

# **Ermüdung und Korrosion nach mechanischer Oberflächenbehandlung von Leichtmetallen**

Vom Fachbereich Material- und Geowissenschaften  
der Technischen Universität Darmstadt

zur Erlangung des akademischen Grades eines

**Doktor-Ingenieurs**  
(Dr.-Ing.)

genehmigte Dissertation  
von

**Dipl.-Ing. Christian Dindorf**  
aus Darmstadt

Hauptberichterstatter: Prof. Dr. H.E. Exner  
Nebenberichterstatter: Prof. Dr. J. Eckert

Tag der Einreichung: 20.12.2005  
Tag der mündlichen Prüfung: 13.04.2006

Darmstadt 2006

D17

# Inhaltsverzeichnis

<b>1</b>	<b>Einleitung</b>	<b>3</b>
<b>2</b>	<b>Literaturübersicht</b>	<b>5</b>
2.1	Gefüge und mechanische Eigenschaften von Magnesiumlegierungen	5
2.2	Korrosion	9
2.3	Einfluss der mechanischen Oberflächenbehandlung auf das Ermüdungsverhalten	20
2.4	Einfluss der mechanischen Oberflächenbehandlung auf das Korrosionsverhalten	24
<b>3</b>	<b>Versuchsdurchführung</b>	<b>27</b>
3.1	Werkstoffe und Gefügeeinstellung	27
3.2	Probenherstellung	29
3.3	Werkstoff- und Randzonencharakterisierung	32
3.4	Einstellung der Oberflächenzustände	33
3.5	Charakterisierung des Korrosionsverhaltens	39
3.6	Ermüdung	43
<b>4</b>	<b>Gefüge und mechanische Eigenschaften</b>	<b>45</b>
4.1	Magnesium-Druckgusslegierung AZ91 hp	45
4.2	Magnesium-Knetlegierung AZ80	47
4.3	Aluminium-Knetlegierung EN AW-7050	49
4.4	Reintitan Grad 2	51
4.5	Titanlegierung Ti6Al4V FL	52
<b>5</b>	<b>Randzonenbeeinflussung durch mechanische Oberflächenbehandlung</b>	<b>53</b>
5.1	Mikrohärte in der Randzone	53
5.2	Oberflächencharakterisierung nach mechanischer Oberflächenbehandlung	58
<b>6</b>	<b>Ermüdung</b>	<b>68</b>
6.1	Magnesiumlegierungen	68
6.2	Aluminium-Knetlegierung EN AW-7050	72
6.3	Titanlegierungen	74
<b>7</b>	<b>Ermüdung nach Vorkorrosion</b>	<b>77</b>
7.1	Magnesiumlegierungen	77
7.2	Aluminium-Knetlegierung EN AW-7050	85
7.3	Titanlegierungen	88
<b>8</b>	<b>Elektrochemische Messungen</b>	<b>91</b>
8.1	Magnesium-Druckgusslegierung AZ91 hp	91
8.2	Magnesium-Knetlegierung AZ80	95
8.3	Aluminiumlegierung EN AW-7050	98
8.4	Titanlegierungen	100
<b>9</b>	<b>Mechanochemischer Effekt</b>	<b>104</b>
9.1	Korrosion bei elastischen mechanischen Spannungen	104
9.2	Korrosion nach plastischer Verformung	108
9.3	Korrosion bei hoher Rauheit	111
<b>10</b>	<b>Diskussion</b>	<b>114</b>
10.1	Korrosionsverhalten von Magnesiumlegierungen	114
10.2	Korrosionsverhalten der Aluminiumlegierung EN AW-7050	118
10.3	Korrosionsverhalten von Titanlegierungen	119
10.4	Vergleichende Bewertung der Ermüdungseigenschaften mit und ohne Vorkorrosion	119
10.5	Technologische Bedeutung	125
<b>11</b>	<b>Zusammenfassung</b>	<b>127</b>
<b>12</b>	<b>Literaturverzeichnis</b>	<b>130</b>

# 1 Einleitung

Das Kugelstrahlen als ein Verfahren der mechanischen Oberflächenbehandlung zur Dauerfestigkeitssteigerung von Metallen ist bereits seit Jahrzehnten in der Praxis etabliert. Als dauerfestigkeitssteigernde Alternative zum Kugelstrahlen hat sich das Festwalzen entwickelt, dessen Anwendung jedoch auf rotationssymmetrische Bauteile konzentriert ist. Bei beiden Verfahren werden Druckeigenstressungen und hohe Versetzungsdichten in die Randzone eingebracht, die die Rissbildung und Rissausbreitung bei Ermüdungsbeanspruchung verzögern.

Die mechanische Oberflächenbehandlung von Leichtmetallen wurde bereits intensiv untersucht und die Prozessparameter für eine Vielzahl von Legierungen optimiert. Das gängigste beim Kugelstrahlen verwendete Strahlmittel besteht aus abgerundetem Stahldrahtkorn. Beim Festwalzen kommt eine Hartmetallkugel zum Einsatz, die die Probenoberfläche plastisch verformt.

Häufig werden ermüdungsbeanspruchte Bauteile auch in korrosiven Umgebungsmedien eingesetzt. In der Literatur finden sich jedoch nur wenige Untersuchungen zu der Auswirkung der mechanischen Oberflächenbehandlung auf das Korrosionsverhalten von Aluminium- und Titanlegierungen.

In der Literatur wird von einem Kugelstrahlen von Magnesiumlegierungen aufgrund einer möglichen Kontaktkorrosion zwischen Strahlmittel und dem Grundwerkstoff abgeraten. Einige Autoren geben jedoch Hinweise, wie die schädliche Kontaktkorrosion trotz Kugelstrahlen zu vermeiden sei. Ergebnisse zum Korrosionsverhalten nach dem Kugelstrahlen und Abhilfemaßnahmen gegen die dabei auftretende Kontaktkorrosion finden sich jedoch nicht in der Literatur.

Ziel der vorliegenden Arbeit ist die Klärung des Einflusses der mechanischen Oberflächenbehandlung auf das Korrosionsverhalten und die hierdurch hervorgerufene Änderung des Ermüdungsverhaltens. Dabei sollen Einflussfaktoren auf das Korrosionsverhalten, die insbesondere aus der mechanischen Oberflächenbehandlung stammen, identifiziert und quantifiziert werden. Aus den gewonnenen Erkenntnissen soll abgeleitet werden, inwiefern Möglichkeiten und Grenzen einer korrosionsgerechten Optimierung der mechanischen Oberflächenbehandlung bestehen.

Die aus der mechanischen Oberflächenbehandlung abgeleiteten Parameter Eigenstressungen, erhöhte Versetzungsdichte und Rauheit, die ebenfalls für sich einen

---

Einfluss auf das Korrosionsverhalten zeigen, werden mittels potentiodynamischer Messungen in ihrem jeweiligen Einfluss separiert.

## 2 Literaturübersicht

### 2.1 Gefüge und mechanische Eigenschaften von Magnesiumlegierungen

Unter den metallischen Konstruktionswerkstoffen hat Magnesium mit  $1,8 \text{ g/cm}^3$  die geringste Dichte und zeigt eine hohe spezifische Festigkeit (Kainer und von Buch [1999]). Zudem zeichnet sich der Werkstoff durch hervorragende Gießbarkeit, einfache spanabhebende Formgebung, hohes Dämpfungsvermögen, gute Schweißbarkeit und vollständige Rezyklierbarkeit aus.

Bisher werden im Automobilbau fast ausschließlich Magnesium-Gusslegierungen verwendet, obwohl Knetlegierungen höhere mechanische Kennwerte aufweisen (Friedrich und Schumann [2001a, b]). Die am häufigsten verwendete Gusslegierung ist AZ91.

Wesentliche Einflussfaktoren des Gefüges auf die statischen und dynamischen Eigenschaften sind Gussdefekte wie Poren und Lunker sowie Phasenanteil und Verteilung der intermetallischen  $\beta$ -Phase.

Um beim Gießprozess das Entstehen von Poren und Lunkern zu vermindern, wird das Druckgussverfahren in einer Kaltkammer angewandt (Kammer [2000]). Dennoch kommt es bei großen Wandstärken zur Bildung von Poren mit bis zu mehreren hundert Mikrometern Durchmesser (Gutman et al. [1998]). Die Porendichte ist an der Oberfläche am geringsten (El-Mahallawy et al. [1998]). Lunker entstehen überwiegend entlang von Phasengrenzen zwischen  $\alpha$ -Matrix und  $\beta$ -Phase.

Anzahl, Größe und Verteilung der Gussfehler beeinflussen maßgeblich die mechanischen Eigenschaften der Druckgusslegierungen (Zenner et al. [2001, 2002], Regener et al. [1999], Fuchs et al. [2002]). In diesen Arbeiten werden keine quantitativen Zusammenhänge zwischen Porenverteilung/-dichte und Festigkeiten hergestellt. Bei Mikrohärtemessungen kann ein Kollaps der Poren unterhalb des Eindrucks den Messwert stark verringern (Caceres et al. [2005a, b]).

Ein Vergleich der Ermüdungseigenschaften der Magnesiumlegierung AZ91 von gegossenem mit extrudiertem Werkstoff zeigt deutliche Nachteile bei dem mit Gussfehlern behafteten Zustand (Sajuri et al. [2003]). Bei diesem Zustand findet bei axialer

Zug-Druck-Wechselbelastung die Rissbildung an Poren und Lunkern statt. Eine Rissbildung an Lunkern wurde auch von Eisenmeier et al. [2001] an und unterhalb der Oberfläche festgestellt. Oberflächennahe Gussfehler haben folglich einen entscheidenden Einfluss auf die Ermüdungseigenschaften unter Biegung.

Die Poren wirken sich laut Fuchs et al. [2002] nur bei hohen Lastspielzahlen auf die Zeitfestigkeitswerte aus. Bei Spannungen im Bereich der Dauerfestigkeit findet Rissbildung an Poren und Lunkern statt, die Risse werden aber gestoppt (Mayer et al. [2003, 2004, 2005]). Mehrere Magnesium-Druckgusslegierungen wurden mit einer Aluminium-Gusslegierung in Umlaufbiegung verglichen und bei allen eine ausgeprägte Dauerfestigkeit festgestellt. Ein sehr flacher Verlauf der Wöhlerlinie im HCF-Bereich wurde auch schon früher an AZ-Gusslegierungen gefunden (Buchmann [1939]).

Durch Poren und Lunker im Gussgefüge sinkt die Lebensdauer deutlich, da die Rissbildung begünstigt und damit der prozentuale Anteil der Rissbildung an der Lebensdauer stark verkürzt wird (Potzies und Kainer [2004]). Die Beobachtung einer ausgeprägten Dauerfestigkeit von Gussproben (Fuchs et al. [2002] und Mayer et al. [2003, 2004, 2005]) führen Potzies und Kainer [2004] ausschließlich auf die vorhandenen Gussfehler zurück. Bei sehr dünnen Wandstärken frei von einer größeren Zahl an Gussfehlern stellen diese Autoren keine ausgeprägte Dauerfestigkeit fest.

An den AZ-Knetlegierungen und technisch reinem Magnesium wurden ohne den Einfluss von Gussfehlern die Mechanismen bei der quasi-statischen und dynamischen Belastung untersucht: Die Knetlegierung AZ80 weist einen höheren Widerstand gegen Rissausbreitung auf gegenüber Magnesium-Druckgusslegierungen mit vergleichbar hohem Al-Gehalt (Zenner und Renner [2001, 2002]).

Die  $\beta$ -Phase wurde früher für die intermetallische Verbindung  $Mg_4Al_3$  gehalten (Siebel und Vosskühler [1939]), tatsächlich handelt es sich jedoch um die Stöchiometrie  $Mg_{17}Al_{12}$  (Regener et al. [2002]). Aus dieser Zusammensetzung ergibt sich ein Al-Gehalt in der  $\beta$ -Phase von 44 Gew.-% (Regener et al. [2003]). Weitere EDX-Messungen ergaben einen Al-Gehalt von 4 bis 6 Gew.-% in der primären  $\alpha$ -Phase, in der eutektisch erstarrten  $\alpha$ -Phase 9 bis 11% Aluminium.

Durch einen erhöhten  $\beta$ -Phasenanteil wird eine gegenüber dem Mittelwert des Bulkmaterials erhöhte Mikrohärtigkeit in manchen Gefügebereichen festgestellt (Caceres et al. [2005a, b]), z.B. an Ecken, Stegen und der Oberfläche eines Gussblocks.

Ein Anstieg der Mikrohärtigkeit ist bei Ausscheidungshärtung festzustellen, verbunden mit einer deutlichen Abnahme der Bruchdehnung. Daher eignet sich die intermetallische  $\beta$ -Phase aus technologischer Sicht nicht für eine Ausscheidungshärtung (Lü et al. [2000]).

Die  $\beta$ -Phase wird aus der übersättigten  $\alpha$ -Matrix in Form von diskontinuierlichen Bereichen entlang von Großwinkelkorngrenzen ausgeschieden (Porter und Easterling [1997], Caceres et al. [2002]). Gleichzeitig entstehen feine kontinuierliche Ausscheidungen der  $\beta$ -Phase im primären  $\alpha$ -Mischkristall (Regener et al. [2003]). Neben der  $\alpha$ - und  $\beta$ -Phase wurden in AZ91 weitere intermetallische Verbindungen, wie z.B.  $\text{Al}_8\text{Mn}_5$  und  $\text{Mg}_5\text{Al}$  (Wang et al. [2002]) oder Al-Mn-Fe-Teilchen (Gutman et al. [2001b], Koch [2002]), gefunden, die die Festigkeit steigern.

Die Festigkeitssteigerung mit zunehmendem Al-Gehalt wird auf den erhöhten Anteil an intermetallischen Phasen zurückgeführt. Daher tritt bei der Al-reichsten Magnesiumlegierung AZ91 eine ausgeprägtere Kaltverfestigung als bei den übrigen AZ-Gusslegierungen auf (Trojanova und Lukac [2005]). Bei Temperaturen oberhalb  $100^\circ\text{C}$  werden die Verfestigungsmechanismen durch Entfestigungsvorgänge wie Quergleiten und Versetzungsklettern aufgehoben. Eine Festigkeitssteigerung wird ebenfalls durch den Gießprozess bedingt. In der  $\alpha$ -Matrix sind bereits beim Abkühlen des Gusstückes auf Raumtemperatur ausreichend hohe Spannungen vorhanden, die zu lokalen Verformungen und damit zu hohen Versetzungsdichten führen (Wang et al. [2002]).

Zusammensetzung und Verteilung der intermetallischen Phasen beeinflussen auch die dynamischen Eigenschaften der Magnesiumlegierungen. Mg-Al-Legierungen weisen bei der Ermüdung zyklische Verfestigung auf. AZ91 zeigt gegenüber anderen Magnesiumlegierungen mit geringerem Al-Gehalt aufgrund des hohen  $\beta$ -Phasenanteils einen geringeren Widerstand gegen Rissbildung und Rissausbreitung (Regener et al. [1999, 2002]). Dahingegen soll laut Gall et al. [2005] bei Ausbreitung des Risses von der Matrix in die intermetallische  $\beta$ -Phase die Rissausbreitungsgeschwindigkeit sinken und sogar ein Rissstopp möglich sein. Die geringe Bruchdehnung der  $\beta$ -Phase macht diese Annahme wenig wahrscheinlich.

Die Legierungen AZ31 und AZ80 zeigen als Knetlegierungen aufgrund einer ausgeprägten Textur ein stark anisotropes Verhalten und deutliche Unterschiede in den Kennwerten zwischen Zug- und Druckbelastung (Zenner und Renner [2001, 2002]). Die belastungsabhängigen Unterschiede werden auf unterschiedliche Zwillings-

einsatzspannungen bei Zug- und Druckbeanspruchung zurückgeführt. Die Zwillingsbildung führt zu einer Verringerung der Stauch- gegenüber der Streckgrenze (Bohlen et al. [2004]). Bei Zugbelastung ist bei entsprechender Orientierung der Texturrichtung zur Belastungsrichtung keine Zwillingsbildung möglich.

Die gegenüber auch defektarmen Gusslegierungen unter Zugbeanspruchung entlang der Strangpressrichtung relativ hohen Streckgrenzen von Magnesiumknetlegierungen treten nur bei ausgeprägter Textur auf (Kleiner und Uggowitzer [2004]), weil bei dieser Orientierung Gleitung auf der Basal-Ebene und Zwillingsbildung nur bei hohen Spannungen aktiviert wird.

Die Orientierung der Textur zur Belastungsrichtung entscheidet über den dominierenden Verformungsmechanismus (Gehrmann et al. [2005]). Eine ausgeprägte Basal-Textur behindert Verformung, überwiegend werden Scherbänder gebildet. Bei Ausrichtung der Basal-Textur parallel zur Belastungsrichtung werden zusätzliche Gleitsysteme (prismatisch, pyramidal) aktiviert, dadurch ist eine gleichmäßigere Verformung und höhere Bruchdehnung möglich. Prismatische Verformung ist schon bei niedrigen Temperaturen (100°C), pyramidale Gleitung erst oberhalb von 200°C aktivierbar.

Auch das Kaltwalzen von AZ31 und mikrolegiertem Magnesium führt zur Bildung von Scherbändern und Zwillingen (Barnett et al. [2004]). Mit ansteigender Verformung erfolgt die Dehnung zunehmend über Scherbänder. Bei technisch reinem, polykristallinem Magnesium wird unter Druckbelastung zu Beginn der Verformung die Zwillingsbildung als dominierender Mechanismus festgestellt (Klimanek und Pöttsch [2002], Nave und Barnett [2004]). Die Abhängigkeit des Volumenanteils der Zwillinge von der Umformtemperatur ist schwach. Zwillingsbildung und Versetzungsgleitung auf Basal-Ebenen führen zu einer ausgeprägten Fasertextur. Die Bildung von Scherbändern wird nicht erwähnt. Die Scherbandbildung muss also von den Legierungszusätzen und den daraus entstehenden intermetallischen Phasen im Gefüge begünstigt werden.

## 2.2 Korrosion

### 2.2.1 Magnesiumlegierungen

Der „unedle“ Charakter des Magnesiums und seiner Legierungen wird durch die Einordnung in die elektrochemische Spannungsreihe unterhalb von Aluminium und oberhalb der übrigen Alkali- und Erdalkali-Elemente deutlich (Siebel und Vosskühler [1939]). Das Ruhepotential steigt mit zunehmendem Al-Gehalt in einer 2%-NaCl-Lösung an (Schultze [1939], Song et al. [1999b]).

Metallische Verunreinigungen verschlechtern mit zunehmendem Gehalt aufgrund von Lokalelementbildung das Korrosionsverhalten deutlich (Lunder et al. [1994]), insbesondere Eisen aus Eisentiegeln und -kokillen oder aus den Legierungszusätzen (D. Eliezer et al. [1998]), aber auch Kupfer und Nickel, die nur eine geringe Löslichkeit in Magnesium haben (Song und Atrens [1999a]).

Der Eisengehalt kann durch ein Raffinationsverfahren mittels Zugabe von Mangan reduziert werden (Schultze [1939], Song und Atrens [1999a]). Mit steigendem Al-Gehalt sinkt die Löslichkeit von Mangan und Eisen in der Schmelze. Intermetallische Verbindungen aus Mangan und Eisen fallen aus und sinken auf den Boden des Schmelztiegels ab. Die Entfernung des in der Schmelze gelösten Eisens ist jedoch nicht vollständig, so dass im erstarrten Gussstück immer noch Al-Mn-Fe-Partikel vorhanden sind (Lunder et al. [1994], D. Eliezer et al. [1998]). Aufgrund der Wechselwirkung des Eisens mit dem Mangan wird auch das Fe/Mn-Verhältnis als kritische Größe für die Neigung zur Lokalelementbildung angesehen (Song und Atrens [1999a]).

Die verwendeten Verfahren zur Reduktion des Eisengehaltes müssen die Konzentration unter das kritische Toleranzlimit von 0,017 Gew.-%, oberhalb der die Korrosionsrate stark mit dem Eisengehalt ansteigt, absenken. Das Zulegieren von Aluminium in einer Größenordnung, wie sie bei den AZ-Legierungen gegeben ist, führt zu einer weiteren Verschärfung des Toleranzlimits auf 5 ppm (Song und Atrens [1999a]), da es ohne Zugabe von Mangan zur Bildung von  $\text{Al}_3\text{Fe}$ -Partikeln kommt (D. Eliezer et al. [1998]), die als noch effektivere Kathode wirken als einzelne Eisenpartikel. Weitere, die Lokalelementbildung fördernde intermetallische Phasen in den AZ-Legierungen sind  $\text{Mg}_2\text{Si}$ - (Lunder et al. [1994]) und Al-Mn-Partikel (Koch [2002]). Durch die Zugabe von etwa 0,2 Gew.-% Mangan kann bereits die „high purity“-Qualität erreicht werden. Der Eisengehalt kann auch über die Zugabe von  $\text{B}_2\text{O}_3$  durch die Bildung von

FeB-Partikeln um den Faktor 30 gegenüber den unbehandelten Gussstücken gesenkt werden (Gao et al. [2004]).

Das in den AZ-Legierungen vorhandene Zink hat keinen starken Einfluss auf die Korrosion (Schultze [1939]). Es löst sich in der  $\alpha$ -Matrix und trägt zur Mischkristallhärtung bei. Auch Aluminium, Cadmium und Zinn werden als wenig kritisch eingestuft, da sie eine hohe Wasserstoff-Überspannung haben und nicht als effektive Kathode wirken.

Die deutlichen Unterschiede in den Korrosionsraten zwischen low- und high-purity-Qualität zeigt auch unlegiertes Magnesium. Im Polarisationsversuch liegen die Stromdichten des low-purity-Zustandes um eine Größenordnung höher als die der high-purity-Proben (Song et al. [1999b]). Die eutektischen  $\alpha$ -Bereiche korrodieren schneller bei starker anodischer Polarisation als primäre  $\alpha$ -Bereiche. Eine höhere Porendichte in der Randzone führt zu einer höheren effektiven Oberfläche, damit zu einem höheren Strom. In Mikroporen wird schnell eine große Menge an Korrosionsprodukten gebildet, daher kommt es zu einer autokatalytischen Korrosionszelle, daraus folgt ein stark lokalisierter Korrosionsangriff (Song et al. [1999b], Berger et al. [2003]). Der lokale Korrosionsangriff macht den anodischen Prozess instabil, folglich ist kein symmetrischer Verlauf der beiden Polarisationsäste feststellbar.

Die Oberfläche von Magnesiumlegierungen ist elektrochemisch heterogen (Ambat et al. [2000b]). Phasenanteil und Verteilung der  $\beta$ -Phase  $Mg_{17}Al_{12}$  haben wesentlichen Einfluss auf das Korrosionsverhalten (Song und Atrens [1999a]), da es zu innerer Kontaktkorrosion zwischen der kathodisch wirkenden Al-reichen  $\beta$ -Phase und der anodisch wirkenden Al-armen  $\alpha$ -Matrix kommen kann. Sind die  $\alpha$ -Bereiche an der Oberfläche sehr groß, werden die kathodischen  $\beta$ -Phasenbestandteile durch die Kontaktkorrosion unterwandert und fallen aus der Oberfläche, da sie kein geschlossenes Netzwerk bilden. Dadurch kommt es zu einem sehr schnellen Abtrag der Oberfläche. Die  $\beta$ -Phase kann aber in Abhängigkeit von Verteilung und Größe der  $\alpha$ -Körner auch als Korrosionsschutzfilm wirken. Bei kleinen  $\alpha$ -Körnern (hohe Abkühlrate im Gießprozess) fallen diese heraus, da sie von der Korrosion unterwandert werden. Es entsteht ein nahezu geschlossener  $\beta$ -Film, der die Probe vor weiterem Korrosionsangriff schützt.

Der korrosive Angriff erfolgt bei frischer Oberfläche zuerst in Bereichen der Dendriten, die an Aluminium verarmt sind, wohingegen die Umgebung dieser Bereiche von der Korrosion unbeeinflusst bleibt (Lunder et al. [1994]). Mittels EDX wurde der Alu-

minium-Gradient in der  $\alpha$ -Matrix bestimmt (Ambat et al. [2000a]). In Bereichen nahe der  $\beta$ -Phase sind hohe Aluminium-Konzentrationen, die zur Mitte der Dendritenarme abnehmen (Ambat et al. [2000b]). In Bereichen der  $\alpha$ -Matrix mit einem Al-Gehalt unter 6% ist der korrosive Angriff besonders stark.

Die Schutzwirkung der  $\beta$ -Phase kann durch eine Wärmebehandlung verstärkt werden. Mit zunehmender Glühdauer steigt der Anteil der  $\beta$ -Phase; die Korrosionsrate sinkt auf unter 2000  $\mu\text{m/a}$  gegenüber 4000  $\mu\text{m/a}$  beim gegossenen und unbehandelten Referenzzustand (Aung und Zhou [2002]). Eine Homogenisierung bei 420°C hat eine starke Senkung der Korrosionsrate im Tauchversuch zur Folge. Auslagerungen bei 200°C führen zu Korrosionsraten zwischen dem homogenisierten und dem unbehandelten Zustand. Die Korrosionsstromdichten der ausgelagerten Proben liegen jedoch deutlich niedriger als die des homogenisierten Zustandes. Dies wurde im Tauchversuch genau umgekehrt festgestellt. Die Korrosionsraten aus dem Tauchversuch werden als zuverlässiger angesehen, da sie den tatsächlichen Massenverlust darstellen und nicht die Extrapolation einer Momentaufnahme (Korrosionsstromdichte).

In der Randzone beträgt der Anteil der  $\beta$ -Phase in AZ91 bis zu 50% gegenüber 15-25% im Bulkmaterial (Unigovski und Gutman [1999]). Die Gusshaut besteht zu 32 at.-% aus Aluminium, in der  $\alpha$ -Matrix befinden sich 5% Aluminium. Der hohe Aluminiumanteil in der Gusshaut von AZ91 macht sich in einer um den Faktor zehn geringeren Korrosionsrate als bei einem Querschliff des Bulkmaterials bemerkbar (Song und Atrens [1999a]). Der höhere Anteil an  $\beta$ -Phase in der Gusshaut zeigt sich in einem höheren Ruhepotential und einer niedrigeren Stromdichte (Andrei et al. [2002]). Nach sehr rascher Abkühlung entsteht nach Angaben von Berger et al. [2003] auf der Probenoberfläche eine quasi-amorphe Deckschicht, deren Ruhepotential etwa 200 mV über dem der herkömmlichen Gusshaut liegt.

Der schützende Einfluss der Gusshaut wird durch mechanische Wechselbelastung vermindert, da die Gusshaut aufreißt und frisches,  $\beta$ -ärmeres Material freigelegt und angegriffen wird (Müller et al. [2000]). Das Aufreißen der Gusshaut kann an einer Verschiebung des Ruhepotentials zu niedrigeren Werten abgelesen werden (Koch [2002]). Der Betrag der Potentialverschiebung ist spannungs- und frequenzabhängig. Der sich auf der Magnesiumoberfläche an Luft und in einem wässrigen Elektrolyten bildende Passiv-Film schützt den Werkstoff vor flächiger Korrosion (Song und Atrens [2003, 2004]). Bei Bewitterung zeigen die high-purity-Magnesiumlegierungen sogar

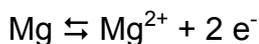
ein den Aluminiumlegierungen und vielen Stählen überlegenes Korrosionsverhalten. Der Oberflächenfilm besteht aus drei Schichten (Song et al. [1999a]). Die äußere Schicht aus Magnesiumhydroxid wird vom Basiswerkstoff durch eine mittlere Schicht aus MgO und einer Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Schicht an der Grenzfläche zum Basiswerkstoff getrennt. Oberhalb von β-reichen Oberflächenbereichen bildet sich zusätzlich auch Aluminiumhydroxid in der äußersten Schicht. Der Oberflächenfilm ist bei pH-Werten >10,5 in wässrigen Lösungen stabil. Dieser Wert entspricht dem Löslichkeitsprodukt von Mg(OH)<sub>2</sub>.

Leitungswasser kann einen nachweisbaren, Meerwasser einen starken korrosiven Angriff an AZ91 verursachen (Ferguson et al. [2003]). Der Passiv-Film wird sehr effektiv von in der Lösung vorhandenen Chlorid-, Nitrat- oder Phosphat-Ionen durch Bildung leicht löslicher Magnesiumsalze zerstört (Potzies und Kainer [2004]). Durch den Chlorid-Ionen-Angriff kommt es zu Lochfraß (Song und Atrens [1999a]). Weitere Faktoren, die die Kontaktkorrosion beschleunigen, sind eine hohe Leitfähigkeit des Elektrolyten, großer Potentialunterschied und geringe Polarisierbarkeit von Anode und Kathode, großes Flächenverhältnis von Anode zu Kathode und geringer Abstand zwischen Anode und Kathode.

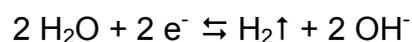
Die Mg(OH)<sub>2</sub>-Schicht ist mechanisch instabil (Song und Atrens [1999b]) und haftet sehr schlecht (Koppers et al. [2001]). Rühren des Elektrolyten behindert die Bildung einer geschlossenen Deckschicht aus Magnesiumhydroxid.

Die auf der Probenoberfläche bei Korrosion ablaufenden Reaktionen lauten wie folgt (Song et al. [1997]):

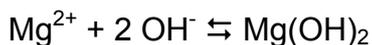
Anodische Auflösung:



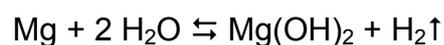
Kathodische Wasserstoffbildung:



Filmbildung:



Gesamtreaktion:



Im Zusammenhang mit den auf der Oberfläche ablaufenden Reaktionen wurde der für Magnesium typische NDE („negative difference effect“) entdeckt (Song et al. [1997], G. Song [2005]). Bei diesem Phänomen nimmt bei Polarisation die Wasserstoffbildungsreaktion im anodischen Bereich nicht ab, sondern zu. Wasserstoff bildet sich mit steigendem Potential zunehmend auf der Oberfläche der Arbeitselektrode,

obwohl die Steigerung der Wasserstoffbildung nur auf der Gegenelektrode stattfinden sollte. Dieses ungewöhnliche Verhalten wird mit der Bildung eines einwertigen Magnesium-Ions in einem Zwischenschritt begründet, das die Reduktion von Protonen aus dem Elektrolyten zu elementarem Wasserstoff ermöglicht. Weitere Erklärungsversuche führen die übermäßige Wasserstoffbildung auf den Aufbruch des Schutzfilms und dem damit verbundenen Freilegen von frischem Material, das Herausfallen von Sekundärphasen oder die Bildung von  $MgH_2$  in einem Zwischenstadium zurück. Die durch den NDE hervorgerufene Wasserstoffbildung kann auch zu einer Wasserstoffversprödung der Magnesium-Randschicht führen (G. Song [2005]).

Die Vorkorrosion in schwacher NaCl-Lösung führt bei AZ31 ebenfalls zur Wasserstoffversprödung (R. Song et al. [2005]), die sich auf die nachfolgende Charakterisierung der mechanischen Kennwerte auswirkt. Festigkeit und Duktilität nahmen mit zunehmender Vorkorrosionsdauer drastisch ab. Auf den Bruchflächen der Flachzugproben sind eindeutig ein Rissnetzwerk in der Bruchfläche selbst und insgesamt ein Sprödbbruch zu erkennen. Ohne Vorkorrosion sind viele Dimple auf der Bruchfläche und keine Risse in der Bruchfläche nachzuweisen.

Die Korrosionsrate eines Werkstoffes wird häufig über den Massenverlust bestimmt. Vor und nach einem Tauchversuch im Elektrolyt wird die Masse bestimmt, Korrosionsprodukte wurden vor der zweiten Wiegung chemisch entfernt. Eine zweite Möglichkeit ist die Bestimmung der Korrosionsrate aus der Korrosionsstromdichte im Polarisationsversuch. An AZ91 wurde die Korrosionsrate aus der elektrochemischen Messung und aus dem Tauchversuch bestimmt. Die Korrosionsrate beim Tauchversuch ist deutlich höher, da dabei das Herausfallen von Gefügebestandteilen wie bspw. der  $\beta$ -Phase mit berücksichtigt wird (Ambat et al. [2000a]). Die Bestimmung aus der Korrosionsstromdichte liefert nur eine extrapolierte Momentaufnahme.

Beim Tauchversuch von AZ91 in 3,5%iger NaCl-Lösung zeigt sich eine abnehmende Korrosionsrate mit zunehmender Behandlungsdauer aufgrund der Bildung eines geschlossenen Passivfilmes (Ambat et al. [2000b]). Nach sechs Tagen in der Lösung sind einige  $\beta$ -Bereiche noch nicht angegriffen, die  $\alpha$ -Matrix aber komplett aufgelöst. Bei Magnesiumlegierungen folgt der kathodische Zweig einer typischen Tafelgeraden, Niveau und Steigung der kathodischen Tafelgeraden hängen vom Reinheitsgrad und dem Gefüge ab (Song et al. [1999b]). Kathodischer und anodischer Ast sind allerdings nicht symmetrisch, da das Pitting-Potential kleiner als das Ruhepotential ist (Song und Atrens [2003, 2004]).

Durch kathodische Polarisierung kann die Oberfläche vor korrosivem Angriff (Song et al. [1997], Berger et al. [2003]) und Spannungsrisskorrosion (Winzer et al. [2005]) geschützt werden. Zu Beginn der anodischen Polarisierung entstehen auf der Magnesiumoberfläche verteilt wenige Millimeter große, runde Pits (Song et al. [1997]). Es werden keine tiefen Korrosionslöcher gebildet. Durch die kathodische Reaktion entstehen nicht nur Wasserstoff, sondern auch Hydroxyl-Ionen, die den lokalen pH-Wert auf über 11 anheben und den Magnesiumhydroxid-Film lokal stabilisieren können. Es findet laterales Wachstum der Korrosionslöcher ohne nennenswerten Fortschritt in die Tiefe statt (Song und Atrens [2003, 2004]), bis sich ein geschlossener schwarzer Deckfilm ergibt (Song et al. [1997], Öteyaka et al. [2004]). Auf den wachsenden Pits läuft die Wasserstoffbildungsreaktion ab, in den übrigen Bereichen ist keine Gasentwicklung zu erkennen. Ist der Deckfilm geschlossen, beginnt die anodische Auflösung und die Steigung des anodischen Astes sinkt deutlich, d.h. die anodische Aktivität nimmt ab.

Die Messung von Polarisationskurven von Gussbarren und Druckgussproben aus AZ91 in 3,5%iger NaCl-Lösung zeigt eine höhere kathodische und eine niedrigere anodische Stromdichte bei Druckgussproben (Ambat et al. [2000b]). Der höhere Anteil an  $\beta$ -Phase in der Gusshaut führt zu einer Verschiebung der kathodischen Tafelgeraden zu höheren Stromdichten und damit auch zu einem höheren Ruhepotential gegenüber der Polarisationskurve von Gussbarren.

Um den Einfluss des Korrosionsverhaltens auf das Ermüdungsverhalten zu charakterisieren, gibt es die beiden Möglichkeiten, in einem Tauchversuch die Oberfläche vollständig mit dem Elektrolyt zu benetzen oder im Salzsprühtest die Oberfläche nur sehr lokal begrenzt mit dem Elektrolyt in Kontakt zu bringen. Darüber hinaus wird zwischen einer Vorkorrosion (Tauchversuch oder Salzsprühnebel) ohne mechanische Belastung und einer Ermüdung im korrosiven Medium (ebenfalls im Tauchversuch oder Salzsprühnebel) unterschieden.

Salzsprühtests mit NaCl-Lösung an AZ91 hp ergeben Korrosionsraten zwischen 200 und 500  $\mu\text{m/a}$  (Klassen et al. [2004], Öteyaka et al. [2004]). Bei Verwendung von AZ91 in einer nicht dem „high purity“-Standard entsprechenden Qualität treten im Salzsprühtest um zwei Größenordnungen höhere Korrosionsraten auf (Öteyaka et al. [2004]). Die Korrosionsraten von AZ91 hp in Tauchversuchen mit NaCl-Lösung liegen bei bis zu 1000  $\mu\text{m/a}$ . Der gegenüber Vorkorrosion durch Tauchversuche geringe Einfluss von Vorkorrosion im Salzsprühnebel zeigt sich auch bei gleichzeitiger

Ermüdungsbelastung. Im LCF-Bereich ist kaum ein Einfluss nachzuweisen (Mayer et al. [1999]), im HCF-Bereich findet Lochfraß statt, der durch Kerbwirkung die Zeitfestigkeit vermindert (Mayer et al. [1999], Ramsamooj und Shugar [2001], Potzies und Kainer [2004]). Bei über  $10^9$  Lastwechseln (Frequenz von 20 kHz) hat zusätzlich ein flächiger Korrosionsabtrag über Querschnittsabnahme einen Einfluss auf die Ermüdungseigenschaften. Diese Ergebnisse zeigen deutlich, dass es bei Ermüdung im korrosiven Medium zu einer nicht trennbaren Überlagerung von Materialschädigung durch Ermüdung und durch den korrosiven Angriff kommt. Letzterer hat aufgrund der unterschiedlichen Einwirkdauer einen viel geringeren Einfluss im LCF- als im HCF-Bereich. Bei einer Ermüdung nach Vorkorrosion lässt sich systematisch der Einfluss des korrosiven Angriffs untersuchen. Dabei bleibt der Einfluss der dynamischen Belastung auf den korrosiven Angriff im Elektrolyt allerdings außen vor.

Eine Beschichtung von Magnesiumlegierungen ist im technischen Einsatz bei Anwendungen mit möglichem Kontakt zu wässrigen Medien unabdingbar. Untersuchungen haben jedoch die Anfälligkeit von Beschichtungen für Ablösung und Blasenbildung bei Kontakt von Magnesium mit einem Bauteil aus einem anderen Metall (Boese et al. [2001, 2004]) gezeigt. Wenn die Schutzschicht verletzt wird, kommt es bei ungünstigen Flächenverhältnissen zwischen Kathode und Anode zu einem stark beschleunigten korrosiven Angriff (Hoche et al. [2004a, b, c]).

Die Forschungsaktivitäten auf dem Gebiet der Magnesiumkorrosion müssen sich daher zukünftig auf die drastische Verbesserung der inhärenten Korrosionseigenschaften konzentrieren (Atrens [2004]). Vorgeschlagen werden beispielsweise deutlich höhere Anteile an Legierungselementen, die einen eigenen mechanisch wie elektrochemisch stabilen Schutzfilm auf der Oberfläche ausbilden könnten.

### **2.2.2 Aluminiumlegierungen**

Der überalterte Auslagerungszustand T7 zeigt bei den 7XXX-Aluminiumlegierungen ein gegenüber dem maximal ausgehärteten T6- oder dem unteralterten T4-Zustand überlegenes Korrosionsverhalten (Oliveira et al. [2004]). Der T6-Zustand zeigt den geringsten Widerstand gegen korrosiven Angriff (DuQuesnay et al. [2003]). Im T6-Zustand dominieren fein verteilte Guinier-Preston-Zonen und  $\eta'$ -Ausscheidungen in der  $\alpha$ -Matrix, wohingegen nach Überalterung die Gleichgewichtsphase  $\eta$  ( $\text{MgZn}_2$ ) überwiegend an den Korngrenzen ausgeschieden ist (Oliveira et al. [2004]). Die

Wärmebehandlung für den T7-Zustand bewirkt darüber hinaus einen Versetzungsabbau.

Bei Kontakt mit wässrigen Elektrolyten kommt es zur Bildung von Mg-H-Phasen (Song et al. [1996]). Die daraus resultierende Wasserstoffversprödung wirkt sich im unteralterten Zustand auf das im übersättigten Mischkristall gelöste Mg oder bei Überalterung auf Mg-Ausscheidungen in den Korngrenzen aus. Der korrosive Angriff erfolgt also je nach Auslagerungszustand großflächig über das gesamte Gefüge verteilt oder lokal auf die Korngrenzen beschränkt. In den Korngrenzen soll sich  $MgH_2$  bilden können (Kermanidis et al. [2005]). Bei Rissbildung im Elektrolyten löst der Wasserstoff Metallbindungen an der Rissspitze und kann in den Bereich vor der Rissspitze eindiffundieren, wo er Wasserstoffversprödung auslöst (Song et al. [1996]).

Bei mechanischer Belastung der Aluminiumlegierung 7175 in einer NaCl-Lösung wird der Widerstand gegen Spannungsrisskorrosion mit der Auslagerungsdauer höher (R. Song et al. [2004]). Der steigende Widerstand wird auf Abbau von elementarem Magnesium in den Korngrenzen durch Bildung der  $\eta$ -Phase erklärt, die weitaus weniger zur Wasserstoffversprödung neigt als reines Magnesium.

An einem überalterten Zustand der Legierung 7050 zeigen Schweißnähte trotz zum Grundwerkstoff vergleichbaren mechanischen Eigenschaften ein deutlich schlechteres Verhalten bei Spannungsrisskorrosion in 3,5%iger NaCl-Lösung (Ciompi und Lanciotti [1999]). Die kürzeren Lebensdauern werden mit den durch das Abkühlen nach dem Schweißen verursachten Zugeigenspannungen an der Oberfläche erklärt. In Oberflächenbereichen mit hohen Zugeigenspannungen wurden elektrochemisch höhere Korrosionsraten festgestellt.

Die Vorkorrosion von 7075-T6 in NaCl-haltiger Lösung senkt bereits nach sechsstündigem Tauchversuch die Ermüdungslebensdauer an Luft auf ein Drittel des Wertes einer unkorrodierten Probe (DuQuesnay et al. [2003]). Bei gleicher Werkstoff-Elektrolyt-Kombination wird nach vier oder sieben Tagen Vorkorrosion im LCF-Bereich eine Verringerung der Zeitfestigkeit um den Faktor 10 festgestellt (Wang et al. [2003]). Im HCF-Bereich beträgt der Unterschied in der Lebensdauer zwei Größenordnungen. Durch Vorkorrosion entstandene Korrosionslöcher beschleunigen Rissbildung und führen zu mehreren Rissbildungszentren.

Bei Ermüdung einer Aluminium-Gusslegierung an Luft und im Salzsprühnebel konnte bei keinem der Zustände eine ausgeprägte Dauerfestigkeit festgestellt werden (May-

er et al. [1999]), wie es für Aluminium zu erwarten ist. Die Zeitfestigkeit ist im LCF-Bereich bei Salzsprühnebel etwas, im HCF-Bereich deutlich geringer. Bei Proben, die im HCF-Bereich gebrochen sind, konnten Korrosionslöcher, an denen die Rissbildung stattfand (Mayer et al. [1999], Ramsamooj und Shugar [2001]), deutlich erkannt werden.

Das Schleifen von hochreinem Aluminium führt in einer NaCl-Lösung zu einer Verschiebung des Ruhepotentials zu niedrigeren Werten (Suter et al. [2005]). Der anodische Ast verläuft steiler als bei polierten Proben, da durch die erhöhte Rauheit die Bildung eines stabilen Passiv-Films behindert wird.

Bei elektrochemischen Untersuchungen an 7XXX-Legierungen mit unterschiedlichem Cu-Gehalt werden jeweils zwei Durchbruchspotentiale festgestellt (Meng und Frankel [2004]). Das erste Durchbruchpotential hängt vom Cu-Gehalt der feinen T6-Ausscheidungen und deren elektrochemischer Wechselwirkung mit der sie umgebenden Matrix ab. Das zweite Durchbruchpotential wird durch eine Kombination aus intergranularer Korrosion und selektivem Kornangriff sowie vom Cu-Gehalt in der Matrix bestimmt. Die Korrosionsstadien bei 7050-T7 sind Lochfraß, intergranulare Korrosion und Delamination des Oxidfilms (Zhang und Wang [2000]).

### 2.2.3 Titanlegierungen

Titanlegierungen zeigen gegenüber anderen Leichtmetallen ein exzellentes Korrosionsverhalten in einem weiten pH-Bereich (Barril et al. [2005]). Trotz dieser Tatsache wird Luft als korrosives Medium angesehen (Wagner und Lütjering [1981]).

Grund für den hohen Korrosionswiderstand ist die Ausbildung eines selbstpassivierenden Oxidfilms auf der Oberfläche (Barril et al. [2005]). Beim Polarisationsversuch in NaCl-Lösung zeigt Ti6Al4V bis etwa 1 V (vs. Ag/AgCl) anodischer Polarisation auf tiefem Niveau einen für ein Passivverhalten charakteristischen nahezu horizontalen Verlauf des anodischen Astes. Das Passiv-Plateau wird bei Ti6Al4V auch in physiologischen Lösungen gefunden (Choubey et al. [2004]).

Bei Titan Grad 2 liegt die Korrosionsstromdichte in NaCl-Lösungen um etwa eine Größenordnung oberhalb der von Ti6Al4V (Neville und McDougall [2001]). Das Korrosionspotential von Ti6Al4V wird gegenüber dem mechanisch bearbeiteten Zustand durch elektrolytisches Polieren erhöht (Chrzanowski et al. [2005]).

Bei Ti6Al4V werden die Korngröße und -form sowie Seigerungen als Einflussfaktoren für das Ruhepotential und die Passivstromdichte genannt (Han et al. [2000]). Bei

feinem, globularem Gefüge und geringer Verformung wird ein höherer Korrosionswiderstand festgestellt.

Die Bildung der Oxidschicht an Ti-Grad 2 kann in Abhängigkeit des angelegten Potentials zu Zug- (anodischer Ast) bzw. Druckspannungen (kathodischer Ast) führen, die eine Spannungsrisskorrosion fördern bzw. behindern (Guo et al. [2003]).

#### **2.2.4 Mechanochemischer Effekt**

Der mechanochemische Effekt (MCE) ist die verformungsabhängige Änderung elektrochemischer Kennwerte und tritt bei Wechselwirkung von mechanischen Spannungen und Versetzungen mit den elektrochemischen Prozessen bei einem korrosiven Angriff der Oberfläche auf (Gutman [1994]).

Bei den bisher an Magnesiumlegierungen durchgeführten, in der Literatur veröffentlichten Untersuchungen zum MCE wurden direkt gegossene Flachzugproben in einer Korrosionskammer mit Dreielektrodenanordnung in Zugrichtung verformt (A. Eliezer et al. [1998]). Polarisationskurven wurden in Abhängigkeit der plastischen Verformung aufgenommen, indem die Probe bis zum gewünschten Verformungsgrad gedehnt, die Zugprüfmaschine gestoppt, die Polarisationskurve mit 5 mV/s aufgenommen und anschließend die gleiche Probe zum nächsten Verformungsschritt gedehnt wird.

Der MCE von Mg-Al-Legierungen ist eine Folge der Wechselwirkung zwischen Versetzungen und chemischem Angriff. Bei geringer plastischer Verformung werden viele neue Versetzungen gebildet, der Korrosionsstrom steigt stark an und das Ruhepotential sinkt. Die erhöhte Versetzungsdichte verursacht eine Anhebung des chemischen Potentials und damit einen Anstieg der mechanochemischen Auflösung (Gutman et al. [2001]). Bei Überschreiten der Gleichmaßdehnung werden Versetzungen durch dynamische Erholung abgebaut, die elektrochemischen Kennwerte nähern sich dem Ausgangszustand an (A. Eliezer et al. [1998], Bonora et al. [2001]). Wegen des NDEs ist die Interpretation von MCE-Versuchen bei Magnesiumlegierungen sehr komplex (A. Eliezer et al. [1998]).

Bei der Druckgusslegierung AZ91 führt die plastische Dehnung von 0 auf 4% zu einer Erhöhung der Korrosionsrate um den Faktor 7 (Gutman et al. [2000]). Die Steigerung der Korrosionsrate unter gleichen Bedingungen bei AM50 beträgt nur 50%. Es wird eine Korrelation des MCEs zum Verfestigungsexponenten und zum Al-Gehalt ( $\beta$ -Phasenanteil) postuliert (Gutman et al. [2001a]). Intermetallische Phasen aus Al-

Mn-Fe werden aufgrund ihrer verfestigenden Wirkung ebenfalls für Einflussfaktoren beim MCE gehalten (Gutman et al. [2001b]).

Durch Verformung in Zugrichtung wird ein Anstieg der anodischen Stromdichte und eine Verschiebung des Ruhepotentials zu niedrigeren Werten festgestellt (Bonora et al. [2002]), was auf eine lokale Erniedrigung des Gleichgewichtspotentials um eine Versetzung herum zurückgeführt wird (Andrei et al. [2002]). Das geringste Ruhepotential und die höchste Stromdichte werden bei der Gleichmaßdehnung gemessen.

Die Auswirkung des MCEs wurde beim Korrosionskriechen, d.h. bei Zeitstandsversuchen in korrosivem Medium bei Raumtemperatur, untersucht. Die Entfernung der Gushaut von AZ91 führt zu deutlicher Verkürzung der Lebensdauer beim Korrosionskriechen und macht die schützende Wirkung der Gushaut deutlich (Gutman et al. [2001a]). Bei den Magnesium-Gusslegierungen nimmt die Lebensdauer beim Korrosionskriechen mit zunehmendem  $\beta$ -Gehalt ab aufgrund des stärker wirkenden MCEs bei höherem Legierungsanteil an Aluminium und intermetallischer  $\beta$ -Phase (Bonora et al. [2002]).

An AZ91 wurde unter mechanischer Belastung die Kriechrate gemessen und die Rissbildung untersucht (Unigovski et al. [2004, 2005]). Neben dem MCE wird ein CME (chemomechanischer Effekt) postuliert: durch chemische Reaktionen verursachte Versetzungsbewegung (auch Leerstellenbildung) und lokal erhöhte Plastizität an der Oberfläche. Die Adsorption von Verunreinigungen auf der Probenoberfläche und die Reduktion der Oberflächenenergie führen zu einem Absinken der notwendigen Arbeit für einen Kriechbruch.

Der MCE wird auch in aggressiven Medien (pH = 4) beobachtet (Andrei et al. [2002]). Durch das aggressive Medium sind jedoch die Stromdichten sehr hoch und die relativen Stromdichteänderungen durch den MCE dementsprechend gering und schwerer nachzuweisen.

Magnesium-Knetlegierungen sind im extrudierten Zustand wegen der hohen Versetzungsdichte anfälliger für Schwingungsrisskorrosion und zeigen einen starken MCE (Gutman et al. [2003]). Die Korrosionsrate ist im extrudierten Zustand gegenüber gegossenen Proben gleicher Zusammensetzung wesentlich höher (Unigovski et al. [2003]). Die Korrosionsrate in 3,5%iger NaCl-Lösung steigt mit dem Aluminiumgehalt der Legierung an.

Bei Umlaufbiegung zeigt die Strangpresslegierung ZK60 gegenüber den Gusslegierungen AM50 und AZ31 an Luft und in NaCl-Lösung ein überlegenes Ermüdungs-

verhalten (Gutman et al. [2003]). Die Lebensdauern von ZK60-Proben sinken im Vergleich von Luft zu NaCl-Lösung als umgebendem Medium um zwei bis drei Größenordnungen, die Lebensdauern der Gusslegierungen dagegen nur um eine bis zwei Größenordnungen. Trotz größerer Anfälligkeit der extrudierten Legierungen gegenüber korrosivem Angriff zeigen sie dennoch bessere Ermüdungseigenschaften in korrosivem Medium als die Gusslegierungen (Unigovski et al. [2003]).

## **2.3 Einfluss der mechanischen Oberflächenbehandlung auf das Ermüdungsverhalten**

### **2.3.1 Spanabhebende Bearbeitung**

Das Abdrehen oder Abfräsen der Randschicht kann durch eine bessere Oberflächenqualität sowie Kaltverfestigung und Druckeigenstressungen zu einer Verbesserung der Ermüdungseigenschaften beitragen (Koch [2002]). Im Fall von Gusslegierungen aus Magnesium (Koch [2002]) oder Aluminium (Kurth et al. [1993]) sollte das Abdrehen jedoch nicht zum Anschneiden der Lunker führen, da Oberflächenporen die Ermüdungseigenschaften verschlechtern. Durch das Kugelstrahlen können bei Magnesium (Koch [2002]) oder Aluminium (Kurth et al. [1993]) Poren an oder nahe der Oberfläche geschlossen oder ihre Kerbwirkung abgemildert werden.

### **2.3.2 Kugelstrahlen**

Das Kugelstrahlen metallischer Werkstoffe führt in der Regel zu Druckeigenstressungen und Kaltverfestigung in der Randzone sowie zu einer hohen Oberflächenrauheit. Die Rissausbreitung wird bei Ermüdungsbeanspruchung durch Druckeigenstressungen behindert (Drechsler et al. [1998], Benedetti et al. [2002], Curtis et al. [2003]). Die rissausbreitungsdominierte Zeitfestigkeit im LCF-Bereich wird nur verbessert, wenn die Randzonenbeeinflussung nicht durch zyklische oder thermische Entfestigung abgebaut wird (Altenberger und Scholtes [1999]).

Erste Untersuchungen zum Kugelstrahlen von Magnesiumlegierungen zeigen eine Vergrößerung der Einflusszone und Erhöhung der Rauheit mit ansteigender Almenintensität (Ebihara et al. [1981]). Um die hohe Rauheit nach dem Kugelstrahlen, die

sich negativ auf die Ermüdungseigenschaften auswirken kann, einzuebnen, wird das Nachstrahlen mit Glasperlen empfohlen (Balcar und Maltby [1981]). Bei der Aluminiumlegierung 7075 führt das Nachstrahlen mit Glasperlen zu einer zusätzlichen Verbesserung der Zeit- und Dauerfestigkeit gegenüber dem nur mit Stahl gestrahlten Zustand (Snowman und Schmidt [1981]).

Bei der Magnesiumlegierung AZ80 wurde nach dem Strahlen mit Glasperlen eine Oberflächenschädigung durch scharfkantigen Glasbruch festgestellt (Zhang et al. [2005a, b]). Die Rauheit steigt annähernd linear mit der Almenintensität an. Ab einer Almenintensität von etwa 0,2 mmN können Mikrorisse nachgewiesen werden. Das Strahlen von AZ80 mit einem Stahl-Strahlmittel führt mit steigender Almenintensität zu einer höheren Rauheit und zu einer Verlagerung des Eigenspannungsmaximums von der Oberfläche in das Materialinnere (Wendt et al. [2003]).

Die längste Lebensdauer von AZ80 (hexagonale Einheitszelle) tritt bei sehr geringen Almenintensitäten (0,05 mmN) auf. Bei mittleren und hohen Intensitäten kommt es zu Mikrorissbildung (Wagner [1999]). Bei der Aluminiumlegierung 2024 mit kfz-Gitter tritt hingegen ab etwa 0,4 mmN eine Sättigung der Zeitfestigkeit auf hohem Niveau ein. Die Erhöhung der Almenintensität führt bei AZ80 neben der Mikrorissbildung aber auch zu einer Erhöhung der Kaltverfestigung, der Druckeigenspannungen und der Einflusstiefe (Dörr et al. [1999], Zhang et al. [2005a, b]). Die Entfernung der durch Mikrorisse und hohe Rauheit geschädigten Randzone durch elektrolytisches Polieren führt zu einer drastischen Verbesserung der Ermüdungseigenschaften gegenüber dem elektrolytisch polierten Referenzzustand und dem kugelgestrahlten, aber nicht polierten Oberflächenzustand (Dörr et al. [1999], Wagner [1999], Gregory und Wagner [2003]).

Das Kugelstrahlen der Druckgusslegierung AZ91 zeigt unabhängig vom Oberflächenzustand (elektrolytisch poliert oder kugelgestrahlt) bei Umlaufbiegeversuchen ein etwa eine Dekade in der Lastspielzahl breites Streuband im Wöhlerdiagramm (Ludian et al. [2003]). Das Streuband kann in zwei Wöhlerlinien aufgespaltet werden, eine für Proben mit Gussfehlern als Rissbildungsort und eine für Proben, bei denen der Rissbildungsmechanismus nicht auf Poren oder Lunken zurückzuführen ist.

Durch das Kugelstrahlen kommt es bei Umlaufbiegeversuchen gegenüber dem elektrolytisch polierten Referenzzustand zu einer Verlagerung der Rissbildungszentren von der Oberfläche in das Materialinnere (Wagner [1999], Dörr et al. [1999], Zhang et al. [2005a, b]). Die Rissbildung findet dort statt, wo sich das Maximum der Zugeigen-

spannungen befindet, die die Druckeigenspannungen in der Randzone ausgleichen (Wagner [1999]).

Die  $\alpha+\beta$ -Titanlegierung Ti6Al4V zeigt nach dem optimierten Kugelstrahlen gegenüber dem spanabhebend bearbeiteten Zustand nur eine geringe Steigerung der Dauerfestigkeit von 5% (Kocan et al. [2003]). Ein optimierter Festwalzvorgang verbessert die Ermüdungseigenschaften um 15%. Das Kugelstrahlen verbessert das Ermüdungsverhalten von Ti6Al4V bei zyklischer Biegebeanspruchung an Luft, im Vakuum und in einer 3,5%igen NaCl-Lösung (Wagner und Lütjering [1981]). Ein Spannungsarmglühen bewirkt einen starken Abfall der Zeit- und Dauerfestigkeiten, da die hohe Rauheit der kugelgestrahlten Oberfläche eine hohe Kerbwirkung erzeugt und entstehende Risse nicht mehr durch in der Randzone vorhandene Druckeigenspannungen behindert werden können. Bei axialer Zug-Druck-Wechselbelastung im Vakuum bewirken die hohen Zugeigenspannungen in der Probe eine deutliche Verschlechterung der Ermüdungseigenschaften nach Kugelstrahlen gegenüber dem elektrolytisch polierten Referenzzustand (Dörr und Wagner [1996]).

### 2.3.3 Festwalzen

Das Festwalzen führt wie das Kugelstrahlen zu Druckeigenspannungen und Kaltverfestigung in der Randzone. Gegenüber dem Kugelstrahlen kommt es beim Festwalzen zu einer höheren Oberflächenhärte, einer tieferen Einflusszone und einer sehr geringen Oberflächenrauheit (Drechsler et al. [1998]). Die Tiefe der Einflusszone und das Maximum der Druckeigenspannungen nimmt mit der Walzkraft zu (Tönshoff et al. [2001]). Das Härtemaximum befindet sich etwas unterhalb der Oberfläche.

Bei der Titanlegierung Beta C ist die Einflusszone nach dem Festwalzen größer als nach dem Kugelstrahlen, das Maximum der Druckeigenspannungen aber geringer (Wagner [1999]). Das Festwalzen ist folglich nicht bei allen Legierungen dem Kugelstrahlen in seiner Wirkung überlegen.

Bei AZ31 wurde durch das Festwalzen eine starke Gefügeveränderung in Form einer Kornfeinung in einer Tiefe bis zu 200  $\mu\text{m}$  festgestellt (Noster et al. [2001]). In einer Tiefe bis zu 700  $\mu\text{m}$  fanden sich Verformungszwillinge. Im TEM konnte an festgewalztem Ti6Al4V in der Randzone nahe der Oberfläche eine nanokristalline Mikrostruktur mit erhöhter Versetzungsdichte nachgewiesen werden (Altenberger et al. [2003], Nikitin et al. [2005]), die auch nach thermischem oder zyklischem Abbau der Eigenspannungen noch erhalten bleibt und die Rissbildung behindert. Die Erzeugung

eines feinkristallinen Gefüges in der Randzone wirkt sich neben Druckeigenstressen, Kaltverfestigung und geringerer Rauheit positiv auf das Ermüdungsverhalten aus.

Bei AZ80 werden nach dem Festwalzen höhere Zeit- und Dauerfestigkeiten als nach dem Kugelstrahlen beobachtet (Wagner [1999]). Bei sehr hohen Walzkräften kann es bei AZ91 zu einem starken Rauheitsanstieg und zu Mikrorissbildung kommen (Friedmuth und Winkler [1999]). Die Kerbempfindlichkeit von AZ80 kann durch das Festwalzen ausgeglichen werden, wenn optimierte Parameter verwendet werden (Küster et al. [2003]). Die hohe Rauheit nach dem Kugelstrahlen kann durch Festwalzen eingeebnet werden (Hassan und Momani [2000]). Dabei ist auf definierte Parameter zu achten, damit die starke Kaltverformung insbesondere bei Metallen mit wenigen Gleitsystemen nicht zur Bildung von Mikrorissen in der Oberfläche führt. Eine gezielte Optimierung der Bearbeitungsparameter ist also notwendig, um eine unerwünschte Oberflächenschädigung zu vermeiden.

Gekerbte Proben der Titanlegierung Ti-10V-2Fe-3Al weisen nach dem Festwalzen eine gegenüber dem Kugelstrahlen verdoppelte Dauerfestigkeit auf (Drechsler et al. [1998]). In Durchläufern der Proben mit festgewalzter Kerbe konnten Risse nachgewiesen werden, die offenbar durch die Druckeigenstressen in der Randzone gestoppt wurden.

Die Aluminiumlegierung 5083 zeigt nach dem Festwalzen in spannungskontrollierten Ermüdungsversuchen zyklische Verfestigung (Juijerm et al. [2004]). Durch erhöhte Temperaturen bei der Ermüdung können die Druckeigenstressen abgebaut werden. Die durch den Festwalzprozess verursachte Kaltverfestigung behindert jedoch weiterhin die Rissbildung in der Randzone.

Bei einer Abwandlung des Festwalzens, dem so genannten „low plasticity burnishing“ (LPB), kann eine große Einflusszone mit Druckeigenstressen, aber wenig Kaltverfestigung erzielt werden (Prevey und Cammett [2004]). Diese Methode führt bei der Aluminiumlegierung 7075 im maximal ausgehärteten Zustand zu einer Steigerung der Dauerfestigkeit von 75% gegenüber dem abgefrästen Zustand.

## 2.4 Einfluss der mechanischen Oberflächenbehandlung auf das Korrosionsverhalten

Die in der Literatur zu dieser Thematik verfügbaren Ergebnisse sind sehr unsystematisch und für viele unterschiedliche Metalle verfügbar. Ergebnisse zum Einfluss einer gezielten Variation der Bearbeitungsparameter (z.B. Almenintensität, Art des Strahlmittels) auf das Korrosionsverhalten liegen nicht vor. Ebenso wenig liegen Erkenntnisse zum Einfluss des Elementübertrags beim Kugelstrahlen auf das Korrosionsverhalten mit geschlossenem Elektrolytfilm vor.

Bei Ti6Al4V wird von Wagner und Lütjering [1981] keine Beeinflussung des Korrosionsverhaltens oder der Schwingungsrisskorrosion durch das Kugelstrahlen beobachtet. Bei technisch reinem Titan und Ti6Al7Nb sinken laut Papakyriacou et al. [2000] in physiologischer Lösung die Ermüdungslebensdauern von geschliffenen Proben gegenüber einem elektrolytisch polierten Referenzzustand deutlich ab. Die Rauheit oder die eingebrachte plastische Verformung haben also einen messbaren Einfluss auf die Ermüdung in korrosivem Medium, werden aber nicht näher diskutiert.

Durch das Strahlen mit Keramik können die Ermüdungseigenschaften in korrosivem Medium verbessert werden. Unter konstanter Zugbelastung von rostfreiem Stahl in Magnesiumchlorid-Lösung führt das Kugelstrahlen zu einer Steigerung der Zeit- und Dauerfestigkeiten gegenüber dem elektrolytisch polierten Referenzzustand (Al-Obaid [1995]).

Ein interessantes Phänomen wurde an Messing festgestellt. Der Korrosionswiderstand sinkt nach einer Kugelstrahlbehandlung gegenüber einem spanabhebend bearbeiteten Zustand (Hassan und Momani [2000]). Die Verschlechterung des Korrosionsverhaltens wird auf die höhere spezifische Oberfläche zurückgeführt. In den Vertiefungen der Kugeleindrücke kann angesammeltes Medium stark korrosiv wirken. Dieser Zusammenhang von Rauheit und korrosivem Angriff ist unabhängig von der Material-Elektrolyt-Kombination zu berücksichtigen.

Gefräste Oberflächen der Aluminiumlegierung 7075 zeigen nach Vorkorrosion im Salzsprühtest sowie bei Ermüdung in 3,5% NaCl-Lösung einen Abfall der Dauerfestigkeit um fast 50% gegenüber dem elektrolytisch polierten Referenzzustand (Prevey und Cammett [2004]). Die Bearbeitung der Proben mit LPB bewirkt hingegen eine Steigerung um 50%. Die Dauerfestigkeit wurde jedoch nicht bei  $10^7$ , sondern bei  $2 \times 10^6$  Lastwechseln bestimmt, und es wurden ausgeprägte Dauerfestigkeiten, d.h.

flach verlaufende Wöhlerlinien, eingezeichnet, die nicht sinnvoll sind für Aluminiumlegierungen. Auch wenn dies die Interpretation der Ergebnisse durch die Autoren in Frage stellt, so ist ein eindeutiger Zusammenhang zwischen dem Fräsen der Oberflächen und einer Verschlechterung des Korrosionsverhaltens, bzw. zwischen dem LPB und der Verbesserung des Korrosionsverhaltens festzuhalten.

Die Dauerfestigkeit von 7075 nach Tauchversuchen in NaCl-Lösung von bis zu einem Jahr Dauer fällt beim elektrolytisch polierten Referenzzustand bereits nach zwei Wochen auf 60% des Ausgangswertes ab (Cheong et al. [2005]). Die Dauerfestigkeit der kugelgestrahlten Proben nimmt erst nach mehr als sechs Monaten Vorkorrosion um etwa 15% ab und hält sich auf diesem Niveau. Das Kugelstrahlen bewirkt folglich eine Verbesserung der Ermüdungseigenschaften nach Vorkorrosion durch Druckeigenspannungen, die die Rissausbreitung von Korrosionskerben ausgehend verzögern.

Nach dem Festwalzen der Magnesium-Knetlegierung AZ31 wird gegenüber einem spanabhebend bearbeiteten Zustand eine Verminderung der Massenverlustrate im NaCl-Tauchversuch auf 30% festgestellt, aber die Ursachen dafür nicht erläutert (Tönshoff et al. [2001]). Bei Spannungsrisskorrosion wird der erhöhte Widerstand gegen Rissausbreitung von festgewalzten AZ31-Proben auf die eingebrachten Druckeigenspannungen zurückgeführt (Friemuth und Winkler [1999]). Ein Einfluss der Druckeigenspannungen auf das eigentliche Korrosionsverhalten wird nicht diskutiert.

Die Magnesiumlegierung AZ80 zeigt im festgewalzten Zustand bei Ermüdung in NaCl-Lösung deutlich bessere Ermüdungseigenschaften als der kugelgestrahlte oder der elektrolytisch polierte Zustand (Hilpert und Wagner [2000]). Die plastische Deformation im Ritzgrund einer Beschichtung auf AZ91 kann die Korrosionseigenschaften positiv beeinflussen (Hoche et al. [2004a, b, c]), die Gründe hierfür werden auch hier nicht diskutiert.

Das Kugelstrahlen von Magnesiumlegierungen mit eisenhaltigem Strahlmittel ist wegen der dadurch ausgelösten Kontaktkorrosion nicht zu empfehlen (Hammersley et al. [2000]). Als Alternativen werden das Strahlen mit einem inerten Strahlmittel wie Keramik oder Glas, die chemische Entfernung der Eisenrückstände oder das Nach-/Reinigungsstrahlen der mit Stahl gestrahlten Oberflächen unter Verwendung von Glasperlen oder Schleifpartikeln aus Aluminiumoxid empfohlen. Auch für andere Basiswerkstoffe wird die Entfernung von Rückständen aus dem Kugelstrahlprozess

durch Nachstrahlen mit Glasperlen empfohlen (Snowman und Schmidt [1981], Koehler [1984]). Ein experimenteller Nachweis, wie effektiv die vorgeschlagenen Verfahren sind, konnte jedoch nicht in der Literatur gefunden werden.

Das Kugelstrahlen von Implantatschäften aus Ti6Al4V mit ferritischem Strahlmittel ist aufgrund von Strahlmittel-Rückständen auf der Oberfläche nicht normgerecht. Die Entfernung der Eisenrückstände mittels Reinigungsstrahlen mit Glasperlen ist unzureichend, um die Kontamination zu entfernen (Schuh et al. [2005]). Das Strahlen mit keramischem Strahlmittel auf ZrO<sub>2</sub>-Basis führt auch nicht zur gewünschten kontaminationsfreien Oberfläche. Die von den Autoren empfohlene Möglichkeit ist es, das Kugelstrahlen mit ferritischem Strahlmittel durchzuführen und nachträglich die Eisenrückstände chemisch zu entfernen.

In der Literatur finden sich keine Untersuchungen, in denen systematisch und getrennt voneinander die bei der mechanischen Oberflächenbehandlung veränderten Oberflächenparameter Rauheit, Eigenspannungen und Versetzungsdichte variiert und hinsichtlich ihrer Wirkung auf das Korrosionsverhalten von Magnesiumlegierungen untersucht werden. In den Arbeiten im Umfeld von Gutman, Unigovski und Eliezer werden stets aufgrund der experimentellen Vorgehensweise elastische Spannungen und eine erhöhte Versetzungsdichte in Kombination und ausschließlich in Zugrichtung untersucht. Um aber gerade den sehr positiven Effekt des Festwalzens auf das Korrosionsverhalten von Magnesium verstehen zu können, ist es notwendig, die Parameter getrennt voneinander und auch unter Druckbelastung zu charakterisieren.

## 3 Versuchsdurchführung

### 3.1 Werkstoffe und Gefügeeinstellung

#### 3.1.1 Magnesiumlegierungen

Die Druckgusslegierung AZ91 hp wurde von NorskHydro, Norwegen, die Knetlegierung AZ80 als zylindrisches Strangpressprofil von Honsel Profilprodukte, Soest, bezogen.

Die beiden Legierungstypen unterscheiden sich nur geringfügig in ihrer nominellen Zusammensetzung (Tabelle 3.1).

	Al	Zn	Mn	Ni	Fe	Cu	Si	Mg
AZ91 hp	8,5-8,9	0,45-0,9	0,17	<0,002	<0,004	<0,002	<0,05	Rest
AZ80	7,8-9,2	0,2-0,8	0,12	<0,005	<0,005	<0,05	<0,1	Rest

Tabelle 3.1: Nominelle Zusammensetzung der verwendeten Magnesiumlegierungen in Gew.-%

Die Legierung AZ91 hp ist eine „high purity“-Legierung. Durch die Zugabe von Mangan wird in der Schmelze enthaltenes Eisen, das das Korrosionsverhalten negativ beeinflusst, im „Absitzverfahren“ (Schultze [1939]) in Form einer intermetallischen AlMnFe-Verbindung gebunden (Kammer [2000]) sowie aus der Schmelze entfernt und ist somit mit vermindertem Gehalt in den Gussstücken vorhanden. Zusätzlich wird der Gehalt der Elemente Nickel und Kupfer, die eine sehr geringe Löslichkeit in Magnesium haben und über die Bildung intermetallischer Phasen ebenso Kontaktkorrosion auslösen, reduziert. Die Legierung AZ80 wird nur in einer „low purity“-Qualität ohne spezielle Maßnahmen zur Eisenreduktion wie oben beschrieben angeboten.

Ausschlaggebend für die unterschiedlichen mechanischen Eigenschaften der beiden Legierungen ist der Herstellungs- und Verarbeitungsprozess. Das Probenmaterial aus AZ91 hp wurde im Kaltkammerverfahren bei NorskHydro bereits in der gewünschten Probenform gegossen (Abmessungen siehe 3.2.2).

Die Knetlegierung AZ80 wurde in einem Strangpressprozess bei 320 °C von einem Ausgangsdurchmesser von 218 mm auf einen Enddurchmesser von 110 mm extrudiert.

Bei beiden Legierungen wurde auf eine Wärmebehandlung verzichtet, da eine zusätzliche Ausscheidung der  $\beta$ -Phase zu einem deutlichen Abfall in der Duktilität führt (Kammer (2000)).

### 3.1.2 Titanlegierungen

Es wurden kommerziell reines Titan des Reinheitsgrades 2 (Titan Grad 2) sowie die  $\alpha+\beta$ -Legierung Ti6Al4V untersucht (Tabelle 3.2).

	Al	V	O	C	Fe	H	N	Ti
Ti-Grad 2	-	-	<0,25	<0,1	<0,3	<0,015	<0,03	Rest
Ti6Al4V	5,50-6,75	3,50-4,50	0,20	0,08	0,40	0,015	0,05	Rest

Tabelle 3.2: Nominelle Zusammensetzung der verwendeten Titanlegierungen in Gew.-%

Der Werkstoff Titan Grad 2 wurde als Stangenmaterial mit einem Durchmesser von 10 mm verwendet. Im Anlieferungszustand lag ein rekristallisiertes Gefüge vor, das keiner weiteren Wärmebehandlung unterzogen wurde.

Die Legierung Ti6Al4V wurde in einem feinlamellaren Gefügestand (FL) untersucht. Ausgangsmaterial waren geschmiedete Titanringe mit einem Duplexgefüge.

Die Wärmebehandlung zur Einstellung des FL-Zustandes erfolgte in einem Kammerofen an Luft. Die Lösungsglühung fand bei 1050 °C oberhalb der  $\beta$ -Transustemperatur für 15 Minuten statt. Die Proben wurden anschließend in Eiswasser abgeschreckt, danach für eine Stunde bei 800 °C gegläht und wieder in Eiswasser abgeschreckt.

### 3.1.3 Aluminiumlegierung

Die ausscheidungshärtbare Aluminium-Zink-Magnesium-Legierung EN AW-7050 (Tabelle 3.3) lag als Walzplatte der Abmessungen 500x200x30 mm<sup>3</sup> im überalterten Zustand T73 vor.

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr	Al
7050	0,12	0,15	2,0-2,6	0,10	1,9-2,6	0,04	5,7-6,7	0,06	0,08-0,15	Rest

Tabelle 3.3: Nominelle Zusammensetzung der verwendeten Aluminiumlegierung EN AW-7050 in Gew.-%

Die Legierung wurde hinsichtlich ihres Ermüdungs- und Korrosionsverhaltens in drei verschiedenen Auslagerungs- bzw. Gefügeständen charakterisiert: unteraltert (T4 W), maximal ausgehärtet (T6) und überaltert (T7). Die Wärmebehandlungen fanden in einem Kammerofen an Luft statt. Die Temperaturüberwachung erfolgte über ein an den Proben positioniertes Thermoelement.

Die verwendeten Glühtemperaturen und Glühdauern der Auslagerung können Tabelle 3.4 entnommen werden. Der Auslagerung ging bei allen drei Gefügeständen eine Lösungsglühung bei 460 °C für eine Stunde voraus. Das Abschrecken nach der Lösungsglühung erfolgte in Eiswasser. Zwischen Lösungsglühung und Auslagerung im Ofen fand eine 24-stündige Kaltauslagerung bei Raumtemperatur statt. Nach der Warmauslagerung wurden die Proben an Luft abgekühlt.

Zustand	Bezeichnung	Glühtemperatur und –zeit
unteraltert	T4 W	100 °C / 12 h
maximal ausgehärtet	T6	120 °C / 24 h
überaltert	T7	190 °C / 80 h

Tabelle 3.4: Auslagerungsbedingungen der verwendeten Aluminiumlegierung

## 3.2 Probenherstellung

### 3.2.1 Zug- und Druckproben

Aus der Magnesiumlegierung AZ80 wurden Proben zur Charakterisierung des statischen mechanischen Verhaltens hergestellt. Die mechanischen Kennwerte der übrigen verwendeten Legierungen wurden in früheren Arbeiten bestimmt.

Die Achse der Zug- und Druckproben aus AZ80 wurde bei der Probenentnahme entlang der Strangpressrichtung gewählt. Bei uniaxialer Belastung einer Strangpressele-

gierung entlang der Pressrichtung sind die höchsten mechanischen Kennwerte zu erwarten.

Die zylindrischen Druckproben hatten einen Durchmesser und eine Höhe von je 6 mm, die zylindrischen Zugproben eine Prüflänge  $l_0$  von 20 mm und einen Prüfdurchmesser  $d_0$  von 4 mm. Es wurden je Belastungsart drei Proben gefertigt.

### 3.2.2 Ermüdungsproben

Die direkt gegossenen Probenkörper aus AZ91 hp (Abbildung 3.1) wurden ohne spanabhebende Formgebung für Ermüdungsuntersuchungen verwendet und haben einen Schaftdurchmesser von 10 mm, eine Prüflänge  $l_0$  von 80 mm und einen Prüfdurchmesser  $d_0$  von 6 mm.



Abbildung 3.1: Direkt gegossene Probenform aus AZ91 hp

Für Ermüdungsversuche an den übrigen Legierungen wurden gekehlte Rundproben hergestellt (Abbildung 3.2). Es handelte sich dabei um Proben mit einem Schaftdurchmesser von 10 mm und einem minimalen Durchmesser der Kehlung von 7 mm (Kehlungsradius von 29 mm) bei den Legierungen AW-7050 und Ti6Al4V (Abbildung 3.2, oben). Der zweite Probentyp besaß einen Schaftdurchmesser von 8 mm und einem minimalen Durchmesser in der Kehlung von 5 mm (Kehlungsradius von 19 mm) aus den Legierungen AZ80 und Ti-Grad 2 (Abbildung 3.2, unten).



Abbildung 3.2: Probengeometrien der gekehlten Rundproben; oben: EN AW-7050; unten: Ti-Grad 2

### 3.2.3 Proben zur Parameterseparation bei der Magnesium-Knetlegierung AZ80

Zur Charakterisierung der Randzonenbeeinflussungen, die aus einer Oberflächenbearbeitung folgen, d.h. Rauheit, Verformung, Eigenspannungen, wurden Proben aus AZ80 gefertigt, an denen Modellzustände der Oberfläche eingestellt waren. Die Einstellung einzelner Oberflächenparameter ermöglicht die getrennte Bewertung des Einflusses von Rauheit, Verformung und Eigenspannungen auf die elektrochemischen Eigenschaften.

Die mechanische Belastung im Betrieb sowie Eigenspannungen wurden durch das Aufbringen von mechanischen Spannungen unterhalb der Streckgrenze nachgebildet. Die mechanischen Spannungen wurden sowohl als Zug- als auch Druckbelastung aufgebracht. Die Zugproben besaßen im Prüfbereich einen Durchmesser von 5 mm und eine Prüflänge von 25 mm (Abbildung 3.3, oben). Unter Spannung wurden mittels des elektrochemischen Aufbaus (Abschnitt 3.5.2) Polarisationskurven aufgenommen und das Ruhepotential gemessen.

Um die Messung des elektrochemischen Verhaltens während der Druckbelastung zu ermöglichen, wurde eine Probenform gewählt, die eine uniaxiale Druckbelastung und gleichzeitig die Zugänglichkeit zur zu messenden Probenoberfläche durch die Haber-Luggin-Kapillare gewährleistet (Abbildung 3.3, unten). Der Prüfdurchmesser der Druckproben betrug 6 mm, die Prüflänge 8 mm.



Abbildung 3.3: Proben zur Parameterseparation aus AZ80; oben: Proben zur elektrochemischen Messung unter Zugbelastung; unten: Proben zur elektrochemischen Messung unter Druckbelastung

Um eine Oberflächenbeeinflussung bei der Probenherstellung durch das Drehen auszuschließen, wurden die Proben vor der Einstellung der Oberflächenzustände elektrolytisch poliert (siehe auch 3.4.1). Ein Abtrag außerhalb der Prüflänge wurde durch Verwendung eines Abdecklackes verhindert.

### 3.3 Werkstoff- und Randzonencharakterisierung

#### 3.3.1 Probenpräparation und Gefügeanalyse

Zur Gefügecharakterisierung an metallographischen Schlifften wurden Proben der verschiedenen Legierungen abgetrennt und in Kunstharz eingebettet. Die Proben wurden auf SiC-Nassschleifpapier der Körnungen 320 bis 4000 bearbeitet, bis unter dem Lichtmikroskop nur noch feine Kratzer zu erkennen waren. Das Polieren der Aluminium- und Magnesiumlegierungen erfolgte auf Textilscheiben, auf die Diamantpartikel der Größen 6  $\mu\text{m}$ , 3  $\mu\text{m}$  und 1  $\mu\text{m}$  sowie ein Kühl- und Schmiermittel (Lubricant blau und rot) aufgebracht waren. Die Titan-Querschliffe wurden ohne weitere Polierschritte direkt nach dem Schleifen mit einer  $\text{SiO}_2$ -Suspension der Körnung 0,05  $\mu\text{m}$  und destilliertem Wasser poliert. Nach dem Schleifen und Polieren wurden alle Proben im Ultraschallbad gereinigt und mit Ethanol abgespült.

Um das Gefüge sichtbar zu machen, wurden die Proben gemäß den Angaben in Tabelle 3.5 geätzt.

Legierung	Ätzmittel [Vol.-% in dest. $\text{H}_2\text{O}$ ]	Ätzdauer [s]
AZ80, AZ91 hp	5% $\text{HNO}_3$	8 – 35
EN AW-7050	2% $\text{HNO}_3$ + 2% HF („Kroll“ / Aluminium)	30
Ti6Al4V	6% $\text{HNO}_3$ + 2% HF („Kroll“ / Titan)	8 – 45

Tabelle 3.5: Ätzbedingungen für die verwendeten Legierungen

Die Proben der Titanlegierung Ti-Grad 2 wurden nicht geätzt. Aufgrund der hexagonalen Einheitszelle des  $\alpha$ -Titans konnten lichtmikroskopische Aufnahmen des Gefüges mittels Polarisationsfiltern angefertigt werden.

Eine quantitative Gefügeanalyse wurde an allen verwendeten Legierungen durchgeführt, ausgenommen die Gusslegierung AZ91 hp. Mit Hilfe des Linienschnittverfahrens wurde jeweils in zwei senkrecht aufeinander stehenden Richtungen die mittlere Sehnenlänge bestimmt. Aus dem AZ80-Ausgangsmaterial wurden Proben parallel und orthogonal zur Strangpressrichtung entnommen und in beiden Richtungen über die Grenzflächendichte das Gefüge charakterisiert. Das Gefüge der Aluminiumlegierung EN AW-7050 wurde an Querschliffen senkrecht zur Walzebene und in Walzrichtung hinsichtlich Korngröße und Kornstreckung charakterisiert.

### **3.3.2 Härtemessung**

Die Härte HV0,05 der verwendeten Legierungen und Auslagerungszustände wurde an einem Mikrohärteprüfer nach dem Vickers-Verfahren bestimmt. Es wurde über je 20 Härteeindrücke gemittelt. Zusätzlich wurde jeweils die mittlere Vickershärte HV1 anhand von 10 Eindrücken bestimmt.

Zur Charakterisierung der Randzonenbeeinflussung durch die Oberflächenbearbeitung wurden Mikrohärteprofile (HV0,05) in Abhängigkeit vom Abstand zur Oberfläche erstellt. Je Messpunkt wurden zehn Eindrücke parallel zur Oberfläche gesetzt und der Mittelwert der Härte für den gewählten Oberflächenabstand bestimmt.

### **3.3.3 Rasterelektronenmikroskop und EDX**

Die mechanisch bearbeiteten Oberflächen wurden im Rasterelektronenmikroskop einer EDX-Analyse unterzogen. Es wurde zunächst über mehrere Minuten ein Röntgenspektrum aufgenommen und die charakteristischen Linien mit hoher Intensität identifiziert. Anschließend wurden zur Bestimmung der Elementanteile in Gewichtsprozent all die Elemente in die Messung mit einbezogen, die aufgrund der Zusammensetzung oder Oberflächenbearbeitung zu erwarten wären.

Von allen bearbeiteten Oberflächen wurden SE-Bilder der Oberflächentopographie aufgenommen.

## **3.4 Einstellung der Oberflächenzustände**

### **3.4.1 Elektrolytisches Polieren**

Die Probenherstellung mittels Drehbearbeitung oder anderer spanabhebender Prozesse führt zu Verformung und Eigenspannungen in der Randzone. Um unbeeinflusst von diesen Effekten einen Referenzzustand charakterisieren zu können, wurde die Randzone der zu untersuchenden Probenbereiche elektrolytisch abgetragen und poliert.

Das elektrolytische Polieren wurde an den Proben zur Parameterseparation aus AZ80 sowie an den gekehlten Ermüdungsproben aus AZ80, EN AW-7050, Ti6Al4V und Ti-Grad 2 durchgeführt. Die Proben der Gusslegierung AZ91 hp haben im Anlie-

ferungszustand eine intakte Gushaut mit einer unverformten Randzone und mussten nicht spanend bearbeitet werden, um die gewünschte Probengeometrie zu erhalten.

Der elektrolytische Poliervorgang verlief bis auf die Temperatur und Art des Elektrolyten sowie die angelegte Spannung identisch:

Die zylindrischen Proben wurden in den Elektrolyten getaucht und rotiert. Die elektrische Spannung wurde zwischen den Proben und einer röhrenförmigen Stahl- (bei den Titan- und Aluminiumlegierungen) bzw. Aluminium-Kathode (bei AZ80) angelegt. Der Elektrolyt wurde in Gegenrichtung zur Probenrotation durch einen Magnetrührer in Strömung versetzt und, sofern erforderlich, mit Hilfe eines Cryostats gekühlt. Bereiche der Probe, die nicht poliert werden sollten, wie z.B. Schäfte, Gewinde, wurden mittels Abdecklack versiegelt.

Durch das elektrolytische Polieren sollte ein Abtrag des Durchmessers von 50 bis 70  $\mu\text{m}$  erzielt werden. Die dafür nötige Polierdauer sowie die übrigen Polierparameter finden sich in Tabelle 3.6 nach den Vorgaben von Petzow [1994].

Legierungs- basis	Elektrolyt [Vol.-%]	Temperatur [°C]	Spannung [V]	Polierdauer [min]
Aluminium	75% Methanol 25% Salpetersäure	-24	9	ca. 2
Titan	65% Methanol 29% Butanol 6% Perchlorsäure	-24	18	ca. 2
Magnesium	26% dest. Wasser 32% Ethanol 42% Phosphorsäure	20	10	ca. 2

Tabelle 3.6: Bedingungen für das elektrolytische Polieren der verwendeten Aluminium-, Titan- und Magnesiumlegierungen

### 3.4.2 Kugelstrahlen

Die Kugelstrahlbearbeitung („shot peening“, SP) wurde im Falle von AZ91 hp an der BTU Cottbus durchgeführt. Das Strahlen der übrigen Legierungen erfolgte, sofern nicht anders angegeben, an der TU Clausthal.

Die Almenintensität ist das in der Kugelstrahltechnik übliche Maß, die Einflussstärke der Bearbeitung auf den Werkstoff zu quantifizieren. Zur Messung der Almenintensität wird mit den gewünschten Parametern, wie z.B. Strahldruck, Düsenabstand, Strahldauer, ein geometrisch genormter Streifen aus einem festgelegten Federstahl in der Kugelstrahlanlage mit vier Schrauben auf einem Metallblock befestigt und der Kugelstrahlbehandlung unterzogen. Durch die eingebrachten Druckeigenspannungen auf der gestrahlten Seite des Blechstreifens verformt sich dieser. Die maximale Höhe des gekrümmten Blechs von der Auflagefläche auf dem Metallblock wird gemessen und als Almenintensität in Millimetern angegeben (Champaigne [2003]). Zu der Höhenangabe wird noch der Buchstabe N, A oder C mit angegeben, der unterschiedliche Dicken der Almen-Streifen repräsentiert.

Die Bearbeitungsparameter Almenintensität und Bedeckungsgrad wurden für die gestrahlten Legierungen in früheren Arbeiten der dortigen Institute optimiert. Zur Optimierung werden Proben mit unterschiedlichen Parametern gestrahlt und anschließend alle Proben mit der gleichen Belastung im Zeitfestigkeitsbereich ermüdet. Die Proben, die die längste Lebensdauer bei dieser Belastung zeigen, wurden mit der optimalen Parameterkombination gestrahlt, die dann im weiteren Verwendung findet.

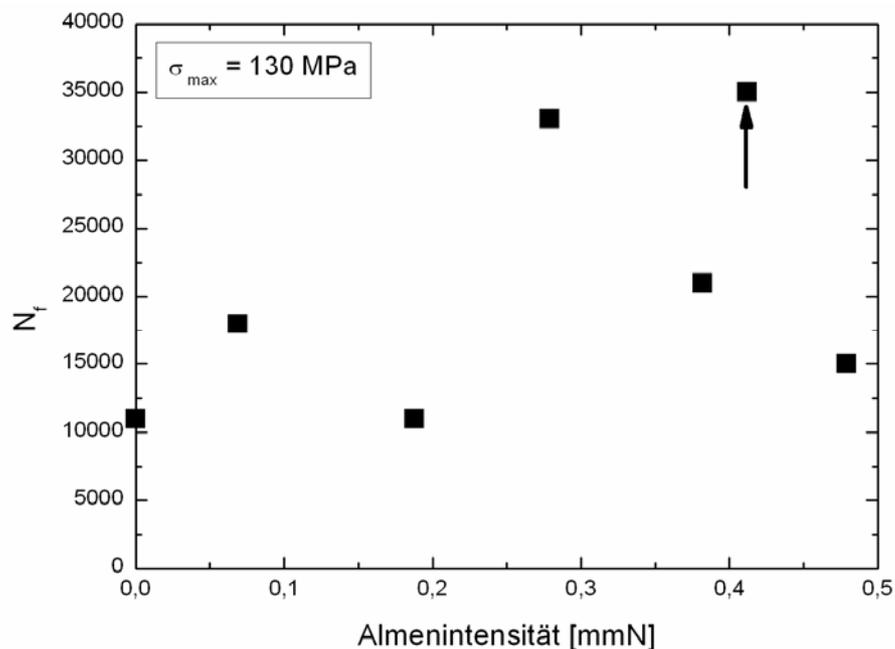


Abbildung 3.4: Resultat der Optimierung der Almenintensität für das Strahlen der direkt gegossenen Proben aus AZ91 hp

Für die Magnesium-Druckgusslegierung AZ91 hp wurde die Optimierung der Almenintensität im Fachgebiet Physikalische Metallkunde durchgeführt (Abbildung 3.4). Die Optimierung zeigt, dass gestrahlte Proben mit der höchsten Almenintensität sowie mit den beiden niedrigsten eine deutlich geringere Bruchlastspielzahl aufweisen als mit den Almenintensitäten 0,279 und 0,412 mmN. Aufgrund vorheriger Untersuchungen wurde die größere der beiden Almenintensitäten ausgewählt zum Strahlen von AZ91 hp.

Als Strahlmittel wurde arrondiertes Drahtkorn der Bezeichnung SCCW14 aus ferritischem Stahl mit dem mittleren Durchmesser von 0,4 mm und einer Härte von 610 HV1 verwendet. Zur Herstellung von SCCW14 wird Stahldraht in gleich große Stücke zerteilt, deren jeweilige Länge dem Drahtdurchmesser entspricht. Durch wiederholte Beschleunigung der Drahtkörner auf eine Hartmetallplatte wird versucht, eine gleichmäßige Abrundung der scharfen Kanten zu erreichen mit dem Ziel möglichst runder Teilchen (Abbildung 3.5). Die Homogenität des Strahlmittels im kontinuierlichen Betrieb einer Strahlanlage soll durch eine angeschlossene Sortier- und Reinigungsanlage gewährleistet werden. Strahlmittel, das zerstört wurde oder nicht mehr den geforderten Durchmesser besitzt, wird aussortiert.

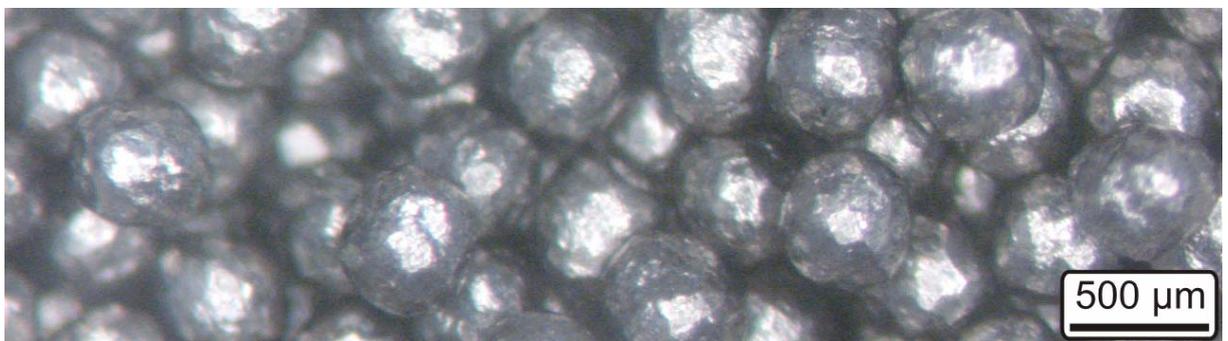


Abbildung 3.5: Arrondiertes Drahtkorn SCCW14, mittlerer Durchmesser von 0,4 mm

Die Bearbeitungsparameter für die verwendeten Legierungen finden sich in Tabelle 3.7. Beim Strahlen der Proben wurden je nach Legierung zwei Typen von Strahlanlagen verwendet: die Gravitations-Injektor-Anlage und die Direktdruck-Anlage.

Beim Gravitations-Injektor-Verfahren wird das Strahlmittel oberhalb der Strahlkammer einem Trichter zugeführt und fällt nach unten. Kurz vor Erreichen der Strahldüse werden die Teilchen durch den eingestellten Strahldruck des Injektors zusätzlich beschleunigt sowie in die gewünschte Richtung gelenkt und verlassen durch die Düse das System in Richtung Probenoberfläche.

Beim Direktdruck-Verfahren steht das gesamte System aus Strahlmittelbehälter, Zuführungen und Düse unter dem eingestellten Druck. Neben dem Druck lässt sich über ein Durchflussventil auch sehr einfach der Strahlmittelzufluss aus dem Vorratsbehälter dosieren.

	AZ91 hp	AZ80	AW-7050	Ti-Grad 2	Ti6Al4V
Strahlprinzip	Grav.-Inj.	Grav.-Inj.	Grav.-Inj.	Druck	Druck
Strahlzeit [s]	30	60	30	45	45
Strahl Druck [bar]	2,5	0,5	1,5	-	-
Abstand Düse – Probe [mm]	90	90	90	90	90
Rotation [ $\text{min}^{-1}$ ]	60	30	30	30	30
Almen-Intensität	0,41 mmN	0,09 mmN	0,20 mmN	0,20 mmA	0,20 mmA

Tabelle 3.7: Parameter beim Kugelstrahlen der verwendeten Legierungen

Das Direktdruck-Verfahren wurde für die Titanlegierungen verwendet, da mit dem Verfahren höherfeste Legierungen kugelgestrahlt werden können, für die das Gravitations-Injektor-Verfahren keine ausreichende Randzonenverfestigung erzeugt. Bei den Magnesium- und Aluminiumlegierungen mit geringerer Festigkeit ist das Gravitations-Injektor-Verfahren ausreichend in der Intensität und ermöglicht eine genauere Dosierung.

### 3.4.3 Alternative Strahlbehandlung von Magnesiumoberflächen

Gemäß den Vorschlägen von Hammersley et al. [2000] kann eine mit Stahl gestrahlte Magnesiumoberfläche durch eine Entfernung der Eisenpartikel vor übermäßiger, schädlicher Kontaktkorrosion geschützt werden. In der vorliegenden Arbeit wurden folgende Methoden verwendet: eine mechanische Entfernung über ein Nachstrahlen mit Glasperlen sowie eine chemische Entfernung mittels einer schwefelsäurehaltigen Lösung. Zusätzlich empfiehlt der Autor die Verwendung eines inerten Strahlmittels. In der vorliegenden Arbeit wurde ein keramisches Strahlmittel statt SCCW14 zur Bearbeitung von Proben aus AZ80 verwendet.

Die mechanische Entfernung mittels Strahlen mit Glasperlen wurde an der BTU Cottbus durchgeführt. Nach einem herkömmlichen Strahlvorgang mit SCCW14 auf AZ91 hp – wie in Tabelle 3.7 angegeben – wurde direkt im Anschluss über das Gra-

vitations-Injektor-Verfahren ein Reinigungsstrahlen mit Glasperlen vorgenommen. Die Glasperlen hatten einen Durchmesser von 0,07 bis 0,11 mm (Abbildung 3.6). Der Bedeckungsgrad (getroffene Fläche / Gesamtfläche) durch das Nachstrahlen mit Glas betrug 100%.

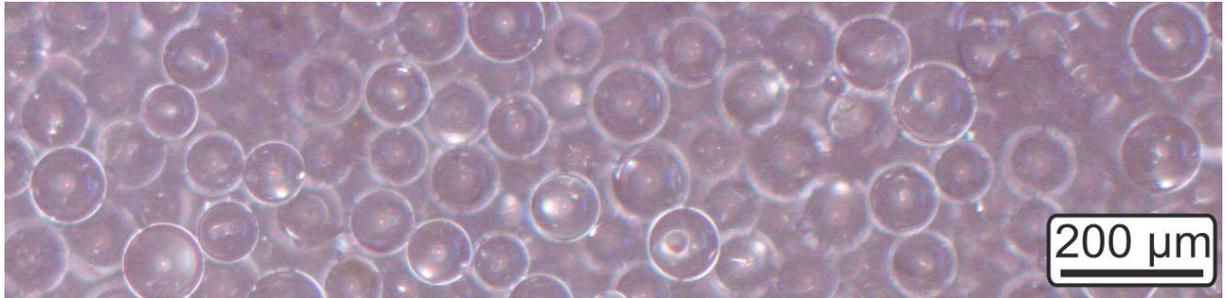


Abbildung 3.6: Lichtmikroskopische Aufnahme einer Glasperlen-Schüttung zum Nachstrahlen der mit Stahl gestrahlten Proben aus AZ91 hp

Die chemische Entfernung der Eisenrückstände wurde an mit SCCW14 gestrahlten Gussproben aus AZ91 hp durchgeführt. Die Proben wurden für 30 s in 2%iger wässriger Schwefelsäure abbeizt (Froats et al. [1987]). Die Konzentration der Beizlösung und die Beizdauer wurden in Vorversuchen mehrfach variiert, um die optimalen Bedingungen zur möglichst vollständigen Entfernung der Eisenrückstände zu bestimmen, ohne aber einen zu großen Abtrag an Magnesium hervorzurufen. Nach dem Beizen wurden die Proben mit destilliertem Wasser ab gespült, im Ultraschallbad etwaige Säurereste entfernt und anschließend an Luft getrocknet.

Als alternatives Strahlmittel zu dem üblicherweise verwendeten SCCW14 wurden Proben aus AZ80 mit einem keramischen Strahlmittel auf  $ZrO_2$ -Basis bei der Firma OSK-Kiefer, Oppurg, gestrahlt („ceramic shot peening“, CSP). Die Probenbearbeitung erfolgte in einer speziell für das Strahlen des für Verunreinigungen anfälligen Magnesiums konstruierten Strahlanlage. Eine Kontamination der Magnesiumoberfläche wird durch einen vollkommenen Verzicht auf eisenhaltiges Strahlmittel und durch eine Innenauskleidung des Maschinengehäuses unterdrückt. Die Almen-Intensität betrug wie bei den mit SCCW14 gestrahlten AZ80-Proben 0,09 mmN. Der Bedeckungsgrad war mit 125% vorgegeben. Das keramische Strahlmittel der Güteklasse B30 bestand aus sehr glatten, kugelförmigen Teilchen mit einem Durchmesser von 0,425-0,600 mm (Abbildung 3.7). Die chemische Zusammensetzung besteht zu zwei Dritteln aus  $ZrO_2$  und einem Drittel  $SiO_2$ .



Abbildung 3.7: Keramisches Strahlmittel der Güteklasse B30 auf  $ZrO_2$ -Basis

#### 3.4.4 Festwalzen

Die Oberflächenbearbeitung der Legierung AZ80 durch Festwalzen („roller burnishing“, RB) wurde bei der Firma Ecoroll, Celle, durchgeführt. Die Festwalzparameter für die Bearbeitung von AZ80 waren zuvor an der TU Clausthal optimiert worden.

Beim Festwalzen wurde das Werkzeug mit einer Hartmetallkugel des Durchmessers 6 mm, eingespannt in die Werkzeugaufnahme einer Drehbank, mit einer Walzkraft von 285 N über die Oberfläche der sich mit 67 U/min drehenden Probe bewegt. Der Werkzeugvorschub betrug 0,2 mm/U.

Es wurde der bei der Umlaufbiegebeanspruchung höchstbelastete Probenbereich der Kehlung sowie der Übergangsbereich zwischen Kehlung und Schaft festgewalzt.

### 3.5 Charakterisierung des Korrosionsverhaltens

#### 3.5.1 Tauchversuche

In einer wässrigen Lösung mit 5 Gewichtsprozenten Natriumchlorid wurden die Tauchversuche durchgeführt. Die Verwendung einer Salzlösung mit 2,5 bis 5 Gew.-% Natriumchlorid ist bei Korrosionsuntersuchungen an Metallen, die im Automobilbau Verwendung finden, die am weitesten verbreitete Methode, einen Angriff in der Praxis durch gelöstes Streusalz und andere aggressive Medien nachzubilden.

Die Proben wurden einzeln in einem abgedeckten Glasgefäß mit mindestens 500 ml der NaCl-Lösung gelagert. Die Lösung wurde weder begast, noch durchmischt. Die Behandlungsdauer betrug bei den Magnesiumlegierungen aufgrund deren starken Korrosionsneigung drei Stunden. Die übrigen Legierungen wurden eine Woche vor-

korrodiert. Am Ende des Tauchversuchs wurde mit Hilfe eines Indikatorpapiers der pH-Wert der Lösung überprüft, um mögliche Verschiebungen zu einem stark sauren oder basischen Charakter des Mediums festzustellen.

### 3.5.2 Elektrochemische Messungen

Das elektrochemische Verhalten der verwendeten Leichtmetalllegierungen wurde mit potentiostatischen und potentiodynamischen Messmethoden charakterisiert.

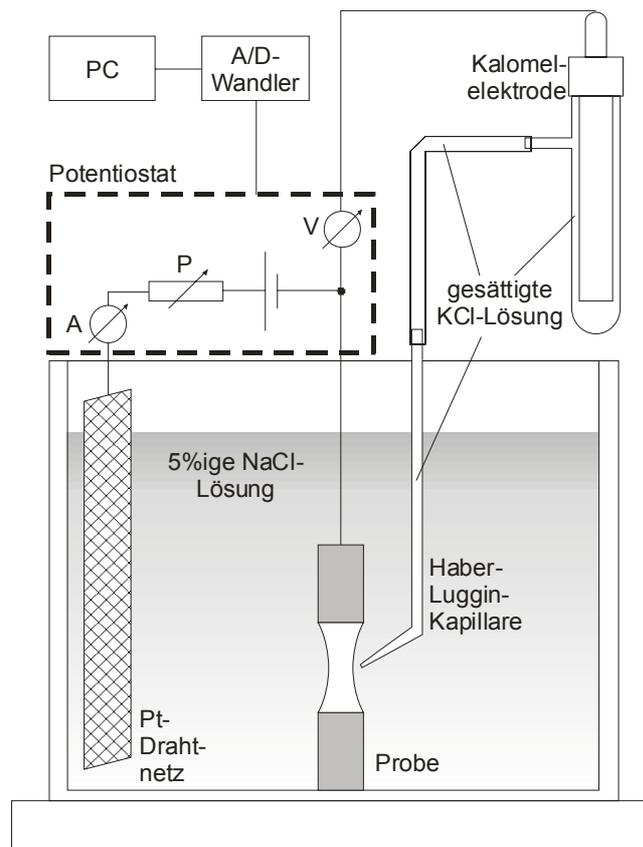


Abbildung 3.8: Schematischer Aufbau zur Messung von Ruhepotentialen und Polarisationskurven

Mit dem in Abbildung 3.8 gezeigten Aufbau – eine konventionelle Drei-Elektroden-Anordnung – wurde zunächst das Ruhepotential gemessen, anschließend eine Stromdichte-Potential-Kurve (Polarisationskurve) aufgenommen. Als Elektrolyt wurde eine wässrige, 5%ige NaCl-Lösung verwendet.

In dem Aufbau wurde die Probe als Arbeits- bzw. Messelektrode angeschlossen. Alle Oberflächenbereiche, die nicht zur Messung beitragen sollten, wurden zuvor mit einem Abdecklack versiegelt. In Abbildung 3.8 ist als Beispiel eine zylindrische Ermü-

dungsprobe gezeigt, deren Schäfte nicht gestrahlt und deshalb auch – dunkelgrau dargestellt – mit einem Abdecklack überzogen wurden.

Als Referenzelektrode wurde ionenleitend über eine Salzbrücke mit gesättigter KCl-Lösung eine Kalomelektrode mit dem Elektrolyt in der Korrosionskammer verbunden. Die Kalomelektrode (SCE, „standard calomel electrode“) besteht aus dem Zelldiagramm  $\text{Hg(l)} \mid \text{Hg}_2\text{Cl}_2\text{(s)} \mid \text{KCl(aq)}$ . Gegenüber der Standard-Wasserstoffelektrode (SHE, „standard hydrogen electrode“) besitzt die Kalomelektrode ein Potential von  $U_{\text{SCE}} = +242 \text{ mV}$ . Alle angegebenen elektrochemischen Messwerte sind, soweit nicht anders angegeben, bezogen auf das Potential der Kalomelektrode.

Als Gegenelektrode wurde ein feinmaschiges Drahtnetz aus Platin verwendet. Nach jeder Messung wurde es mit verdünnter Salpetersäure und Ethanol gespült, um von der Platinoberfläche ausgefallene Chloride und andere Korrosionsprodukte zu entfernen.

Die drei Elektroden waren an einen Potentiostaten angeschlossen. Der Potentiostat konnte auf zwei Arten betrieben werden:

Bei der Ruhepotentialmessung wird zwischen Probe und Gegenelektrode eine Spannung angelegt, die solange geregelt wird, bis der äußere Strom null wird. Die dann angelegte und am Potentiostat angezeigte Gegenspannung entspricht dem Ruhepotential.

Zur Messung einer Polarisationskurve wird das Potential gezielt geregelt und der Strom gemessen. Die Regelung des Potentials erfolgte mittels eines Analog-Digital-Wandlers über einen angeschlossenen Computer, der neben der Steuerung auch die Messwertüberwachung und Messwertaufzeichnung übernahm. Für die Aufnahme wurde ein Computerprogramm von Human [1994] verwendet, das an die veränderte Computer-Hardware und –Software angepasst wurde.

Zur Messung wurde die Korrosionskammer mit der Salzlösung befüllt. Die Elektroden wurden an den Potentiostaten angeschlossen und in die Salzlösung getaucht. Nach einer halben Stunde wurde das Ruhepotential abgelesen, das sich nach der Einstellung des chemischen Gleichgewichts ergeben hat.

Direkt im Anschluss an die Ruhepotentialmessung wurde die Aufnahme der Polarisationskurve durchgeführt. Die Polarisation begann immer im kathodischen Bereich, ca. 300 mV unterhalb des gemessenen Ruhepotentials. Das Start- und Endpotential der Polarisationskurve wurde durch Eingabe in das Computerprogramm vorgegeben,

ebenso wie die Potentialrampe von 0,1 mV/s. Das Endpotential wurde mit einem Wert vorgegeben, der ca. 500 mV über dem Ruhepotential lag.

Nach Abschluss der Messung wurde die Probe sorgfältig mit Ethanol abgespült und getrocknet. Die Probenoberfläche wurde nach bevorzugten Angriffspunkten für die anodische Auflösung untersucht.

### 3.5.3 Parameterseparation

An den unter 3.2.3 beschriebenen Proben wurden definierte Oberflächenzustände (Rauheit, Eigenspannungen und Verfestigung) eingestellt. Um den Einfluss der einzelnen Parameter auf das Korrosionsverhalten verstehen zu können, werden sie unabhängig von einander variiert. Dies macht eine qualitative und semi-quantitative Bewertung des Einflusses der Parameter auf das Ruhepotential und den Korrosionsstrom möglich.

Als Referenzzustand für alle Einflussparameter wurde der elektrolytisch polierte Zustand verwendet.

Der Einflussparameter Rauheit wurde an den Proben über das Schleifen mit Nassschleifpapier verschiedener Körnung eingestellt. Die verschiedenen Körnungen 80, 500, 1200, 2400, 4000 entsprechen unterschiedlich großen Rautiefen. Es wurde je Körnung eine Probe verwendet. Beim Schleifen lässt sich eine von der Körnung abhängige Verformung der Randzone nicht vermeiden. Diese Verformung wurde minimiert, indem das Schleifen mit geringem Druck erfolgte. Die Oberfläche wurde nur im Bereich der Prüflänge geschliffen. Die Schleifriefen waren senkrecht zur Probenachse und Strangpressrichtung orientiert. Die Gleichmäßigkeit und Orientierung der Schleifriefen wurde vor der elektrochemischen Messung mit dem Stereomikroskop überprüft.

Der Einfluss von mechanischen Spannungen im korrosiven Medium wurde über das Aufbringen von statischen elastischen Spannungen sowohl im Zug- als auch im Druckbereich untersucht. Es wurden je Belastungsart fünf verschiedene Spannungen bis zu 80% der Streck- bzw. Stauchgrenze gewählt. Die Zugbelastungen betragen 35, 70, 105, 140, 175 MPa, die Druckbelastungen 30, 60, 90, 120, 150 MPa.

Die Versuche wurden in einer Korrosionskammer durchgeführt, die durch elektrisch isolierte und chemisch inerte Probenaufnahmen eine in-situ-Messung des elektrochemischen Verhaltens bei anliegender mechanischer Belastung ermöglicht.

Der Einfluss der Verfestigung auf das Korrosionsverhalten wurde durch plastische Dehnungen zwischen 1 und 5% jeweils im Zug- und im Druckbereich charakterisiert. Die elektrochemische Messung erfolgte im entlasteten Zustand, d.h. ohne Einfluss von äußeren mechanischen Belastungen.

### 3.6 Ermüdung

Die Ermüdungsversuche wurden mit den unter 3.2.2 beschriebenen Proben als Umlaufbiegeversuche (Zug-Druck-Wechselbelastung) mit dem Belastungsverhältnis  $R = -1$  bei einer Belastungsfrequenz von 50 Hz an Laborluft und bei Raumtemperatur durchgeführt.

Die direkt gegossenen Proben aus AZ91 hp mit ihrer langen Prüflänge von 80 mm wurden in einer Umlaufbiegemaschine der Firma Roell-Amsler ermüdet. Über eine Umlenkrolle wurde mittels eines Seils ein variables Gewicht an einem 1000 mm langen Hebelarm befestigt, der das Moment auf das mit einem Luftkissen horizontal reibungsfrei bewegliche Loslager überträgt. Die maximale Biegespannung  $\sigma_{\max}$  in der Prüflänge ergibt sich direkt aus dem gewählten Gewicht  $G$ , mit dem der Hebelarm belastet wird:

$$\sigma_{\max} = \frac{M_B}{W} = \frac{9,81 \cdot 1000 \cdot 32}{\pi} \cdot \frac{G}{d^3}$$

Hierbei sind  $\sigma_{\max}$  die Biegespannung in MPa,  $G$  die Last, mit der der Hebelarm belastet wird, in kg und  $d$  der Prüfdurchmesser der Probe in mm.

Die übrigen, aus Halbzeugen gefertigten gekehlten Proben wurden in einer Umlaufbiegemaschine der Firma Schenck getestet. Auf das Loslager und die Probe wird über ein Laufgewicht auf einem horizontalen Balken ein Biegemoment ausgeübt. Die Position des Laufgewichts bestimmt das Biegemoment und die maximale Biegespannung  $\sigma_{\max}$  im minimalen Durchmesser der Kehlung:

$$\sigma_{\max} = \frac{M_B}{W} = \frac{32 \cdot 3 \cdot 9,81}{\pi} \cdot \frac{l}{d^3}$$

Dabei sind  $\sigma_{\max}$  die Biegespannung in MPa,  $l$  die Länge des Hebelarms in mm und  $d$  der minimale Durchmesser der gekehlten Probe in mm.

## 4 Gefüge und mechanische Eigenschaften

### 4.1 Magnesium-Druckgusslegierung AZ91 hp

Die verwendeten Proben aus der Magnesiumlegierung AZ91 hp besitzen ein dendritisches Gussgefüge (Abbildung 4.1). Zwischen den Dendriten aus  $\alpha$ -Magnesium befindet sich Eutektikum aus sekundärer  $\alpha$ -Phase und aluminiumreicher  $\beta$ -Phase  $Mg_{17}Al_{12}$ . Die  $\beta$ -Struktur wurde mittels Röntgenfeinstrukturanalyse nachgewiesen.

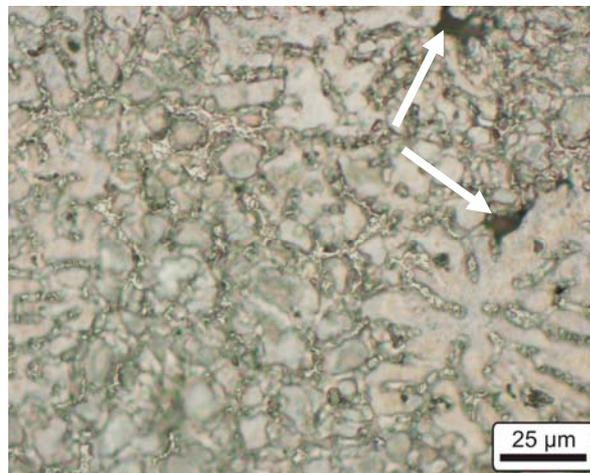
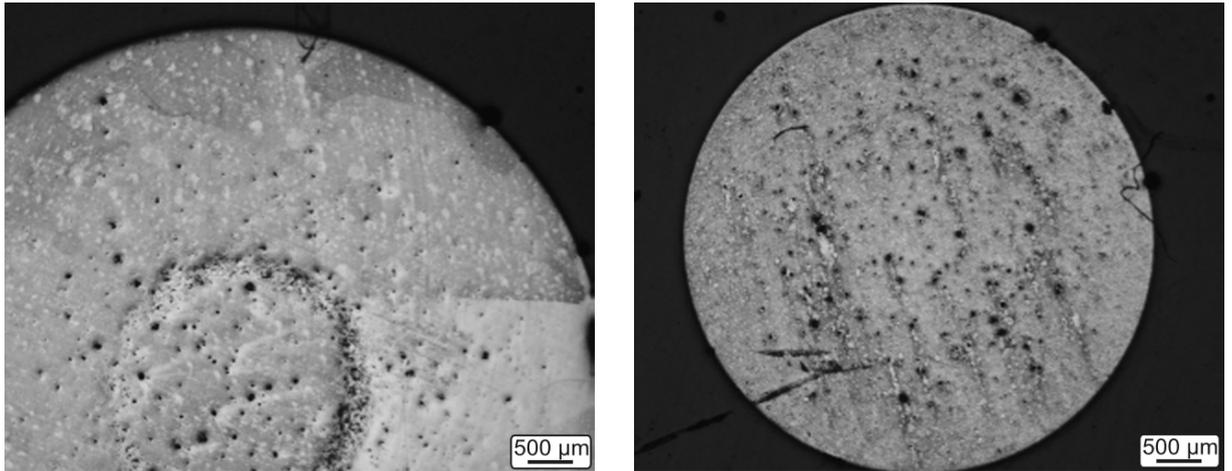


Abbildung 4.1: Gefüge der Druckgusslegierung AZ91 hp

Bei der Erstarrung bilden sich auch beim Druckgussprozess über den gesamten Probenquerschnitt verteilte Poren. Die Poren besitzen einen Durchmesser von bis zu 25  $\mu\text{m}$  (beispielhaft in Abbildung 4.1 mit weißen Pfeilen markiert).

Die Porenverteilung in den direkt gegossenen Proben wird von einer ringförmigen Ansammlung von Poren in der Probenmitte geprägt (Abbildung 4.2). Die Porenagglomeration ist im 10 mm dicken Schaft (Abbildung 4.2a) wesentlich ausgeprägter als im 6 mm dicken Prüfdurchmesser (Abbildung 4.2b). Die für die Ermüdungseigenschaften in Umlaufbiegung entscheidende Porendichte an der Probenoberfläche ist gering.



(a) im Probenschaft

(b) im Prüfquerschnitt

Abbildung 4.2: Porenverteilung in einer Probe aus AZ91 hp

Die Porenverteilung hat einen starken Einfluss auf die lokalen mechanischen Eigenschaften. Die Mikrohärtigkeit (Last von 10 g) zeigt im porenreichen Zentrum des Schaftquerschnitts eine deutlich stärkere Streuung als am Probenrand (Abbildung 4.3). Bei Vickersseindrücken in unmittelbarer Umgebung eines Defekts sinkt der Härtewert im gezeigten Profil sogar von durchschnittlich 101 HV<sub>0,01</sub> auf 40 HV<sub>0,01</sub> ab. Der mittlere Vickers-Härtewert bei einer Last von 50 g liegt bei 82 HV<sub>0,05</sub>.

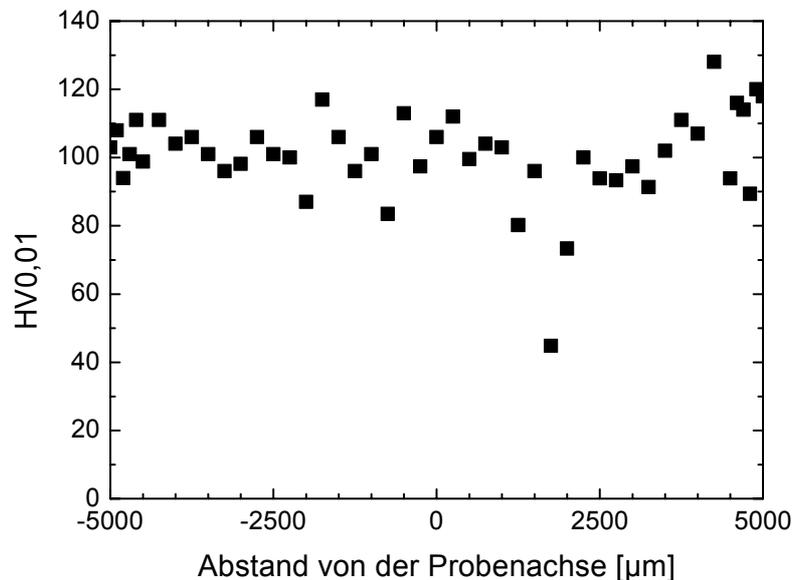


Abbildung 4.3: Mikrohärteverteilung im Schaftquerschnitt einer Probe aus AZ91 hp

Im Fachgebiet Physikalische Metallkunde wurde in Vorarbeiten (Koch [2002]) das mechanische Werkstoffverhalten von AZ91 hp charakterisiert (Tabelle 4.1). Das Kalt-

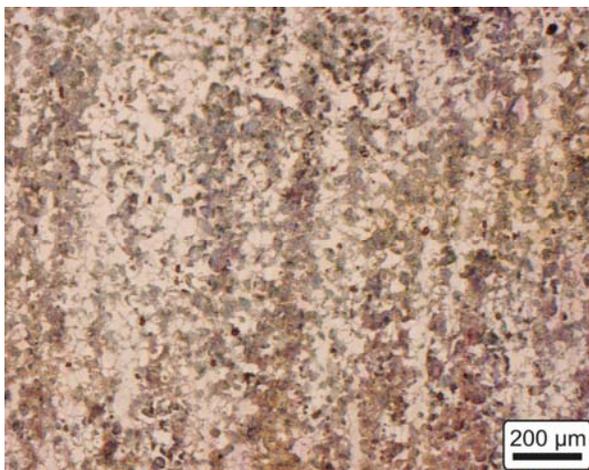
verfestigungsvermögen ist mit einer Steigerung von annähernd 50% von der 0,2%-Dehngrenze zur Zugfestigkeit sehr hoch. Die geringe Bruchdehnung weist zusammen mit dem Verlauf der  $\sigma$ - $\varepsilon$ -Kurve auf ein sprödes Materialverhalten hin.

$R_{p0,2}$ [MPa]	$R_m$ [MPa]	$A_{14}$ [%]
150	220	4,5

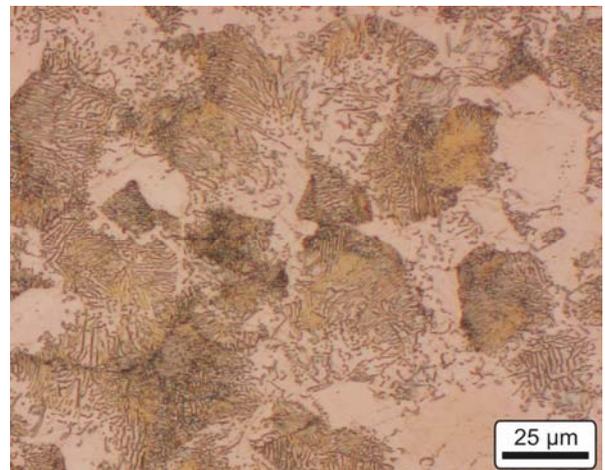
Tabelle 4.1: Mechanische Eigenschaften der Magnesiumlegierung AZ91 hp (Koch [2002])

## 4.2 Magnesium-Knetlegierung AZ80

Die Magnesium-Strangpresslegierung AZ80 ist porenfrei. Die starke Verformung – Halbierung des Profildurchmessers – bei einer Verarbeitungstemperatur von 320°C während der Extrusion führt zu einem dynamisch rekristallisierten Ausgangsgefüge (Abbildung 4.4).



(a) Übersichtsaufnahme



(b) diskontinuierliche Ausscheidungen

Abbildung 4.4: Ausgangsgefüge von AZ80

Das Gefüge der Legierung AZ80 weist diskontinuierliche Ausscheidungen auf (Abbildung 4.4b). Die Lamellen der diskontinuierlichen Ausscheidungen aus  $\alpha$ -Matrix und  $Mg_{17}Al_{12}$  wachsen von Großwinkelkorngrenzen in das Korn hinein. Die Übersichtsaufnahme in Abbildung 4.4 zeigt, dass die diskontinuierlichen Ausscheidungen

nicht gleichmäßig im Gefüge verteilt sind, sondern sich entlang der Strangpressrichtung dunkel angeätzte Gefügezeilen ausbilden. Die hellen Gefügeanteile besitzen sehr kleine, nicht anätzbare kontinuierliche Ausscheidungen.

Die Gefügeanalyse ergab eine mittlere Sehnenlänge der Körner von 14  $\mu\text{m}$ . Eine Streckung der Körner entlang der Strangpressrichtung konnte nicht festgestellt werden. Der Anteil der Körner mit diskontinuierlichen Ausscheidungen betrug etwa 60%. Vickershärtemessungen mit einer Last von 10 g bzw. 50 g ergaben eine durchschnittliche Härte von 108 HV<sub>0,01</sub> bzw. 85 HV<sub>0,05</sub>. Eine signifikante Abhängigkeit der Härte von der Orientierung zur Strangpressrichtung konnte nicht festgestellt werden. Die Härteunterschiede zwischen den verschiedenen Orientierungen lagen im einstelligen Prozentbereich.

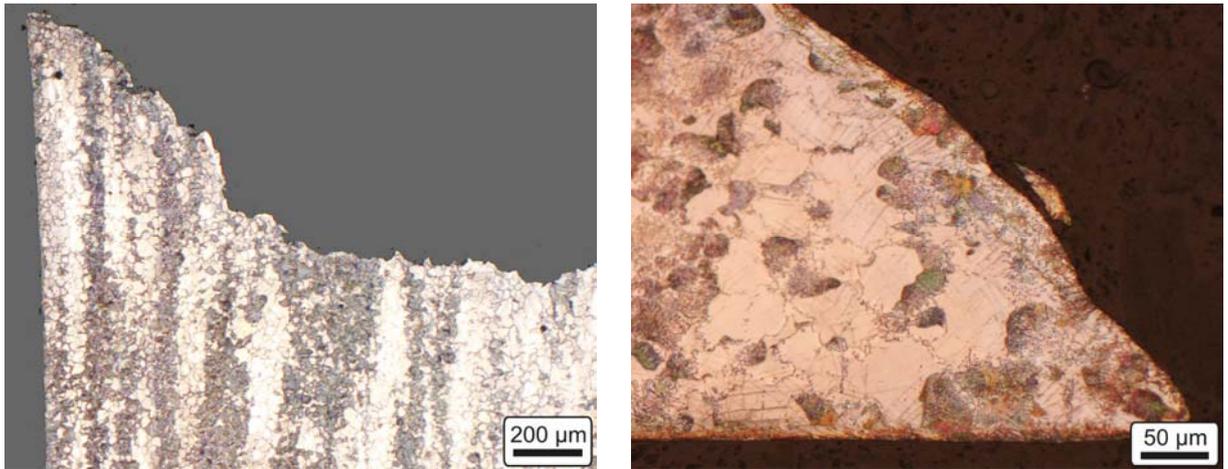
Die Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften erfolgte mit Proben, deren Achse entlang der Strangpressrichtung orientiert war. Der ermittelte E-Modul entsprach dem Literaturwert von 45 GPa.

Zugversuche			Druckversuche		
$R_{p0,2}$	$R_m$	$A_5$	$\sigma_{p0,2}$	$\sigma_m$	$A_1$
[MPa]	[MPa]	[%]	[MPa]	[MPa]	[%]
220	320	6	200	500	8

Tabelle 4.2: Mechanische Eigenschaften der Magnesiumlegierung AZ80

Die Legierung AZ80 zeigt entlang der Strangpressrichtung unter Zugbelastung ein merkliches Verfestigungsvermögen. Die Zugfestigkeit liegt annähernd 50% oberhalb der 0,2%-Dehngrenze (Tabelle 4.2). Der Verlauf der  $\sigma$ - $\varepsilon$ -Kurve zeigt ein sprödes Bruchverhalten, eine Gleichmaßdehnung konnte nicht festgestellt werden. Der Sprödbbruch wird auch im Bruchbild erkennbar (Abbildung 4.5a).

Die 0,2%-Stauchgrenze liegt etwa 10% unter der 0,2%-Dehngrenze aufgrund der unter Druckbelastung begünstigten Zwillingsbildung. Die Zwillingsbildung ist im Querschliff der gebrochenen Druckprobe deutlich zu erkennen (Abbildung 4.5b). Die Druckprobe wies nach dem Versuch keine Ausbauchung auf, sondern versagte aufgrund von Scherbandbildung in einem Winkel von etwa 45° zur Belastungsrichtung. Die Druckfestigkeit liegt 150% über der 0,2%-Stauchgrenze.



(a) Zugprobe

(b) Druckprobe

Abbildung 4.5: Querschliffe an Bruchflächen der Zug- und Druckproben aus AZ80 (Belastungsrichtung jeweils vertikal)

### 4.3 Aluminium-Knetlegierung EN AW-7050

In der Aluminiumlegierung EN AW-7050 liegt in allen Ausscheidungszuständen eine bimodale Korngrößenverteilung vor. Lichtmikroskopische Aufnahmen des angeätzten Gefüges bringen nur die Korngrenzen zum Vorschein (Abbildung 4.6). Die bimodale Korngrößenverteilung aus wenigen Mikrometer großen rekristallisierten Körnern und unrekristallisierten, deutlich größeren Körnern ist am besten im T7-Querschliff zu erkennen (Abbildung 4.6c).

Die Zugversuchskennwerte wurden in einer Studienarbeit (Vidal [2001]) im Fachgebiet Physikalische Metallkunde charakterisiert. Die Härtewerte sind im Rahmen der vorliegenden Arbeit ermittelt worden (Tabelle 4.3).

Vom warmausgelagerten T4-Zustand zum maximal ausgehärteten T6-Gefüge ist nur eine geringe Steigerung der Vickershärte und Festigkeit von etwa 5% festzustellen. Die Bruchdehnung hat im T6-Zustand im Vergleich zu T4 merklich abgenommen. Im überalterten T7-Gefüge sind die Festigkeiten deutlich niedriger gegenüber den anderen beiden Auslagerungszuständen. Die  $\sigma$ - $\epsilon$ -Kurve und das Bruchbild zeigen ein duktiles Werkstoffverhalten der T7-Proben gegenüber den spröden Zuständen T4 und T6.

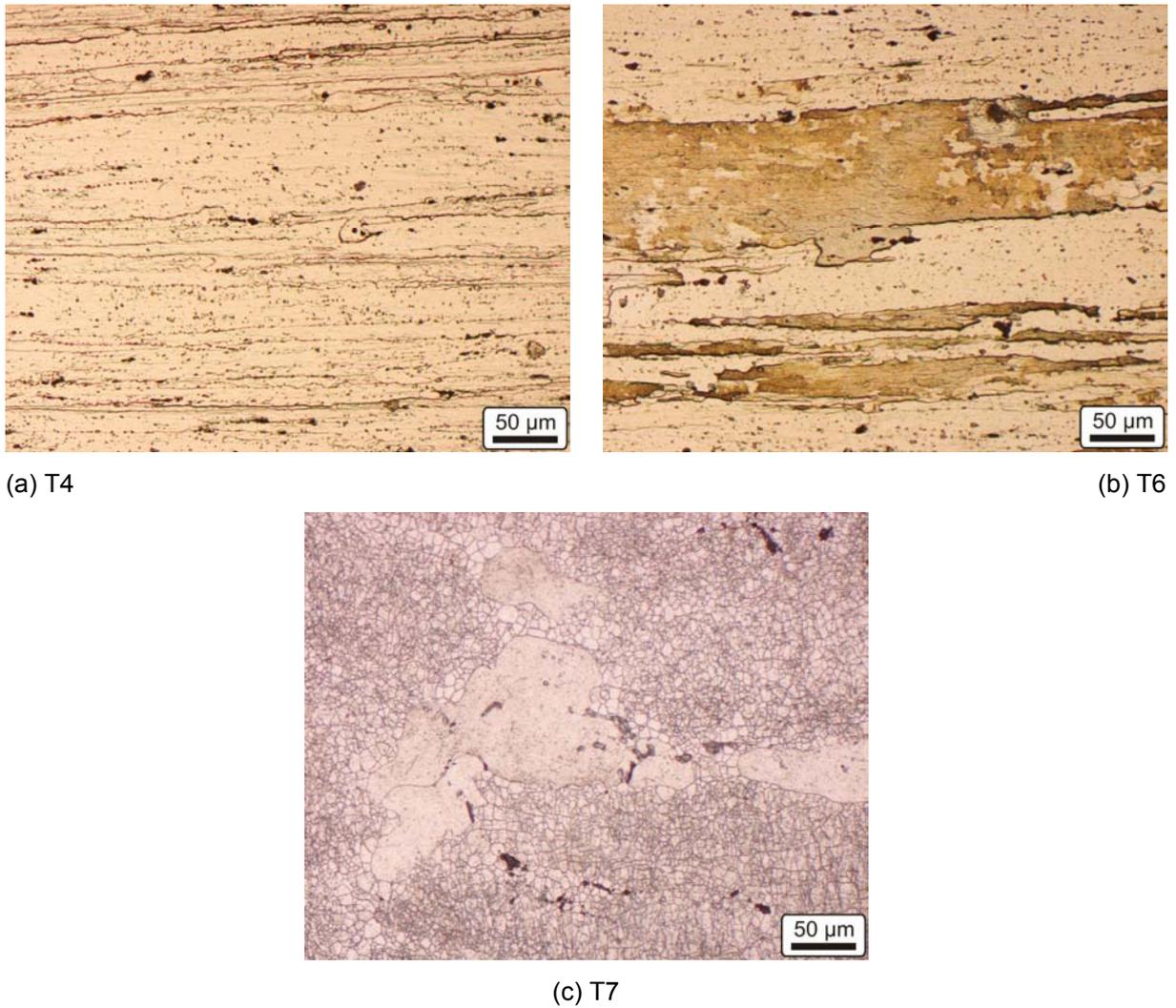


Abbildung 4.6: Querschliffe der drei Auslagerungszustände der Legierung EN AW-7050

	HV0,05	HV1	$R_{p0,2}$ [MPa]	$R_m$ [MPa]	$A_5$ [%]
T4W	190	165	475	570	12
T6	200	180	505	580	9
T7	110	100	265	360	10

Tabelle 4.3: Vickershärte und Zugversuchskennwerte der Legierung EN AW-7050 in den drei Auslagerungszuständen

## 4.4 Reintitan Grad 2

Das verwendete Ausgangsgefüge des kommerziell reinen Titans (Grad 2) ist globular. Aufgrund der hexagonalen Kristallstruktur des Titans konnte das Gefüge mittels Polarisationsmikroskopie sichtbar gemacht werden (Abbildung 4.7).

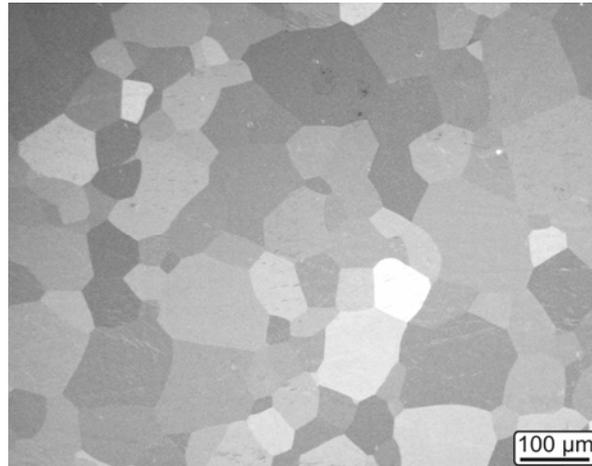


Abbildung 4.7: Globulares Ausgangsgefüge der Legierung Titan Grad 2 im polarisierten Licht

Die Gefügeanalyse ergab eine mittlere Sehnenlänge der gleichachsigen Körner von 65  $\mu\text{m}$ . In der Vickershärteprüfung zeigte der Werkstoff die lastabhängigen Härten von 180 HV<sub>0,05</sub> und 150 HV<sub>1</sub>. Die Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften wurde im Fachgebiet Physikalische Metallkunde von Müller et al. [1998] vorgenommen. Das gute Kaltverfestigungsvermögen zeigt sich in einem  $R_m/R_{p0,2}$ -Verhältnis von 1,3.

$R_{p0,2}$ [MPa]	$R_m$ [MPa]	$A_6$ [%]
410	530	22

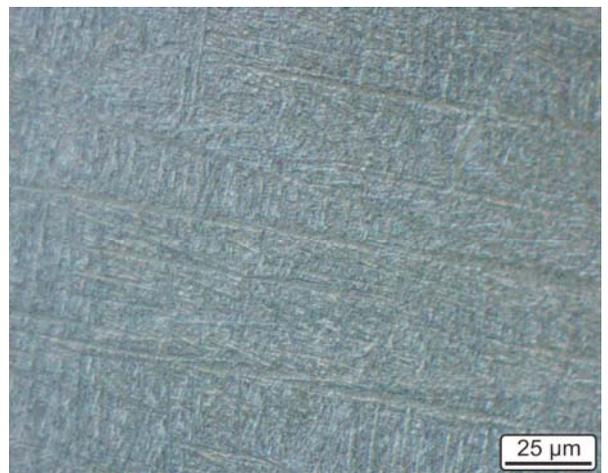
Tabelle 4.4: Mechanische Eigenschaften von Titan Grad 2 (Müller et al. [1998])

## 4.5 Titanlegierung Ti6Al4V FL

Nach der Wärmebehandlung lagen die Proben aus Ti6Al4V in einem zweiphasigen Gefügestand aus Lamellen der beiden Titan-Phasen  $\alpha$  und  $\beta$  vor (Abbildung 4.8). Sie sind durch eine martensitische Umwandlung entstanden und regellos angeordnet. Die Länge der Lamellen erreicht maximal die Korngröße der ehemaligen  $\beta$ -Körner. Die ehemaligen Korngrenzen sind im angeätzten Gefügeschliff zu erkennen. Die Gefügeanalyse liefert eine maximale Lamellenlänge in den ehemaligen  $\beta$ -Körnern von 600  $\mu\text{m}$ . Die Lamellen weisen eine Breite von etwa 1  $\mu\text{m}$  auf.



(a) ehemalige  $\beta$ -Kornstruktur



(b) Anordnung der Lamellen

Abbildung 4.8: Feinlamellares Gefüge der Legierung Ti6Al4V FL

Die Zugversuchskennwerte wurden in Vorarbeiten in der Physikalischen Metallkunde bestimmt (Vidal [2001]). Die Kaltverfestigung ist mit einer 17%igen Steigerung von 0,2%-Dehngrenze zu Zugfestigkeit nur gering ausgeprägt (Tabelle 4.5). Der Werkstoff ist mit der Bruchdehnung von lediglich 1% spröde. Die Vickershärteprüfung mit Lasten von 50 g und 1 kg ergaben Werte von 420 HV<sub>0,05</sub> und 370 HV<sub>1</sub>.

$R_{p0,2}$ [MPa]	$R_m$ [MPa]	$A_5$ [%]
1020	1190	1

Tabelle 4.5: Mechanische Eigenschaften von Ti6Al4V FL (Vidal [2001])

## 5 Randzonenbeeinflussung durch mechanische Oberflächenbehandlung

### 5.1 Mikrohärte in der Randzone

Die Mikrohärteprofile über den Probenquerschnitt des gestrahlten Werkstoffs zeigen in allen Legierungen eine starke Erhöhung der Mikrohärte im Randbereich.

#### 5.1.1 Magnesium-Druckgusslegierung AZ91 hp

Das Kugelstrahlen führt zu einer ausgeprägten Verfestigung in der Randzone. Neben dem mit SCCW14 kugelgestrahlten Zustand (SP) wurden Mikrohärteprofile an kugelgestrahlten und abgebeizten sowie kugelgestrahlten und mit Glasperlen nachgestrahlten Oberflächenzuständen gemessen.

Der kugelgestrahlte SP-Zustand weist eine Erhöhung der Mikrohärte bis zu einer Tiefe von etwa 100 µm unter der Oberfläche auf bis zu 130 HV<sub>0,05</sub> (Abbildung 5.1) auf, eine Steigerung von über 60% gegenüber der Bulk-Härte von 80 HV<sub>0,05</sub>. Die Steigerung der Härte gegenüber dem Bulkwert ist bis zu einer Tiefe von 400 µm erkennbar. In diesem Bereich liegen die Härtewerte des SP-Zustandes systematisch über denen der übrigen AZ91-hp-Oberflächenzustände.

Das Abbeizen der kugelgestrahlten Proben führt zu einer geringfügigen Querschnittsabnahme und einem teilweisen Abtrag der durch die Oberflächenbearbeitung beeinflussten Randzone. Direkt unterhalb der Oberfläche liegt die Mikrohärte bei bis zu 145 HV<sub>0,05</sub> bzw. über 80% oberhalb des Bulkwerts. Die Tiefe der Einflusszone, in der die Härte erhöht ist, beträgt etwa 200 µm.

Die Maximalhärte an der Oberfläche liegt beim mit Glasperlen nachgestrahlten Zustand mit 135 HV<sub>0,05</sub> oberhalb des einfach mit SCCW14 gestrahlten Oberflächenzustandes bzw. 69% über dem Bulkwert. Die Mikrohärte fällt ähnlich schnell wie beim abgebeizten Zustand ab. Ab einer Tiefe von etwa 200 µm liegt die Mikrohärte über dem abgebeizten Zustand und ist auch noch bis etwa 300 µm gegenüber dem Bulkwert erhöht.

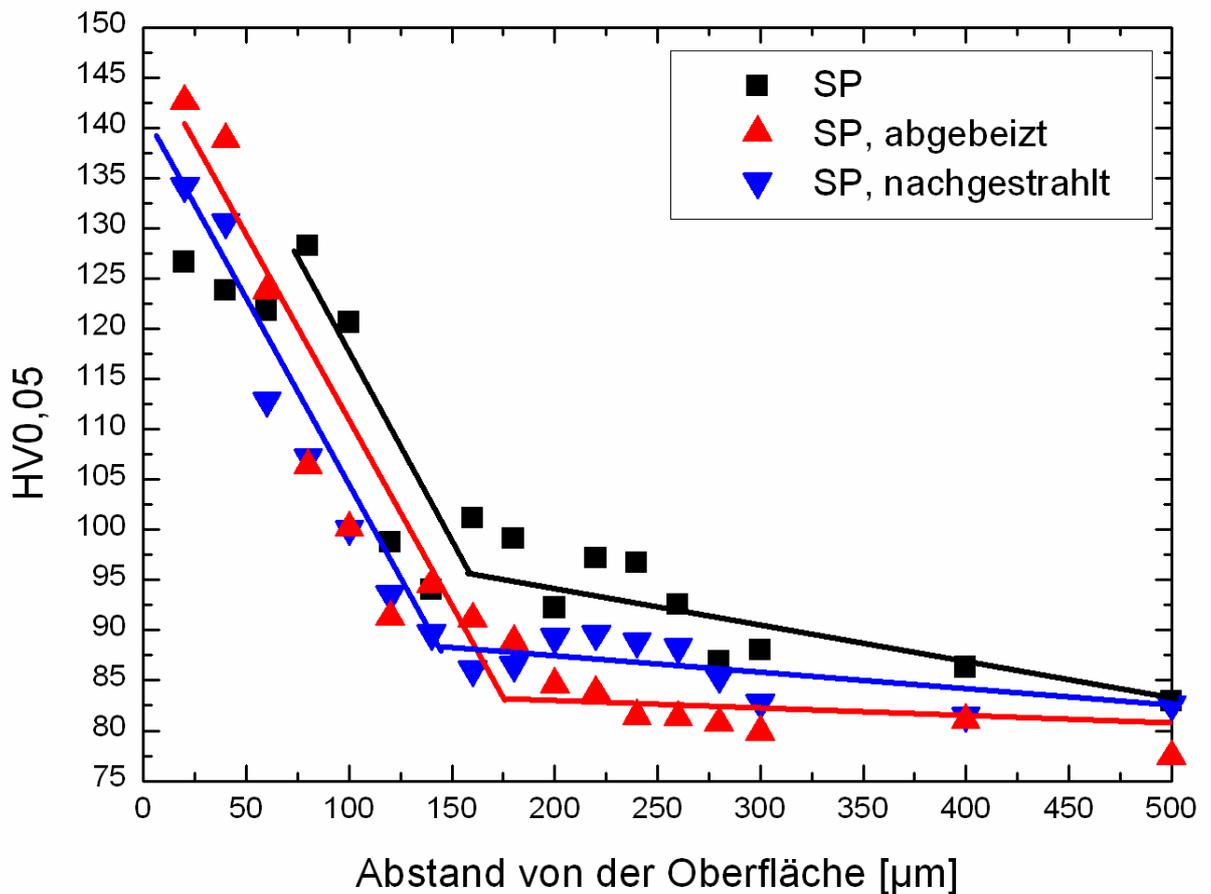


Abbildung 5.1: Mikrohärteprofile im Prüfquerschnitt von kugelgestrahltem (SP) AZ91 hp sowie der beiden Nachbehandlungsmethoden Abbeizen und Nachstrahlen

### 5.1.2 Magnesium-Knetlegierung AZ80

Der Verlauf der Vickers-Mikrohärte unterhalb der Oberfläche der AZ80-Proben unterscheidet sich deutlich zwischen dem kugelgestrahlten SP- und dem festgewalzten RB-Zustand (Abbildung 5.2). Die Härte direkt unter der Oberfläche ist nach dem Festwalzen mit 127 HV<sub>0,05</sub> um knapp 20% höher als der Wert nach dem Kugelstrahlen von 107 HV<sub>0,05</sub>. Die Einflusszone bei den RB-Proben ist deutlich größer als beim SP-Zustand und reicht bis zu 700 µm unter die Oberfläche. Die Einflusszone durch das Kugelstrahlen beschränkt sich auf 200 µm. Die Härte in der kugelgestrahlten Randzone beträgt direkt unter der Oberfläche etwa 115 HV<sub>0,05</sub>. Ins Innere der Probe fällt die Härte sehr steil ab. Die Härte in der festgewalzten Probe bleibt bis zu einer Tiefe von etwa 200 µm auf einem erhöhten Niveau von 125 HV<sub>0,05</sub>. Von dem hohen Niveau fällt die Mikrohärte nur relativ flach mit zunehmendem Abstand von der

Oberfläche ab. Die Maximalwerte liegen nach dem Kugelstrahlen bzw. Festwalzen etwa 35% bzw. 47% über der Mikrohärtigkeit des Bulkmaterials von 85 HV<sub>0,05</sub>.

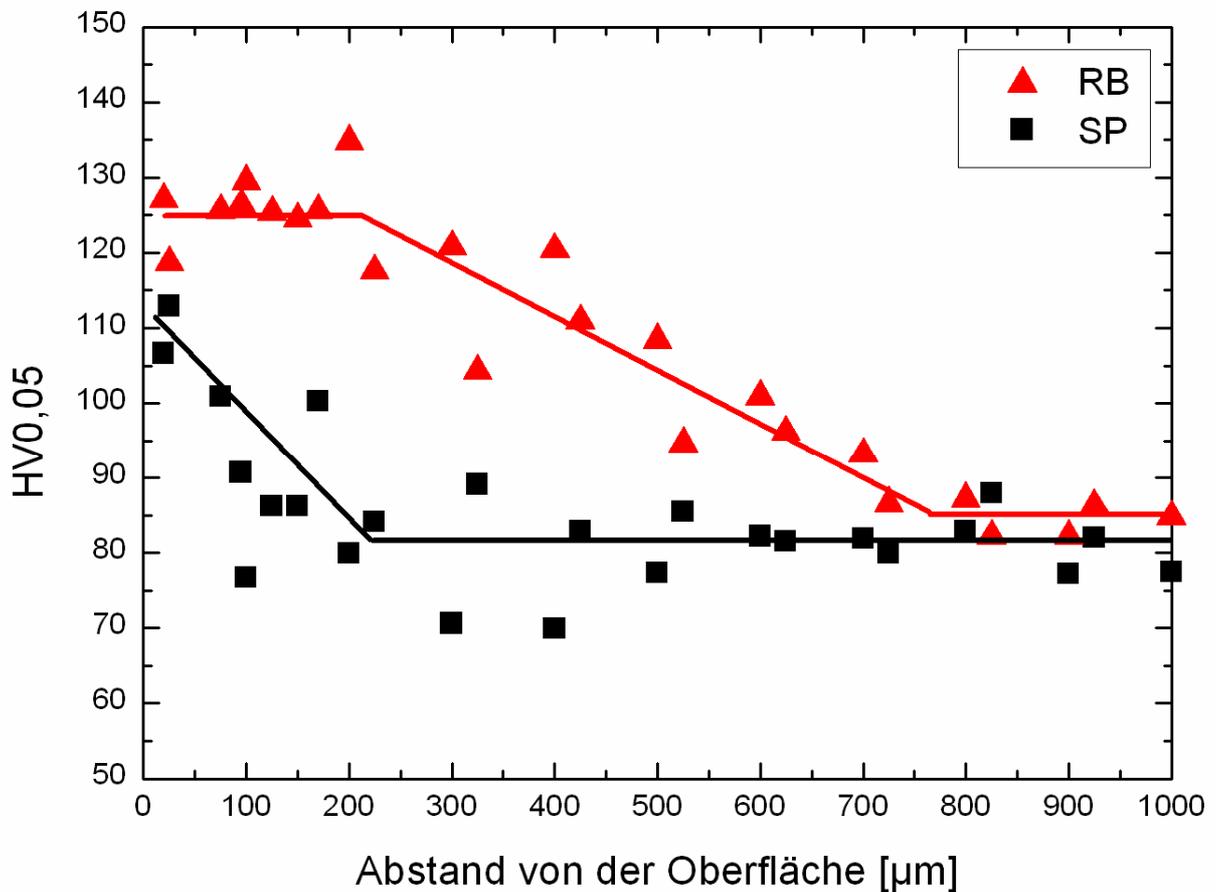


Abbildung 5.2: Mikrohärteprofil im Prüfquerschnitt von kugelgestrahltem (SP) und festgewalztem (RB) AZ80

### 5.1.3 Aluminium-Knetlegierung EN AW-7050

Der warmausgelagerte, unteralterte T4-Zustand weist gegenüber dem Bulkmaterial eine Steigerung der Mikrohärtigkeit von etwas mehr als 10% auf einen Maximalwert von etwa 210 HV<sub>0,05</sub> direkt unterhalb der Oberfläche auf (Abbildung 5.3). Die verfestigte Einflusszone reicht bis etwa 150 µm unter die Oberfläche. Der Abfall der Härte von der Oberfläche hin zum unbeeinflussten Bulkmaterial ist deutlich zu erkennen.

Der maximal ausgehärtete T6-Zustand zeigt die gleiche Maximalhärtigkeit von ca. 210 HV<sub>0,05</sub> wie der T4-Zustand direkt unterhalb der Oberfläche. Die Steigerung gegenüber der Bulkhärtigkeit von 200 HV<sub>0,05</sub> beträgt nur 5%. Die verfestigte Einflusszone reicht bis etwa 250 µm unter die Oberfläche.

Eine merklich verfestigte Einflusszone ist beim überalterten T7-Zustand nicht zu finden. Über die gesamte Tiefe, die untersucht wurde, streuen die Härte­werte um einen Mittelwert von knapp 110 HV<sub>0,05</sub>, der der Bulkhärte entspricht, und zeigen kaum Abhängigkeit vom Abstand zur Oberfläche. In einem Bereich bis ca. 150 µm unterhalb der Oberfläche erscheint die Mikro­härte leicht erhöht.

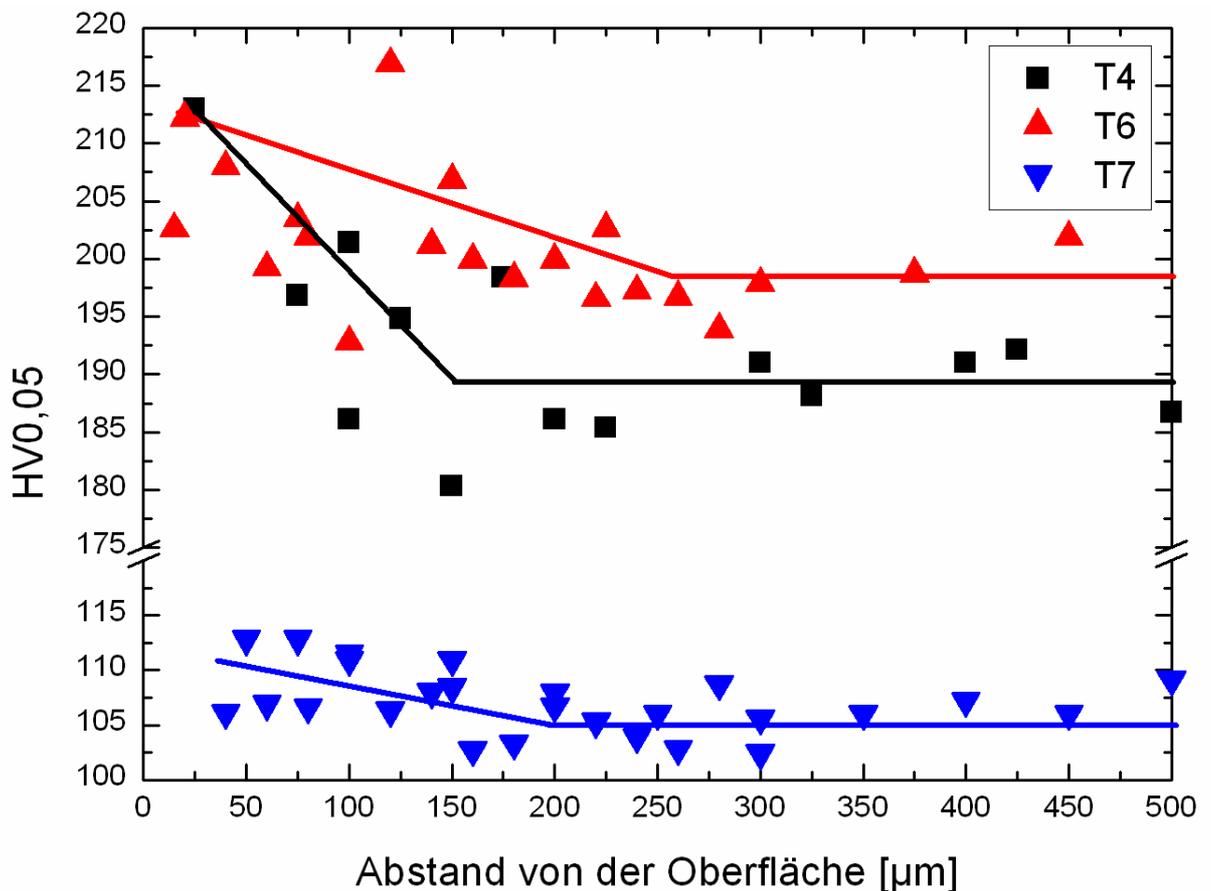


Abbildung 5.3: Mikrohärteprofil im Prüfquerschnitt von kugelgestrahltem EN AW-7050 in den drei verwendeten Auslagerungszuständen

#### 5.1.4 Titan Grad 2 und Ti6Al4V FL

Kommerziell reines Titan des Reinheitsgrades 2 weist nach dem Kugelstrahlen mit SCCW14 eine etwa 150 µm tiefe Einflusszone auf (Abbildung 5.4). Die Maximalhärte direkt unter der Oberfläche von 280 HV<sub>0,05</sub> liegt 56% über dem Mittelwert im Bulkmaterial von 180 HV<sub>0,05</sub>.

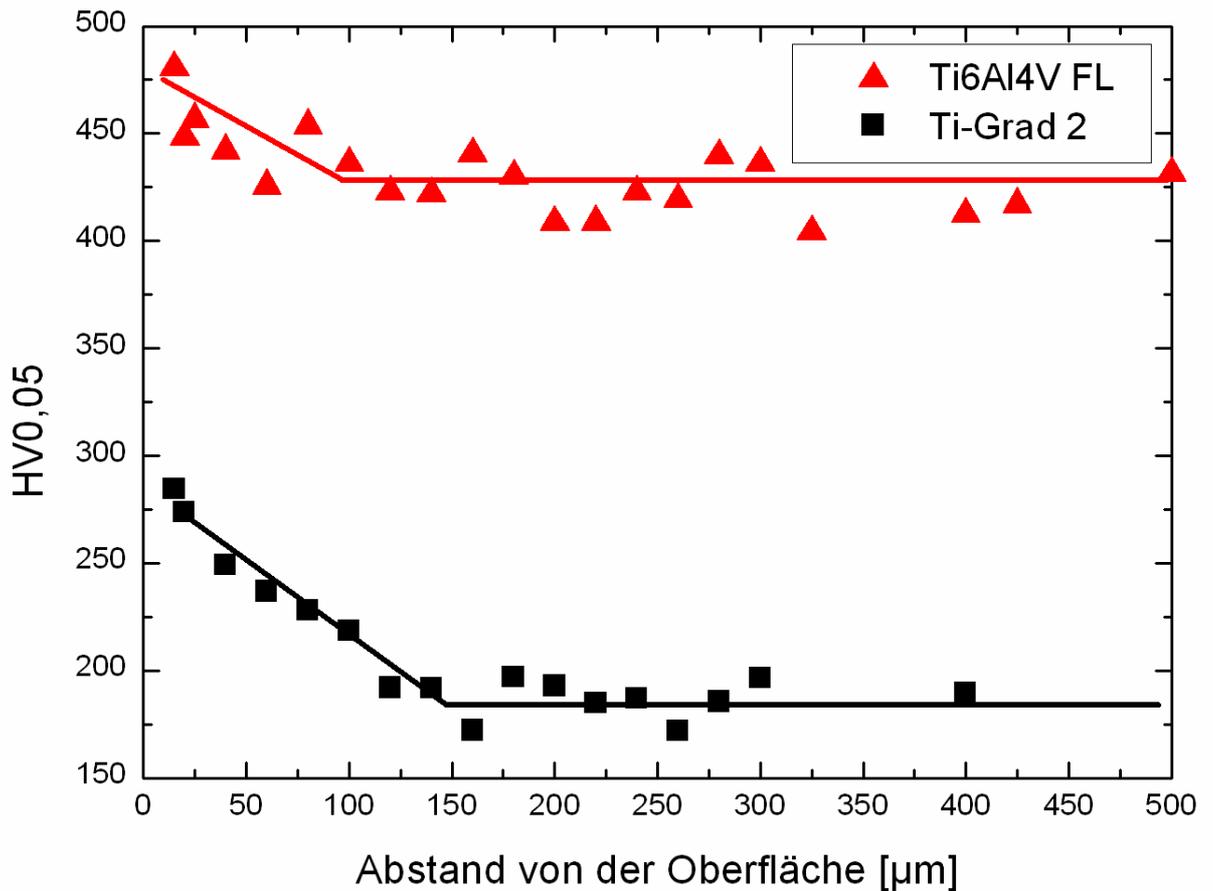


Abbildung 5.4: Mikrohärteprofil im Prüfquerschnitt von kugelgestrahltem Ti6Al4V FL und Titan Grad 2

Die Verfestigung der kugelgestrahlten Randzone in Ti6Al4V ist weniger stark ausgeprägt. Die Steigerung der Härte beträgt direkt unter der Oberfläche 14% im Vergleich zur Bulkhärte auf einen Wert von 480 HV0,05. Die verfestigte Einflusszone reicht bis etwa 100 µm unterhalb der Oberfläche.

## 5.2 Oberflächencharakterisierung nach mechanischer Oberflächenbehandlung

### 5.2.1 Magnesium-Druckgusslegierung AZ91 hp

Die chemische Zusammensetzung wurde bei der Magnesiumlegierung AZ91 hp für den kugelgestrahlten (SP), den kugelgestrahlten und mit Glasperlen nachgestrahlten (SP+GP) sowie den kugelgestrahlten und mit Schwefelsäure abgebeizten (SP+H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>) Zustand analysiert (Tabelle 5.1). Als Referenz diente der gegossene Zustand mit intakter Gusshaut.

Oberflächenzustand	Al	Mn	Fe	Zn	Si	Cu	Ni	Cr	S	Mg
Gegossen	9,8	0,2	n.n.	0,8	n.n.	n.n.	n.n.	n.n.	n.n.	Rest
SP	9,9	0,4	1,6	1,2	0,9	0,1	0,2	0,4	n.n.	Rest
SP+GP	11,1	0,2	0,6	1,3	4,5	0,2	n.n.	0,1	n.n.	Rest
SP+H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub>	12,3	0,4	n.n.	1,0	0,3	n.n.	0,2	n.n.	0,5	Rest

Tabelle 5.1: Chemische Zusammensetzung (in Gew.-%) der Probenrandbereiche aus AZ91 hp mit und ohne Oberflächenbearbeitung (n.n.: nicht nachweisbar)

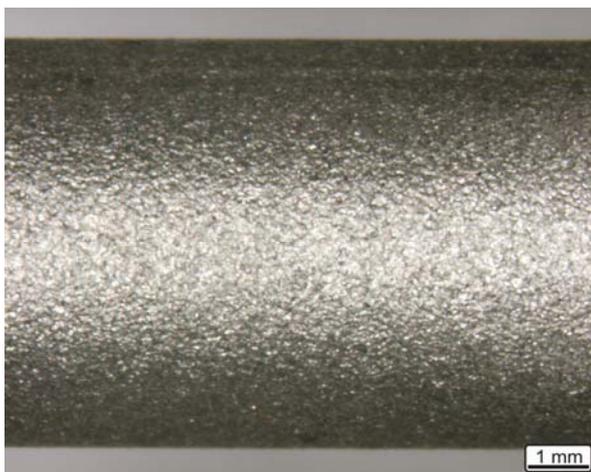
Die Zusammensetzung der gegossenen Probe und der drei Oberflächenzustände stimmt hinsichtlich der beiden Hauptlegierungsbestandteile Aluminium und Zink weitestgehend mit der nominellen Zusammensetzung überein. Der Gehalt an Aluminium ist in der Randzone höher, da sich das Aluminium beim Erstarren in der Gusshaut anreichert.

Der Eisengehalt ist beim kugelgestrahlten sowie dem kugelgestrahlten und mit Glasperlen nachgestrahlten Zustand nachweislich gegenüber der Soll-Zusammensetzung erhöht. Im Ausgangswerkstoff liegt aufgrund der high-purity-Qualität der Eisengehalt laut Herstellerangaben unter 0,004 Gew.-% und ist im EDX nicht nachweisbar. Beim kugelgestrahlten Zustand ergibt die EDX-Analyse den 400fachen Wert dessen, nämlich 1,6%. Das Nachstrahlen mit Glasperlen reduziert den Eisengehalt des kugelgestrahlten Zustands um knapp zwei Drittel auf 0,6%. Dieser Wert ist jedoch noch deutlich höher als der gegossene Referenzzustand und damit weit oberhalb der kritischen Eisenkonzentration, ab der die Korrosionsrate stark ansteigt. Die Siliziumkonzentration

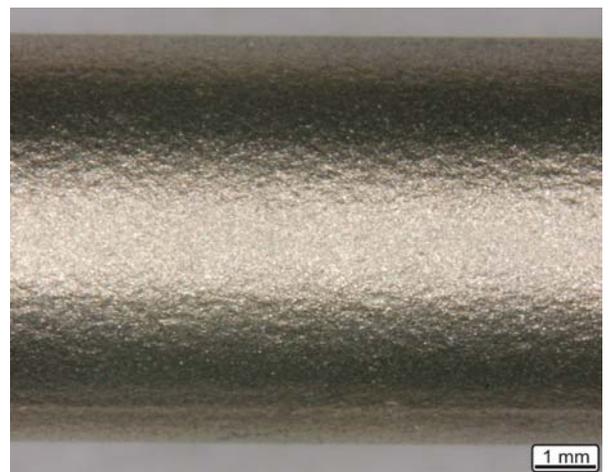
on auf der nachgestrahlten Probe ist mit 4,5% stark erhöht aufgrund von Rückständen der Glasperlen auf der Oberfläche.

Das Abbeizen mit Schwefelsäure führt zu einer Reduktion des Eisengehaltes unter die Nachweisgrenze des EDX-Detektors. Gegenüber den anderen beiden Oberflächenzuständen und der nominellen Zusammensetzung ist die Aluminiumkonzentration deutlich erhöht, da die Auflösung des Magnesiums beim Abbeizen schneller stattfindet als die des Aluminiums. Es sind geringe Mengen von Schwefel (0,5%) nachzuweisen, was auf die Bildung von sulfatischen Salzen bei der Trocknung der Oberfläche hinweist.

Die Oberflächenbearbeitung durch Kugelstrahlen führt zu einer deutlichen Veränderung der Oberflächentopographie. Die Stärke der Veränderung hängt wesentlich von der Strahlintensität und dem Strahlmittel bzw. den Bearbeitungsparametern ab.



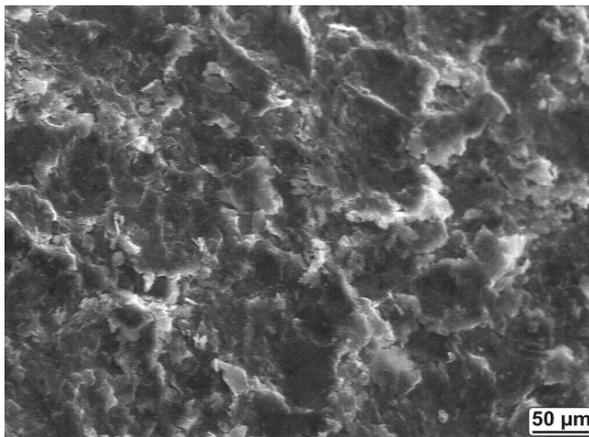
(a) mit SCCW14 gestrahlt



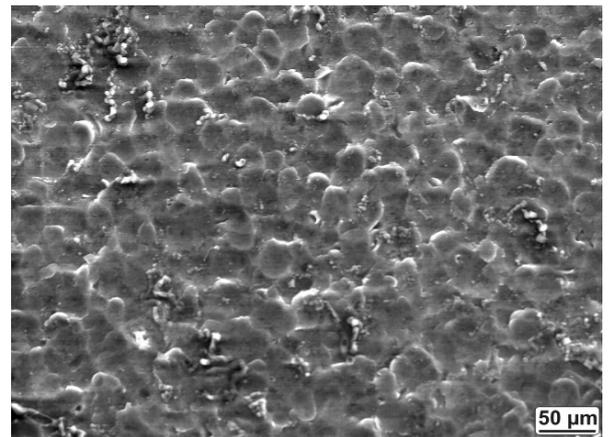
(b) mit SCCW14 und Glasperlen gestrahlt

Abbildung 5.5: Stereomikroskopische Aufnahmen der gestrahlten Oberflächen aus AZ91 hp

Das Kugelstrahlen mit SCCW14 und das Nachstrahlen mit Glasperlen der Legierung AZ91 hp lässt bereits in geringer Vergrößerung eine deutlich unterschiedliche Oberflächenqualität erkennen (Abbildung 5.5). In beiden Fällen ist die gleichmäßige und flächendeckende Bearbeitung der Oberfläche anhand der hohen Rauheit in Folge von Eindrücken des Strahlmittels ersichtlich. Die nur mit SCCW14 gestrahlte Oberfläche (Abbildung 5.5a) weist nicht die matt-graue Oberfläche der AZ91-Gusshaut, sondern eine anthrazitfarbene vollständige Bedeckung mit Eisenrückständen auf. Das Nachstrahlen mit Glasperlen (Abbildung 5.5b) führt zu einer messingfarbenen Deckschicht mit einer sichtbar geringeren Rauheit als nach dem Strahlen mit SCCW14.



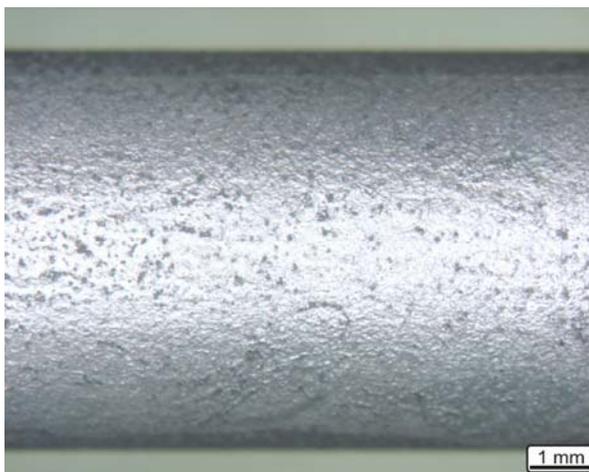
(a) mit SCCW14 gestrahlt



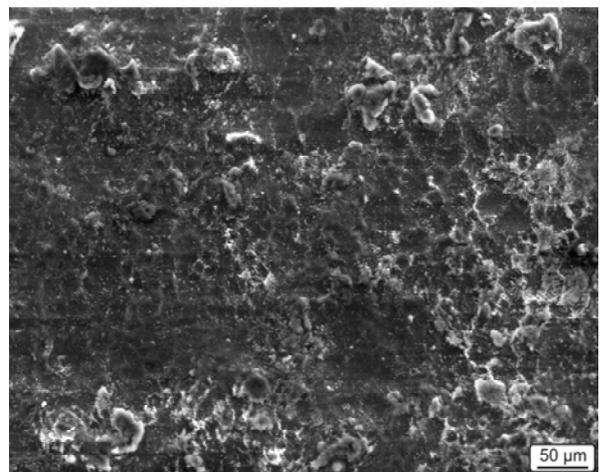
(b) mit SCCW14 und Glasperlen gestrahlt

Abbildung 5.6: REM-Aufnahmen der gestrahlten Oberflächen aus AZ91 hp

Der Unterschied in der Rauheit wird im Rasterelektronenmikroskop noch deutlicher (Abbildung 5.6). Nach dem Kugelstrahlen mit SCCW14 (Abbildung 5.6a) finden sich tiefe Einschlagskrater auf der Oberfläche zusammen mit scharfkantig verformten Kraterrändern. Der durchschnittliche Durchmesser der Krater beträgt etwa 50 µm. Durch das Nachstrahlen mit feinen Glasperlen werden die scharfkantigen Verwerfungen auf der gestrahlten Oberfläche weitestgehend eingeebnet (Abbildung 5.6b). Es sind weiterhin wesentlich flachere Eindrücke zu erkennen, die sehr gleichmäßig über die Oberfläche verteilt sind. Der durchschnittliche Durchmesser der Strahlmittel-Eindrücke beträgt 5-10 µm.



(a) im Stereomikroskop



(b) im REM mit SE-Kontrast

Abbildung 5.7: Mikroskopische Aufnahmen der mit SCCW14 gestrahlten und mit Schwefelsäure abgeätzten Oberfläche aus AZ91 hp

Das Abbeizen mit verdünnter Schwefelsäure einer mit SCCW14 gestrahlten Probe führt zu der in Abbildung 5.7a gezeigten Oberflächenqualität. Die anthrazitfarbenen Eisenrückstände sind großflächig abgetragen worden. Es sind nur vereinzelt Überreste in Form von dunklen Punkten über die gesamte Oberfläche verteilt. Der metallisch-silberne Glanz des Magnesium-Grundwerkstoffes ist deutlich zu erkennen, da auch ein Abtrag an Magnesium von 50-70 µm im Durchmesser durch das Abbeizen stattgefunden hat. Im Rasterelektronenmikroskop ist auf der abgebeizten Oberfläche eine gegenüber der kugelgestrahlten Oberfläche geringere Rauheit zu erkennen (Abbildung 5.7b). Vereinzelt befinden sich auf der Oberfläche nichtmetallische Ablagerungen von der Beizbehandlung, die sich wegen der fehlenden elektrischen Leitfähigkeit aufladen und im SE-Bild hell erscheinen.

### 5.2.2 Magnesium-Knetlegierung AZ80

Die Proben der Legierung AZ80 wurden einer EDX-Analyse in den drei verwendeten Oberflächenzuständen SCCW14-kugelgestrahlt (SP), mit Keramik kugelgestrahlt (CSP) und festgewalzt (RB) unterzogen (Tabelle 5.2).

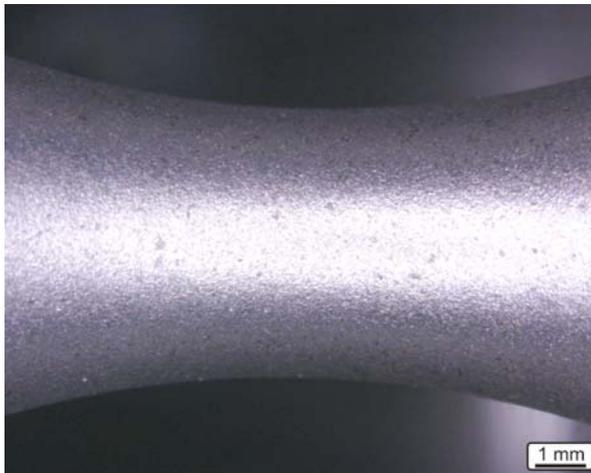
Die Konzentrationen der beiden wesentlichen Legierungsbestandteile Aluminium und Zink liegen bei allen drei Zuständen innerhalb der Schwankungsbreite der nominellen Zusammensetzung.

Oberflächenzustand	Al	Mn	Fe	Zn	Si	Cu	Ni	Mg
SP	8,5	0,2	1,8	0,6	2,4	n.n.	0,6	Rest
CSP	7,2	0,1	0,4	0,5	3,4	0,1	n.n.	Rest
RB	7,5	0,3	n.n.	0,6	0,2	n.n.	n.n.	Rest

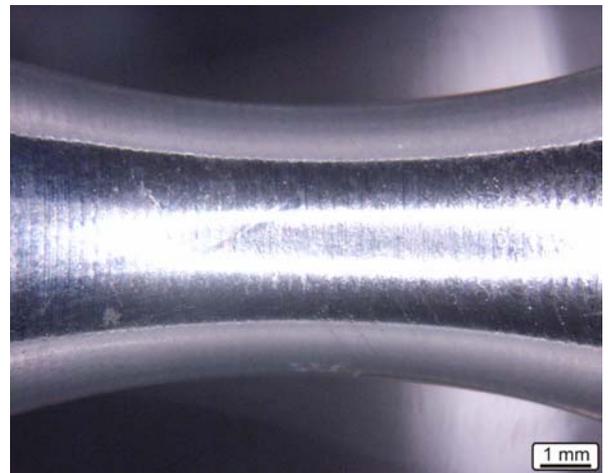
Tabelle 5.2: Chemische Zusammensetzung (in Gew.-%) der Oberflächen aus AZ80 nach Oberflächenbearbeitung (n.n.: nicht nachweisbar)

Wie bei der Legierung AZ91 hp ist auch bei AZ80 eine deutlich messbare Eisenkontamination von 1,8% durch den Kugelstrahlprozess festzustellen. Der Verzicht auf ferritisches Strahlmittel und die Verwendung von keramischem Strahlmittel hat eine immer noch messbare Eisenkontamination von 0,4% auf der Oberfläche zur Folge. Beim Festwalzen findet offenbar kein Elementübertrag statt, so dass der Eisengehalt unterhalb der Nachweisgrenze liegt. Die ebenfalls für starke Kontaktkorro-

sion verantwortlichen Elemente Kupfer und Nickel sind auf der festgewalzten Probenoberfläche nicht festzustellen.



(a) mit SCCW14 gestrahlt



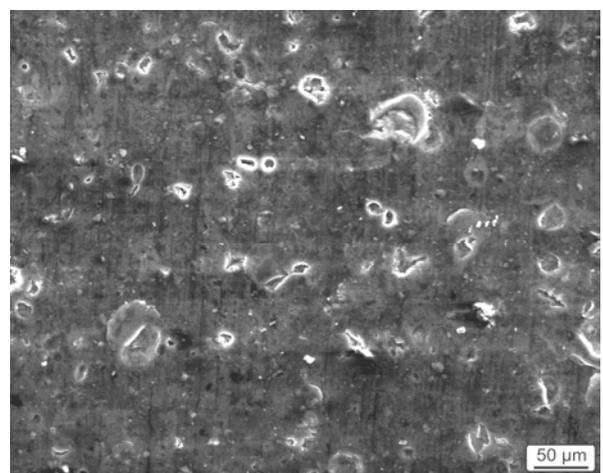
(b) festgewalzt

Abbildung 5.8: Stereomikroskopische Aufnahmen der bearbeiteten Oberflächen aus AZ80

In Abbildung 5.8a ist eine typische Oberfläche nach Kugelstrahlen festzustellen. Die Verteilung der durch das Strahlgut verursachten Krater ist gleichmäßig. Die Größe der Krater ist deutlich geringer als bei der mit höherer Intensität gestrahlten Legierung AZ91 hp (Abbildung 5.5). Die Oberfläche der festgewalzten Proben (Abbildung 5.8b) ist wesentlich glatter als die kugelgestrahlte, zu erkennen an der weniger diffusen Reflexion der ringförmigen Mikroskop-Lichtquelle von der festgewalzten Oberfläche. Durch den Vorschub des Festwalzwerkzeugs von 0,2 mm pro Probenumdrehung sind entsprechend breite Rillen in der Oberfläche zu finden.



(a) Stereomikroskopische Aufnahme



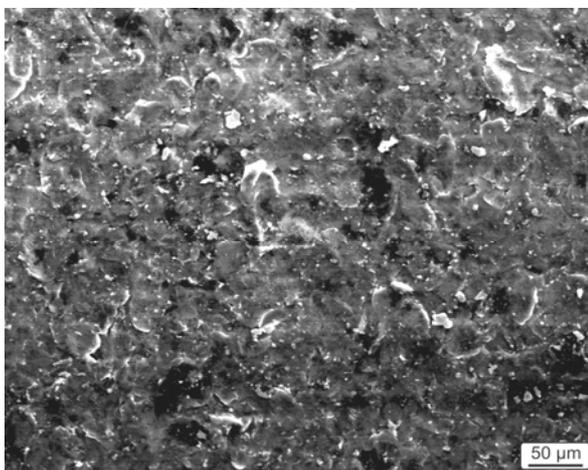
(b) REM-Aufnahme mit SE-Kontrast

Abbildung 5.9: Aufnahmen der AZ80-Oberflächen nach dem Strahlen mit keramischem Strahlmittel

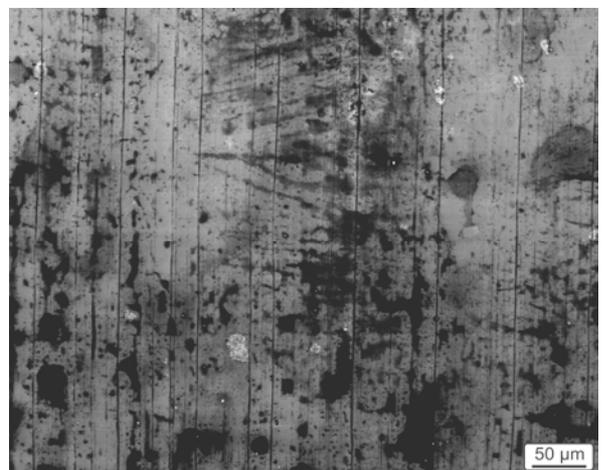
Das Strahlen der AZ80-Proben mit keramischem Strahlmittel führt zu einer Oberflächenqualität (Abbildung 5.9), die mit der Oberfläche des mit SCCW14 gestrahlten AZ80 vergleichbar ist (Abbildung 5.8). Die Oberfläche des mit Keramik gestrahlten Magnesiums ist gleichmäßig mit Einschlagskratern des Strahlmittels bedeckt. Durch das veränderte Strahlmittel ergibt sich eine unterschiedliche Oberflächenfärbung, die ähnlich der nach dem Nachstrahlen mit Glasperlen ist (Abbildung 5.5b).

Im SE-Bild des Rasterelektronenmikroskops erscheint die mit Keramik gestrahlte Oberfläche etwas glatter als die der mit SCCW14 gestrahlten Proben. Deutlich zu erkennen sind im SE-Bild hell aufleuchtende Rückstände des keramischen Strahlmittels, die sich aufgrund ihrer fehlenden elektrischen Leitfähigkeit unter dem Elektronenbeschuss aufladen.

Unter dem Rasterelektronenmikroskop zeigt sich der Unterschied in der Rauheit zwischen der kugelgestrahlten und festgewalzten Oberfläche der AZ80-Proben (Abbildung 5.10). Die kugelgestrahlte Oberfläche (Abbildung 5.10a) weist eine Vielzahl von gleichmäßig verteilten Einschlagskratern auf, die zu starken Verwerfungen in der Oberfläche führen. Das Festwalzen bewirkt eine sehr glatte Oberfläche (Abbildung 5.10b). Von der Hartmetallkugel des Festwalzwerkzeugs sind Riefen auf der Oberfläche zu erkennen, die etwas mehr als 50  $\mu\text{m}$  voneinander entfernt sind.



(a) mit SCCW14 gestrahlt



(b) festgewalzt

Abbildung 5.10: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen der bearbeiteten Oberflächen aus AZ80

### 5.2.3 Aluminium-Knetlegierung EN AW-7050

Die Legierung EN AW-7050 weist in den drei verwendeten Auslagerungszuständen gegenüber der nominellen Zusammensetzung etwas zu geringe Kupfer- und Magnesium- sowie etwas erhöhte Zink-Anteile auf (Tabelle 5.3).

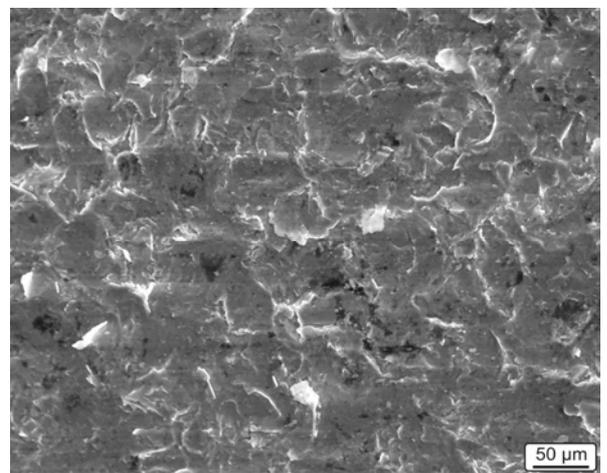
Auslagerungs- zustand	Mg	Fe	Cu	Zn	Mn	Cr	Ti	Zr	Al
T4	1,3	1,8	1,9	7,5	n.n.	n.n.	0,1	0,4	Rest
T6	1,0	1,3	1,5	5,3	n.n.	n.n.	n.n.	0,5	Rest
T7	1,0	1,7	1,9	6,0	0,1	n.n.	0,1	0,6	Rest

Tabelle 5.3: Chemische Zusammensetzung (in Gew.-%) der mit SCCW14 gestrahlten Oberflächen aus EN AW-7050 in den drei verwendeten Auslagerungszuständen (n.n.: nicht nachweisbar)

Die im Ausgangswerkstoff nur in geringen Spuren von jeweils < 1% zu findenden Gehalte an Mangan, Chrom, Zirkonium und Titan sind in der EDX-Messung nur teilweise nachweisbar. Der nominell mit 0,15% vorhandene Eisengehalt ist jedoch um den Faktor zehn erhöht. Die Verunreinigung an Eisen liegt auf dem gleichen Niveau wie nach dem Strahlen der Magnesiumlegierungen mit dem gleichen Strahlmittel. Die Oberflächentopographie nach dem Strahlen der Aluminiumlegierung EN AW-7050 unterscheidet sich nicht wesentlich für die verschiedenen Auslagerungszustände. Repräsentativ soll daher hier die Oberfläche des Auslagerungszustandes T4 gezeigt werden.



(a) Stereomikroskopische Aufnahme



(b) REM-Aufnahme mit SE-Kontrast

Abbildung 5.11: Aufnahmen der Oberflächen aus EN AW 7050 T4 nach dem Strahlen mit SCCW14

Auf der Oberfläche finden sich nach Beschuss durch das ferritische Strahlmittel viele, fein verteilte Krater (Abbildung 5.11). Durch die Rückstände des Strahlmittels besitzt die Oberfläche einen silbrigen Glanz.

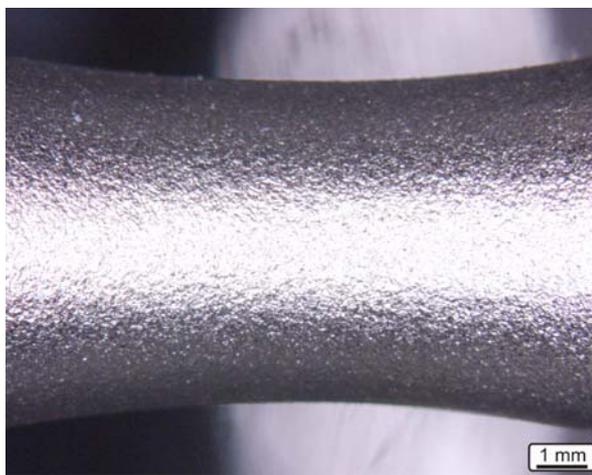
Bei einem Vergleich der drei Auslagerungszustände der Legierung 7050 hinsichtlich der Oberflächenbeschaffenheit nach dem Kugelstrahlen ist zu erkennen, dass der Zustand T7 mit der geringsten Festigkeit bei gleicher Almenintensität unter dem Mikroskop die höchste Rauheit aufweist.

#### 5.2.4 Titanlegierungen

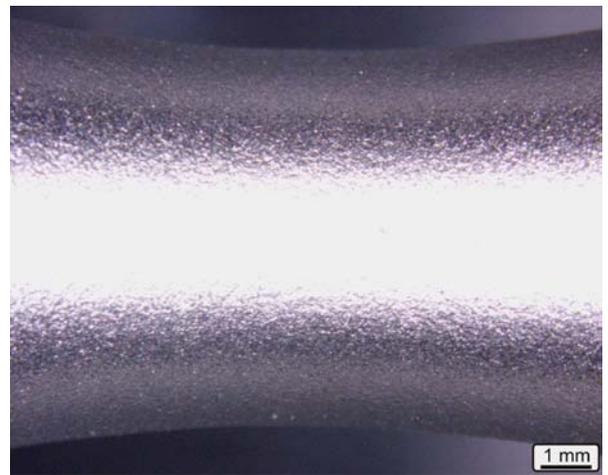
Im kommerziell reinen Titan des Reinheitsgrades 2 konnten keine Verunreinigungen des Bulkmaterials mit EDX nachgewiesen werden (Tabelle 5.4). Die Kontamination durch das Strahlmittel zeigt sich jedoch in einer beträchtlichen Eisenkonzentration von 5,3%. Dieser Elementübertrag ist um ein Vielfaches höher als bei den Magnesium- und Aluminiumlegierungen.

Legierung	Al	V	Fe	Ti
Ti-Grad 2	n.n.	n.n.	5,3	Rest
Ti6Al4V FL	5,7	3,1	9,6	Rest

Tabelle 5.4: Chemische Zusammensetzung (in Gew.-%) der mit SCCW14 gestrahlten Oberflächen aus den beiden verwendeten Titanlegierungen (n.n.: nicht nachweisbar)



(a) Titan Grad 2



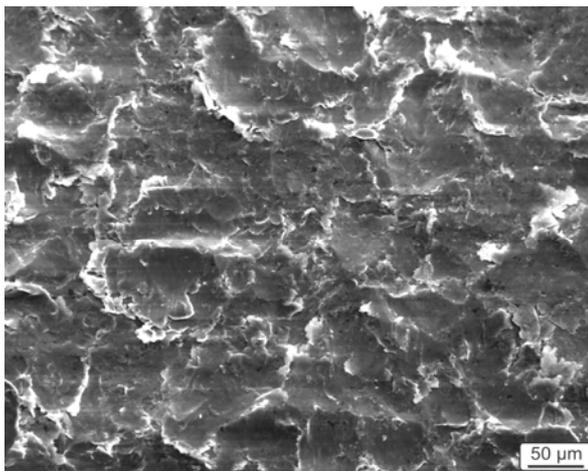
(b) Ti6Al4V FL

Abbildung 5.12: Stereomikroskopische Aufnahmen der mit SCCW14 gestrahlten Oberflächen der verwendeten Titanlegierungen

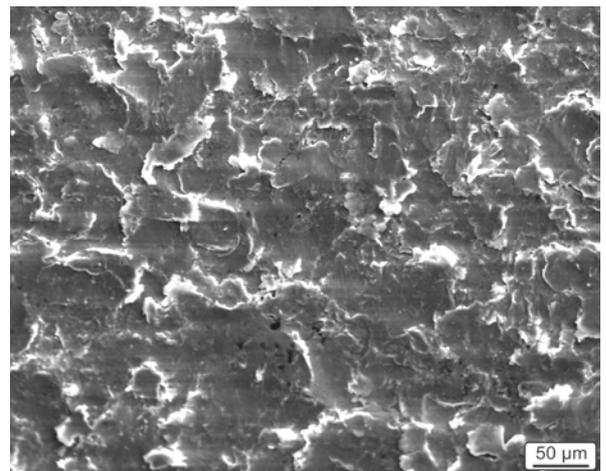
Die gemessene Eisenkonzentration ist mit knapp 10% bei der Legierung Ti6Al4V sogar noch deutlich höher. Die gemessene Aluminiumkonzentration liegt im angegebenen Bereich der nominellen Zusammensetzung. Der Vanadiumgehalt liegt etwas un-

ter dem Sollwert. Bei Ti6Al4V konnten von der Oberflächenkontamination abgesehen keine Verunreinigungen des Bulkmaterials ermittelt werden.

Beide Titanlegierungen wurden mit der Almenintensität 0,20 mmA gestrahlt. Die Durchmesser und Tiefen der Einschlagskrater sind bei der weniger festen Legierung Ti-Grad 2 unter dem Stereomikroskop als deutlich größer zu erkennen als bei der hochfesten Legierung Ti6Al4V (Abbildung 5.12). Die höhere Rauheit bei Ti-Grad 2 zeigt sich auch unter dem Rasterelektronenmikroskop (Abbildung 5.13).



(a) Titan Grad 2



(b) Ti6Al4V FL

Abbildung 5.13: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen der mit SCCW14 gestrahlten Oberflächen der verwendeten Titanlegierungen

Die Stege zwischen den Einschlagsstellen erscheinen wesentlich höher und stärker verformt als bei der Legierung Ti6Al4V.

Das einphasige, globulare Gefüge der Legierung Ti-Grad 2 zeigt nach dem Kugelstrahlen besonders deutlich die Verformung der Randzone und die Größe der Einflusszone (Abbildung 5.14). Am oberen Bildrand des Querschliffs befindet sich die Probenoberfläche. Die Aufnahme mit polarisiertem Licht macht Verformungszwillinge sichtbar. Bis zu einer Tiefe von 50 bis 100 µm ist die Verformung besonders stark. In dieser Zone ist das Ausgangsgefüge kaum noch zu erkennen. Unterhalb dieses oberflächennahen Bereichs sind noch in einer Tiefe von mehreren hundert µm deutlich sichtbar als starker Helligkeitskontrast in den Körnern Verformungszwillinge vorhanden.

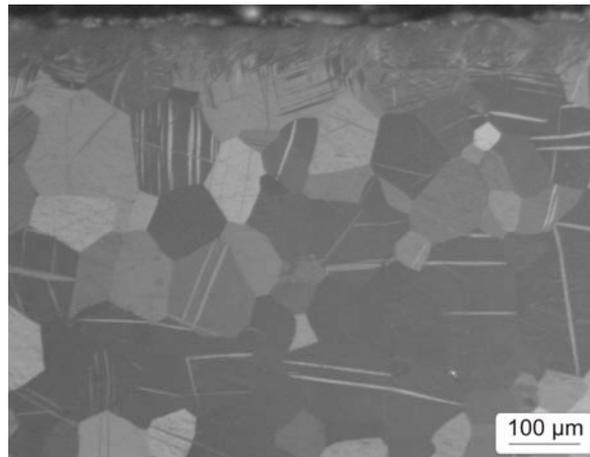


Abbildung 5.14: Polarisationsmikroskopische Aufnahme der mit SCCW14 gestrahlten Randzone aus Ti-Grad 2

## 6 Ermüdung

### 6.1 Magnesiumlegierungen

Die Dauerfestigkeit konnte bei beiden Magnesiumlegierungen mittels Kugelstrahlen und Festwalzen merklich gesteigert werden.

#### 6.1.1 Magnesium-Druckgusslegierung AZ91 hp

Die Dauerfestigkeit der unbearbeiteten Gussproben aus der Magnesiumlegierung AZ91 hp (Referenzzustand) weist einen Wert von 90 MPa auf (Abbildung 6.1).

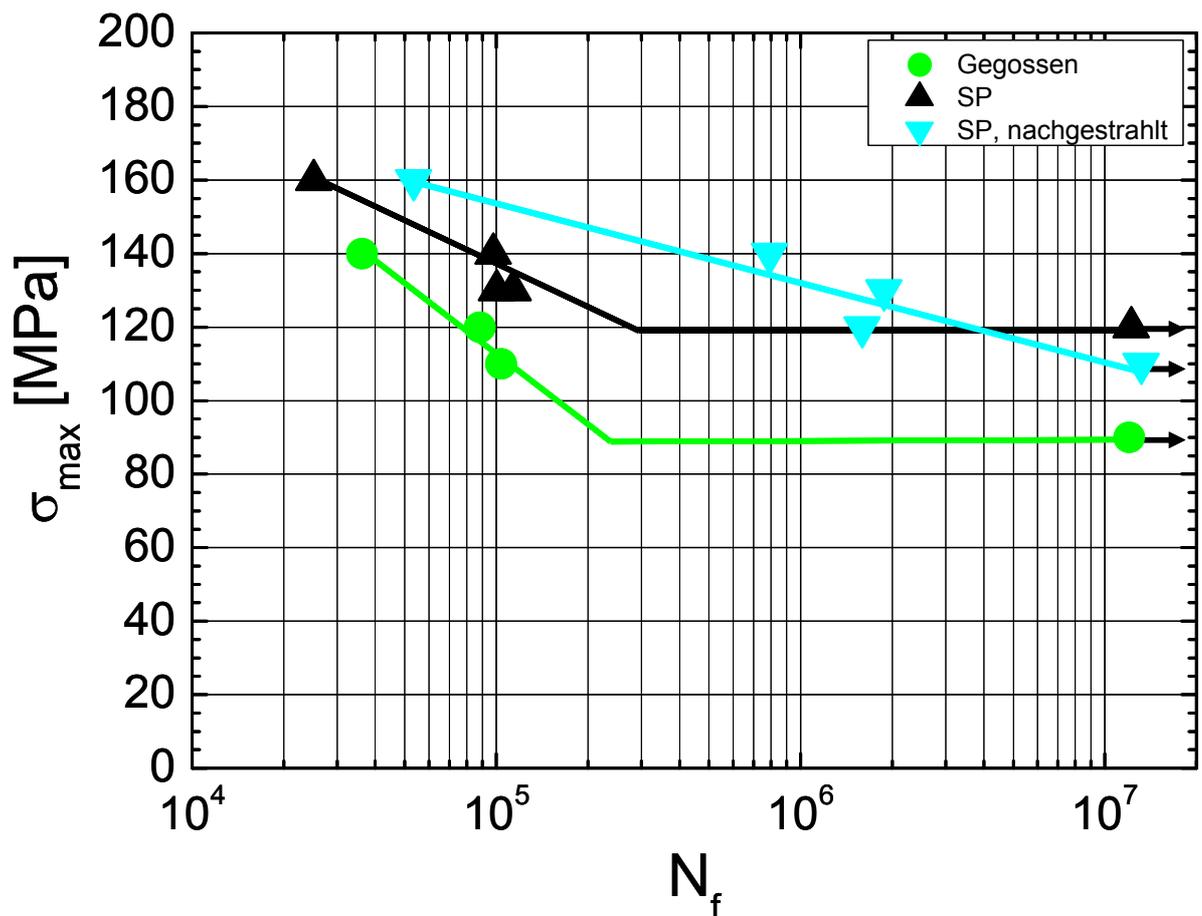
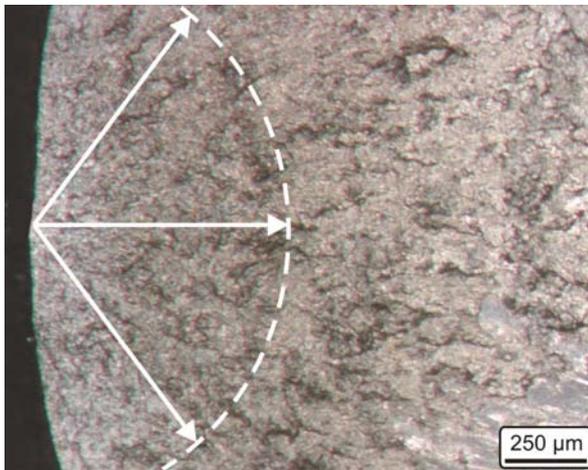


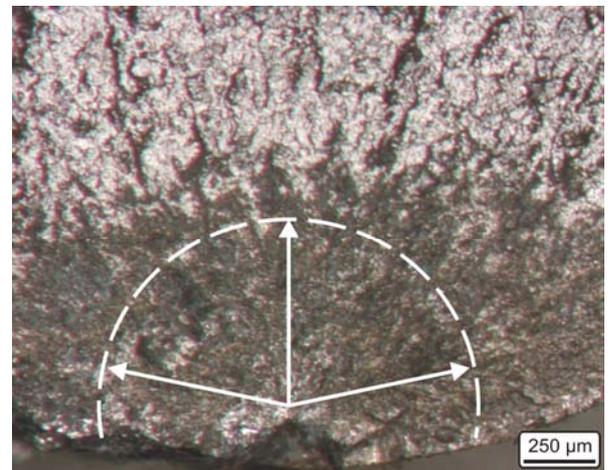
Abbildung 6.1: Wöhlerdiagramm für kugelgestrahlte (SP) sowie kugelgestrahlte und nachgestrahlte Proben der Legierung AZ91 hp

Das Kugelstrahlen mit SCCW14 führt zu einer Dauerfestigkeitssteigerung von 33% auf 120 MPa gegenüber dem gegossenen Referenzzustand. Die Verbesserung des Zeitfestigkeitsverhaltens („low-cycle fatigue“, LCF) durch das Kugelstrahlen ist relativ gering. Beispielsweise beträgt bei einer Biegespannung von 140 MPa der Unterschied in der Lebensdauer etwas mehr als eine halbe Dekade.

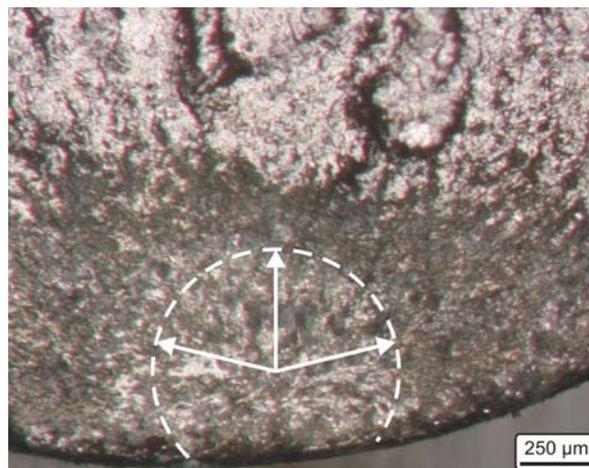
Die Dauerfestigkeit der kugelgestrahlten und mit Glasperlen nachgestrahlten Proben liegt 20 MPa über dem gegossenen Referenzzustand und 10 MPa unter dem einfach gestrahlten Oberflächenzustand. Das Zeitfestigkeitsverhalten der mit Glasperlen nachgestrahlten Proben zeigt deutlich längere Lebensdauern gegenüber dem herkömmlich gestrahlten Oberflächenzustand. Im Bereich ab  $10^6$  Lastwechseln kommt es jedoch noch zu einem Versagen der Proben.



(a) gegossener Referenzzustand



(b) mit SCCW14 gestrahlt



(c) mit SCCW14 und Glasperlen gestrahlt

Abbildung 6.2: Stereomikroskopische Aufnahmen der Ermüdungsbruchflächen der AZ91-hp-Probens

Eine Analyse der Bruchflächen (Abbildung 6.2) zeigt die Abhängigkeit des Rissbildungsortes vom Oberflächenzustand. Der gegossene Referenzzustand mit intakter Gushaut (Abbildung 6.2a) weist den Rissursprung an der Oberfläche auf. Nach dem Kugelstrahlen mit SCCW14 bilden sich bei zyklischer Belastung typischerweise etwa 100  $\mu\text{m}$  unterhalb der Oberfläche Risse (Abbildung 6.2b). Bei Proben, die zusätzlich mit Glasperlen nachgestrahlt wurden, liegt der Rissursprung in der Regel tiefer, d.h. etwa 200  $\mu\text{m}$  unter der Oberfläche (Abbildung 6.2c).

### 6.1.2 Magnesium-Knetlegierung AZ80

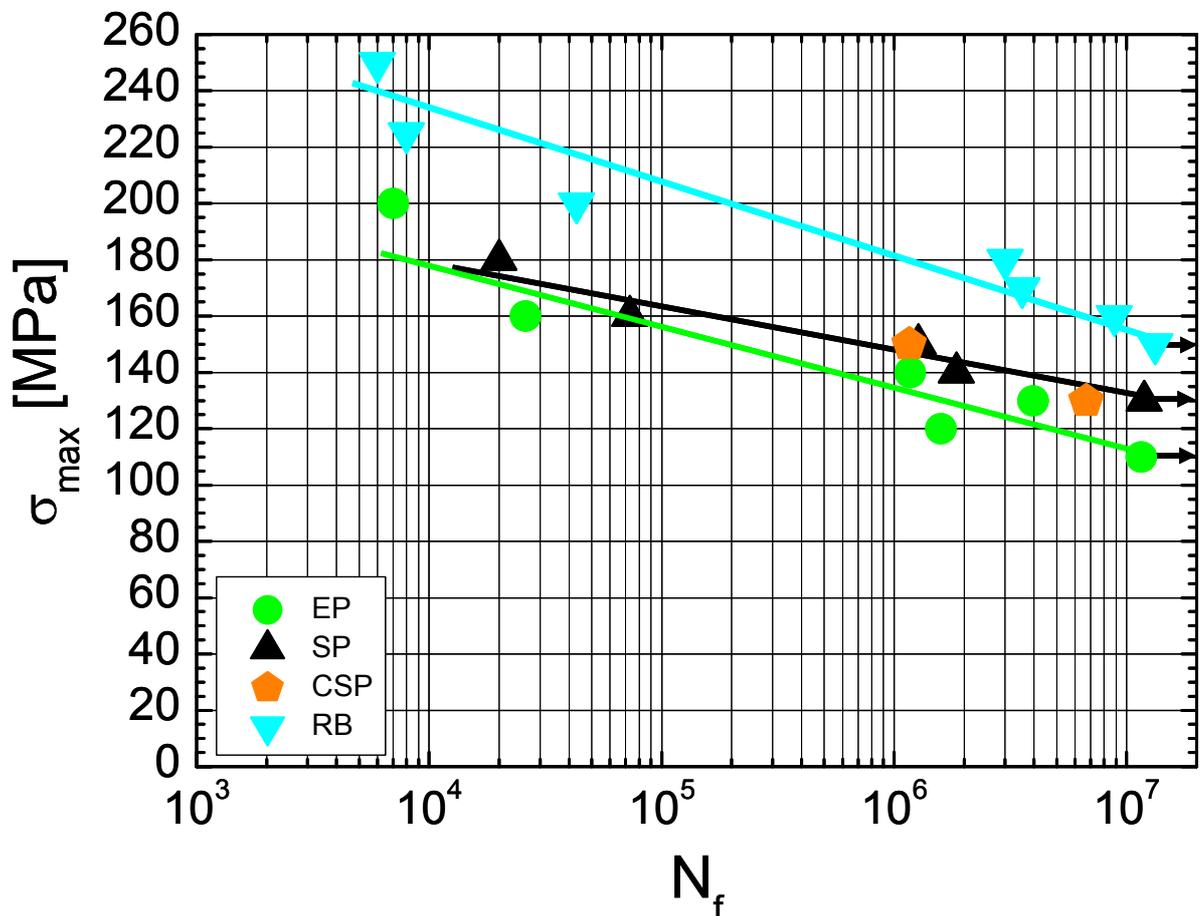
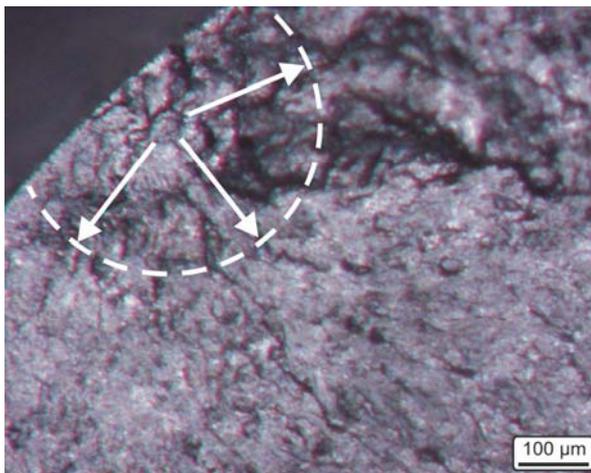


Abbildung 6.3: Wöhlerdiagramm für elektrolytisch polierte (EP), mit SCCW14 kugelgestrahlt (SP), mit Keramik kugelgestrahlt (CSP) und festgewalzte (RB) Proben der Legierung AZ80

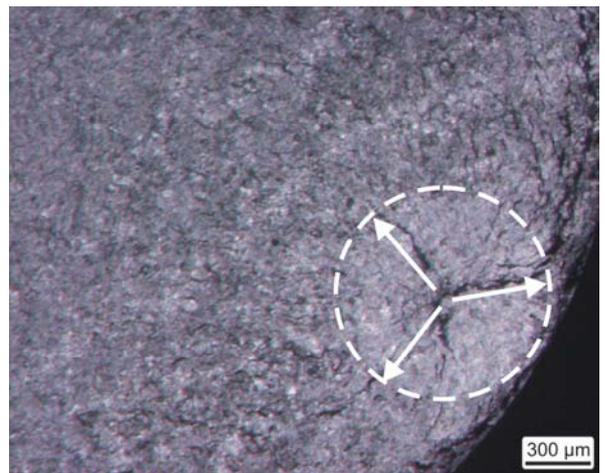
Die Dauerfestigkeit der elektrolytisch polierten (EP) AZ80-Proben liegt bei 110 MPa (Abbildung 6.3). Der relativ steile Verlauf der Wöhlerlinie mit Probenversagen auch über  $10^6$  Lastwechsel deutet auf eine bei  $10^7$  Lastwechseln noch nicht erreichte, „echte“ Dauerfestigkeit hin.

Das Kugelstrahlen mit SCCW14 (SP) führt zu einer Dauerfestigkeitssteigerung von 20 MPa (18%) gegenüber dem EP-Referenzzustand auf einen Wert von 130 MPa. Die Zeitfestigkeiten der kugelgestrahlten Proben liegen zwar systematisch, aber nur geringfügig über denen des Referenzzustands bei gleicher Spannung.

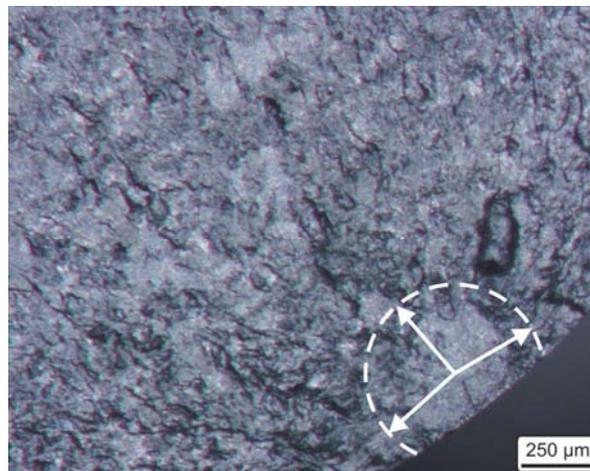
Stichversuche im HCF-Bereich mit Proben, die mit Keramik gestrahlt wurden (CSP), zeigen Ermüdungseigenschaften, die mit denen nach dem Strahlen mit SCCW14 vergleichbar sind.



(a) mit SCCW14 gestrahlt



(b) festgewalzt



(c) mit Keramik gestrahlt

Abbildung 6.4: Stereomikroskopische Aufnahmen der Ermüdungsbruchflächen bearbeiteter AZ80-  
Proben

Das Festwalzen (RB) der AZ80-Proben führt zu einer wesentlichen Steigerung der Zeitfestigkeit im Bereich über  $10^6$  Lastwechsel im Vergleich zu den kugelgestrahlten Proben auf mehr als die hundertfache Lastspielzahl. Die  $10^7$ -Dauerfestigkeit steigt gegenüber dem elektrolytisch polierten Referenzzustand um 36% auf 150 MPa.

Eine Bruchflächenanalyse der bearbeiteten Proben zeigt bei beiden Bearbeitungsverfahren eine Rissinitiierung unterhalb der Oberfläche (Abbildung 6.4). In der kugelgestrahlten Probe findet die Rissbildung etwa 50 µm unterhalb der Oberfläche statt (Abbildung 6.4a). Der Rissursprung in der festgewalzten Probe liegt bei etwa 300 µm Abstand zur Oberfläche (Abbildung 6.4b). Die gestrichelte Linie markiert die Grenze zwischen dem helleren Bereich der Ermüdungsbruchfläche und der übrigen Bruchfläche.

Das Strahlen mit Keramik führt zu einer vergleichbaren Rissbildung unterhalb der Oberfläche (Abbildung 6.4c) wie nach dem Strahlen mit SCCW14 (Abbildung 6.4a). Der Rissursprung nach dem Strahlen mit Keramik liegt typischerweise etwa 150 µm von der Oberfläche entfernt.

## 6.2 Aluminium-Knetlegierung EN AW-7050

Die Aluminiumlegierung EN AW-7050 wurde in den drei Auslagerungszuständen T4, T6 und T7 ermüdet. Die in Abschnitt 4.3 ermittelten Unterschiede in den Festigkeiten und Mikrohärten der verwendeten Auslagerungszustände wirkten sich ebenfalls auf die Werte der Zeit- und Dauerfestigkeit aus (Abbildung 6.5).

Wie für Aluminiumlegierungen typisch, ist für keinen der Zustände ein ausgeprägtes Dauerfestigkeitsverhalten mit einem horizontalen Verlauf der Wöhlerlinie im HCF-Bereich festzustellen. Der elektrolytisch polierte Referenzzustand des Auslagerungszustandes T4 weist eine  $10^7$ -Dauerfestigkeit von 150 MPa auf. Die gleiche Dauerfestigkeit wurde auch für den elektrolytisch polierten T6-Zustand ermittelt. Der überalterte, elektrolytisch polierte T7-Zustand liegt mit seiner Dauerfestigkeit 40% niedriger bei einem Wert von 90 MPa.

Das Kugelstrahlen mit SCCW14 führt bei allen drei Auslagerungszuständen zu einer deutlichen Verbesserung der Ermüdungseigenschaften. Die Dauerfestigkeit des kugelgestrahlten T4-Zustandes steigt gegenüber dem elektrolytisch polierten Referenzzustand um 66% auf 250 MPa. Die Dauerfestigkeit des T6-Zustandes erreicht nach dem Kugelstrahlen 225 MPa. Die kugelgestrahlten T6-Proben haben eine etwas bessere Zeitfestigkeit als die entsprechenden T4-Proben. Das Kugelstrahlen der überal-

terten T7-Proben führt zu einer Dauerfestigkeitssteigerung von 66% gegenüber dem elektrolytisch polierten Referenzzustand.

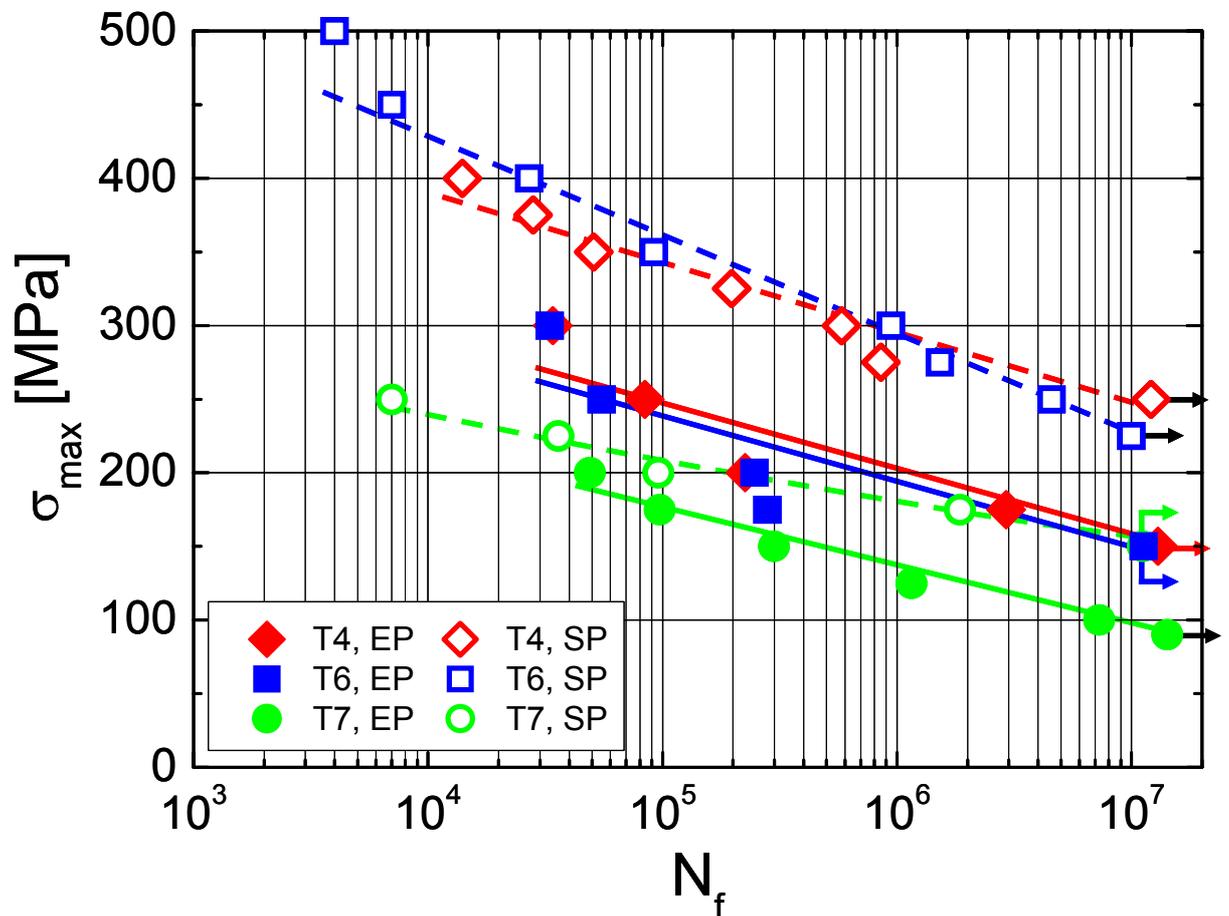
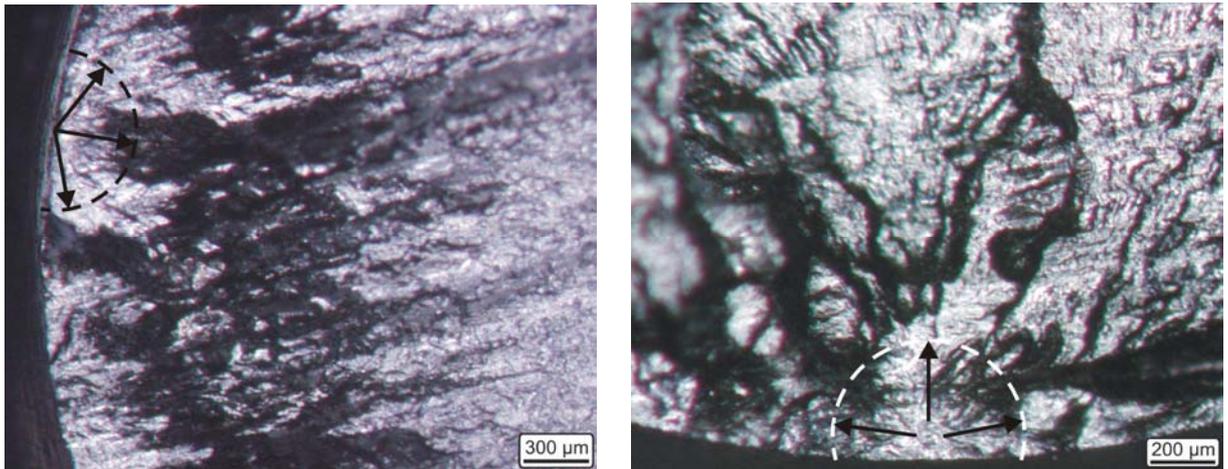


Abbildung 6.5: Wöhlerdiagramm für elektrolytisch polierte (EP) und kugelgestrahlte (SP) Proben der Legierung EN AW-7050 in den drei Auslagerungszuständen T4, T6 und T7

Beispielhaft für alle verwendeten Auslagerungszustände sind in Abbildung 6.6 je ein Bruchbild einer elektrolytisch polierten T4- und einer kugelgestrahlten T6-Probe dargestellt. Bei allen Auslagerungszuständen weisen die elektrolytisch polierten Zustände eine Rissinitiierung an der Oberfläche auf. Bei den kugelgestrahlten Proben in den T4-, T6- und T7-Zuständen findet die Rissbildung immer etwa 100  $\mu\text{m}$  unter der Oberfläche statt.



(a) T4, elektrolytisch poliert

(b) T6, kugelgestrahlt

Abbildung 6.6: Stereomikroskopische Aufnahmen der Ermüdungsbruchflächen bearbeiteter Proben aus EN AW-7050

### 6.3 Titanlegierungen

Die beiden verwendeten Titanlegierungen Ti-Grad 2 und Ti6Al4V FL zeigen eine ausgeprägte Dauerfestigkeit mit einem flachen Verlauf der Wöhlerlinie im HCF-Bereich (Abbildung 6.7).

Die Legierung Ti-Grad 2 besitzt im elektrolytisch polierten Referenzzustand eine Dauerfestigkeit von 150 MPa. Durch das Kugelstrahlen mit SCCW14 wird die Dauerfestigkeit auf 325 MPa gesteigert. Die Verbesserung der Ermüdungseigenschaften ist im HCF-Bereich in stärkerem Maß nachzuweisen aufgrund wesentlich längerer Lebensdauerunterschiede zwischen den beiden Oberflächenzuständen als im LCF-Bereich. Bei Spannungen über 350 MPa liegen die Zeitfestigkeiten des EP- und SP-Zustandes dichter beieinander.

Die Legierung Ti6Al4V FL besitzt im elektrolytisch polierten Referenzzustand eine Dauerfestigkeit von 500 MPa. Durch das Kugelstrahlen erhält man eine Dauerfestigkeitssteigerung von 30% auf 650 MPa. Die Verbesserung der Ermüdungseigenschaften gegenüber dem elektrolytisch polierten Referenzzustand ist auch im LCF-Bereich deutlich zu erkennen. Es wurden an dieser Legierung (siehe Abschnitt 4.5) häufig Schaftbrüche nahe dem Übergang zwischen kugelgestrahlter Kehlung und dem ungestrahlten Schaft beobachtet.

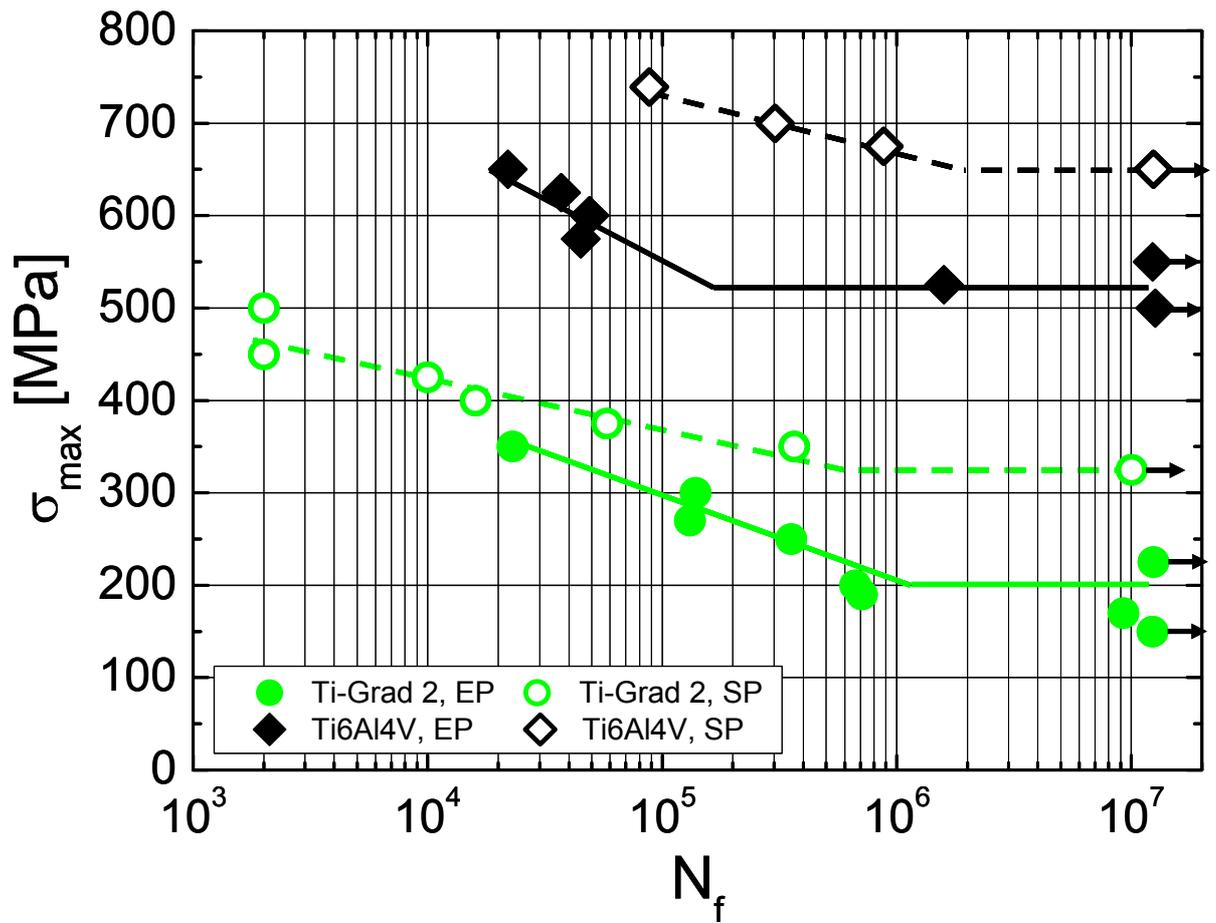
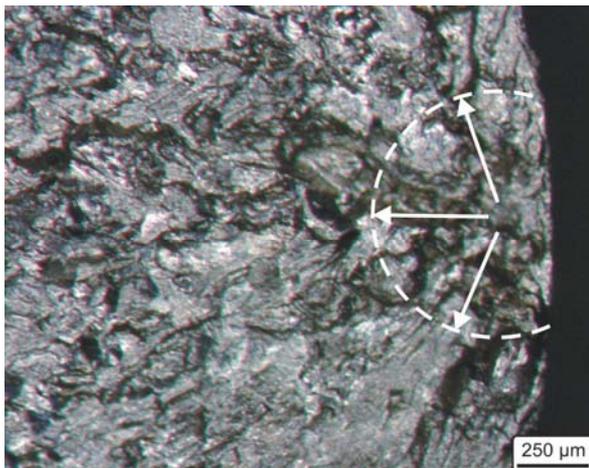
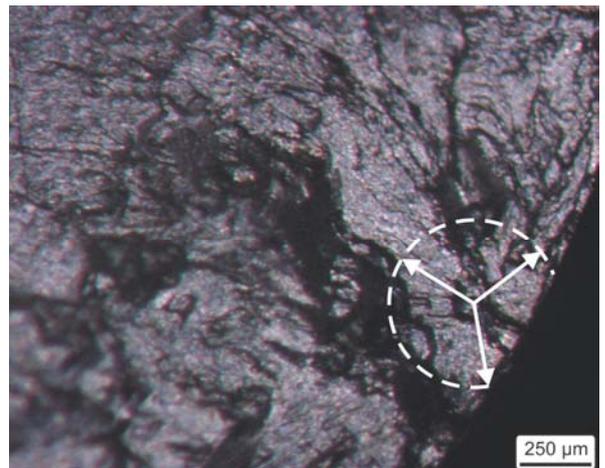


Abbildung 6.7: Wöhlerdiagramm für elektrolytisch polierte (EP) und kugelgestrahlte (SP) Proben der Legierungen Ti-Grad 2 und Ti6Al4V FL



(a) Titan Grad 2



(b) Ti6Al4V FL

Abbildung 6.8: Stereomikroskopische Aufnahmen der Ermüdungsbruchflächen kugelgestrahlter Proben aus den verwendeten Titanlegierungen

---

Bei beiden Titanlegierungen findet die Rissbildung im elektrolytisch polierten Zustand an der Oberfläche statt. Nach dem Kugelstrahlen mit SCCW14 verschiebt sich der Rissbildungsort in die verfestigte Randzone (Abbildung 6.8). Bei beiden Legierungen liegt der Rissbildungsort etwa 200  $\mu\text{m}$  unter der Oberfläche.