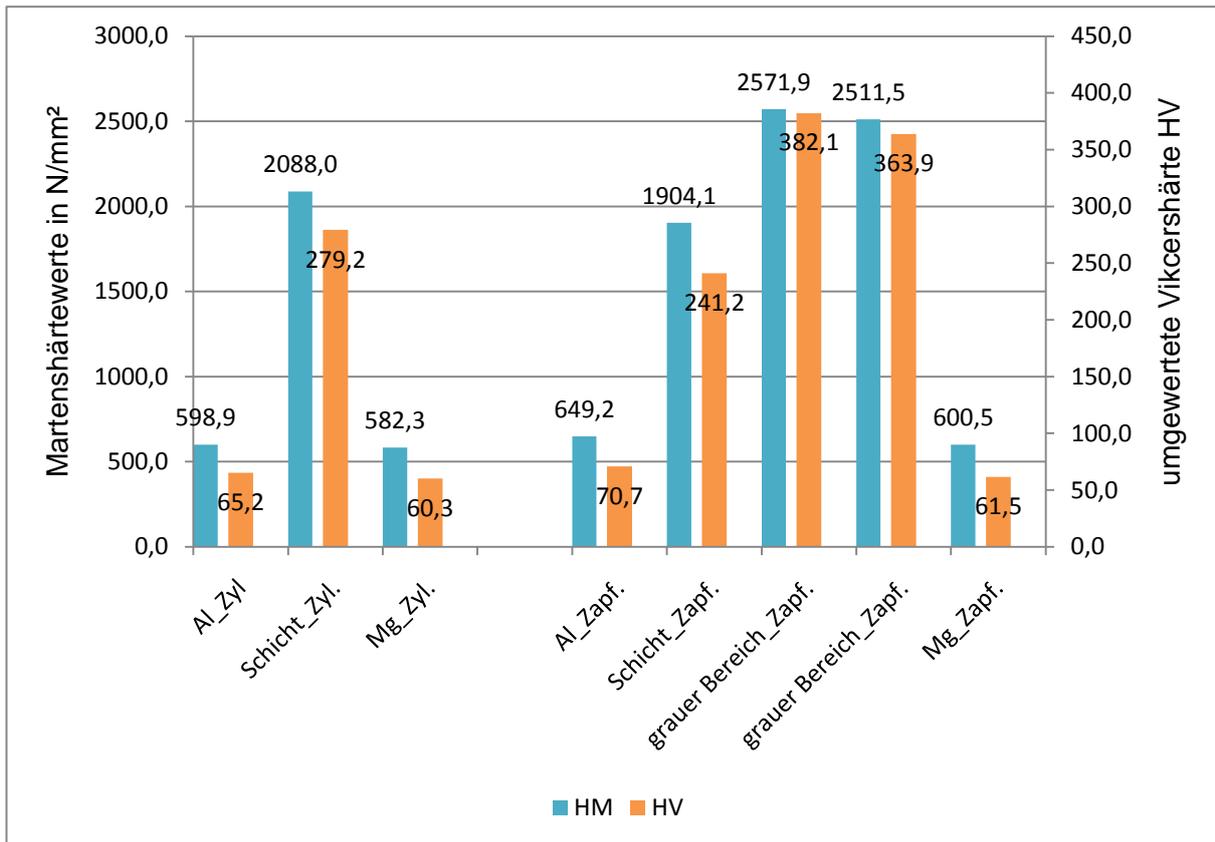
Anhang 3-1 Härteverlauf der Probe P_4 Al-Cu-Mg



Anhang 3-2 Härteverlauf der Probe P_6 Al-CuZn-Mg



Anhang 3-3 Härteverlauf der Probe P_8 Al-Zn-Mg



Anhang 3-4 Härteverlauf der Probe P_10 Al-Zn-Mg 400°C

10 Literaturverzeichnis

1. Neugebauer, R.; Glaß R.; Popp, M.; Nickel, D.
Umformende Herstellung von Al/Mg-Werkstoffverbunden,
Wiley-VCH GmbH & Co. KGaA, Weinheim, 2009, 40, No. 7
2. Hoyer, Ina
Zusammenfassung SFB 692
URL:
www.sfb692.tu-chemnitz.de/zusammenfassung.php, Zugriff am: 27.08.2009
3. Ruge, J.; Hoffmann W.:
Versuche über Kaltpressschweißen von Metall,
Z. Metallkunde 43 (1952), S. 133-137
4. Hoffmann, W.; Ruge, J.:
Der Stand der Kaltpressschweißung und Kaltpresslösung,
Werkstatttechnik und Maschinenbau 44 (1954) 3, S. 108–111
5. Tylecote, R.F.;
The Pressure-But Welding of Light Alloy Bar,
Trns. Inst. Weld. 12 (1949) 2
6. Neubauer, A.; Stroppe, H.; Wolf, H.;
Hochgeschwindigkeitstechnologie der Metallbearbeitung,
Verlag Technik Berlin, 1988, 1. Auflage
7. Ultra Light Steel Auto Body Final Report,; American Iron and Steel Institute;
Washington D.C., 1998
8. Dahl, W.; Kopp, R.; Pawelski, O.;
Umformtechnik, Plastomechanik und Werkstoffkunde
Verlag Stahleisen Springer Verlag, S.177-187, 1993
9. Klocke Fritz,
Fertigungsverfahren Umformen,
Springer Verlag, 2006 S.43-46

10. K. Lange,
Umformtechnik Band 1 Grundlagen,
Springer Verlag , 1984
11. Peng, L.; Yajiang, L.; Haoran, G.; Juan, W.; Haijun, M.; Guolin, G.:
Microstructure and Phase Constituents in the Interface Zone of Mg/Al Diffusion
Bonding
Metallurgical and Materials Transactions, *Volume 37B* (2006), S. 649-654
12. Cahoon, J.R.:
Discussion of "Microstructure and Phase Constituents in the Interface Zone of Mg/Al
Diffusion Bonding"
Metallurgical and Materials Transactions, *Volume 38B* (2007), S. 109-112
13. Horst, Gers,
Strangpressen,
Wiley-Verlag, 2007, S.249-257
14. Ciupik, L.F.;
Mechanism of Cold Deformation Bonding of Metals during their Simultaneous Plastic
Flow,
Advanced technology of Plasticity, Vol. 1, 1984, S. 133-138
15. Handbuch Vialux
16. www.vialux.de/com_d.pdf, www.vialux.de/vario_d.pdf, Zugriff am 01.09.2009
17. Schumann , H.; Oettel, H.,
Metallografie 14. Auflage
Wiley-VCH Verlag, 2004, S. 21
18. [http://de.wikipedia.org/wiki/Legierung#Zweistoffsysteme_mit_begrenzter_L.C3.B6slichkeit_im_festen_Zustand](http://de.wikipedia.org/wiki/Legierung#Zweistoffsysteme_mit_begrenzter_L%C3%B6slichkeit_im_festen_Zustand)
19. Hahn , F.,
Vorlesungsskript Werkstofftechnik
2006
20. Nach EN 573-3 (DIN 1712)

21. Ilschner, B.; Singer, R.F.,
Werkstoffwissenschaften und Fertigungstechnik, 4.Aufl,
Springer Verlag, 2005, S. 416-417

22. <http://www.lenntech.de/pse/pse.htm>, Zugriff am 7.09.2009

23. Seidel, W.W.,
Werkstofftechnik,
6. Auflage, Hanser Verlag 2005 S. 219 ff

24. Laska,R.; Felsch, Ch.,
Werkstoffkunde für Ingenieure,
Vieweg Verlag 1992, S.170ff

25. Seilnacht, Th.,
URL:
www.seilnacht.com/Lexikon/30Zink.htm, Zugriff am 3.08.09

26. Schatt, W.,
Werkstoffwissenschaft,
9. Auflage, Wiley-VCH-Verlag 2003

27. Masing, G.,
Grundlagen Metallkunde,
4.Auflage, Springer Verlag 1955