

**Potentialanalyse zur Verwendung des Leichtmetalls
Magnesium im Fahrwerk eines Automobils**

Von der Fakultät für Werkstoffwissenschaft und Werkstofftechnologie
der Technischen Universität Bergakademie Freiberg

genehmigte

DISSERTATION

zur Erlangung des akademischen Grades

Doktor-Ingenieur

Dr.-Ing.
(Kurzform)

vorgelegt

von Dipl.-Ing. Michael Schremmer

geboren am 15.12.1983 in Ludwigsburg

Gutachter.: Prof. Dr.-Ing. Klaus Eigenfeld, Freiberg

apl. Prof. Dr.-Ing. habil. Dr.-Ing. E. h. Rüdiger Bähr,
Magdeburg

Tag der Verleihung: 02. Juli 2013

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand im Rahmen meiner dreijährigen Doktorandenzeit am Forschungszentrum der DAIMLER AG in Ulm.

Mein besonderer Dank gilt vor allem Herrn Prof. Dr.-Ing. Klaus Eigenfeld vom Gießerei-Institut der TU Bergakademie Freiberg für die Betreuung der Arbeit und der Übernahme des Hauptberichts.

Für die Übernahme des Zweitgutachtens danke ich apl. Prof. Dr.-Ing. habil. Dr.-Ing. E. h. Rüdiger Bähr vom Institut für Fertigungstechnik und Qualitätssicherung der Otto von Guericke Universität Magdeburg.

Herrn Prof. Dr.-Ing. Rudolf Kawalla vom Institut für Metallformung der TU Bergakademie Freiberg danke ich für die Übernahme der Prüfung des Nebenfachs im Rigorosum.

Besonderer Dank gilt Herrn Dr. rer. nat. Karl Weißkopf, Leiter der Teams „Guss-Leichtbau Powertrain/Rohbau“, für die Bereitstellung des Themas und die hervorragende Betreuung der Arbeit seitens der DAIMLER AG. Ebenso möchte ich mich bei allen Mitarbeitern der Fachabteilungen bedanken, die zum Gelingen der Arbeit beigetragen haben. Hervorzuheben sind dabei Hermann Pfeifer, Sven Haase, Silke Schmid, Dr.-Ing. Wolfgang Rehm, Rainer Hack und Hubert Brühl.

Ein besonders herzlicher Dank gilt meiner Familie, welche mich während des Studiums und der Doktorandentätigkeit stets unterstützt hat. Ohne sie wäre vieles nicht möglich gewesen.

Ulm, Oktober 2012

Inhaltsverzeichnis

Abkürzungsverzeichnis	VI
Symbolverzeichnis	VIII
1 Einleitung	1
2 Stand der Technik	2
2.1 Magnesium und seine Legierungen	2
2.1.1 Rohstoffgewinnung und Herstellung	2
2.1.2 Physikalische Eigenschaften des Magnesiums	4
2.1.3 Legierungselemente von Magnesium	5
2.1.4 Einsatz von Magnesium im Automobilbau	7
2.2 Grundlagen Urformtechnik	8
2.2.1 Einteilung Urformverfahren	9
2.2.2 Konventioneller Druckguss	9
2.2.3 Druckguss unter Vakuum	13
2.3 Korrosion von Magnesium	15
2.3.1 Passivschichtbildung	15
2.3.2 Kontaktkorrosion	16
2.3.3 Spannungsrisskorrosion	17
2.3.4 Korrosionsschutzmaßnahmen	19
3 Zielstellung und Vorgehensweise	21
4 Darstellung der Ergebnisse	24
4.1 Herstellung Druckgussplatten und Probenentnahme	24
4.1.1 Herstellung Druckgussplatten und Probenentnahmestellen	24
4.1.2 Probenentnahme an der Querbrücke	27
4.2 Ermittlung statischer Werkstoffkennwerte	27
4.2.1 Probengeometrie und Versuchsparameter	27
4.2.2 Ergebnisse der Zugversuche bei Raumtemperatur	29
4.2.3 Ergebnisse der Zugversuche bei 80 °C	32
4.2.4 Härtemessungen nach Brinell	34

4.3	Ermittlung zyklischer Werkstoffkennwerte	37
4.3.1	Probengeometrie und Versuchsparameter	37
4.3.2	Beschreibung und statistische Auswertung des Wöhlerversuchs	39
4.3.3	Wöhlerversuche bei einem Spannungsverhältnis von $R = -1$	41
4.3.4	Wöhlerversuche bei einem Spannungsverhältnis von $R = 0$	44
4.3.5	Zeitfestigkeitsschaubilder nach Haigh	45
4.3.6	Porenanalyse mittels Metallografie	47
4.3.7	Porenanalyse mittels Computertomografie	49
4.3.8	Bruchflächenanalyse	52
4.4	Simulation der statischen Betriebsbelastungen	53
4.4.1	Modelldarstellung und Randbedingungen	53
4.4.2	Ermittlung Fließkurven und Materialmodell	54
4.4.3	Beschreibung der statischen Lastfälle	55
4.4.4	Standardlastfall SDLF	56
4.4.5	Sonderlastfall SOLF1	58
4.4.6	Sonderlastfall SOLF2	60
4.4.7	Modifizierte Querbrücke für Magnesiumlegierung	61
4.5	Simulation der zyklischen Betriebsbelastungen	64
4.5.1	Beschreibung Materialmodell	65
4.5.2	Parabel nach Troost und El-Magd	65
4.5.3	Ersatzstrukturlänge nach Neuber	65
4.5.4	Dehnungs-Wöhlerlinie	68
4.5.5	Zyklische Spannungs-Dehnungskurve	69
4.5.6	Beschreibung Berechnungsmodell	70
4.5.7	Berechnungsergebnisse der Betriebsfestigkeit	71
4.6	Korrosionsuntersuchungen von unbeschichtetem Magnesium	73
4.6.1	Neutrale Salzsprühnebelprüfung	74
4.6.2	Untersuchung der Kontaktkorrosion	75
4.6.3	Betrachtung des Einflusses der Montagevorspannkraft	78
4.7	Korrosionsuntersuchungen von beschichtetem Magnesium	82
4.7.1	Aufbau der Beschichtungssysteme	82

4.7.2	Lackhaftung	84
4.7.3	Technisch Mechanische Prüfungen	87
4.7.4	VDA-Wechseltest	87
5	Diskussion der Ergebnisse	89
5.1	Diskussion der statischen Festigkeitsuntersuchungen	89
5.1.1	Festigkeitseigenschaften in Abhängigkeit der Entnahmeposition	89
5.1.2	Statische Festigkeitsuntersuchungen bei Raumtemperatur	90
5.1.3	Statische Festigkeitsuntersuchungen bei erhöhter Temperatur	92
5.2	Diskussion der zyklischen Festigkeitsuntersuchungen	94
5.2.1	Ergebnisse bei einem Spannungsverhältnis von $R = -1$	95
5.2.2	Ergebnisse bei einem Spannungsverhältnis von $R = 0$	97
5.2.3	Einfluss der Mittelspannung	100
5.2.4	Metallo- und computertomografische Ergebnisse	101
5.3	Diskussion der statischen Simulationsergebnisse	104
5.4	Diskussion der zyklischen Simulationsergebnisse	108
5.5	Diskussion der Korrosionsergebnisse	109
5.5.1	Magnesium ohne Korrosionsschutzschicht	110
5.5.2	Magnesium mit Korrosionsschutzschicht	111
6	Zusammenfassung und Ausblick	114
7	Literaturverzeichnis	118
8	Anhang	127
8.1	Druckgussplattenfertigung	127
8.2	Metallografie	128
8.3	Zugversuche	128
8.4	Schwingversuche	131
8.5	Kennwerte für Materialmodelle	135
8.6	Einteilung der Porenklassen	135
8.7	Ergebnisse der technisch mechanischen Prüfungen	136

Abkürzungsverzeichnis

Abkürzung	Bezeichnung
A, B, C, D	Entnahmepositionen für Probenkörper aus der Querbrücke
a, b, c, d	Entnahmepositionen für Probenkörper aus der Druckgussplatte
AJ	Magnesium-Legierungssystem mit Aluminium und Strontium
A _K , B _K , C _K , D _K	Karosserieanbindungspunkte des Hinterachsträgers
AM	Magnesium-Legierungssystem mit Aluminium und Mangan
AM50vacural	Im VACURAL [®] -Verfahren vergossene AM50-Legierung
AMZ	Magnesium-Legierungssystem mit Aluminium, Mangan und Zink
A _P , B _P , C _P , D _P	Porenklassen bei computertomografischen Analysen
a _P , b _P , c _P , d _P	Porenklassen bei metallografischen Analysen
AS	Magnesium-Legierungssystem mit Aluminium und Silizium
ASM	ASM International – The Materials Information Society
ATSM	American Society for Testing and Materials
AZ	Magnesium-Legierungssystem mit Aluminium und Zink
CT	Computertomografie
d	Tag
DGP	Druckgussplatte
DIN	Deutsches Institut für Normung
e ⁻	Elektron
EDX	Energiedispersive Röntgenanalyse
E-Modul	Elastizitätsmodul
EN	Europäische Norm
FKM	Forschungskuratorium Maschinenbau e. V.
Gew.-%	Gewichtsprozent
GS	Gesamtschaden
hdp	Hexagonal dichtest gepackt
HP	High purity
ISO	International Organization for Standardization
K	Kelvin
kfz	Kubisch flächenzentriert
KK	Kondenswasserkonstantklima
konv	Im konventionellen Druckguss gefertigt
krz	Kubisch raumzentriert
KTL	Kathodische Tauchlackierung

Ma%	Massenprozent
Me	Metall
mod. QB	Querbrücke mit modifizierter Geometrie
NE	Nichteisenmetall
NSS	Neutrale Salzsprühnebelprüfung
POM	Polyoxymethylen
$P_{\bar{i}}$	Überlebenswahrscheinlichkeiten im Wöhlerversuch
$P_{\bar{i}50\%}$	Überlebenswahrscheinlichkeit im Schwingversuch von 50 %
$P_{\bar{i}90\%}$	Überlebenswahrscheinlichkeit im Schwingversuch von 90 %
Pulver	Pulverbeschichtung
QB	Querbrücke
REM	Rasterelektronenmikroskop
RG	Rostgrad
SDLF	Standardlastfall
SOLF1	Sonderlastfall 1
SOLF2	Sonderlastfall 2
T5	Abgeschreckt und warmausgelagert [Os 07 b]
T6	Lösungsgeglüht, abgeschreckt und warmausgelagert [Os 07 b]
USA	United States of America
VDA	Verband der Automobilindustrie
ZK	Magnesium-Legierungssystem mit Zink und Zirconium
Zustand F	Werkstoffzustand ohne Wärmebehandlung

Chemische Elemente und Verbindungen sind in der vorliegenden Arbeit nach internationalen Standards abgekürzt

Symbolverzeichnis

Symbol	Bezeichnung	Dimension
λ	Wärmeleitfähigkeit	W/mK
σ	Spannung	MPa
ε	Dehnung	%
ρ	Kerbradius	mm
α	Neigungswinkel der Wöhlerlinie	°
β	Neigungswinkel zwischen Wechsel- und Schwellfestigkeit	°
ρ^*	Ersatzstrukturlänge nach Neuber	mm
ρ'	Reibwinkel	°
σ'_f	Schwingfestigkeitskoeffizient	MPa
ε'_f	Duktilitätskoeffizient	o. D.
$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$	Hauptspannungen	MPa
$\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$	Hauptdehnungen	%
σ_{50}	Amplitude nach $1 \cdot 10^6$ Schwingspielen und einer Überlebenswahrscheinlichkeit von 50 %	MPa
σ_A	Spannungsamplitude	MPa
μ_A	Gleitreibungszahl der Mutterauflage	o. D.
α_A	Anziehungsfaktor	o. D.
$\varepsilon_{A,e}$	elastischer Anteil an der Gesamtdehnung	o. D.
$\varepsilon_{A,p}$	plastischer Anteil an der Gesamtdehnung	o. D.
ε_A	Gesamtdehnung der Dehnungs-Wöhlerlinie	o. D.
σ_D	Dauerfestigkeit des ungekerbten Stabs	MPa
σ_{DK}	Dauerfestigkeit des gekerbten Stabs	MPa
ε^{el}	elastischer Anteil an der wahren Dehnung	o. D.
σ_{kmax}	Kerbspannungshöchstwert	MPa
σ_M	Mittelspannung	MPa
φ_{max}	Maximale plastische Hauptformänderung	o. D.
σ_n	Nennspannung	MPa
σ_{nom}	technische Spannung	MPa
ε_{nom}	technische Dehnung	%
σ_O	Oberspannung	MPa
ε^{pl}	plastischer Anteil an der wahren Dehnung	o. D.
$\sigma_{Pü10}$	Spannungsamplitude bei $P_{ü10\%}$	MPa

$\sigma_{P_{\ddot{u}90}}$	Spannungsamplitude bei $P_{\ddot{u}50\%}$	MPa
σ_S	Montagespannung	MPa
α_S	Steigungswinkel	°
σ_U	Unterspannung	MPa
σ_V	Vergleichsspannung nach von Mises	MPa
ε_V	Vergleichsdehnung nach von Mises	%
$\sigma_{V_{\max}}$	maximale Vergleichsspannung	MPa
A	Bruchdehnung	%
a	halber Nettoquerschnitt	mm
a_0	Probendicke der Zugprobe	mm
a_A	Abstand zwischen Auflager und Kraftangriffspunkt	mm
A_U	Fläche der Unterlegscheibe	mm ²
b_0	Probenbreite der Zugprobe	mm
b_K	Schwingfestigkeitsexponent	o. D.
b_P	Breite des Probenkörpers für den Biegeversuch	mm
c	Spezifische Wärmekapazität	J/kgK
c'	Proportionalitätskonstante	o. D.
C	Achsenabschnitt auf der lgN-Achse	MPa
c_K	Duktilitätsexponent	o. D.
D	Kugeldurchmesser	mm
d	mittlerer Eindruckdurchmesser	mm
d_G	Gewindedurchmesser	mm
d_1, d_2	Eindruckdurchmesser	mm
d_2	Flankendurchmesser	mm
D_K	Koeffizient	o. D.
D_S	Schädigung	o. D.
E	Elastizitätsmodul	MPa
eV	Elektronenvolt	J
F	Prüfkraft	N
F_{VM}	Montagevorspannkraft	N
$F_{VM_{\max}}$	maximale Montagevorspannkraft	N
G	Probenbreite der Schwingprobe	mm
HBW	Brinellhärte	o. D.
HBW_{mittel}	gemittelte Brinellhärte	o. D.
h_P	Höhe des Probenkörpers für den Biegeversuch	mm
Hz	Hertz	1/s
I	axiale Trägheitsmoment	mm ⁴

k	Neigungsexponent	o. D.
K'	Verfestigungskoeffizient	MPa
K_f	Kerbwirkungszahl	o. D.
K_t	Formzahl	o. D.
L	Breite der Druckgussplatte	mm
L_0	Anfangsmesslänge im Zugversuch	mm
l_A	Abstand zwischen den Auflagern der Biegeprüfung	mm
L_c	Versuchslänge im Zugversuch	mm
M	Mittelspannungsempfindlichkeit	o. D.
M_B	Biegemoment	Nm
M_A	Anziehdrehmoment	Nm
N	Anzahl Schwingspiele	o. D.
n'	Verfestigungsexponent	o. D.
N_B	Bruchschwingspielzahl	o. D.
R	Spannungsverhältnis	o. D.
R_m	Zugfestigkeit	MPa
$R_{p0,2}$	Streckgrenze	MPa
R_S	Probenradius der Schwingprobe	mm
s	Mikrostützwirkungskonstante	o. D.
S_0	Ausgangsquerschnitt der Zugprobe	mm
S_U	Endquerschnitt nach der Zugprüfung	mm
T	Probendicke der Schwingprobe	mm
t	Kerbtiefe	mm
T_S	Streuspanne im Wöhlerversuch	o. D.
u	Betrag des Verformungsvektors	mm
u_1, u_2, u_3	Komponenten des Verformungsvektors	mm
W	Minimale Probenbreite der Schwingprobe	mm
w_{max}	Maximale Durchbiegung des Balkens	mm
Z	Brucheinschnürung der Zugprobe	o. D.

1 Einleitung

Erhöhte Sicherheitsanforderungen, schärfere Abgasbestimmungen und gestiegene Komfortansprüche führten in den letzten Jahrzehnten zu einem stetigen Anstieg der Fahrzeuggewichte. Eine Umkehrung dieser Gewichtsspirale ist nur durch konsequenten Leichtbau am gesamten Fahrzeug möglich [Ge 07]. Dieser wird dabei unterteilt in Konstruktions-, Fertigungs- und Werkstoffleichtbau. Um das Leichtbaupotential voll auszuschöpfen, ist ein Zusammenspiel aller drei Disziplinen notwendig [We 10 c].

Im Bereich des Werkstoffleichtbaus gewinnt Magnesium wieder zunehmend an Bedeutung. Das Potential des Werkstoffs für Anwendungen im Fahrzeug wurde bereits schon viel früher erkannt. Nach Ende des zweiten Weltkriegs waren im Käfer von Volkswagen rund 20 kg pro Fahrzeug verbaut [Fr 01]. In nachfolgenden Jahrzehnten reduzierte sich, aufgrund des aufkommenden Werkstoffs Aluminium, zunehmend der Magnesiumanteil im Fahrzeug. Erst neue Entwicklungen auf dem Gebiet hochreiner korrosionsbeständiger Magnesiumlegierungen steigerte das Interesse der Automobilindustrie an Magnesium wieder [De 11]. So sind durch die Substitution von Aluminium durch Magnesium Gewichtseinsparungen von rund 20 % realisierbar [We 06]. Anwendung findet Magnesium derzeit überwiegend in Bauteilen der Rohkarosserie, des Antriebsstrangs und des Innenraums. Im Bereich des Fahrwerks hat Magnesium den Durchbruch als Konstruktionswerkstoff noch nicht erreicht.

Ziel der vorliegenden Arbeit ist es, das Anwendungsspektrum von Magnesium auf das Fahrwerk auszuweiten. Der Anteil des Fahrwerks an der Gesamtmasse des Fahrzeugs beträgt je nach Fahrzeugtyp rund 25 – 28 % [Go 05]. Eine Substitution von Aluminium durch Magnesium würde im Fahrwerk neue Leichtbaupotentiale erschließen und somit einen wichtigen Beitrag zur Reduzierung des Fahrzeuggewichts leisten.

Im Rahmen der Arbeit wird in einem ersten Schritt ein bestehendes Fahrwerksbauteil aus Aluminium ausgewählt. Magnesiumwerkstoffe verschiedener Legierungssysteme werden im Druckgussprozess vergossen und dem Fahrwerksbauteil gegenübergestellt. Anhand mechanischer Testverfahren sind statische und zyklische Kennwerte der Legierungen zu ermitteln. Zur virtuellen Absicherung des Fahrwerksbauteils aus Magnesium werden statische und zyklische Simulationen durchgeführt. Im Rahmen dessen sind Materialmodelle zu ermitteln und wenn notwendig konstruktive Modifikationen vorzunehmen. Bedingt durch Umwelteinflüsse, wie Steinschlag und Salz, werden Fahrwerksbauteile nicht nur durch mechanische Belastungen beansprucht. Um dies zu berücksichtigen, werden Korrosionsuntersuchungen an den Magnesiumlegierungen vorgenommen. Falls erforderlich sind Korrosionsschutzmaßnahmen zu definieren und anhand von Prinzipgeometrien abzusichern. Ziel der Arbeit ist es, nach Auswertung aller Ergebnisse das Potential von Magnesium für eine Anwendung im Fahrwerk bewerten zu können.

2 Stand der Technik

In den nachfolgenden Kapiteln werden in einem ersten Schritt Grundlagen des Werkstoffs Magnesium und seinen Legierungen beschrieben. Anschließend werden in einem weiteren Kapitel die Einteilung der Urformverfahren und Verfahren des Druckgießens beziehungsweise deren Einflüsse auf Werkstoffeigenschaften erläutert. Abschließend werden die Passivschichtbildung, Korrosionsmechanismen beziehungsweise -formen und Arten des Korrosionsschutzes von Magnesium dargestellt.

2.1 Magnesium und seine Legierungen

In den nachfolgenden Kapiteln werden die Rohstoffgewinnung und Herstellung des Werkstoffs Magnesium erläutert. Des Weiteren werden die physikalischen Eigenschaften und wichtigsten Legierungselemente des Magnesiums beschrieben. Abschließend wird der Einsatz des Leichtmetalls im Automobilbau dargestellt.

2.1.1 Rohstoffgewinnung und Herstellung

Das Element Magnesium, Abkürzung Mg, gehört zur Berylliumgruppe und ist das achthäufigste Element der Erdkruste. Es liegt chemisch gebunden in Mineralien, Meerwasser und Organismen vor. Die Magnesiumminerale werden hierbei unterteilt in Carbonate, Silicate, Sulfate und Chloride [La 05]. Im Meerwasser beträgt der Anteil der Magnesiumsalze rund 15 % des gesamten Salzgehaltes. In Organismen, wie beispielsweise Pflanzen, variiert der Magnesiumgehalt bezogen auf die Trockensubstanz zwischen 0,1 und 1 %. Der Gesamtbestand an Magnesium in einem menschlichen ausgewachsenen Körper beträgt zwischen 25 und 35 g, wobei der Großteil von bis zu 60 % in den Knochen und Zähnen eingelagert ist [Ba 00].

Die industrielle Gewinnung von Primärmagnesium wird unterteilt in thermische Reduktions- und elektrochemische Verfahren. Erstere beruhen auf der Reduktion von Magnesiumoxid (MgO) durch Ferrosilicium (FeSi). Das Magnesiumoxid wird hierbei aus den Erzen Dolomit und Magnesit gewonnen. Die Reaktion der thermischen Reduktion ist stark endotherm und wird im Vakuum bei Temperaturen zwischen 1200 °C und 1500 °C durchgeführt. Das dabei entstehende Magnesium verdampft und kondensiert anschließend. In der industriellen Anwendung hat sich das Pidgeon-, Bolzano-, und Magnetherm-Verfahren durchgesetzt. Das Pidgeon-Verfahren, welches in Kanada eingesetzt wird, besitzt extern beheizte Retorten und hat eine Ausbringung von 70 kg/d. Das Bolzano Verfahren ist durch intern beheizte Reaktoren mit einer Ausbringung von 2 t/d gekennzeichnet und findet Anwendung in Italien und Brasilien. Das Magnetherm-Verfahren ist, wie das Bolzano-Verfahren, durch intern beheizte Reaktoren charakterisiert. Jedoch wird hierbei zur Reduzierung der Prozesstemperatur mit einer flüssigen Schlacke gearbeitet. Das Verfahren findet heute Verwendung in

Frankreich, USA, Japan und dem früheren Jugoslawien und ist durch eine Magnesiumausbringung von 12 t/d gekennzeichnet. Bei Betrachtung der elektrochemischen Gewinnung von Magnesium erfolgt dies mittels einer Schmelzflusselektrolyse. Hierbei wird Magnesiumchlorid unter Zusatz von Alkalichloriden bei einer Temperatur von 700 °C bis 800 °C in Magnesium und Chlorgas umgewandelt. In Abhängigkeit der Dichte des Elektrolyten sammelt sich das Magnesium an der Oberfläche oder am Zellenboden ab. Das sich im Zuge der Elektrolyse gebildete Chlorgas wird aus der Elektrolysezelle abgeführt und wieder zur Erzeugung von Magnesiumchlorid verwendet. Die Stromausbeute heutiger industrieller Elektrolyseanlagen beträgt zwischen 75 % und 95 %.

Im Anschluss an die Verfahren der Magnesiumgewinnung schließt sich der Prozessschritt der Raffination an. Hierbei werden nichtmetallische Einschlüsse, metallische Verunreinigungen und Wasserstoff aus der Schmelze entfernt [Ka 00 a]. In Abbildung 2-1 (a) ist die weltweite Produktion von Primärmagnesium in den Jahren 2000 bis 2010 dargestellt.

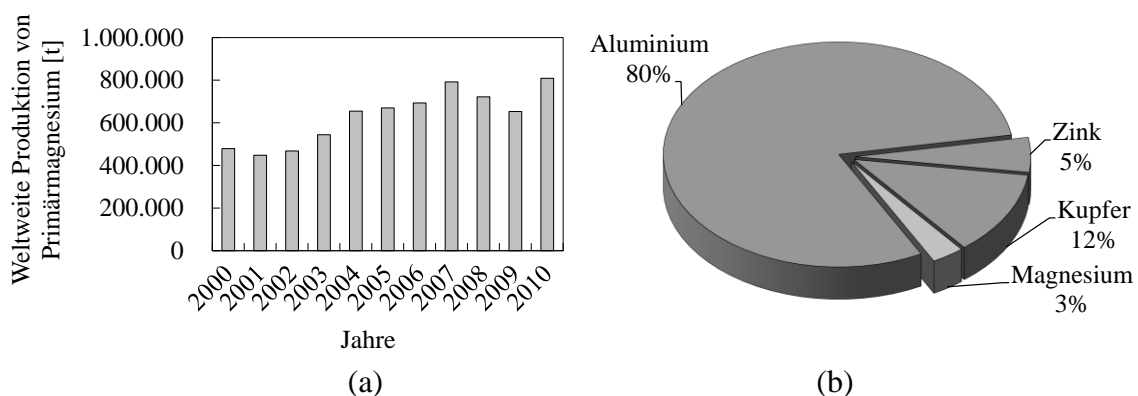


Abbildung 2-1: Weltweite Produktion von Primärmagnesium in den Jahren 2000 – 2010 (a) [IM 11] und Werkstoffstruktur der deutschen NE-Gießereiindustrie im Jahr 2010 (b) [BD 12]

Nach Anstieg der Produktion bis zum Jahr 2007 reduziert sich diese bis zu einem Tiefpunkt im Jahre 2009. Im darauffolgenden Jahr erhöht sich jedoch die weltweite Produktion von Primärmagnesium auf 809.000 t. Mit einem Anteil von 654.000 t war China im Jahr 2010 der größte Produzent von Primärmagnesium. Weitere bedeutende Mg-Produzenten waren die USA mit 45.000 t, Israel mit 30.000 t und Russland mit 40.000 t [IM 11]. Primärmagnesium wird unter anderem zur Entschwefelung von St-Werkstoffen und als Legierungselement für Al-Legierungen verwendet. Des Weiteren wird Primärmagnesium, in Verbindung mit zusätzlichen Legierungselementen, als Konstruktionswerkstoff eingesetzt. Ein Großteil der Mg-Legierungen wird hierbei in der Gießereiindustrie verarbeitet [Ri 09]. In Abbildung 2-1 (b) ist beispielhaft die Werkstoffstruktur der deutschen Gießereiindustrie im Jahr 2010 dargestellt. Der Werkstoff Magnesium hat mit einem Umfang von nur 3 % eine geringe Bedeutung. Mit einem Anteil von 80 % ist Aluminium der zurzeit vorherrschende Werkstoff in der

deutschen Gießereiindustrie. Der größte Abnehmer von NE-Metallen im Jahre 2010 ist mit einem Anteil von 76 % der Straßenfahrzeugbau [BD 12].

2.1.2 Physikalische Eigenschaften des Magnesiums

Legierungen aus metallischen Werkstoffen weisen in ihrer Mikrostruktur eine Vielzahl von Körnern und Korngrenzen auf. Innerhalb des Kornes, auch Kristallit genannt, sind die Atome periodisch in einem Kristallgitter angeordnet. Die Atomanordnung im Kristallgitter wird durch kubisch raumzentrierte (krz), kubisch flächenzentrierte (kfz) und hexagonal dichtest gepackte (hdp) Elementarzellen beschrieben, siehe Abbildung 2-2.

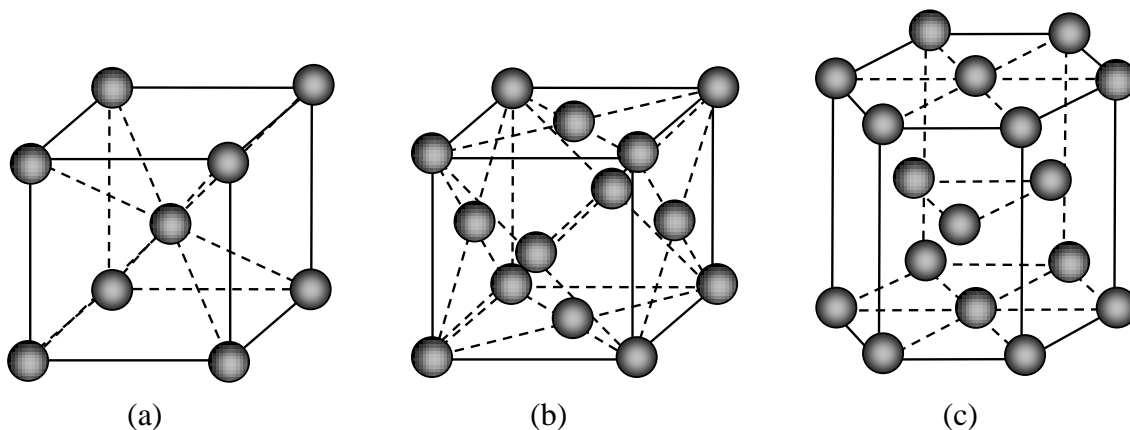


Abbildung 2-2: Elementarzelle des kubisch raumzentrierten (a), des kubisch flächenzentrierten (b) [Ri 00] und des hexagonal dichtest gepackten Gitters [Ka 00 a]

In Abhängigkeit der Elementarzelle variiert die Anzahl der Gleitsysteme, welche sich aus Gleitebenen und Gleitrichtungen zusammensetzen. Eine Gleitebene beschreibt eine kristallographisch dichtestbelegte Gitterebene und eine Gleitrichtung eine dichtestbelegte Gittergerade. Die Anzahl der zur Verfügung stehenden Gleitsysteme beeinflusst maßgeblich das plastische Formänderungsvermögen des Metalls [La 02]. Materialien wie Chrom, Vanadium und Niob sind durch ein krz-Gitter mit 12 Gleitsystemen gekennzeichnet, siehe Abbildung 2-2 (a). Die Gleitsysteme setzen sich zusammen aus sechs Gleitebenen mit jeweils zwei Gleitrichtungen. Als Beispiele für ein kfz-Gitter sind die Metalle Aluminium, Kupfer und Nickel zu nennen, siehe Abbildung 2-2 (b). Aufgrund von vier Gleitebenen, mit jeweils drei Gleitrichtungen, ist diese Elementarzelle durch 12 Gleitsysteme charakterisiert. Metalle wie Magnesium, Zink und Cadmium weisen ein hdp-Gitter mit nur einer Gleitebene und drei Gleitrichtungen beziehungsweise drei Gleitsystemen auf [Ro 04] [We 10 a], siehe Abbildung 2-2 (c). Aufgrund der geringen Anzahl von Gleitsystemen ist Magnesium nur bedingt für Kaltverformungen geeignet. Bei Temperaturen oberhalb 225 °C steigt jedoch die Verformbarkeit des Magnesiums durch Bildung neuer Gleitebenen sprunghaft an [Mo 08].

Zu einem Vergleich der Metalle Magnesium und Aluminium sind in Tabelle 2-1 beispielhaft einige Stoffwerte gegenübergestellt.

Tabelle 2-1: Stoffwerte der Reinmetalle Magnesium und Aluminium [VD 06] [We 06]

	Magnesium	Aluminium
Dichte (0 °C) [kg/m ³]	1740	2700
E-Modul [GPa]	45	70
Schmelztemperatur [°C]	650	600
Wärmeleitfähigkeit λ (0 °C) [W/(mK)]	156	236
Spezifische Wärmekapazität c (0 °C) [J/kgK]	1002	837

Ein Vorteil des Magnesiums gegenüber dem Aluminium ist die geringe Dichte von 1740 kg/m³. Die theoretische Gewichtseinsparung von rund 33 % ist jedoch bei technischen Anwendungen aufgrund des reduzierten E-Moduls von Magnesium nicht möglich. Durch zusätzliche konstruktive Versteifungsmaßnahmen ergibt sich im Vergleich zu Aluminium eine tatsächliche Gewichtsreduzierung von rund 20 % [We 06]. Die Schmelztemperatur, Wärmeleitfähigkeit und spezifische Wärmekapazität des Magnesiums ist im Vergleich zum Aluminium erhöht. Wird dies jedoch auf das Volumen des Magnesiums bezogen ergeben sich, im Vergleich zum Aluminium, technologische Vorteile. So ist beim Prozess des Druckgießens die Schusszahl von Magnesium im Vergleich zu Aluminium um bis zu 50 % erhöht. Zusätzlich ist der Angriff der Stahlriegel und -formen durch die Magnesiumschmelze geringer als bei der Aluminiumschmelze. Des Weiteren reduzieren sich bei Verwendung von Magnesium, im Vergleich zum Aluminium, die erforderlichen minimalen Ausformschragen im Gießwerkzeug [Kl 02].

2.1.3 Legierungselemente von Magnesium

In technischen Anwendungen hat der Einsatz von Primärmagnesium eine geringere Bedeutung. Ein Großteil des Magnesiums wird in Form von Guss- und Knetlegierungen eingesetzt. Die Legierungselemente bewirken beispielsweise die Erhöhung mechanischer Kennwerte durch Mischkristallverfestigung und Ausscheidungshärtung oder eine Kombination aus beiden Mechanismen. Des Weiteren verbessern Legierungselemente die Korrosionsbeständigkeit und Gießeigenschaften. Die Magnesiumlegierungen werden in Legierungssysteme eingeteilt und nach ATSM-Norm bezeichnet. Im Bereich der Gusswerkstoffe haben die Legierungssysteme MgAlMn (AM), MgAlZn (AZ), MgAlSi (AS), MgAlSr (AJ) und MgAlCa die größte technische Bedeutung. Bei Betrachtung der Knetwerkstoffe sind vor allem die Systeme MgAlZn (AZ) und MgZnZr (ZK) von technischer Relevanz [Gr 11].

Nachfolgend wird der Einfluss der Legierungselemente auf die Werkstoffeigenschaften des Magnesiums anhand einiger Elemente beschrieben.

Aluminium

Aluminium ist einer der wichtigsten Legierungszusätze in der Herstellung von Magnesiumlegierungen. In einer Vielzahl von Legierungssystemen ist Aluminium mit einem Massenanteil von bis zu 10 % das Hauptlegierungselement. Die maximale

Löslichkeit von Aluminium in Magnesium beträgt 12,7 Ma%. Durch einen Aluminiumgehalt größer 6 Ma% ist eine spätere Wärmebehandlung möglich [Fr 06]. Die Zulegierung von Aluminium führt zur Bildung intermetallischer Phasen der Form $Mg_{17}Al_{12}$ und einer damit verbundenen Festigkeitssteigerung des Werkstoffs. Temperaturen oberhalb 120 °C resultieren in einer Erweichung der intermetallischen Phase und einer damit verbundenen Reduzierung der Festigkeit [Mü 07]. In Abbildung 2-3 ist der Einfluss verschiedener Al-Gehalte auf die mechanischen Kennwerte einer Mg-Al-Legierung dargestellt.

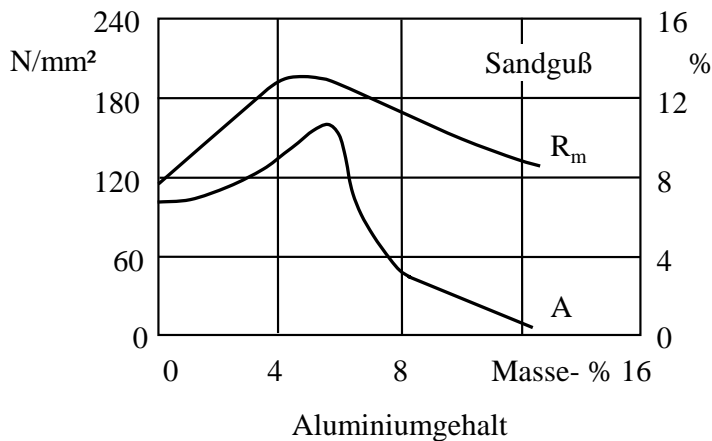


Abbildung 2-3: Einfluss des Aluminiumgehalts auf die Zugfestigkeit und Bruchdehnung einer Mg-Al-Legierung [Ho 06]

Zugfestigkeit R_m und Bruchdehnung A steigen hierbei bis zu einem Aluminiumgehalt von rund 5 Ma% beziehungsweise 6 Ma% an. Aluminiumgehalte oberhalb dieser Grenzwerte resultieren im obigen Beispiel in einer Reduzierung der mechanischen Kennwerte. Ein weiterer Vorteil des Aluminiums ist die Verbesserung der Gießeigenschaften durch Bildung eines Eutektikums bei 437 °C. Des Weiteren reduziert es die hohe Kerbempfindlichkeit und schlechte Zähigkeit des Reinmetalls. Ein Nachteil des Aluminiums ist beispielsweise die erhöhte Bildung von Mikroporositäten im Gussgefüge. Die technische Relevanz von reinen Magnesium-Aluminiumlegierungen ist heutzutage eher gering einzustufen. Für technische Anwendungen werden dem Mg-Al-System Legierungselemente wie beispielsweise Mangan, Zink und Silizium zulegiert [Ka 00 a]. Den Einfluss von Calcium auf ein Mg-Al-Legierungssystem wurde beispielsweise von Rokhlin et al. untersucht. Durch Bildung thermisch stabiler Al_2Ca -Ausscheidungen konnten die Warmfestigkeit der Legierung verbessert und Kosten reduziert werden. Durch eine weitere Zulegierung von Mangan konnte die Festigkeit bei Raumtemperatur und erhöhter Temperatur zusätzlich verbessert werden [Ro 09].

Mangan

Die Zulegierung von Mangan in Magnesium resultiert in Bildung der intermetallischen Phase $MgMn$, welche überwiegend in runder Form an den Korngrenzen ausgeschieden wird. Da Mangan die Korrosionsbeständigkeit des Magnesiums verbessert weisen heutzutage alle technischen aluminiumhaltigen Magnesiumlegierungen Mangan Gehalte

von 0,1 % bis 0,5 % auf. Durch Bildung von intermetallischen Phasen reduziert Mangan den schädlichen Fe-Gehalt im Magnesium und verbessert somit die Korrosionsbeständigkeit [Bo 98]. Weitere Vorteile des Mangans sind Verbesserung der Kerbschlagzähigkeit, Schweißneigung und Kriechfestigkeit des Magnesiums [Ka 00 a].

Silizium

Silizium bildet mit Magnesium thermisch stabile spröde Ausscheidungen der Form Mg_2Si und verbessert somit die Kriechbeständigkeit und Härte der Legierung [Bu 01] [Ka 00 a]. Ab einem Siliziumgehalt von 0,2 % wird die Festigkeit des Werkstoffs jedoch deutlich reduziert. Nachteile des Siliziums sind Verschlechterung der Gießbarkeit, des Korrosionsverhaltens und die Reduzierung der Zähigkeit [Ka 00 a].

Zink

Neben Aluminium ist Zink ein wichtiges Legierungselement für hochfeste Magnesiumlegierungen. Die Festigkeitssteigerung durch Zn-Zusätze ist geringer als bei gleich hohen Al-Zusätzen. Da Zink jedoch die Dehnung verbessert wird dieses Legierungselement meist mit Aluminium in einem Dreistoffsystem verwendet [Be 01 a]. Des Weiteren verbessert Zink die Gießbarkeit und unterstützt die Bildung einer Deckschicht auf der Magnesiumschmelze. Nachteilig ist wie zuvor beim Aluminium die Neigung zur Mikroporosität und die verstärkte Tendenz zur Heißrissbildung ab Zn-Zusätze von 1,5 bis 2 % [Ka 00 a].

Seltene Erden

Seltene Erden wie Yttrium, Neodymium und Cer führen in Magnesiumlegierungen zur Bildung thermisch stabiler Ausscheidungen und erhöhen dadurch die Warmfestigkeit, Kriech- und Korrosionsbeständigkeit [He 11]. Den Einfluss des Elements Gallium auf die Eigenschaften des reinen Magnesiums wurde beispielsweise von HongBin et al. untersucht. Durch eine Zulegierung von 5,53 Gew.-% Gallium und einer anschließenden Wärmebehandlung konnten die mechanischen Kennwerte wie Streckgrenze und Zugfestigkeit erhöht werden. Des Weiteren wurde durch die Zulegierung eine Reduzierung der Gitterparameter festgestellt [Ho 09 a]. Anwendung finden seltene Erden, aufgrund der hohen Kosten, überwiegend in Hochleistungslegierungen [Ka 00 a].

2.1.4 Einsatz von Magnesium im Automobilbau

Der Einsatz von Magnesium im Automobilbau begann nach Ende des zweiten Weltkriegs mit dem Käfer von Volkswagen. Der Materialeinsatz des Leichtmetalls betrug dabei 20 kg pro Fahrzeug und fand vorwiegend Anwendung als Werkstoff für Motor- und Getriebegehäuse [Fr 01]. In nachfolgenden Jahrzehnten reduzierte sich, bedingt durch den aufkommenden Leichtbauwerkstoff Aluminium, die Produktion von Magnesium auf ein Minimum. Erst die Entwicklung hochreiner und korrosionsbeständiger Magnesiumlegierungen führte in den letzten Jahren wieder zu einem vermehrten Einsatz von Magnesium im Automobilbau. [De 11]. In Abbildung 2-4 sind verschiedene Anwendungsgebiete für Magnesium im Automobilbau dargestellt. Je nach

ihrer Anwendung werden die Bauteile in die Gruppen Antriebsstrang, Rohkarosserie, Innenraum und Fahrwerk eingeteilt.

Rohkarosserie	Antriebsstrang
<ul style="list-style-type: none"> - Heckklappe [Fr 01] - Instrumententafel-träger [De 11] - Türinnenteil [De 11] - Tankabdeckungen [De 11] - Frontends [De 11] 	<ul style="list-style-type: none"> - Dachstrukturen [De 11] - Zylinderkopfhaube [Fr 01] - Handschalt-/ Automatik-getriebegehäuse [Fr 01] - Bedplates [De 11] - Ölwannen [De 11] - Motorträger [De 11]
Innenraum	Fahrwerk
<ul style="list-style-type: none"> - Lenkradskelett [Mo 11] - Pedallagerbock [Fr 01] - Lenksäule [Le 02] - Handbremshebel [De 11] - Airbaggehäuse [De 11] - Pedalbock [De 11] 	<ul style="list-style-type: none"> - Sitzgestell [De 11] - Konsole [De 11] - Rad [Le 02]

Abbildung 2-4: Beispiele für die Verwendung von Magnesium im Automobilbau

Der Schwerpunkt von Magnesiumanwendungen ist derzeit im Antriebsstrang und Innenraum zu sehen. Im Bereich des Antriebsstrangs werden beispielsweise Zylinderkopfhauben und Getriebegehäuse aus Magnesium gefertigt. Bauteile des Innenraums unterliegen keinen speziellen Korrosionsanforderungen, so dass Magnesium zum Beispiel in Sitzgestellen und Konsolen Anwendung findet [Fr 01] [De 11]. Im Bereich der Rohkarosserie werden überwiegend Instrumententafelträger und komplexe dünnwandige Gussbauteile, wie beispielsweise Heckklappe und Türinnenteile, aus Magnesium gefertigt [Fr 01]. Die geringste Bedeutung im Automobilbau hat Magnesium im Bereich des Fahrwerks. Einzige derzeitige Serienanwendung ist ein Gussrad, welches jedoch nicht für den Winterbetrieb geeignet ist. Die Verwendung von geschmiedeten Magnesiumrädern ist aufgrund der hohen Kosten nur im Rennsport zu finden [Le 02].

2.2 Grundlagen Urformtechnik

Nachfolgend wird in einem ersten Schritt die Einteilung der Fertigungsverfahren und im speziellen die der Urformverfahren erläutert. Anschließend werden Verfahren des konventionellen Druckgießens und der Einfluss der Porosität auf die Werkstoffeigenschaften beschrieben. Abschließend wird eine Verfahrensvariante des Druckgießens unter Vakuum dargestellt.

2.2.1 Einteilung Urformverfahren

Die Fertigungsverfahren werden nach DIN8580 in sechs verschiedene Hauptgruppen, Gruppen und Untergruppen unterteilt, siehe Abbildung 2-5.

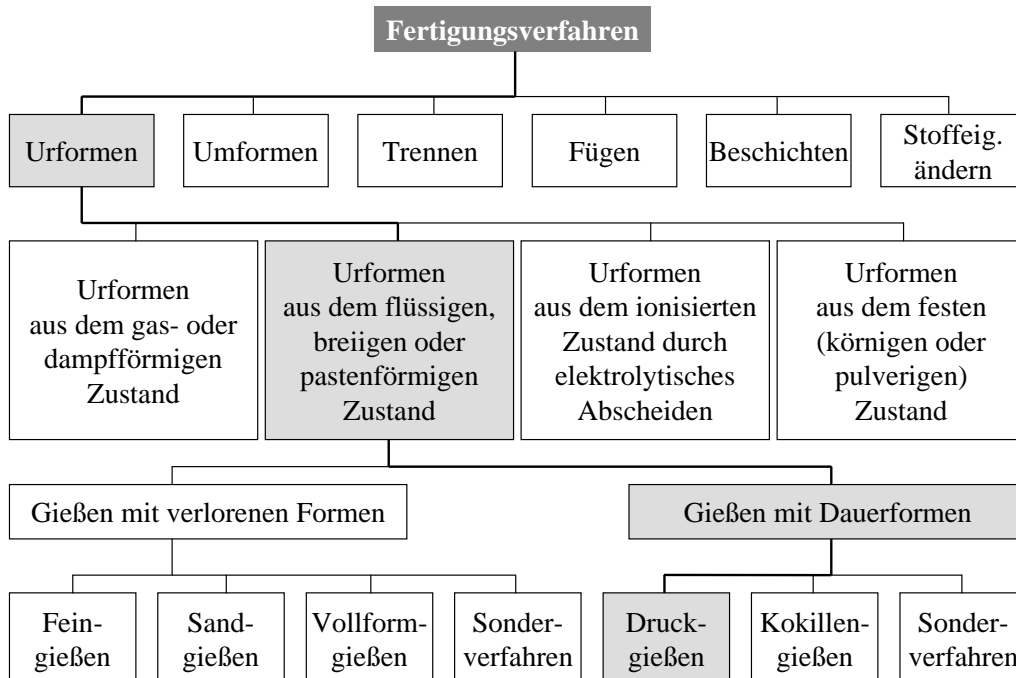


Abbildung 2-5: Einteilung der Gießverfahren [Ha 10]

Die Hauptgruppe des Urformens beschreibt hierbei die Fertigung eines festen Körpers aus formlosem Stoff durch Schaffen eines Zusammenhalts. Die Stoffeigenschaften des Werkstücks treten hierbei bestimmt in Erscheinung [DI 03]. Im Rahmen dieser Arbeit ist das Verfahren des Druckgießens von Bedeutung. Es gehört zur Gruppe der Gießverfahren mit Dauerform und beschreibt ein Urformen aus dem flüssigen, breiigen oder pastenförmigen Zustand.

2.2.2 Konventioneller Druckguss

Mit Hilfe des Druckgießens werden Gussbauteile aus Aluminium-, Magnesium- und Zinklegierungen in großen Stückzahlen hergestellt. Aufgrund hoher Gießdrücke und Strömungsgeschwindigkeiten der Schmelze beträgt die Formfüllzeit nur 50 bis 200 ms. Die hohen mechanischen Beanspruchungen, während des Gießprozesses, erfordern Werkzeuge aus warmfesten Stahl. Diese bestehen dabei aus einer festen und beweglichen Formhälfte und werden, während des Gießprozesses, durch große Zuhaltekräfte fixiert. Zur Erzeugung einer optimalen Erstarrung und Abkühlung der Gussbauteile sind die Werkzeuge partiell gekühlt beziehungsweise beheizt [He 03]. Die Verfahren des Druckgießens können in Warmkammer- und Kaltkammerverfahren unterteilt werden. In Abbildung 2-6 ist schematisch der Prozess des Warmkammer-Druckgießens dargestellt.

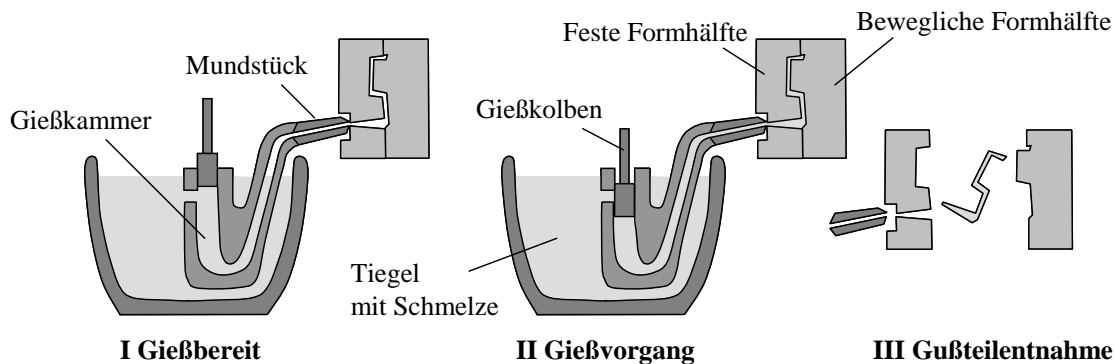


Abbildung 2-6: Warmkammer-Druckgießverfahren [He 03]

Die Gießkammer befindet sich im ständigen Kontakt mit der im Tiegel befindlichen Schmelze. Über ein Ventil wird diese mit Schmelze befüllt und mittels eines Gießkolbens über ein Mundstück in den Formhohlraum befördert. Der maximal mögliche Fülldruck beträgt dabei rund 20 MPa. Nach der Erstarrung des Bauteils werden die Formhälften hydraulisch geöffnet und das Gussbauteil durch automatisch betätigte Auswerferstifte ausgestoßen [He 03] [Be 01 b]. Anwendung findet dieses Verfahren überwiegend bei Zink-, Blei- und Zinnlegierungen. Mittels des Dynacast-Verfahrens können auch Gussbauteile aus Magnesiumlegierungen hergestellt werden. Hierbei handelt es sich um ein Hochgeschwindigkeits-Warmkammer-Druckgießverfahren mit einer, im Vergleich zum konventionellen Gießprozess, fünffach erhöhten Gießgeschwindigkeit [He 03]. Aufgrund des lang anhaltenden Kontakts der Schmelze mit der Tiegelwand eignen sich höher schmelzende Legierungen, wie Aluminium, nicht für das Warmkammer-Verfahren, da die lange Kontaktzeit zu Verunreinigung der Schmelze mit Eisen führen kann [Be 01 b]. In Abbildung 2-7 ist schematisch der Prozess des Kaltkammer-Druckgießens dargestellt.

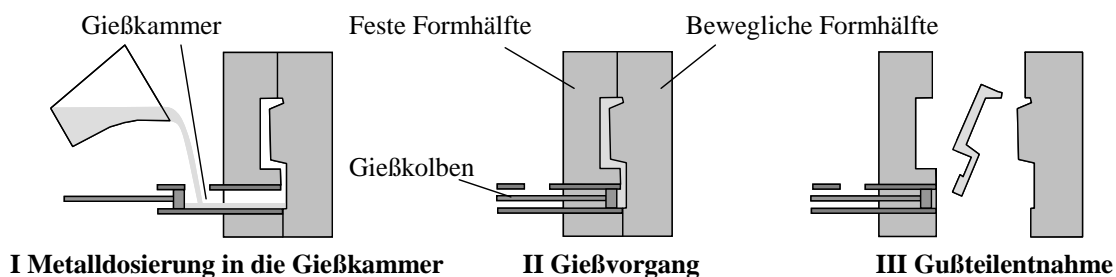


Abbildung 2-7: Kaltkammer-Druckgießverfahren bei waagrecht liegender Gießkammer [He 03]

Beim Verfahren des Kaltkammer-Druckgießens wird die benötigte Schmelzemenge in die Gießkammer eingefüllt. Der Gießkolben befördert die Schmelze anschließend in Bruchteilen von Sekunden in die Kavität des Werkzeugs. Da der gesamte Prozess nur wenige Sekunden dauert und sich in der Gießkammer nur Schmelze für einen einzigen Schuss befindet ist eine Verunreinigung der Schmelze mit Eisen nahezu ausgeschlossen. Der hohe Fülldruck von 70 bis 200 MPa reduziert die notwendige Schmelzetemperatur

und erhöht die mögliche Komplexität der Gussbauteile [Be 01 b]. Anwendung findet dieses Verfahren überwiegend bei Aluminium- und Magnesiumlegierungen. Bei letzteren muss die Schmelze im Wärmehalteofen zusätzlich mittels einer Schutzgasatmosphäre vor Oxidation geschützt werden [He 03] [Ha 00].

Nachfolgend wird der in Abbildung 2-8 schematisch dargestellte Vorgang des Gießens näher erläutert. Abbildung 2-8 (a) zeigt die Kolbengeschwindigkeit und den Fülldruck in Abhängigkeit des Kolbenhubs für eine Kaltkammer-Maschine mit horizontaler Gießkammer. Der Gießvorgang lässt sich hierbei in drei Phasen aufgliedern.

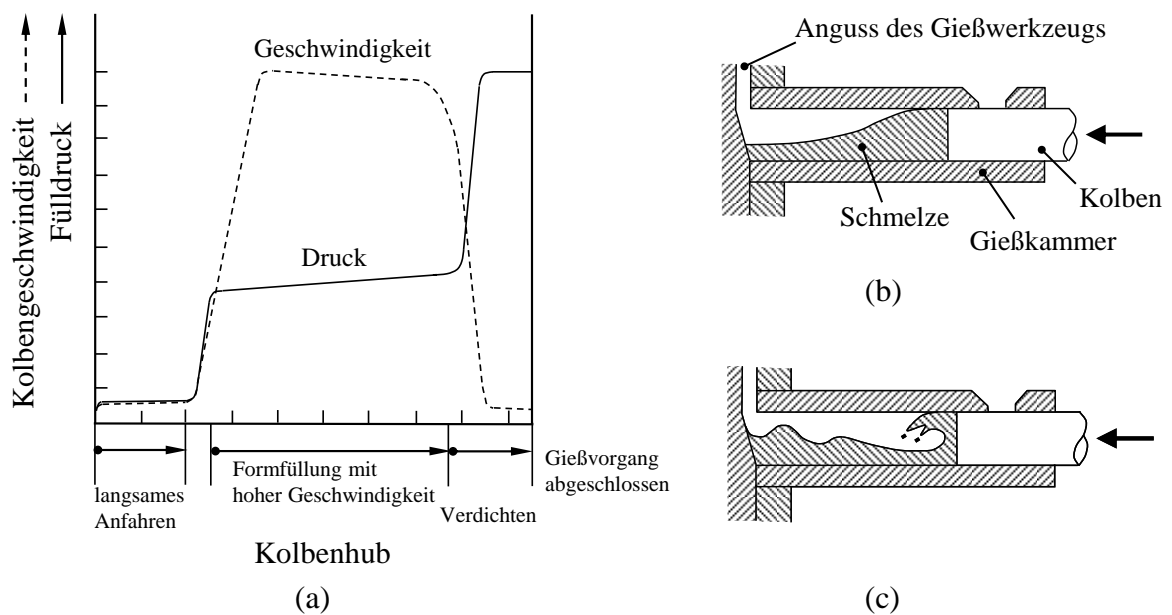


Abbildung 2-8: Kolbengeschwindigkeit und Fülldruck in Abhängigkeit vom Kolbenhub (a) [Be 01 b], kontrolliertes (b) und unkontrolliertes (c) Anfahren des Gießkolbens in einer Kaltkammer-Druckgussmaschine mit horizontaler Gießkammer [Ca 11]

In Phase 1 wird durch ein langsames Anfahren des Kolbens eine kontrollierte Schmelzefront in der Gießkammer erzeugt. Die Stauwelle bedeckt dabei die komplette Front des Gießkolbens und verdrängt das Luftvolumen in der Gießkammer, siehe Abbildung 2-8 (b). Bei einem unkontrollierten Anfahren des Gießkolbens in der Gießkammer prallt die Schmelzefront an der Werkzeugwand ab und wird zurückgeworfen beziehungsweise überworf. Dies resultiert in Luft einschließen und einer Verschlechterung der Gussqualität, siehe Abbildung 2-8 (c) [Tr 05] [Ca 11]. In Phase 2 steigt die Geschwindigkeit des Kolbens schlagartig an und füllt die Kavität des Werkzeugs mit hoher Geschwindigkeit. Bedingt durch Reibungskräfte im Anschnitt und der Werkzeugkavität steigt der Fülldruck stetig an. In Phase 3 wird durch Zuschalten eines Multiplikators ein hoher Druck im Gussbauteil erzeugt. Diese Nachverdichtungsphase verdichtet eingeschlossene Gase und speist erstarrungsbedingte Porositäten [Tr 05].

Porositäten sind charakteristisch für den Druckgussprozess und beeinflussen maßgeblich die Eigenschaften des Gussbauteils. Porositäten können dabei unterteilt werden in Erstarrungs- und Gasporositäten, siehe Abbildung 2-9.

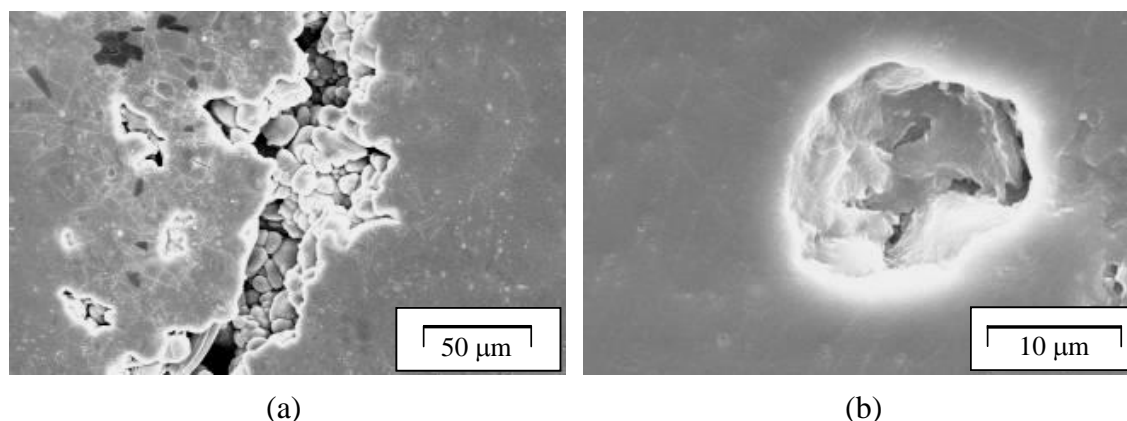


Abbildung 2-9: Erstarrungspore einer im konventionellen Druckguss vergossenen AM50-Legierung (a) und Gaspore einer im VACURAL®-Verfahren vergossenen AM50-Legierung (b)

Erstarrungsporositäten entstehen durch verschiedene Schmelze- und Feststoffvolumen im Bereich des Erstarrungsintervalls. Durch hohen Nachdruck im Druckgussprozess wird versucht Material nachzupressen um so entstandene Hohlräume zu füllen. Randbereiche von Erstarrungsporositäten weisen meist eine unregelmäßig geformte Kontur auf, siehe Abbildung 2-9 (a). Im Gegensatz dazu sind Gasporositäten durch kreisrunde Grenzflächen gekennzeichnet, siehe Abbildung 2-9 (b). Gründe für Gasporositäten sind eingewirbelte Luft während der Formfüllung, Verdampfen von Trenn- und Schmiermitteln und Freisetzen von Wasserstoff welcher in der Schmelze gelöst ist [Tr 05].

Untersuchungen der letzten Jahre bestätigen eine negative Beeinflussung der mechanischen statischen Kennwerte durch Porositäten. So erzeugte Schindelbacher bei der Legierung GD-AlSi9Cu3 durch gezielte Variation der Prozessparameter Zugproben mit verschiedenen Porositätsgraden. Dabei wurde vor allem die Zugfestigkeit und Bruchdehnung durch einen zunehmenden Porositätsgrad linear reduziert. Die Streckgrenze zeigte hingegen keine Abhängigkeit von der eingestellten Porosität [Sc 93]. Song et al. untersuchte am Beispiel einer druckgegossenen AM50-Legierung den Einfluss von Mikroporen auf die mechanischen Eigenschaften. Dabei zeigte sich, dass vor allem die Korngröße und nicht die Porosität die Streckgrenze maßgeblich beeinflusst. Während des Zugversuchs wurde eine Rissinitiierung überwiegend in Bereichen mit einer hohen Porendichte beobachtet. Zusätzlich zu den Poren hatte auch das Gefüge einen schädlichen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffs. So lösten sich unter Einwirkung plastischer Verformung spröde $Mg_{17}Al_{12}$ -Phasen aus der Matrix und zerbrachen [So 09].

Das Werkstoffverhalten von Druckgussbauteilen unter zyklischer Belastung wird ebenfalls durch Porositäten negativ beeinflusst. Grund dafür sind Anrisse welche durch

Spannungsüberhöhungen an beispielsweise stark zerklüfteten Erstarrungsporositäten entstehen und im Wesentlichen die Lastspielzahl bis zum Bruch beeinflussen [Fu 02] [Po 04] [So 06]. Im Vergleich zur Porosität ist der Einfluss des Gefüges auf die Schwingfestigkeit als gering einzuordnen [Po 10]. Die zu erwartende Lebensdauer von Druckgussbauteilen weisen aufgrund von Porositäten große Streuungen auf. So untersuchte Mohd et al. druckgegossene AM60B und A365 T5 Legierungen und verglich diese mit einem gewalzten defektfreien AM60B-Material. Bei der dynamischen Werkstoffprüfung war die Streuung des gewalzten Materials um ein vielfaches geringer als bei druckgegossenen Legierungen. Des Weiteren konnte durch mikroskopische Untersuchungen der Ort der Rissinitiierung ermittelt werden. So versagten rund 75 % aller Proben durch Spannungsüberhöhungen an Porositäten und 25 % durch Einschlüsse und Abgleichungsvorgänge an der Oberfläche [Mo 12].

Ein weiterer negativer Effekt von Porositäten in Druckgussbauteilen ist die durch Wärmebehandlungen bedingte Blisterbildung. So resultiert beispielsweise eine Lösungsglühung in einem Anstieg des Gasdrucks in den Poren. Das Porenvolumen wächst und führt bei oberflächennahen Poren zu Blistern beziehungsweise Formabweichungen an der Oberfläche [Lu 08]. Bestätigt wurde dies unter anderem durch Untersuchungen von Niu et al. an Al-Legierungen mit verschiedenen hohen Siliziumgehalten und einer T6 Wärmebehandlung. Die Druckgussproben wurden dabei im konventionellen und vakuumunterstützten Druckguss vergossen. Anschließend wurden diese bei 510 °C vier Stunden lösungsgeglüht, in Wasser abgeschreckt und bei 150 °C sieben Stunden warmausgelagert. Nur die im konventionellen Druckgussverfahren vergossenen porenreichen Proben zeigten dabei eine ausgeprägte Blisterbildung an der Oberfläche [Ni 00].

Zusätzlich zu den mechanischen Eigenschaften können Poren auch das dekorative Aussehen und die Druckdichtigkeit von Druckgussbauteilen negativ beeinflussen. Durch mechanische Bearbeitung aufgedeckte Poren können beispielsweise an Dichtflächen zur verstärkten Abnutzung von Dichtringen und zu einer späteren Undichtheit des Bauteils führen [Sc 93].

2.2.3 Druckguss unter Vakuum

Durch Druckgießen unter Vakuum besteht die Möglichkeit negative Einflüsse von Porositäten auf Werkstoffeigenschaften zu minimieren. Im Rahmen dieser Arbeit wird als Verfahrensvariante das VACURAL[®]-Verfahren der Firma Oskar Rech GmbH + Co. KG näher betrachtet, siehe Abbildung 2-10.

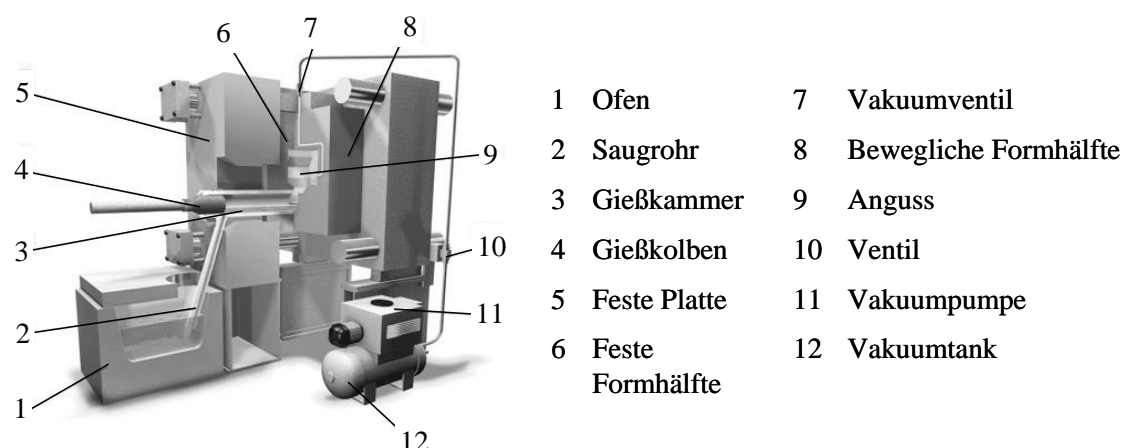


Abbildung 2-10: VACURAL®-Verfahren der Oskar Frech GmbH + Co.KG [Os 07 a]

Als Grundlage für das Verfahren dient eine selbstladende Kaltkammermaschine mit horizontaler Gießkammer und eigenständiger Vakuumeinheit, bestehend aus Pumpe und Tank. Je nach Maschinengröße werden Vakuumentanks bis zu 3000 Liter Fassungsvermögen und bis zu drei Vakuumpumpen verwendet. Die im Ofen befindliche Schmelze wird nach dem Schließen der Formhälfte mittels Vakuum über ein beheiztes Saugrohr in die Gießkammer befördert. Während des Dosiervorgangs, welcher rund 2 bis 5 Sekunden andauert, werden Gase und Trennstoffdämpfe vollständig aus der Gießkammer, dem Lauf und dem Formhohlraum abgesaugt. Der Dosiervorgang endet beim Überfahren der Ansaugöffnung der Gießkammer durch den Gießkolben. Der weitere Prozessablauf ist analog zu dem bereits beschriebenen Kaltkammer-Druckgussprozess. Prozesstechnische Vorteile des VACURAL®-Verfahrens sind der Entfall der Metalldosier- und Beschickungseinrichtung und die oxidfreie Absaugung der Schmelze unterhalb der Badoberfläche. Ein weiterer Vorteil ist die hohe Prozesssicherheit, da nur Metall angesaugt werden kann, wenn das Vakuum vollständig aufgebaut ist. Druckgussbauteile, die mittels des VACURAL®-Verfahrens gefertigt werden, weisen eine geringere Porendichte und damit verbundene bessere mechanische Eigenschaften als vergleichbare Bauteile im konventionellen Druckguss auf. Des Weiteren wird der schädliche Einfluss von Poren auf die Schweiß- und Wärmebehandelbarkeit von Druckgussbauteilen minimiert [Ha 00] [Ke 09]. Kallien et al. untersuchte an den Magnesiumlegierungen AM50 und AZ91 die Auswirkung von Poren auf die mechanischen Eigenschaften. Betrachtet wurden dabei der konventionelle Druckguss und das VACURAL®-Verfahren. Durch Variation der Gießparameter konnte die Art, Größe und Verteilung von Porositäten gezielt eingestellt und mittels 3D-Computertomografie quantifiziert werden. Es zeigte sich, dass durch das VACURAL®-Verfahren vor allem die Streuung der Messergebnisse im Wöhlerversuch reduziert und die Schwingfestigkeit erhöht werden konnte [Ka 09].

2.3 Korrosion von Magnesium

In nachfolgenden Abschnitten wird in einem ersten Schritt die Passivschichtbildung des Werkstoffs Magnesium erläutert. Des Weiteren werden Mechanismen der Kontakt- und Spannungsrisskorrosion beschrieben. Abschließend werden Methoden der Oberflächenbehandlung von Magnesiumwerkstoffen dargestellt.

2.3.1 Passivschichtbildung

Magnesium ist mit einem Normalpotential von -2,34 Volt ein unedler Werkstoff und bildet an Luft und Wasser nur eine dünne Passivschicht aus. Die Einflüsse des pH-Werts und der Potentiale auf die thermodynamischen Zustände von reinem Magnesium beziehungsweise die Passivschicht können mit Hilfe des Pourbaix-Diagramms dargestellt werden, siehe Abbildung 2-11.

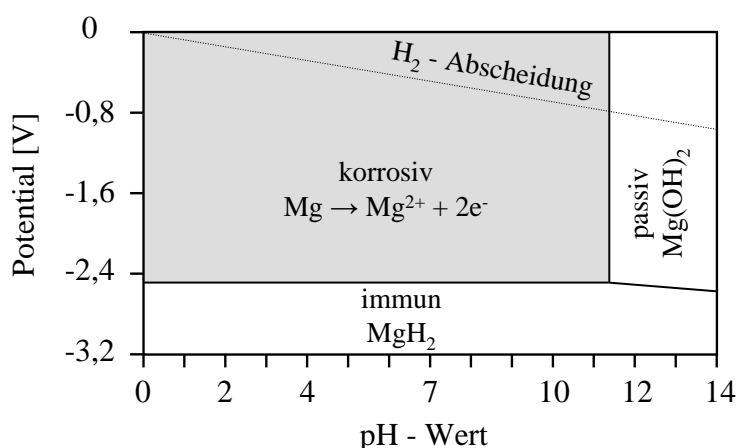


Abbildung 2-11: Pourbaix-Diagramm für unlegiertes Magnesium [Sc 00]

Hierbei wird unterschieden zwischen den Zuständen korrosiv, passiv und immun. Der korrosive Bereich in dem Magnesium in Lösung geht reicht von pH 0 bis pH 11. Aufgrund von geometrischen Fehlanpassungen zum Mg-Gitter entstehen in der Passivschicht Druckspannungen beziehungsweise Risse. Der dabei aufgedeckte Magnesiumwerkstoff geht unter der Bildung von Wasserstoff in Lösung. Zur Erzeugung einer stabilen Passivierungsschicht ist ein pH-Wert größer 11 notwendig. Die Bildung des passivierenden Magnesiumhydroxids kann durch nachfolgende chemische Reaktion beschrieben werden:



Ein korrosionsfreies Verhalten beziehungsweise eine Immunität von reinem Magnesium ist erst ab Potentialen kleiner -2,5 Volt möglich [Ka 00 b] [Sc 00].

2.3.2 Kontaktkorrosion

Ein Korrosionselement wird beschrieben als Benetzung von Metallen oder Werkstoffbereichen unterschiedlicher Potentiale mit einem Elektrolyten. Im Rahmen dieser Arbeit wird die Kontaktkorrosion von Lokal- und Makroelementen näher betrachtet.

Sind Anoden- und Kathodenflächen von Korrosionselementen sehr klein und stehen in direktem Kontakt zueinander, werden diese als Lokalelemente bezeichnet. Lokalelemente bilden sich unter anderem in heterogenen Legierungen durch Ausscheidungen mit verschiedenen Potentialen [Ba 08]. In Abbildung 2-12 ist die Kontaktkorrosion durch Bildung eines Lokalelements schematisch dargestellt.

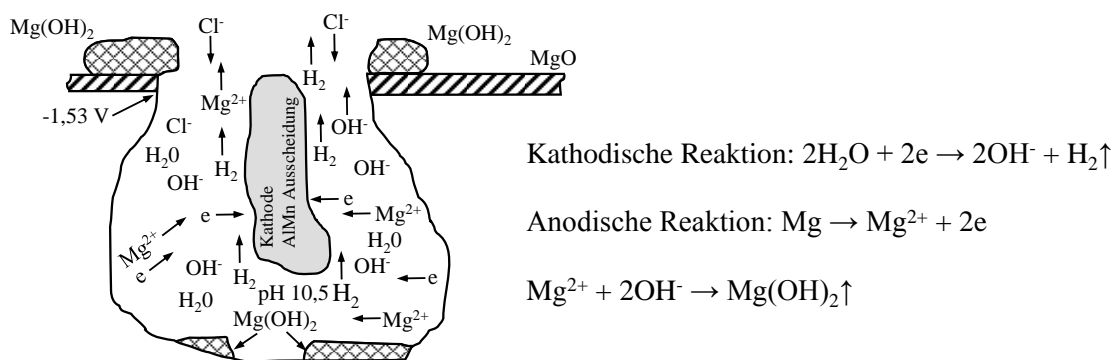


Abbildung 2-12: Schematische Darstellung einer lokalen Kontaktkorrosion der Magnesiumlegierung AM60 [Ze 06]

Die stranggepresste Magnesiumlegierung AM60 wird hierbei in eine 3,5 % NaCl Lösung eingetaucht. Das Aufbrechen der Passivierungsschicht resultiert in Bildung eines Lokalelements mit der Mg-Matrix als Anode und der AlMn Ausscheidung als Kathode. Die anodische Reaktion führt zu einer Auflösung der Mg-Matrix und die kathodische Reaktion zu einer Wasserstoffbildung. Die damit einhergehende Bildung von OH^- führt zu einer Erhöhung des pH-Werts. Auf Grundlage des Pourbaix-Diagramms, siehe Abbildung 2-11, resultiert dies in Bildung von Magnesiumhydroxid, welches sich am Boden und an der Oberfläche abscheidet. Die Potentiale von Ausscheidungen variieren in Abhängigkeit ihrer Zusammensetzung und erzeugen somit einen verschieden hohen Korrosionsangriff in der Matrix [Ze 06] [Pa 08]. Verunreinigungen wie Eisen, Kupfer und Nickel beeinflussen aufgrund ihres hohen Potentials die Kontaktkorrosion negativ und werden in heutigen hochreinen (HP) Legierungen auf ein Minimum reduziert [He 11]. Aber nicht nur die Zusammensetzung auch die Form der Ausscheidungen hat Einfluss auf das Korrosionsverhalten von Mg-Legierungen. Scheidet sich die zweite Phase beispielsweise in Form eines fein verteilten laminaren Netzwerks aus, kann dies die Korrosionseigenschaften positiv beeinflussen [Zh 08]. Die Wirkung von MnAl_2 -Einschlüssen und $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ -Ausscheidungen auf die Mg-Matrix untersuchte beispielsweise Pardo et al. an den Mg-Legierungen AZ31, AZ80 und AZ91D. Das Korrosionsverhalten in einer 3,5 % NaCl-Lösung wurde durch die auf die Matrix kathodisch wirkende Ausscheidungen MnAl_2 und $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ negativ

beeinflusst. Das Korrosionsverhalten der Legierung AZ80 verbesserte sich jedoch durch ein fein verteiltes laminares Netzwerk aus $Mg_{17}Al_{12}$ Ausscheidungen und eine sich bildende Al-reiche Oxidschicht auf der Oberfläche [Pa 08].

Volumenanteil und Form der Ausscheidungen in Mg-Legierungen werden maßgeblich durch nachfolgende Wärmebehandlungen beeinflusst. So untersuchte Aung et al. an der Legierung AZ91D den Einfluss einer Warmauslagerung auf das Korrosionsverhalten des Werkstoffs. In einem ersten Schritt wurden Probenkörper mittels einer Diffusionsglühung bei 420 °C 24 Stunden wärmebehandelt. Eine anschließende Warmauslagerung resultierte mit zunehmender Behandlungsdauer in einem Anstieg des β -Phasenanteils bei gleichzeitiger Reduzierung des Al-Anteils in der Mg-Matrix. Das Korrosionsverhalten verschlechterte sich auf Grund der Lokalelementbildung mit zunehmender Behandlungsdauer. Das beste Korrosionsverhalten in einer 3,5 % NaCl-Lösung zeigte sich nach einer Diffusionsglühung [Au 02].

Ein weiterer Einflussfaktor auf das Korrosionsverhalten ist die relative Luftfeuchte der Umgebung. Geringe relative Luftfeuchten von 9,5 % resultieren bei Magnesium und seinen Legierungen in keinem Korrosionsangriff. Erst eine Erhöhung der relativen Luftfeuchte führt zu einem vermehrten Korrosionsangriff [Ze 06].

Kontaktkorrosion mit Makroelementen wird beispielsweise durch Mischbauweisen in korrosiver Umgebung erzielt. So sind Magnesiumwerkstoffe im technischen Einsatz häufig in Kontakt mit edleren Metallen wie Stahl und Aluminium. Die Korrosionsgeschwindigkeit ist hierbei abhängig vom Größenverhältnis der Anoden- und Kathodenfläche und dem verwendeten Kathodenmaterial. Der direkte Kontakt von Magnesium mit Kupfer, Nickel und nichtrostendem Stahl ist beispielsweise durch beschichtete Aluminiumunterlegscheiben zu vermeiden. Kontaktkorrosion von Magnesium in Verwendung mit Aluminium-Magnesiumlegierungen, Zink, Zinn und Polymeren ist als gering einzuschätzen. Allgemein ist zur Vermeidung der makroskopischen Kontaktkorrosion eine Elektrolytansammlung im späteren Betrieb der Bauteile zu vermeiden [He 11] [Ba 08].

2.3.3 Spannungsrisskorrosion

Zur Erzeugung von Spannungsrisskorrosion sind eine von außen aufgebrachte Zugspannung oder Eigenspannung, ein Anriss und ein spezifisches Elektrolyt notwendig. Sich bildende Risse verlaufen senkrecht zur 1. Hauptspannung und sind durch einen verzweigten Verlauf gekennzeichnet [Ba 08] [Ro 04]. Der Mechanismus der Spannungsrisskorrosion ist schematisch in Abbildung 2-13 dargestellt.

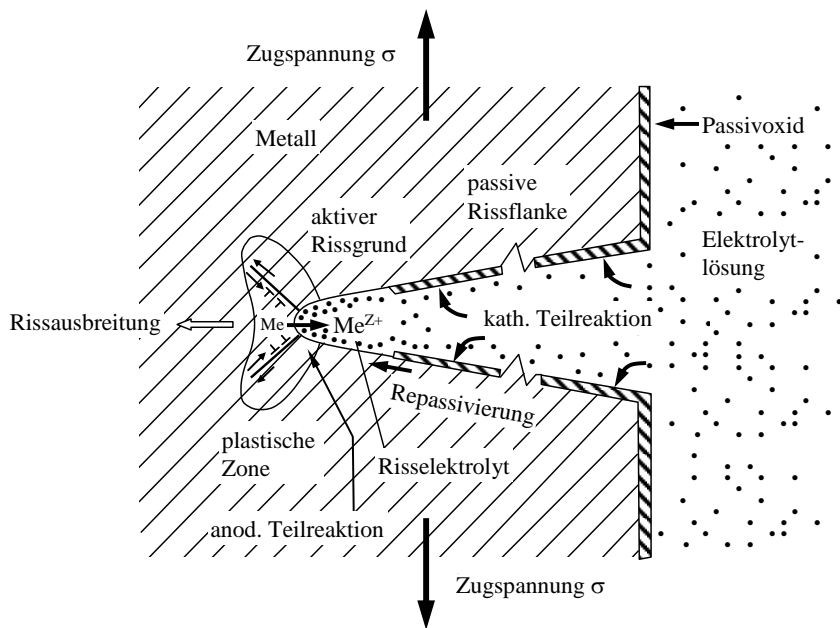


Abbildung 2-13: Mechanismus der Spannungsrisskorrosion [Ro 04]

Die durch mechanische Belastung induzierte Versetzungsbewegung resultiert in Gleitstufen an der Oberfläche und einem Aufreißen der Passivierungsschicht. Der spezifische Elektrolyt verhindert deren Neubildung und führt zu einem örtlichen Korrosionsangriff. Aufgrund der Spannungskonzentration an der Risspitze und der damit verbundenen hohen Versetzungsdichte am Rissgrund bildet sich eine plastische Zone aus. Diese wird durch anodische Teilreaktionen aufgelöst und führt somit zu einer stetigen Rissausbildung. Das Risswachstum verläuft in Abhängigkeit des Werkstoffs und des Elektrolyten inter- oder transkristallin. Das Risswachstum wird durch Reduzierung des tragenden Querschnitts beschleunigt und resultiert in einem vorzeitigen Versagen des Bauteils [Ba 08].

Bei der kathodischen Spannungsrisskorrosion, auch Wasserstoffversprödung genannt, entsteht der Anriss nicht durch Spannungen, sondern durch atomaren Wasserstoff. So bildet sich dieser beispielsweise bei der kathodischen Reaktion eines Korrosionsprozesses. Der atomare Wasserstoff diffundiert in den Werkstoff ein und resultiert durch Bildung von Wasserstoffmolekülen in inneren Spannungen und einer interkristallinen Rissbildung entlang der Korngrenzen [Ba 08].

Der Schädigungsmechanismus der Spannungsrisskorrosion ist bei Magnesium und seinen Legierungen eine Kombination aus anodischer Auflösung der Matrix und Wasserstoffversprödung. Der Wasserstoff, welcher beispielsweise durch den kathodischen Korrosionsprozess entsteht, diffundiert an der Grenzfläche zum Elektrolyten in die Matrix ein. Am Beispiel der Legierung AZ91 lagert sich Wasserstoff an die β -Phase an. Dabei bilden sich Magnesiumwasserstoffverbindungen, welche den Werkstoff zusätzlich durch Mikrorisse schädigen [Ch 08].

Den Einfluss der NaCl-Lösungskonzentration und des Kathodenpotentials auf die Spannungsrisskorrosion untersuchte Uematsu et al. an der Magnesiumlegierung AZ31. Eine Erhöhung der Lösungskonzentration, beziehungsweise Chloridionenanzahl, resultierte in einem Anstieg des Rissfortschritts, hervorgerufen durch vermehrte anodische Auflösung der Rissspitze. In Bezug auf das Pourbaix-Diagramm, siehe Abbildung 2-11, wurden Kathodenpotentiale im Bereich der Immunität, der Korrosion und der Grenzfläche Immunität/Korrosion ausgewählt. An der Grenzfläche und im Bereich der Immunität wurden keine Korrosionsprodukte gefunden, was somit auf eine Versprödung durch eindiffundierten Wasserstoff schließen ließ [Ue 12].

Den Einfluss von Legierungselementen auf die Spannungsrisskorrosion untersuchte unter anderem Kannan et al. an Mg-Legierungen mit zulegierten seltenen Erden. Am Beispiel der Legierung EV31A konnte die Anfälligkeit zur Spannungsrisskorrosion deutlich reduziert werden. Eine Zulegierung von Zink und Silber in die Seltenen Erden Legierungen erhöhte diese jedoch wieder [Ka 08].

2.3.4 Korrosionsschutzmaßnahmen

Zur Verbesserung der Korrosionseigenschaften können Magnesiumwerkstoffe mittels verschiedener Oberflächenbehandlungen beschichtet werden, siehe Abbildung 2-14.

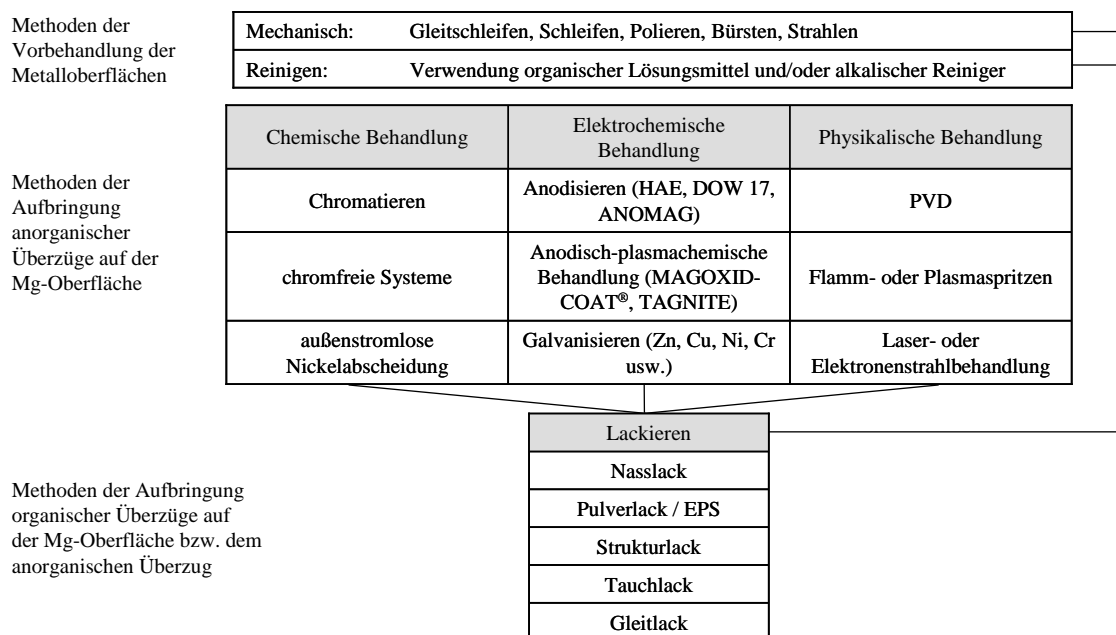


Abbildung 2-14: Methoden der Oberflächenbehandlung von Magnesiumwerkstoffen [He 11]

In einem ersten Schritt wird die Metalloberfläche mechanisch bearbeitet beziehungsweise gereinigt. Nachfolgende Überzüge können hierbei unterteilt werden in anorganische und organische Verfahren. Erstere werden unterschieden in chemische, elektrochemische und physikalische Behandlungen. Organische und anorganische Überzüge werden mittels verschiedener Lackierverfahren, wie beispielsweise Nass- und Pulverlack, auf die Oberfläche aufgebracht. Am häufigsten Anwendung finden

stromlose elektrochemische Verfahren, welche eine oxidische Schutzschicht auf der Mg-Oberfläche erzeugen [He 11]. Um einen optimalen Oberflächenschutz zu gewährleisten ist die Verwendung hochreiner HP-Legierungen mit einem minimalen Porenvolumen notwendig [Mo 01]. Des Weiteren beeinflussen spätere Belastungen im Betrieb und Umgebungseinflüsse wie beispielsweise Sprühwasser mit Abrasivstoffen die Wahl des Korrosionsschutzkonzepts [Ka 00 a].

3 Zielstellung und Vorgehensweise

Magnesium ist ein Konstruktionswerkstoff mit geringer Dichte und hohem Potential um den Leichtbau im Fahrzeug voranzutreiben. Wie aus Abbildung 2-4 Seite 8 ersichtlich, beschränkt sich dessen Anwendung bisher nur auf die Bereiche Rohkarosserie, Antriebsstrang und Innenraum. Einzige Anwendung im Bereich des Fahrwerks ist ein Gussrad, welches jedoch nicht für den Winterbetrieb geeignet ist und nur geringe Stückzahlen aufweist. Ziel dieser Arbeit ist es somit, das Anwendungsgebiet für Magnesium im Fahrwerksbereich zu erweitern um somit neue Leichtbaupotentiale zu erschließen. Im Rahmen der Arbeit wird dies am Beispiel einer Getriebequerbrücke der S-Klasse Baureihe 221 betrachtet, siehe Abbildung 3-1.

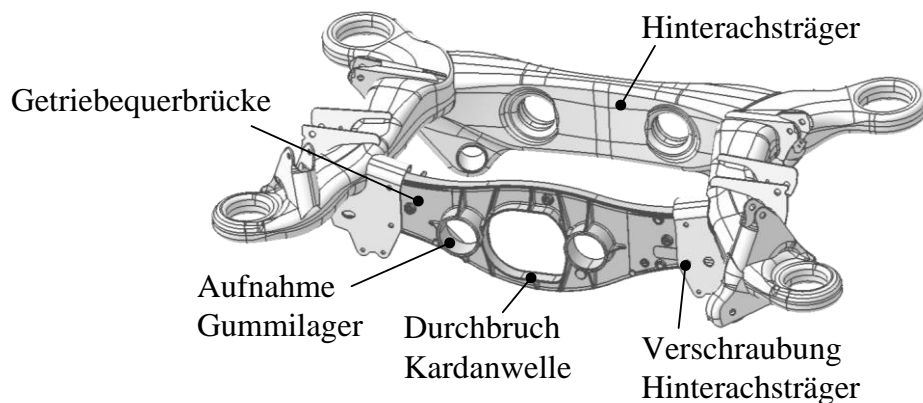


Abbildung 3-1: Hinterachsträger und Getriebequerbrücke der Mercedes Benz S-Klasse (BR221)

Die Getriebequerbrücke, im nachfolgenden auch Querbrücke genannt, ist über vier Verschraubungspunkte mit dem Hinterachsträger verbunden und durch einen mittigen Durchbruch für die Kardanwelle des Hinterachsgetriebes gekennzeichnet. Das Hinterachsgetriebe wird zum Teil über zwei Gummilager in der Querbrücke gelagert. Die Getriebequerbrücke ist derzeit die einzige Gussanwendung im Fahrwerk der S-Klasse und besteht aus einer, im konventionellen Druckguss vergossenen, Aluminiumlegierung. Ziel der Arbeit ist es, diese durch eine Magnesiumlegierung zu substituieren. Anhand verschiedener Arbeitspakete wird das Potential von Magnesium als Konstruktionswerkstoff für Fahrwerksanwendungen bewertet. Eine Übersicht über die Struktur der vorliegenden Arbeit ist in Abbildung 3-2 aufgezeigt.

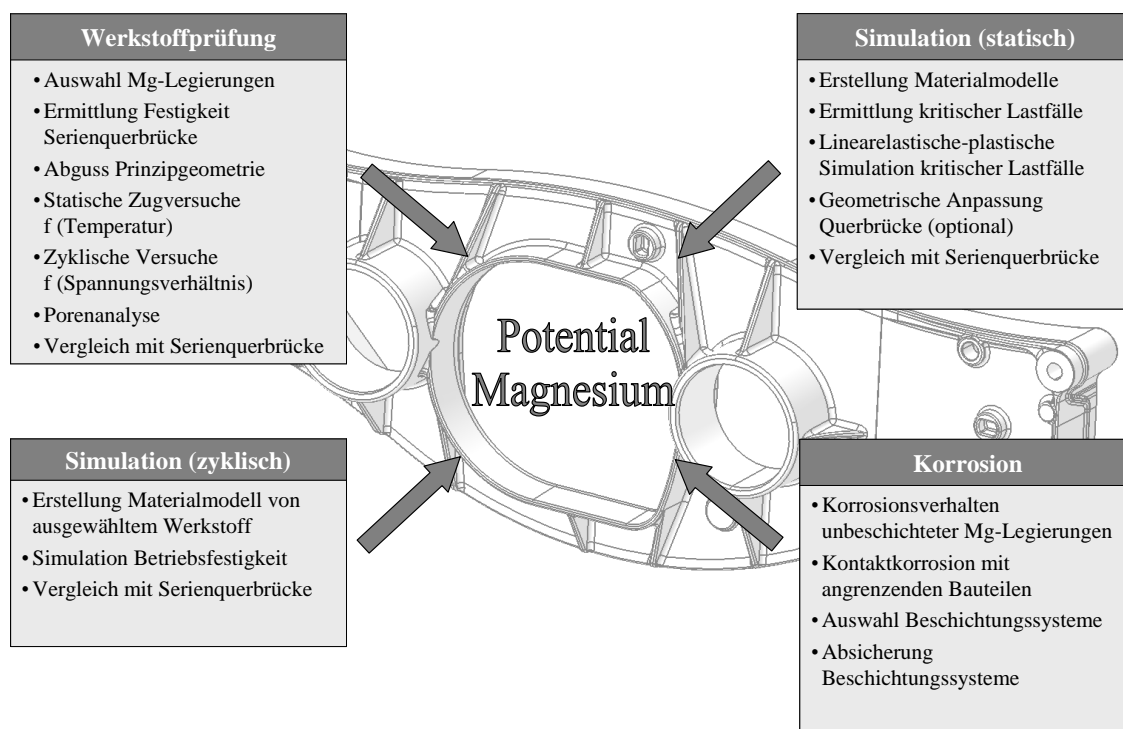


Abbildung 3-2: Struktur der vorliegenden Dissertationsarbeit

Die Arbeit gliedert sich in die Arbeitspakete Werkstoffprüfung, statische Simulation, zyklische Simulation und Korrosion.

Im Arbeitspaket Werkstoffprüfung werden verschiedene Magnesiumlegierungen ausgewählt und zusammen mit der Serienlegierung in einer Prinzipgeometrie vergossen. Zur Generierung eines Zielkorridors sind zusätzlich Kennwerte der aktuellen Getriebequerbrücke zu ermitteln und mit denen der Prinzipgeometrie zu vergleichen. Es werden statische Zugversuche bei Raumtemperatur und erhöhter Temperatur durchgeführt. Des Weiteren ist das zyklische Werkstoffverhalten durch Dauer-schwingversuche mit verschiedenen Spannungsverhältnissen zu untersuchen. Mit Hilfe flächiger und volumenbezogener Analysemethoden wird zusätzlich die Porenstruktur der verschiedenen Werkstoffe visualisiert und quantifiziert.

Im Arbeitspaket der statischen Simulation sind in einem ersten Schritt für ausgewählte Werkstoffe elastisch-plastische Materialmodelle zu erstellen. Anhand verschiedener Lastdaten sind für die Getriebequerbrücke kritische Lastfälle zu ermitteln. Anschließend werden Vergleichsspannungen, Verschiebungen und plastische Formänderungen für die betrachteten Materialmodelle und Lastfälle bestimmt. Zur Bewertung der Ergebnisse wird als Referenz die derzeit verwendete Al-Querbrücke verwendet. Falls notwendig ist eine geometrische Anpassung der Mg-Getriebequerbrücke vorzunehmen und mittels elastisch-plastischer Berechnungen statisch abzusichern.

Im Arbeitspaket der zyklischen Simulation werden in einem ersten Schritt Materialmodelle für ausgewählte Legierungen erstellt. Mittels einer zyklischen Betriebs-

festigkeitssimulation sind Schädigungsverteilungen und maximale Schädigungen der Al- und Mg-Getriebequerbrücke zu ermitteln. Des Weiteren wird der Einfluss der Materialsubstitution auf die Schädigung des Hinterachsträgers bewertet.

Im Arbeitspaket der Korrosion wird zu Beginn das Korrosionsverhalten von Mg-Legierungen ohne zusätzlichen Korrosionsschutz untersucht. Des Weiteren ist die Kontaktkorrosion mit angrenzenden Fahrwerkskomponenten zu betrachten und durch verschiedene konstruktive Maßnahmen zu reduzieren. In einem nächsten Schritt werden Korrosionsschutzschichten verschiedener Komplexität ausgewählt und in verschiedenen Korrosionsprüfungen bewertet.

Nach Darstellung der Ergebnisse der einzelnen Arbeitspakete werden diese diskutiert und dem jetzigen Serienwerkstoff vergleichend gegenübergestellt. Ziel der Arbeit ist es eine Aussage über das Potential von Magnesium im Fahrwerk zu generieren.

4 Darstellung der Ergebnisse

In nachfolgenden Kapiteln werden zunächst die Herstellung der Druckgussplatten und deren Probenentnahmestellen sowie die der Querbrücken beschrieben. Anschließend sind Ergebnisse der statischen und zyklischen Festigkeitsuntersuchungen dargestellt. Zur Ermittlung der Betriebsfestigkeit werden statische und zyklische Festigkeitsberechnungen durchgeführt. Abschließend sind die Ergebnisse der Korrosionsuntersuchungen von unbeschichteten und beschichteten Magnesiumlegierungen aufgeführt.

4.1 Herstellung Druckgussplatten und Probenentnahme

Die Herstellung der Druckgussplatten und deren Probeentnahmepositionen sowie die der Querbrücke sind in den folgenden Kapiteln näher erläutert.

4.1.1 Herstellung Druckgussplatten und Probenentnahmestellen

Am Steinbeis Transfer Zentrum der Hochschule Aalen werden Druckgussplatten von verschiedenen Magnesiumlegierungen abgegossen. Um eine Vergleichbarkeit mit der Getriebequerbrücke zu erzielen, wird deren Aluminiumlegierung AlMg5Si2Mn ebenfalls in dem Plattenwerkzeug vergossen.

Aus dem AM-System wird die Legierung AM50 ausgewählt. Gründe dafür sind die hohe Festigkeit und Dehnung bei sehr guten Gießeigenschaften. Die Legierung findet im Automobilbau unter anderem Anwendung bei Sitzrahmen, Instrumententafelträgern und Lenkrädern [Ka 00 a]. Um den Einfluss des Fertigungsverfahrens auf die mechanischen Werkstoffeigenschaften zu untersuchen wird die Legierung AM50 im konventionellen Druckguss und VACURAL[®]-Verfahren vergossen. Im Folgenden werden die im VACURAL[®]-Verfahren vergossene Platten als AM50vacural bezeichnet.

Des Weiteren wird aus dem AZ-System die Legierung AZ91, als am häufigsten eingesetzte Legierung im Druckguss, untersucht. Sie besitzt eine vorteilhafte Kombination von mechanischen und physikalischen Werkstoffkennwerten und zeichnet sich durch sehr gute Gießeigenschaften aus. Die maximale Einsatztemperatur der Legierung beträgt rund 110 °C und findet Anwendung in der Automobil- Computer- und Telefonindustrie [Ka 00 a]. Die Druckgussplatten aus der Legierung AZ91 werden im konventionellen Druckguss gefertigt.

Aus der Gruppe der kriechbeständigen AS-Legierungen wird die Legierung AS31 ausgewählt. Einsetzbar sind diese Legierungen bis ca. 150 °C und die mechanischen Werkstoffeigenschaften bei Raumtemperatur liegen im mittleren Festigkeitsbereich [Ka 00 a]. Untersucht wird die Legierung AS31, da diese bei Mercedes Benz bereits erfolg-

reich als Getriebegehäusewerkstoff im Automatikgetriebe eingesetzt wird. Die Druckgussplatten aus AS31 werden im konventionellen Druckgussverfahren gefertigt.

Des Weiteren werden aus der AMZ-Gruppe die Legierungen AMZ30 und AMZ40 ausgewählt. Diese eignen sich für hoch duktile Interieur- und Strukturteile und werden für diese Arbeit im konventionellen Druckguss vergossen [DB 06]. Bei allen untersuchten Magnesiumlegierungen handelt es sich um high-purity (HP) Legierungen. Dabei sind Elemente, welche sich negativ auf die Korrosionseigenschaften des Magnesiums auswirken, auf ein Minimum reduziert. So beträgt der maximale Gehalt an Kupfer 0,03 Ma%, an Nickel 0,002 Ma% und an Eisen 0,005 Ma% [Mo 08]. Bei der Bezeichnung der Magnesiumlegierungen wird im Folgenden auf die Abkürzung HP verzichtet.

Um Oxidation an der Schmelzeoberfläche der Mg-Legierungen zu vermeiden wird als Schutzgas eine Kombination des Trägergases N_2 (99,82 %) und SF_6 (0,18 %) verwendet. Die im konventionellen Druckguss gefertigten Platten werden in den Abmessungen 150x100x4 mm hergestellt. Die Abmessungen der Platten, welche im VACURAL[®]-Verfahren gegossen werden, betragen 250x200x4 mm. Die Geometrievariation liegt darin begründet, dass keine einheitliche Werkzeuggeometrie für beide Fertigungsverfahren am Steinbeis Transfer Zentrum vorhanden ist. Aufgrund der geometrischen Ähnlichkeit, wie beispielsweise die identische Bauteildicke, werden die konventionell und im VACURAL[®]-Prozess vergossenen Druckgussplatten und die daraus ermittelten Kennwerte als vergleichbar betrachtet. Als wassermischbares Trennmittel kommt bei allen Legierungen Chem Trend Safety Lube 7730 mit einem Mischungsverhältnis von 1:30 zum Einsatz [We 10 b].

Eine Übersicht über die Gießparameter ist im Anhang 8.1 aufgeführt. Im konventionellen Druckgussverfahren werden wegen der reduzierten Schmelztemperatur der Mg-Legierungen, im Vergleich zu den Al-Legierungen, die Metall- und Ofenraumtemperaturen um jeweils 20 K reduziert. Aufgrund der erhöhten Schmelztemperatur der Al-Legierungen werden die Werkzeugtemperaturen um jeweils 20 K reduziert. Im Vergleich zur konventionell gegossenen Druckgussplatte steigt das Bauteilvolumen im VACURAL[®]-Verfahren um das 3,3 fache an. Damit verbunden ist ein Anstieg des Betriebs- und Multidrucks um jeweils 10 bar und des spezifischen Drucks um 40 bar. Die konventionell und im VACURAL[®]-Verfahren vergossenen Platten werden nach Entnahme aus dem Druckgusswerkzeug an der Luft abgekühlt und keiner weiteren Wärmebehandlung unterzogen. In Abbildung 4.1 (a) ist eine konventionell und im VACURAL[®]-Verfahren vergossene Platte dargestellt. Zusätzlich wird am Steinbeis Transfer Zentrum eine Formfüllsimulation der konventionell gegossenen Druckgussplatte durchgeführt. Als Simulationstool wird das Programm MAGMASOFT der Firma MAGMA verwendet, siehe Abbildung 4-1 (b).

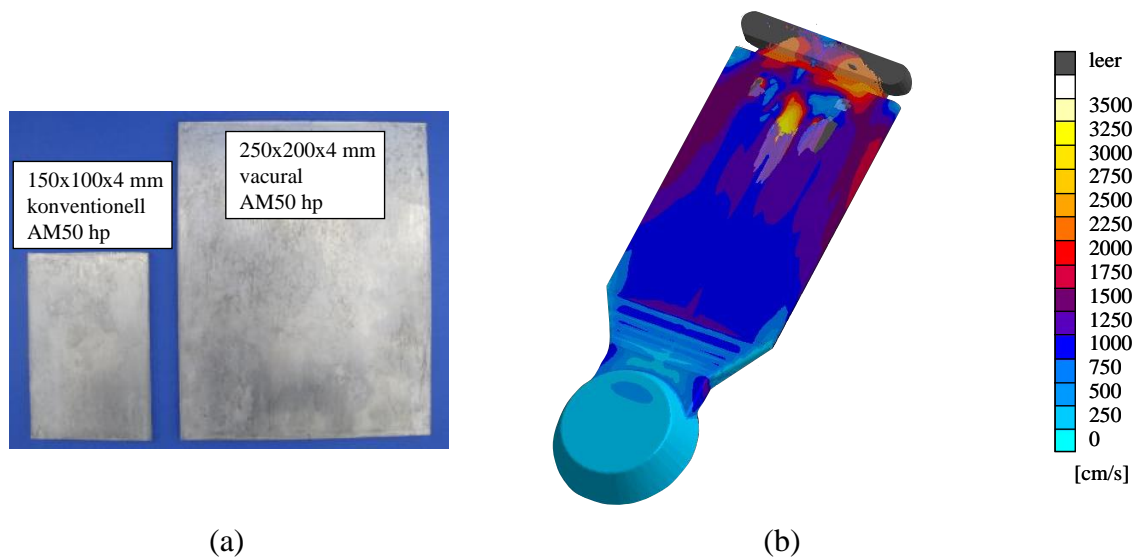


Abbildung 4-1: Konventionell und im VACURAL[®]-Verfahren vergossene Platte (a) und Verteilung der Formfüllgeschwindigkeit nach 46 ms und 91,04 % Formfüllung (b) [Quelle: Steinbeis Transfer Zentrum Hochschule Aalen]

Im anschnittsnahen Strömungsbereich bildet sich ein laminares Geschwindigkeitsprofil und somit ein homogener Strömungsbereich aus. An den Randzonen der DGP ist die Strömungsgeschwindigkeit größer als im Mittenbereich. Das Auftreffen der randnahen Schmelzefront auf die Überlaufseite des Werkzeugs resultiert in einer Verwirbelung der Schmelzfronten und inhomogen Formfüllung.

In Abbildung 4-2 (a) (b) sind die Entnahmestellen der Zug- und Schwingproben, welche aus den konventionell und im VACURAL[®]-Verfahren vergossenen Druckgussplatten entnommen werden, dargestellt.

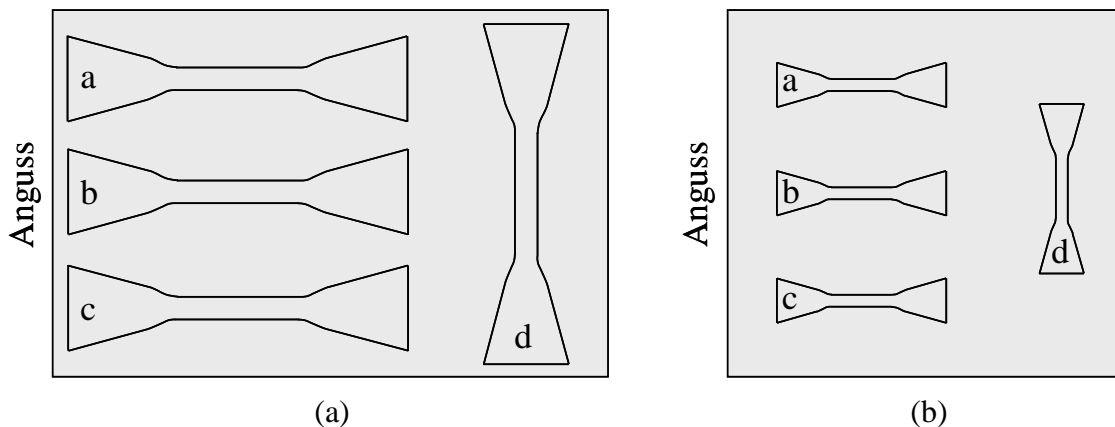


Abbildung 4-2: Probenentnahmestellen für konventionell (a) und im VACURAL[®]-Verfahren (b) vergossene Druckgussplatten

Im Bereich homogener Strömung werden drei Proben in Längsrichtung der Platte entnommen. Zusätzlich wird im turbulenten Strömungsbereich eine Probe in Quer-

richtung entnommen. Zug- und Schwingproben werden mit den Kleinbuchstaben a – d gekennzeichnet.

4.1.2 Probenentnahme an der Querbrücke

Zur mechanischen Charakterisierung der Getriebequerbrücke werden Festigkeits- und Verformungskennwerte an vier Entnahmepositionen ermittelt. In Abbildung 4-3 sind diese an der Querbrücke dargestellt.



Abbildung 4-3: Probenentnahmepositionen an der Getriebequerbrücke

Die Lage der Zugproben ist so gewählt, dass sich die Messlänge der Zugproben in Bauteilbereichen mit konstanten Wandstärken von 4 mm befindet. Zug- und Schwingproben werden mit den Großbuchstaben A – D gekennzeichnet und an einheitlichen Positionen entnommen.

4.2 Ermittlung statischer Werkstoffkennwerte

In nachfolgenden Kapiteln werden zunächst die Probengeometrie und Versuchsparameter beschrieben. Des Weiteren wird das Verfestigungsverhalten der Querbrücken mit dem der Druckgussplatten verglichen. Anschließend werden Einflüsse der Wärmebehandlung und des Fertigungsverfahrens auf mechanische Kennwerte dargestellt. Nachfolgend werden Druckgussplatten bei Raumtemperatur und erhöhter Temperatur hinsichtlich ihrer Festigkeits- und Verformungskennwerte charakterisiert. Abschließend werden Ergebnisse der Härtemessung nach Brinell dargestellt.

4.2.1 Probengeometrie und Versuchsparameter

Die Probengeometrie für Flachzugproben aus den Querbrücken und Druckgussplatten ist an DIN 50125 Form E angelehnt [DI 09]. Die Zugprobe ist jedoch, anders als in der DIN, nicht durch parallele, sondern durch schräge Flanken an der Einspannung gekennzeichnet, siehe Abbildung 4-4.

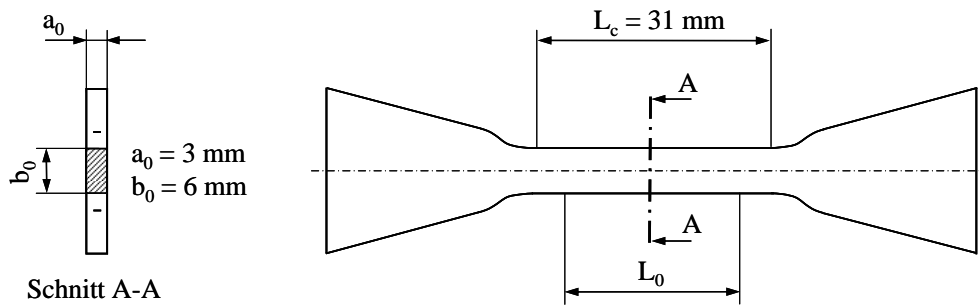


Abbildung 4-4: Flachzugprobe mit Abmessungen

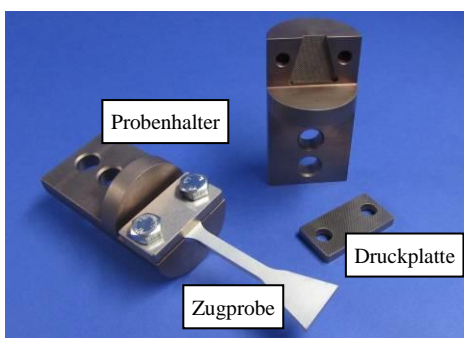
Um einen Einfluss der Gusschicht auf die mechanischen Kennwerte zu vermeiden, werden die Zugproben aus den Querbrücken und Druckgussplatten beidseitig mechanisch bearbeitet und auf eine Probendicke a_0 von 3 mm reduziert. Die minimale Anfangsmesslänge L_0 ergibt sich unter Berücksichtigung der Probenbreite b_0 zu:

$$L_0 = 5,65\sqrt{a_0 \cdot b_0} = 5,65\sqrt{3\text{mm} \cdot 6\text{mm}} = 24\text{mm} \quad (4.1)$$

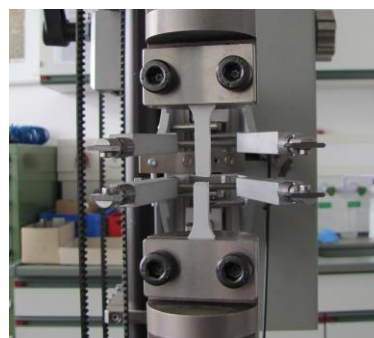
In den Zugversuchen wird die Anfangsmesslänge auf 25 mm eingestellt. Um dennoch eine normgerechte Prüfung zu gewährleisten, ist nachfolgende Bedingung für die Versuchslänge L_c weiterhin erfüllt [DI 09]:

$$L_c \geq L_0 + 1,5\sqrt{a_0 \cdot b_0} = 25 + 1,5\sqrt{3\text{mm} \cdot 6\text{mm}} = 31\text{mm} \quad (4.2)$$

Die schrägen Probenflanken im Bereich der Einspannung dienen zu einem mittigen Ausrichten der Probe entlang der Zugrichtung und zu einem vereinfachten Einbau der Zugproben. Fixiert werden diese in der Halterung durch eine Druckplatte, welche durch zwei Schrauben befestigt wird. Die dadurch erzeugte Normalkraft in Verbindung mit den schrägen Probenflanken resultiert in einer stabilen Einspannung der Zugproben während der Prüfung. Um eine Relativbewegung zwischen Probenhalter und Zugprobe im Bereich der Einspannung zu vermeiden, werden die Innenseiten der Probenhalter und Druckplatten mit einer geriffelten drahterodierten Oberfläche versehen, siehe Abbildung 4-5 (a). Die Zugproben sind somit während der Prüfung durch einen kombinierten Kraft- und Formschluss fixiert.



(a)



(b)

Abbildung 4-5: Probenhalter für Flachzugproben (a) und Einbauzustand der Zugprobe (b)

Zur maschinenseitigen Befestigung werden die Probenhalter mit zwei St-Bolzen fixiert. Zugversuche bei Raumtemperatur und erhöhter Temperatur werden mittels einer Universalprüfmaschine der Firma ZWICK GMBH & CO. KG durchgeführt. Zur Messung der Verformungen bei Raumtemperatur werden Makro-Längenänderungsaufnehmer verwendet, siehe Abbildung 4-5 (b). Bei erhöhter Temperatur kommt ein Rundofen mit 3-Zonen-Temperatur-Regelung und zur Messung der Verformung ein Hochtemperatur-Extensometer zum Einsatz. Um eine komplette Durchwärmung der Proben zu gewährleisten werden diese vor Beginn der Prüfung 10 Minuten temperiert. Die Prüfparameter für Zugversuche bei Raumtemperatur und erhöhter Temperatur sind identisch. So beträgt die Messlänge L_0 25 mm, die Vorkraft 100 N und die Dehngeschwindigkeit während des Versuchs konstant 0,00025 1/s. Im Anhang 8.3 ist der Prüfplan für die Zugversuche bei Raumtemperatur und erhöhter Temperatur dargestellt.

4.2.2 Ergebnisse der Zugversuche bei Raumtemperatur

Die Querbrücken werden im Herstellungsprozess einer Wärmebehandlung unterzogen. Um eine Vergleichbarkeit mit den Druckgussplatten zu erzielen, wird eine Platte aus dem Werkstoff AlMg5Si2Mn ebenfalls wärmebehandelt. Hierfür wird diese 70 Minuten bei 250 °C warm ausgelagert und anschließend an der Luft abgekühlt. Die wärmebehandelten Flachzugproben werden bei Raumtemperatur geprüft und anschließend mit dem Verfestigungsverhalten der Querbrücken verglichen. In Abbildung 4-6 (a) sind der Streubereich der Querbrücken und die Spannungs-Dehnungskurven von unbehandelten und warm ausgelagerten Al-Druckgussplatten dargestellt.

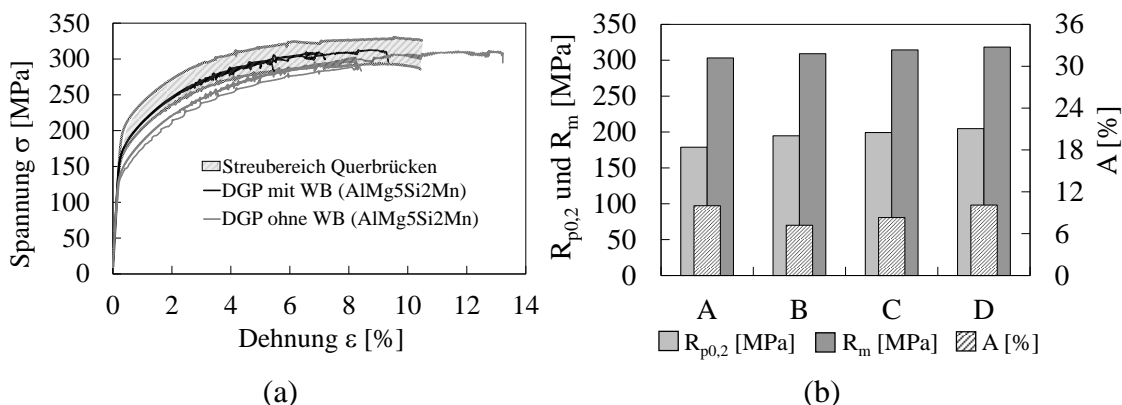


Abbildung 4-6: Veränderung des Verfestigungsverhaltens durch eine Wärmebehandlung (a) und Verteilung der mechanischen Kennwerte der Querbrücken (b) (Prüf temperatur 23 °C)

Bis zu einer Dehnung von rund 8 % liegen die Spannungs-Dehnungskurven der unbehandelten Al-DGP unterhalb des Streubereichs der Querbrücken. Bedingt durch die Wärmebehandlung vergrößern sich Festigkeitskennwerte, wie Streckgrenze und Zugfestigkeit, bei gleichzeitiger Reduzierung der Verformungskennwerte. Die Druckgussplatte ist somit im Streubereich und im Verfestigungsverhalten vergleichbar mit der Querbrücke. Die mechanischen Kennwerte, in Abhängigkeit von den Quer-

brückenentnahmestellen, sind in Abbildung 4-6 (b) dargestellt. Die geringsten Streckgrenzen- und Zugfestigkeitswerte mit 178,8 MPa beziehungsweise 303,3 MPa weist hierbei Entnahmestelle A auf. Die niedrigste Bruchdehnung aller Entnahmepositionen beträgt 7,2 % und ist an Stelle B zu finden. Anschließend werden die mechanischen Kennwerte der Querbrücke und der wärmebehandelten Druckgussplatte über alle Entnahmestellen arithmetisch gemittelt und verglichen. Die Streckgrenze und Zugfestigkeit sind in der wärmebehandelten Druckgussplatte dabei um 9 % beziehungsweise 5 % reduziert. Die Bruchdehnung der Querbrücken ist im Vergleich zu den Druckgussplatten um rund 30 % erhöht. In der unbehandelten Druckgussplatte aus dem Werkstoff AlMg5Si2Mn weist Stelle d die geringsten Festigkeits- und Verformungskennwerte auf, siehe Abbildung 4-7 (a).

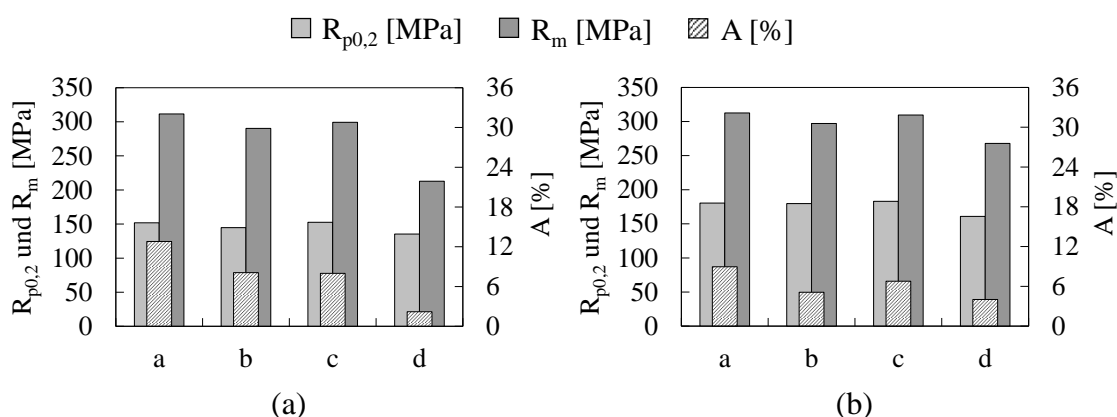


Abbildung 4-7: Verteilung der mechanischen Kennwerte des Werkstoffs AlMg5Si2Mn DGP ohne Wärmebehandlung (a) und mit Wärmebehandlung (b) (Prüftemperatur 23 °C)

Die Streckgrenze beträgt 135,4 MPa, die Zugfestigkeit 212,8 MPa und die Bruchdehnung 2,2 %. Die gemittelten mechanischen Kennwerte ergeben für die Streckgrenze 146,1 MPa, für die Zugfestigkeit 278,5 MPa und für die Bruchdehnung 7,8 %. Bei Betrachtung der wärmebehandelten Druckgussplatte weist ebenfalls Position d die geringsten Festigkeits- und Verformungskennwerte auf, siehe Abbildung 4-7 (b). Die Streckgrenze beträgt 161 MPa, die Zugfestigkeit 268 MPa und die Bruchdehnung 4 %. Über alle Entnahmepositionen gemittelt ergibt sich für die Streckgrenze 176 MPa, für die Zugfestigkeit 296,8 MPa und für die Bruchdehnung 6,2 %. Bei Vergleich der Druckgussplatte mit und ohne Wärmebehandlung verringert sich durch die Wärmebehandlung die Bruchdehnung A im Mittel um rund 20 %. Dem entsprechend steigen die Streckgrenzenwerte um 20 % und die Zugfestigkeitswerte um 7 % an.

In Abbildung 4-8 ist der Einfluss des Fertigungsverfahrens auf die mechanischen Kennwerte am Beispiel der Legierung AM50 dargestellt.

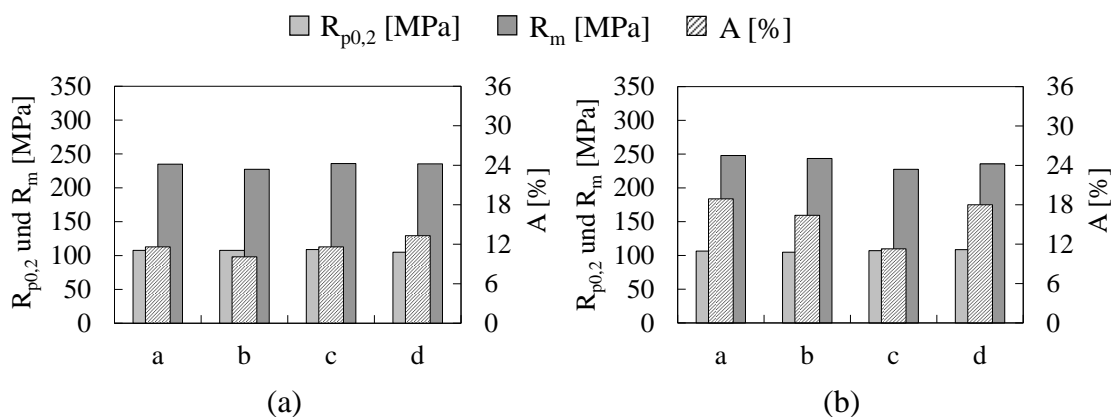


Abbildung 4-8: Verteilung der mechanischen Kennwerte des Werkstoffs AM50 konventionell (a) und im VACURAL®-Verfahren vergossen (b) (Prüftemperatur 23 °C)

Bei Betrachtung der konventionell gegossenen Druckgussplatte weist Entnahmeposition b die geringste Zugfestigkeit von 227,3 MPa und niedrigste Bruchdehnung von 10,1 % auf, siehe Abbildung 4-8 (a). Die niedrigste Streckgrenze mit 105 MPa ist an Position d zu finden. Die gemittelten mechanischen Kennwerte ergeben für die Streckgrenze 107,3 MPa, für die Zugfestigkeit 233,4 MPa und für die Bruchdehnung 11,7 %. Bei der im VACURAL®-Verfahren vergossenen Druckgussplatte ist Position c durch die geringste Zugfestigkeit von 227,5 MPa und die niedrigste Bruchdehnung von 11,3 % gekennzeichnet, siehe Abbildung 4-8 (b). Position b ist durch die geringste Streckgrenze von 104,7 MPa gekennzeichnet. Bei einer Mittelung der mechanischen Kennwerte folgt für die Streckgrenze 106,7 MPa, für die Zugfestigkeit 238,6 MPa und für die Bruchdehnung 16,2 %. Im Vergleich zur konventionell gegossenen Druckgussplatte und bei Betrachtung aller Entnahmepositionen resultiert die VACURAL®-Technik in einer Erhöhung der Zugfestigkeit um rund 3% bei gleichbleibender Streckgrenze. Der Einfluss der VACURAL®-Technik ist vor allem bei der Bruchdehnung erkennbar, da diese um rund 38% ansteigt.

Im Anhang 8.3 sind die Verteilungen der mechanischen Kennwerte für die Legierungen AMZ30, AMZ40, AZ91 und AS31 dargestellt. Bei der Legierung AMZ30 ist Entnahmestelle d durch die geringsten Festigkeits- und Verformungskennwerte gekennzeichnet. Die Streckgrenze beträgt 87,1 MPa, die Zugfestigkeit 181 MPa und die Bruchdehnung 7,8 %. Die gemittelten mechanischen Kennwerte der Druckgussplatte ergeben für die Streckgrenze 93,7 MPa, für die Zugfestigkeit 202 MPa und für die Bruchdehnung 11,7 %. Die Legierung AMZ40 weist an der Entnahmeposition b die geringste Zugfestigkeit von 178,3 MPa und niedrigste Bruchdehnung von 6,7 % auf. Durch die geringste Streckgrenze von 94,2 MPa ist Position d gekennzeichnet. Bei einer Mittelung der mechanischen Kennwerte folgt für die Streckgrenze ein Wert von 98,3 MPa, für die Zugfestigkeit 201,3 MPa und für die Bruchdehnung 9,3 %. Nach Auswertung der Druckgussplatten des Werkstoffs AZ91 weist Entnahmeposition b die geringste Zugfestigkeit von 194,7 MPa und die niedrigste Bruchdehnung von 2,5 % auf. Die geringste Streckgrenze mit einem Wert von 124,1 MPa ist an Position d zu finden. Die

gemittelten Festigkeits- und Verformungskennwerte ergeben für die Streckgrenze 129 MPa, für die Zugfestigkeit 204 MPa und die Bruchdehnung 3,3 %. Die Druckgussplatte aus dem Werkstoff AS31 besitzt mit einer Zugfestigkeit von 188,1 MPa und einer Bruchdehnung von 5 % an Entnahmeposition b die geringsten mechanischen Kennwerte. Mit einem Wert von 108,9 MPa ist Position d durch die niedrigste Streckgrenze charakterisiert. Die gemittelten mechanischen Kennwerte betragen 109,9 MPa für die Streckgrenze, 197,7 MPa für die Zugfestigkeit und 6,3 % für die Bruchdehnung.

Die E-Module der betrachteten Al- und Mg-Legierungen sind in Anhang 8.3 dargestellt. Die Werte ergeben sich hierbei durch eine arithmetische Mittelung der experimentellen Ergebnisse. Der maximale E-Modul von 73,4 GPa wird durch das Vergießen der Legierung AlMg5Si2Mn im Druckgussplattenwerkzeug erreicht. Bei einem relativen Vergleich der Mg-Legierungen ist der Werkstoff AZ91 durch den maximalen Wert von 42 GPa gekennzeichnet. Den geringsten E-Modul von 35,3 GPa weist der Werkstoff AS31 auf.

4.2.3 Ergebnisse der Zugversuche bei 80 °C

Die maximale Betriebstemperatur der Querbrücke beträgt lokal 80 °C. Durch die Abwärme der Abgasanlage, welche an der Unterseite der Querbrücke entlangführt, erhöht sich im Fahrbetrieb lokal die Temperatur der Querbrücke. In Abbildung 4-9 ist die Lage der Abgasanlage schematisch dargestellt.

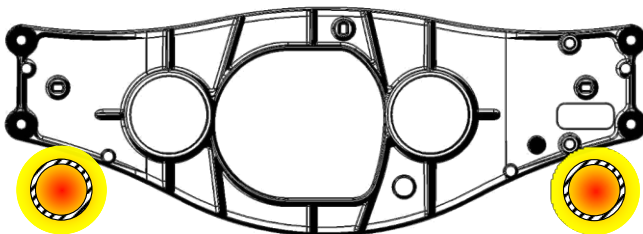


Abbildung 4-9: Wärmeeintrag in Querbrücke durch Abgasanlage

In Abbildung 4-10 ist der Einfluss des Fertigungsverfahrens auf die Verteilung der mechanischen Kennwerte am Beispiel der Legierung AM50 dargestellt.

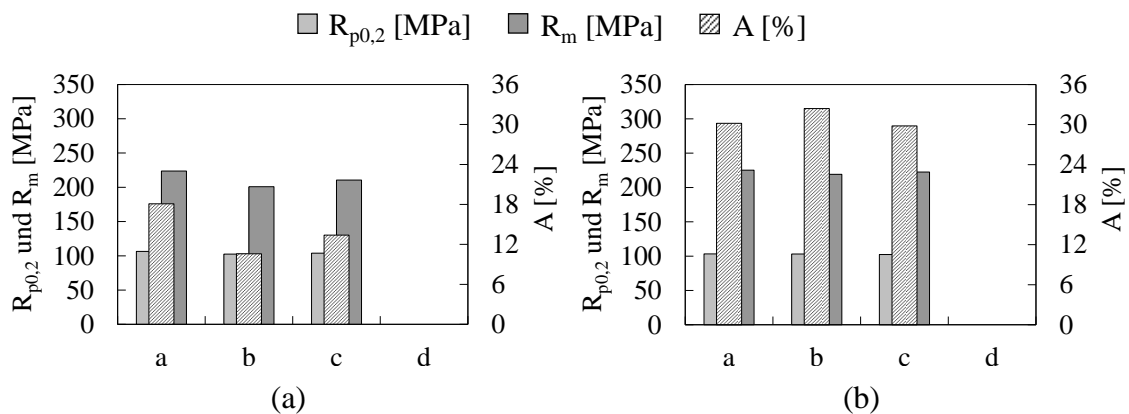


Abbildung 4-10: Verteilung der mechanischen Kennwerte des Werkstoffs AM50 konventionell (a) und im VACURAL®-Verfahren vergossen (b) (Prüf temperatur 80 °C)

In der konventionell vergossenen Platte weist Entnahmeposition b die geringsten mechanischen Kennwerte bei einer Prüf temperatur von 80 °C auf, siehe Abbildung 4-10 (a). Die Streckgrenze beträgt 102,5 MPa, die Zugfestigkeit 200,9 MPa und die Bruchdehnung 10,6 %. Bei einer Mittelung der Festigkeits- und Verformungskennwerte aller Entnahmepositionen beträgt die Streckgrenze 104,3 MPa, die Zugfestigkeit 211,7 MPa und die Bruchdehnung 14 %. In Abbildung 4-10 (b) ist die Verteilung der mechanischen Kennwerte der im VACURAL®-Verfahren vergossenen Platte dargestellt. Die geringsten Werte der Streckgrenze von 102,4 MPa und der Bruchdehnung von 29,8 % sind an Entnahmestelle c zu finden. Entnahmeposition b ist durch die niedrigste Zugfestigkeit von 219,2 MPa charakterisiert. Die gemittelten Festigkeitswerte der Platte ergeben für die Streckgrenze 102,9 MPa, für die Zugfestigkeit 222,3 MPa und für die Bruchdehnung 30,8 %. Bei einem Vergleich beider Fertigungsverfahren und unter Berücksichtigung aller Entnahmepositionen vergrößert sich die Bruchdehnung durch die VACURAL®-Technik um 120 %. Die Streckgrenze bleibt annähernd konstant und die Zugfestigkeit erhöht sich um 5%.

Im Anhang 8-3 sind Verteilungen der mechanischen Kennwerte bei einer Prüf temperatur von 80 °C für die Querbrücken und Druckgussplatten aus den Werkstoffen AlMg5Si2Mn, AMZ30, AMZ40, AZ91 und AS31 dargestellt. Bei Betrachtung der Zugversuchsergebnisse der Querbrücken resultiert Entnahmeposition A in den geringsten Festigkeitskennwerten. Die Streckgrenze beträgt 178,5 MPa und die Zugfestigkeit 296,2 MPa. Mit einem Wert von 6,5 % ist Position D durch die geringste Bruchdehnung charakterisiert. Bei einer Betrachtung aller Entnahmepositionen ergibt sich für die Streckgrenze ein gemittelter Wert von 196,4 MPa, für die Zugfestigkeit 302,5 MPa und für die Bruchdehnung 7,5 %. Die Legierung AlMg5Si2Mn weist an Position d die geringsten Festigkeits- und Verformungskennwerte auf. Die Streckgrenze beträgt 177,7 MPa, die Zugfestigkeit 315,9 MPa und die Bruchdehnung 7,3 %. Bei einer Mittelung über alle Entnahmepositionen ist der Werkstoff durch eine Streckgrenze von 184,2 MPa, eine Zugfestigkeit von 326,4 MPa und eine Bruchdehnung von 14,4 % charakterisiert. Die Magnesiumlegierung AMZ30 ist durch die geringste Zugfestigkeit

von 163,6 MPa und die niedrigste Bruchdehnung von 7 % an Entnahmeposition b gekennzeichnet. Aufgrund von Messproblemen bei der Zugprüfung wird an Position b bei der Legierung AMZ30 nur eine Probe ausgewertet. Entnahmeposition c ist durch die niedrigste Streckgrenze von 89,9 MPa charakterisiert. Bei einer arithmetischen Mittelung der mechanischen Kennwerte ergeben sich für die Streckgrenze 91,7 MPa, für die Zugfestigkeit 171,6 MPa und für die Bruchdehnung 9 %. Bei der Magnesiumlegierung AMZ40 ist Position c durch den geringsten Streckgrenzenwert von 95,8 MPa und niedrigsten Bruchdehnungswert von 10,6 % gekennzeichnet. Die geringste Zugfestigkeit ist mit einem Wert von 179,7 MPa an Entnahmeposition a zu finden. Die gemittelte Streckgrenze über alle Entnahmepositionen beträgt 98 MPa, die Zugfestigkeit 188,2 MPa und die Bruchdehnung 11,5 %. Der Werkstoff AZ91 weist an Entnahmeposition a die geringste Zugfestigkeit von 200,1 MPa und niedrigste Bruchdehnung von 3,1 % auf. An Position b ist mit einem Wert von 125,8 MPa die niedrigste Streckgrenze zu finden. Bei einer Mittelung aller Entnahmepositionen ergibt sich für die Streckgrenze 126,8 MPa, für die Zugfestigkeit 206 MPa und für die Bruchdehnung 4,1 %. Bei der Magnesiumlegierung AS31 ist Entnahmeposition b durch die niedrigste Streckgrenze von 106,1 MPa und geringste Zugfestigkeit von 199,8 MPa gekennzeichnet. Die geringste Bruchdehnung mit einem Wert von 10,9 % ist an Entnahmeposition a zu finden. Über alle Entnahmepositionen betrachtet betragen die gemittelten Werte für die Streckgrenze 107,3 MPa, für die Zugfestigkeit 202,3 MPa und für die Bruchdehnung 11,6 %.

Die E-Module bei einer Prüftemperatur von 80 °C sind für die betrachteten Al- und Mg-Legierungen im Anhang 8.3 dargestellt. Die Werte ergeben sich durch eine arithmetische Mittelung aller Zugversuchsergebnisse. Der maximale E-Modul wird durch die im Druckgussplattenwerkzeug vergossene Legierung AlMg5Si2Mn erreicht und beträgt 70,4 GPa. Bei einem relativen Vergleich der Mg-Werkstoffe ist Legierung AM50vacural durch den maximalen E-Modul von 40,9 GPa charakterisiert. Den geringsten E-Modul von 35,1 GPa weist Mg-Legierung AMZ30 auf.

4.2.4 Härtemessungen nach Brinell

Als weitere Methode zur Werkstoffcharakterisierung werden Druckgussplatten mittels des Härteverfahrens nach Brinell vermessen. Bei dem Prüfverfahren, welches in der DIN EN ISO 6506-1 genormt ist, wird eine Hartmetallkugel unter einer definierten Prüflast in die Oberfläche des Probenkörpers eingedrückt, siehe Abbildung 4-11 (a) [DI 06 b].

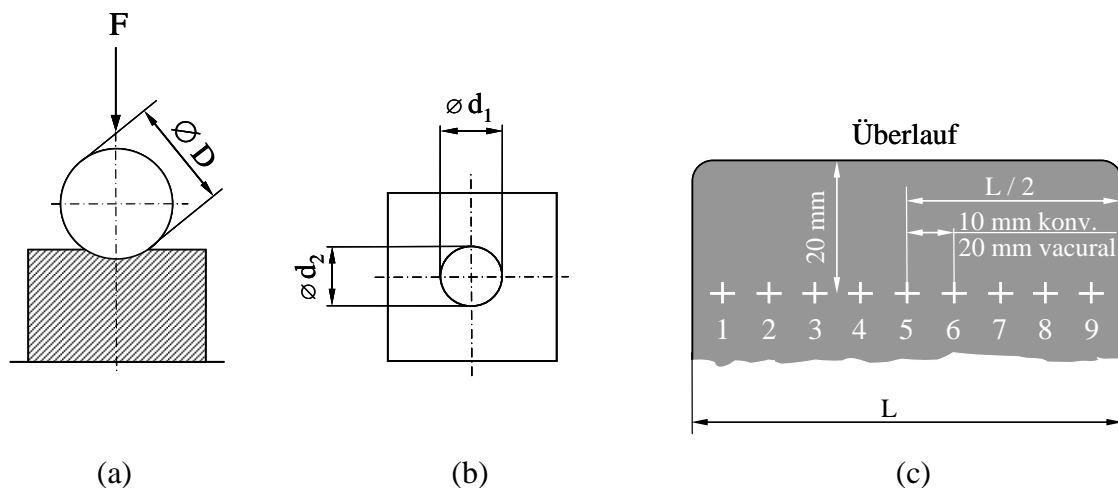


Abbildung 4-11: Härteprüfung nach Brinell Seitenansicht (a), Draufsicht (b) [DI 06 b] und Prüfstellen an den Druckgussplatten (c)

Der Eindruckdurchmesser, welcher durch die Hartmetallkugel erzeugt wird, ist in Abbildung 4-11 (b) dargestellt. Mittels optischer Vermessung werden mehrere Einzeldurchmesser bestimmt und anschließend arithmetisch gemittelt:

$$d = \frac{d_1 + d_2}{2} \quad (4.3)$$

Der Härtewert nach Brinell ist proportional dem Quotienten aus der senkrechten Prüfkraft und der daraus resultierenden gekrümmten Oberfläche des Eindrucks [DI 06 b]:

$$HBW = 0,102 \cdot \frac{2F}{\pi D^2 \left(1 - \sqrt{1 - \frac{d^2}{D^2}} \right)} \quad (4.4)$$

Für die Prüfung der Druckgussplatten wird ein Kugeldurchmesser D mit 2,5 mm Durchmesser verwendet. Der mittlere Eindruckdurchmesser d wird durch die Mittelung von 4 Einzeldurchmessern bestimmt. Diese werden mittels Mikroskop ausgemessen und sind jeweils um 45° versetzt angeordnet. Die Prüfkraft beträgt 612,9 N und die Einwirkzeit der Kugel 12 Sekunden. Die Messungen werden am Ende der Platte beziehungsweise an der Überlaufseite vorgenommen. In einem Abstand von 20 mm werden 9 Messstellen auf den Druckgussplatten ausgewertet, siehe Abbildung 4-11 (c). In Abbildung 4-12 sind die Härteverläufe und die gemittelten Härtewerte nach Brinell dargestellt.

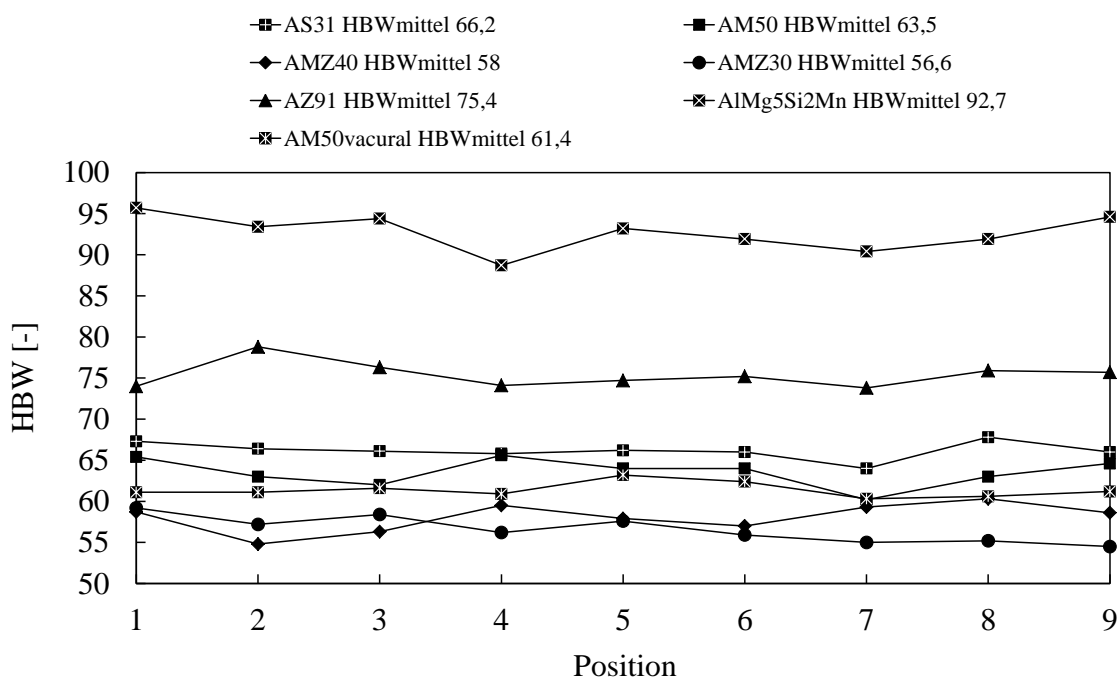


Abbildung 4-12: Härteverläufe und gemittelte Härtewerte nach Brinell für verschiedene Aluminium- und Magnesiumlegierungen

Für die Härteverläufe wird zwischen den Messstellen ein linearer Verlauf der Härte angenommen. Die Aluminiumlegierung AlMg5Si2Mn ist durch einen gemittelten Härtewert von 92,7 HBW_{mittel} gekennzeichnet. Beim Vergleich der Magnesiumlegierungen ist der Werkstoff AZ91 durch den größten Härtewert von 75,4 HBW_{mittel} charakterisiert. Den geringsten Härtewert von 56,6 HBW_{mittel} weist die Legierung AMZ30 auf. Durch die VACURAL[®]-Technik verringert sich der Härtewert des Werkstoffs AM50 um 3 % auf den Wert 61,4 HBW_{mittel}. Die Härteverläufe nach Brinell für die Werkstoffe AS31 und AMZ40 sind, im Vergleich zu AZ91, um 12 % beziehungsweise 23 % reduziert. Die Differenz zwischen dem maximalen und minimalen Einzelwert eines Härteverlaufs ist für den Werkstoff AM50vacural mit einem Wert von 2,9 HBW_{mittel} am geringsten. Die größte Differenz weist die Al-Legierung mit einem Wert von 7 HBW_{mittel} auf und ist somit um das 2,4 fache größer als bei AM50vacural. Die Legierungen AlMg5Si2Mn und AM50 sind durch ansteigende Härteverläufe in den Randbereichen charakterisiert. Bei den restlichen Legierungen ist eine solche Tendenz nicht zu erkennen.

In der Literatur wird folgender Zusammenhang zwischen Brinellhärte und Zugfestigkeit beschrieben:

$$HBW = c' \cdot R_m \quad (4.5)$$

Die Proportionalitätskonstante c' beträgt beispielsweise für Stähle 3,5 und kaltumgeformte Aluminiumwerkstoffe 3,4 [Ka 11]. Bei Korrelation der Zugversuchsergebnisse der Druckgussplatten mit den Brinellhärten ergibt sich bei der Legierung AlMg5Si2Mn eine Proportionalitätskonstante von 3. Die Definition einer einheitlichen

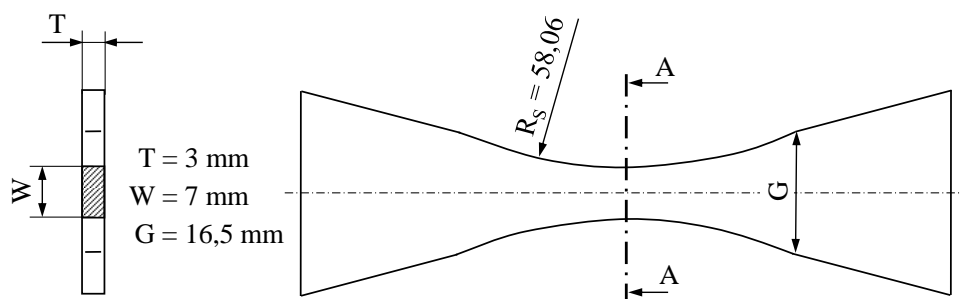
Proportionalitätskonstante für Magnesiumlegierungen ist nicht möglich. Die Werte von Magnesium variieren von 2,7 bis 3,9 und zeigen keinen Bezug zu den Zugversuchsergebnissen. Deutlich wird dies bei Betrachtung der Legierung AZ91. Der Werkstoff ist durch die höchste Brinellhärte gekennzeichnet, besitzt jedoch die geringste Zugfestigkeit.

4.3 Ermittlung zyklischer Werkstoffkennwerte

In nachfolgenden Abschnitten werden die Probengeometrie, die Versuchsparameter, der Wöhlerversuch und die statistische Auswertung des spannungskontrollierten Dauerschwingversuchs erläutert. Anschließend werden Ergebnisse der Schwingversuche bei einem Spannungsverhältnis von $R = -1$ und $R = 0$ dargestellt. In einem weiteren Abschnitt sind Zeitfestigkeitsschaubilder nach Haigh beschrieben. Abschließend werden an Druckgussplatten und ausgewählten Schwingproben Porenanalysen mittels Metallografie und Computertomografie durchgeführt.

4.3.1 Probengeometrie und Versuchsparameter

Schwingproben, welche aus den Querbrücken und Druckgussplatten entnommen werden, sind an Empfehlungen des ASM Handbuch für mechanische Testverfahren angelehnt. Anders als in dem Handbuch beschrieben ist der Einspannbereich nicht durch parallele, sondern durch schräge Probenflanken gekennzeichnet. Eine Zeichnung der Schwingprobe ist in Abbildung 4-13 dargestellt.



Schnitt A-A

Abbildung 4-13: Schwingprobe mit Abmessungen

Um einen Einfluss der Gushaut auf mechanische Kennwerte zu vermeiden, werden die Schwingproben beidseitig mechanisch bearbeitet und auf eine Probendicke T von 3 mm reduziert. Um während der Schwingprüfung einen Anriss der Probe im Mittenbereich zu gewährleisten, sind die Probeflanken tailliert. Zur Erzeugung einer mittigen Spannungsüberhöhung beträgt der Probenradius R_s 58,06 mm und die Probenbreite reduziert sich auf 7 mm. Um eine normgerechte Prüfung zu gewährleisten, sind verschiedene geometrische Randbedingungen zu erfüllen. Für die Probenbreite G ergibt sich:

$$G \geq 1,5 \cdot W \geq 1,5 \cdot 7 \text{ mm} \geq 10,5 \text{ mm} \quad (4.6)$$

Die Probenbreite der Schwingprobe übersteigt die geforderte Mindestbreite um 57 %. Der minimale Radius der Taillierung errechnet sich wie folgt:

$$R_s \geq 8 \cdot W \geq 8 \cdot 7\text{mm} \geq 56\text{mm} \quad (4.7)$$

Der Radius R_s der Schwingprobe übersteigt den geforderten minimalen Radius um rund 4 %. Des Weiteren ist folgende Beziehung zwischen der Probendicke T und der minimalen Probenbreite W im mittleren Bereich der Probe zu erfüllen:

$$2 \cdot T < W < 6 \cdot T \Rightarrow 6 < 7 < 18 \quad (4.8)$$

Obige geometrische Randbedingungen werden durch die Probengeometrie erfüllt und eine normgerechte Prüfung ist somit gewährleistet [Ne 85]. Im Weiteren wird überprüft ob die Schwingprobe, trotz ihrer taillierten Flanken, als eine ungekerbte Probe anzusehen ist. Mit Hilfe eines Kerbzahldiagramms wird die Formzahl K_t der Schwingprobe ermittelt, siehe Abbildung 4-14.

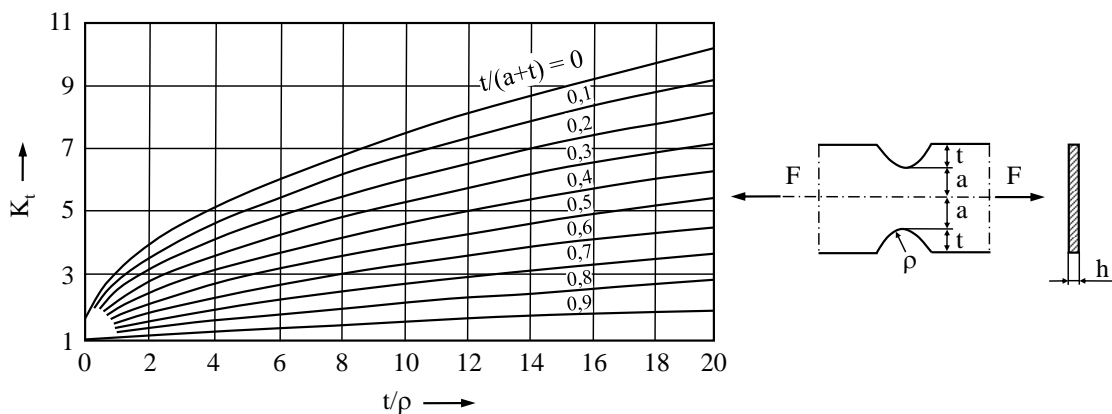


Abbildung 4-14: Flachstab mit beiderseitiger doppelsymmetrischer Kerbe bei Zugbeanspruchung [Ne 68]

Für die Parameter ergeben sich bei Betrachtung der Schwingprobe folgende Werte:

$$t = 4,75\text{mm}$$

$$\rho = 58,06\text{mm}$$

$$a = 3,5\text{mm}$$

(4.9)

$$\frac{t}{\rho} = \frac{4,75\text{mm}}{58,06\text{mm}} = 0,082$$

Für die Ermittlung der Kurve folgt:

$$\frac{t}{(a+t)} = \frac{4,75\text{mm}}{(3,5\text{mm} + 4,75\text{mm})} = 0,58 \quad (4.10)$$

Wie aus Abbildung 4-14 ergibt sich für die Formzahl K_t annähernd 1 [Ne 68]. Die neu entwickelte Geometrie der Schwingprobe ist somit als ungekerbt anzusehen.

Zum Einspannen der Proben wird ein vergleichbares System wie das der Zugprüfung verwendet. Die Schwingproben werden axial durch eine Druckplatte, welche mittels zwei Schrauben befestigt wird, fixiert, siehe Abbildung 4-15 (a).

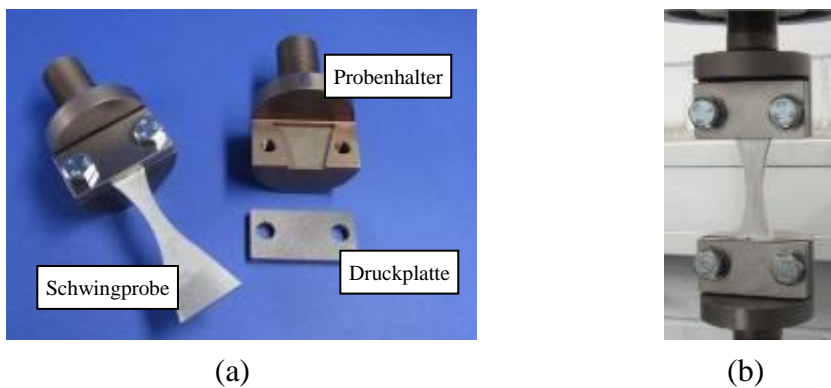


Abbildung 4-15: Probenhalter für die Schwingproben (a) und Einbauzustand der Schwingprobe (b)

In Verbindung mit den schrägen Probenflanken im Einspannungsbereich wird die Schwingprobe durch kombinierten Kraft- und Formschluss fixiert. Um bei wechselnden Zug- und Druckkräfte eine Relativbewegung zwischen Probenhalter und Schwingprobe während der Prüfung zu vermeiden, werden die Innenseiten des Probenhalters und der Druckplatte mit einer Riffelung versehen. Zur maschinenseitigen Befestigung werden die Probenhalter in Gewindebohrungen eingeschraubt und mittels einer Kontermutter fixiert, siehe Abbildung 4-15 (b). Die Dauerschwingversuche werden an einer Resonanzprüfmaschine der Firma RUSSENBERGER PRÜFMASCHINEN AG durchgeführt. In der Literatur werden für Schwingungen, die durch Straßenunebenheiten auf das Fahrzeug übertragen werden, Frequenzbereiche von 5 – 100 Hz angegeben [Lä 08]. Im Rahmen dieser Arbeit werden die Schwingproben mit Prüffrequenzen von 70 – 80 Hz beansprucht. Untersucht werden Zug-Druck-Wechselbeanspruchungen und Zug-Schwellbeanspruchungen. Im Anhang 8-4 ist der Prüfplan für die Dauerschwingversuche dargestellt. Eine Abhängigkeit der mechanischen Kennwerte von den Entnahmepositionen der Druckgussplatten wird hierbei nicht berücksichtigt.

4.3.2 Beschreibung und statistische Auswertung des Wöhlerversuchs

Im Rahmen dieser Arbeit werden Schwingproben mittels eines spannungskontrollierten Dauerschwingversuchs, auch Wöhlerversuch genannt, geprüft. Die Schwingproben werden mit einer sinusförmigen Wechsellast und konstanten Lastgrenzen beansprucht, siehe Abbildung 4-16 (a) [Ro 04].

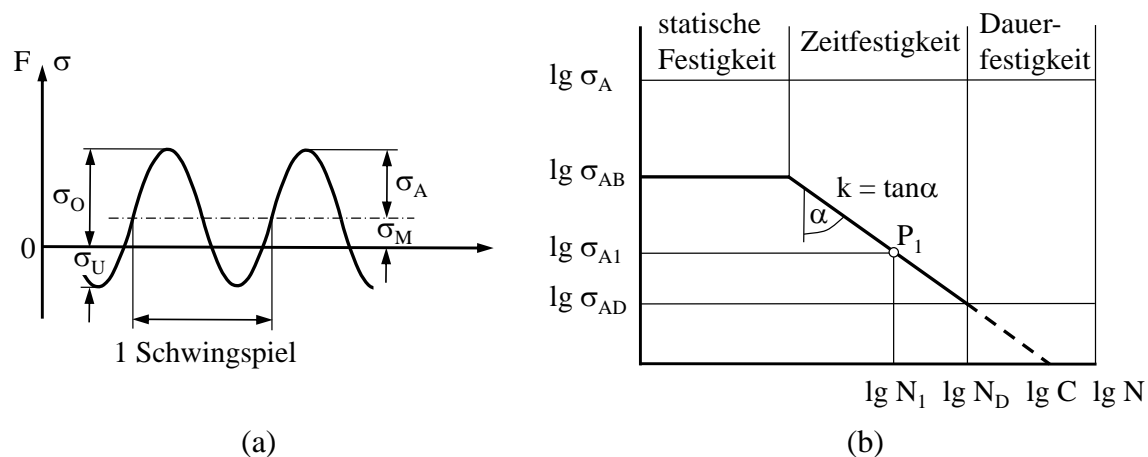


Abbildung 4-16: Spannungsrößen bei schwingender Beanspruchung (a) [Di 92] und Wöhlerlinie in doppellogarithmischer Darstellung mit Schwingzahlbereichen (b) [Is 06]

Die Spannung ändert sich periodisch zwischen der Oberspannung σ_O und der Unterspannung σ_U . Dies entspricht einer Spannungsamplitude σ_A welche um eine statische Mittelspannung σ_M verschoben ist. Das Spannungsverhältnis R charakterisiert hierbei die Schwingbeanspruchung [Di 92]:

$$R = \frac{\sigma_U}{\sigma_O} \quad (4.11)$$

Zur Bestimmung der Wöhlerkurve werden Schwingproben mit unterschiedlicher Spannungsamplitude und konstanter Mittelspannung geprüft. Die Schwingzahl bis zum Bruch der Probe wird zusammen mit der dazugehörigen Spannungsamplitude in ein doppellogarithmisches Diagramm eingetragen [Ro 04]. Das Wöhlerdiagramm teilt sich auf in einen Bereich der statischen Festigkeit, der Zeitfestigkeit und der Dauerfestigkeit, siehe Abbildung 4-16 (b). Im Rahmen dieser Arbeit wird die Gerade im Zeitfestigkeitsbereich für verschiedene Aluminium- und Magnesiumlegierungen ermittelt. In doppellogarithmischer Darstellung ergibt sich für die Gleichung der Zeitfestigkeitsgeraden:

$$\lg N = \lg C - k \cdot \lg \sigma_A \quad (4.12)$$

Nach σ_A aufgelöst folgt:

$$\sigma_A = \left(\frac{C}{N} \right)^{\frac{1}{k}} \quad (4.13)$$

Durch den Neigungsexponenten k und Achsenabschnitt C auf der $\lg N$ -Achse ($\sigma_A = 10^0$) wird die Zeitfestigkeitsgerade im Wöhlerdiagramm beschrieben. Der Neigungsexponent errechnet sich mit Hilfe des Neigungswinkels α zu [Is 06]:

$$k = \tan \alpha \quad (4.14)$$

Im Bereich der Zeitfestigkeit unterliegen die ertragbaren Bruchschwingenspielzahlen großen Streuungen [Is 06]. Der Neigungsexponent k wird mittels einer Regressionsgeraden durch alle Versuchspunkte gebildet. Mit Hilfe der Standardabweichung und Gaußschen Normalverteilung werden auf Basis der Gleichung 4.12 zusätzlich Zeitfestigkeitsgeraden für Überlebenswahrscheinlichkeiten $P_{\bar{u}}$ von 10 % und 90 % berechnet. Am Schnittpunkt des Zeitfestigkeits- und Dauerfestigkeitsbereichs wird die Streuung der Spannungsamplituden durch die Streuspanne T_s wie folgt beschrieben [Is 06]:

$$T_s = 1: \frac{\sigma_{P_{\bar{u}}10}}{\sigma_{P_{\bar{u}}90}} \quad (4.15)$$

Zeitfestigkeitsgeraden für Überlebenswahrscheinlichkeiten von 10 % und 90 % verlaufen parallel zu der Zeitfestigkeitsgeraden mit einer Überlebenswahrscheinlichkeit von 50 %.

4.3.3 Wöhlerversuche bei einem Spannungsverhältnis von $R = -1$

Dauerschwingversuche im Zeitfestigkeitsbereich werden in einem zuvor definierten Bereich von Schwingenspielzahlen ausgewertet. Als untere Grenze wird, wie in der Literatur empfohlen, eine Schwingenspielzahl von $10E+4$ ausgewählt [Ra 07]. Des Weiteren wird in der Literatur für heterogene Nichteisenmetall-Legierungen ein Eckpunkt der Dauerfestigkeit bei $1*10E+6$ bis $1*10E+7$ Schwingenspielen angegeben [Ro 04]. Zur Verkürzung der Versuchsdauer wird die obere Grenzschiwingspielzahl auf $1*10E+6$ Schwingenspiele festgelegt. Bei Prüfung der Mg-Legierungen wird die Amplitude bei der oberen Grenzschiwingspielzahl als der Eckpunkt zum Dauerfestigkeitsbereich betrachtet. Aluminiumlegierungen besitzen aufgrund ihrer kubisch-flächenzentrierter Gitterstruktur keine ausgeprägte Dauerfestigkeit. In der Praxis wird eine Ersatzdauerfestigkeit für Al-Legierungen bei rund $1*10E+8$ Schwingenspielen angegeben [Ro 04]. Im Rahmen dieser Arbeit werden für die Al-Legierungen die Versuchspunkte in den gleichen Schwingenspielzahlgrenzen ausgewertet, wie für die Mg-Legierungen. Eine Aussage bezüglich des Eckpunkts zwischen Zeitfestigkeit und Dauerfestigkeit ist bei den Al-Legierungen somit nicht möglich. Bei Berechnung der Streuspanne werden bei den Aluminiumwerkstoffen die Amplituden bei der oberen Grenzschiwingspielzahl von $1*10E+6$ betrachtet. Die Dauerschwingversuche werden bei einer Schwingenspielzahl $5*10E+6$ Schwingenspielen abgebrochen.

Im Anschluss an die Dauerschwingversuche werden die Anrisszonen der Schwingproben betrachtet, siehe Abbildung 4-17.

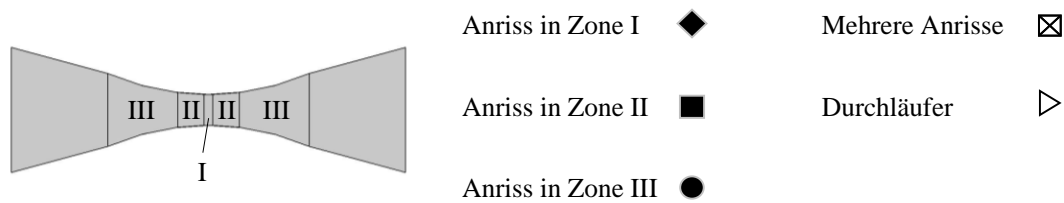


Abbildung 4-17: Einteilung der Schwingprobe in Anrisszonen

Anrisse werden in drei Zonen klassifiziert und im Zeitfestigkeitsdiagramm durch entsprechende Symbole dargestellt. Des Weiteren werden Proben, die eine Schwingspielzahl von $1 \cdot 10^6$ anrissfrei überstehen und Proben, die durch mehrere Anrisse in verschiedenen Bereichen versagen, mittels obiger Symbole gekennzeichnet. In Abbildung 4-18 sind Zeitfestigkeitskurven der konventionell und im VACURAL[®]-Verfahren vergossenen AM50 Legierung für ein Spannungsverhältnis von $R = -1$ dargestellt.

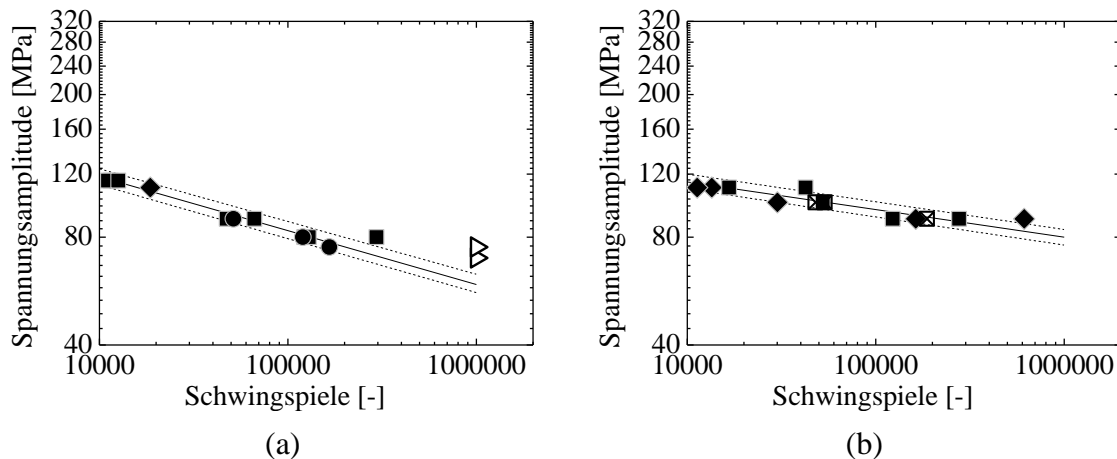


Abbildung 4-18: Zeitfestigkeitskurven des Werkstoffs AM50 konventionell (a) und im VACURAL[®]-Verfahren (b) vergossen ($R = -1$)

Die konventionell vergossene AM50 Druckgussplatte weist bei einer Schwingspielzahl von $1 \cdot 10^6$ und einer Überlebenswahrscheinlichkeit $P_{\bar{u}}$ von 50 % eine Amplitude von 59 MPa auf. Nachfolgend wird diese Amplitude als σ_{50} bezeichnet. Die Steigung der Geraden beträgt 6,7 und die Streuspanne 1:1,125, siehe Abbildung 4-18 (a). Während der Dauerschwingversuche sind eine Probe in Zone I, acht Proben in Zone II und drei Proben in Zone III versagt. Insgesamt haben zwei Proben die Obergrenze von $1 \cdot 10^6$ Schwingspielen erreicht und werden als Durchläufer gekennzeichnet. Bei Betrachtung der im VACURAL[®]-Verfahren vergossenen Druckgussplatte vergrößert sich, im Vergleich zur konventionell vergossenen Platte, die Spannung σ_{50} um 35,6 % und der Neigungsexponent um 91 %. Die Streuspanne reduziert sich dabei um 1,8 %. Bedingt durch die VACURAL[®]-Technik versagen Schwingproben vorwiegend in mittleren Anrisszonen. Jeweils fünf Proben sind durch einen Anriss in Zone I und II und drei Proben durch mehrere Anrisszonen gekennzeichnet, siehe Abbildung 4-18 (b).

Im Anhang 8.4 sind Zeitfestigkeitskurven der Querbrücken und Druckgussplatten aus den Werkstoffen AlMg5Si2Mn, AMZ30, AMZ40, AZ91 und AS31 dargestellt. An Entnahmeposition A weist die Querbrücke einen σ_{50} Wert von 93 MPa, einen Neigungsexponenten von 6,51 und eine Streuspanne von 1:1,186 auf. Bei Betrachtung der Anrisszonen versagen zwei Proben in Zone I und sieben Proben in Zone II. Eine Probe überschreitet die Grenzschwingspielzahl von $1 \cdot 10^6$ und wird als Durchläufer gekennzeichnet. Entnahmeposition B ist durch den gleichen σ_{50} Wert wie zuvor Entnahmeposition A charakterisiert. Im Vergleich zu Position A reduzieren sich Steigung der Zeitfestigkeitsgeraden und Streuspanne um 4,8 % beziehungsweise 5,1 %. Bei Betrachtung der Anrisszonen versagen zwei Proben in Zone I und sechs Proben in Zone II. Des Weiteren ist jeweils eine Probe als Durchläufer zu kennzeichnen beziehungsweise durch mehrere Anrisse charakterisiert. Im Vergleich zu den vorherigen Entnahmepositionen reduziert sich die Spannung σ_{50} an Position C um 6,5 %. Die Streuspanne beträgt 1:1,244 und die Steigung der Zeitfestigkeitsgeraden 4,72. Nach Auswertung der Anrisszonen sind drei Proben durch einen Anriss in Zone I, vier Proben durch einen Anriss in Zone II und eine Probe durch einen Anriss in Zone III gekennzeichnet. Wie zuvor an Entnahmeposition B ist jeweils eine Probe als Durchläufer gekennzeichnet beziehungsweise durch mehrere Anrisse charakterisiert. Bei Betrachtung der Entnahmeposition D folgt für die Spannung σ_{50} ein Wert von 86 MPa, für die Streuspanne 1:1,15 und für die Steigung 5,16. Nach der Einteilung der Schwingproben in Anrisszonen versagen vier Proben in Zone I, fünf Proben in Zone II und eine Probe wird als Durchläufer gewertet. Im Vergleich zu den arithmetisch gemittelten Entnahmepositionen der Querbrücke reduziert sich die Spannung σ_{50} der Al-Druckgussplatte um 1,9 %. Die Steigung der Zeitfestigkeitsgeraden reduziert sich um 30,2 % und die Streuspanne vergrößert sich um 3,1 %. Bei Betrachtung der Anrisszonen versagen vier Proben in Zone I, fünf Proben in Zone II, zwei Proben in Zone III und eine durch Anrisse in verschiedenen Zonen. Zwei Proben erreichen die obere Grenzschwingspielzahl und werden als Durchläufer gewertet. Der Werkstoff AMZ30 ist durch einen σ_{50} Wert von 56 MPa, einen Neigungsexponent von 7,97 und eine Streuspanne von 1:1,216 charakterisiert. In Anrisszone I versagen sechs, in Zone II fünf und in Zone III eine Schwingprobe. Durch Anrisse in mehreren Zonen sind zwei Proben gekennzeichnet. Bei Betrachtung des Werkstoffs AMZ40 reduzieren sich im Vergleich zu AMZ30 der σ_{50} Wert um 16,1 % und der Neigungsexponent um 34 %. Des Weiteren vergrößert sich die Streuspanne am Eckpunkt des Zeitfestigkeits- und Dauerfestigkeitsbereichs um 3,8 %. Mit einer Anzahl von acht versagen die meisten Proben in Anrisszone II. Die restlichen Anrisszonen sind jeweils durch eine Probe je Klassifizierung gekennzeichnet. Der Werkstoff AZ91 ist durch einen σ_{50} Wert von 72 MPa, einen Neigungsexponent von 8,25 und eine Streuspanne von 1:1,302 charakterisiert. Bei Betrachtung der Anrisszonen versagen zwei Proben in Zone I, fünf Proben in Zone II und vier Proben in Zone III. Die Anzahl der Proben, welche die obere Grenzschwingspielzahl überschreiten, beträgt drei. Der Werkstoff AS31 weist einen σ_{50} Wert von 60 MPa, einen Neigungsexponenten von 6,79 und eine Streuspanne von 1:1,264 auf. Die meisten Anrisse sind mit einer Anzahl von zehn in Zone II zu finden.

Von den restlichen Schwingproben versagen drei Proben in Zone I und jeweils eine Probe ist durch mehrere Anrisse gekennzeichnet beziehungsweise zeigt bis zur oberen Grenzschwingspielzahl keine Anrisse.

4.3.4 Wöhlerversuche bei einem Spannungsverhältnis von $R = 0$

In Abbildung 4-19 sind Zeitfestigkeitsgeraden der konventionell und im VACURAL[®]-Verfahren vergossenen AM50 Legierung bei einem Spannungsverhältnis von $R = 0$ dargestellt.

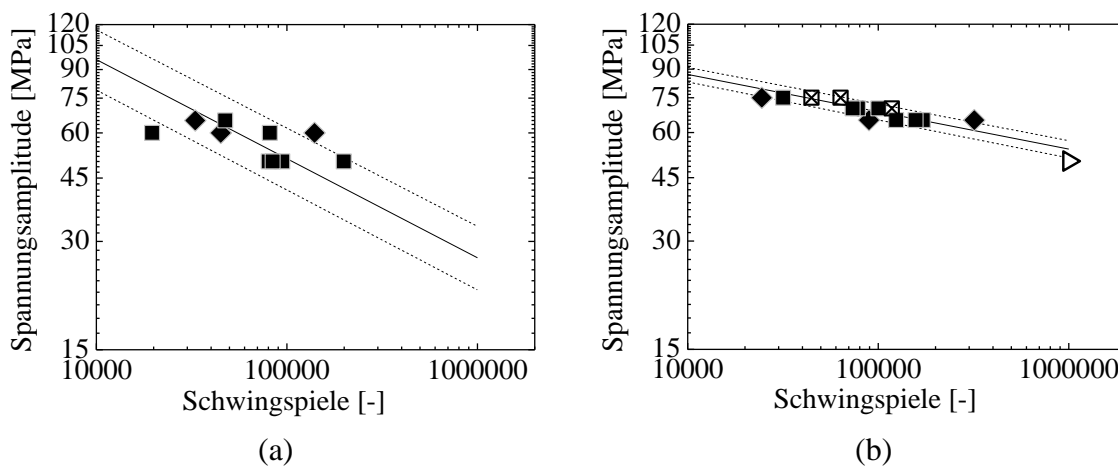


Abbildung 4-19: Zeitfestigkeitskurven des Werkstoffs AM50 konventionell (a) und im VACURAL[®]-Verfahren (b) vergossen ($R = 0$)

Die im konventionellen Druckgussverfahren vergossene Legierung AM50 ist durch einen σ_{50} Wert von 27 MPa, einen Neigungsexponenten von 3,66 und eine Streuspanne von 1:1,5 gekennzeichnet, siehe Abbildung 4-19 (a). Bei Betrachtung der Anrisszonen versagen drei Proben in Zone I und sieben Schwingproben in Zone II. Die VACURAL[®]-Technik resultiert in einer Vergrößerung des σ_{50} Werts um 100 % und des Neigungsexponenten um 165,3 %. Als ein weiterer positiver Einfluss der VACURAL[®]-Technik ist die Verringerung der Streuspanne um 25,5 % anzusehen, siehe Abbildung 4-19 (b). Die Anzahl der Proben, welche in Zonen I – III Anrisse aufweisen ist identisch mit denen der konventionell vergossenen AM50-Legierung. Des Weiteren sind insgesamt drei Proben durch Anrisse in mehreren Zonen gekennzeichnet. Während der Versuche hat eine Probe die obere Grenzschwingspielzahl überschritten und wird im Zeitfestigkeitsdiagramm als Durchläufer gewertet.

Die Zeitfestigkeitskurven der Legierungen AlMg5Si2Mn, AMZ30, AMZ40, AZ91 und AS31 sind in Anhang 8.4 dargestellt. Die Legierung AlMg5Si2Mn weist einen σ_{50} Wert von 46 MPa, einen Neigungsexponenten von 3,23 und eine Streuspanne von 1:1,824 auf. Bei Betrachtung der Anrisszonen versagen vier Proben in Zone I, sieben Proben in Zone II und eine Probe in Zone III. Die Anzahl der Proben, welche die obere Grenzschwingspielzahl überschreiten, beträgt drei. Die Legierung AMZ30 ist durch einen σ_{50} Wert von 20 MPa, einen Neigungsexponenten von 3,01 und eine Streuspanne

Mit Hilfe der Mittelspannungsempfindlichkeit M nach Schütz, kann die Neigung der Dauerfestigkeitslinie beziehungsweise der Neigungswinkels β zwischen den Punkten der Wechsel- und Schwellfestigkeit beschrieben werden:

$$M = \frac{(\sigma_{A(R=-1)} - \sigma_{A(R=0)})}{\sigma_{M(R=0)}} \quad (4.16)$$

Bei einem Spannungsverhältnis von $R = 0$ entspricht die Amplitude σ_A der Mittelspannung σ_M . Somit folgt für die Mittelspannungsempfindlichkeit M [Ha 05]:

$$M = \frac{\sigma_{A(R=-1)}}{\sigma_{A(R=0)}} - 1 \quad (4.17)$$

Zur Reduzierung des Versuchsaufwands existieren in der Literatur verschiedene Ansätze zur mathematischen Beschreibung des Dauerfestigkeitsschaubilds, siehe Abbildung 4-20 (b). Im Rahmen der Arbeit werden Haigh-Diagramme mittels des Vorschlags nach Haibach erstellt. Vorteile dieser Näherung sind die bessere Übereinstimmung mit Versuchsergebnissen und Anlehnung an die FKM-Richtlinie. Im Bereich von $-\infty \leq R \leq 0$ entspricht die Neigung der Dauerfestigkeitskurve der Mittelspannungsempfindlichkeit. Nach Erreichen der Zugschwellfestigkeit beträgt die Neigung der Geraden ein Drittel der Mittelspannungsempfindlichkeit. Werte größer $R = 0,5$ und kleiner $R = -\infty$ werden durch eine Gerade der Steigung $M = 0$ approximiert. Die Formdehngrenze ist durch die Streckgrenze definiert, welche auf der Ordinate und Abszisse abgetragen und durch eine Gerade verbunden wird [Ha 05]. Die Amplituden der Dauerfestigkeit können somit für die Mg-Legierungen in Abhängigkeit der Mittelspannung bestimmt werden. Bei Betrachtung der Al-Legierung ist dies nicht möglich, da bei einer Schwingenspielzahl von $1 \cdot 10^6$ die Ersatzdauerfestigkeit des Aluminiums noch nicht erreicht ist, siehe Kapitel 4.3.3. Anstelle eines Dauerfestigkeitsdiagramms wird hierbei ein Haigh-Diagramm im Bereich der Zeitfestigkeit bestimmt. In Abbildung 4-21 sind die Haigh-Diagramme der konventionell und im VACURAL[®]-Verfahren vergossenen AM50 Legierung dargestellt.

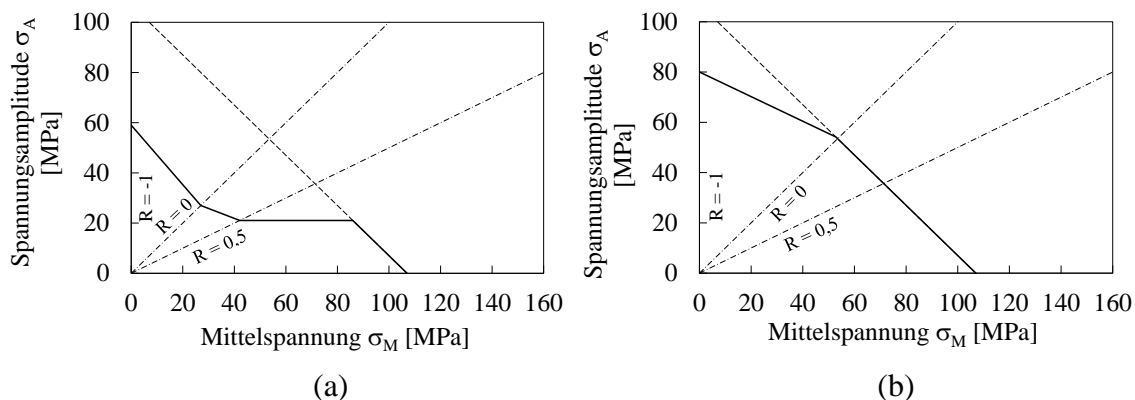


Abbildung 4-21: Haigh-Diagramm des Werkstoffs AM50 konventionell (a) und im VACURAL[®]-Verfahren (b) vergossen ($1 \cdot 10^6$ Schwingenspiele)

Der Neigungswinkel β des Haigh-Diagramms der konventionell vergossenen AM50 Legierung beträgt $49,8^\circ$, siehe Abbildung 4-21 (a). Durch die VACURAL[®]-Technik verringert sich der Winkel β um 48,4 % auf einen Wert von $25,7^\circ$, siehe Abbildung 4-21 (b). Der Schnittpunkt der Formdehngrenze mit der Geraden der Zugschwellbeanspruchung liegt unterhalb der experimentell ermittelten Zugschwelldauerfestigkeit. Als Dauerfestigkeitslinie wird in diesem Bereich die Formdehngrenze gewählt.

Im Anhang 8.4 sind Haigh-Diagramme der Werkstoffe AlMg5Si2Mn, AMZ30, AMZ40, AZ91 und AS31 dargestellt. Der Neigungswinkel β der Legierung AlMg5Si2Mn ist durch einen Wert von $42,4^\circ$ gekennzeichnet. Die Magnesiumlegierung AMZ30 weist einen Neigungswinkel von $60,9^\circ$ auf. Bei Betrachtung der Legierung AMZ40 reduziert sich der Neigungswinkel, im Vergleich zu AMZ30, um 69 % auf einen Wert von $18,9^\circ$. Die Magnesiumlegierungen AZ91 und AS31 sind durch einen Neigungswinkel β von 56° beziehungsweise $52,6^\circ$ gekennzeichnet.

4.3.6 Porenanalyse mittels Metallografie

Im Rahmen dieser Arbeit werden Porenanalysen mittels Metallografie und Computertomografie durchgeführt und bewertet. Die Methoden der Metallografie beziehungsweise die Probenpräparation sind nachfolgend erläutert. Die Durchführung der computertomografischen Untersuchungen ist in Abschnitt 4.3.7 näher beschrieben.

An Druckgussplatten aus Aluminium- und Magnesiumlegierungen werden an Entnahmepositionen I – III Porenanalysen durchgeführt. In Abbildung 4-22 sind diese mit entsprechenden Schliffflächen in Abhängigkeit der Plattenbreite L dargestellt.

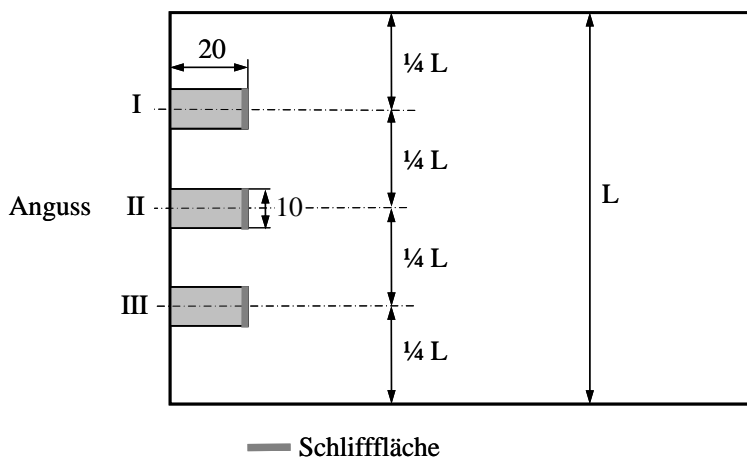


Abbildung 4-22: Probenentnahmestellen an Druckgussplatten in Abhängigkeit der Plattenbreite L

Nach Heraustrennen der Proben werden diese, um Veränderungen des Gefüges durch thermische Belastung zu vermeiden, kalt eingebettet. Ein 2-Komponenten System auf Epoxidharzbasis der Firma Struers kommt hierbei zum Einsatz. Verwendet werden die Produkte Specifix Resin und Specifix 20-Curent Agent. Das Mischungsverhältnis beider Komponenten beträgt 7:1, die Topfzeit 60 Minuten und Aushärtezeit 8 Stunden. Epoxidharze zeichnen sich durch eine geringe Schrumpfung und sehr gute Proben-

haftung aus, nachteilig ist jedoch die relativ lange Aushärtezeit [St 11 a]. Anschließend werden die Proben auf Schleifmaschinen bis zu einer Körnung von 2400 nass geschliffen. An das Schleifen der Proben schließt sich ein mehrstufiger Poliervorgang mit Diamantpasten verschiedener Körnung an. In Anhang 8-2 sind Prozessparameter für die Probenpräparation von Mg- und Al-Legierungen dargestellt. Die im Anhang beschriebene Suspension BLAU ist ein Diamantschmiermittel auf Alkoholbasis von der Firma Struers [St 12]. Die präparierten Flächen werden mittels eines inversen Mikroskops der Firma ZEISS und der Bildverarbeitungssoftware analySIS der Firma SOFT IMAGING SYSTEM GMBH ausgewertet. Um den Einfluss der Fertigungstechnik auf das Porenvolumen darzustellen, sind in Abbildung 4-23 die Schliffbilder der Legierungen AM50 und AM50vacural gegenübergestellt.

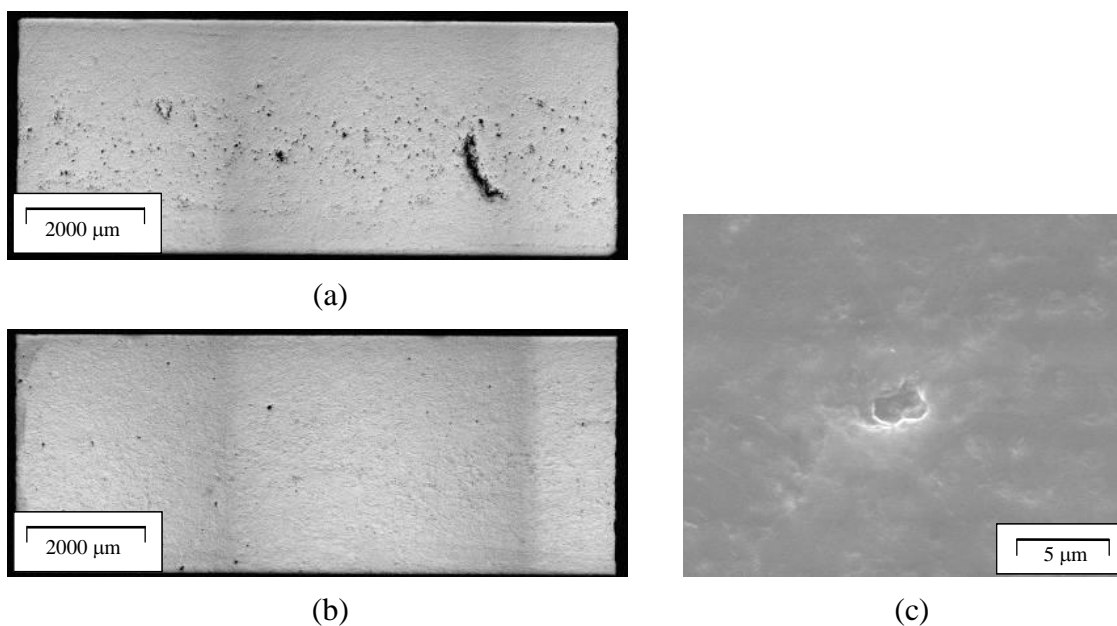


Abbildung 4-23: Schliffbilder der Legierung AM50 (a) und AM50vacural (b) (Entnahmeposition II) und REM-Aufnahme einer Mikropore der Legierung AM50vacural (c) (Entnahmeposition III)

Poren der Legierung AM50 befinden sich zum größten Teil im mittleren Bereich des Querschnitts, siehe Abbildung 4-23 (a). Die hohe Erstarrungsgeschwindigkeit der Schmelze im Randbereich der Druckgussplatte resultiert in einem dichten porenfreien Gefüge. Der mittlere Bereich der Druckgussplatte ist durch Erstarrungs- und Gasporositäten gekennzeichnet. An Entnahmeposition I beträgt der Porenflächenanteil, gemessen an der untersuchten Fläche, 1,85 %, an Position II 3,06 % und an Position III 1,93 %. Die gemittelte Fläche aller gefundenen Partikel beträgt $51,96 \cdot 10^{-6} \text{ mm}^2$. Bedingt durch die VACURAL[®]-Technik reduziert sich der Porenflächenanteil an Entnahmeposition I auf 1,69 %, an Position II auf 2,54 % und an Position III auf 1,42 %. In Abbildung 4-23 (b) ist das Schliffbild der Legierung AM50vacural an Entnahmeposition II dargestellt. Im Vergleich zur konventionell vergossenen Platte erhöht sich durch die VACURAL[®]-Technik die Gesamtsumme aller gefundenen Partikel um 42,9 % bei einer Reduzierung der gemittelten Partikelgröße um 40,6 %. Die

Oberfläche ist gekennzeichnet durch eine Vielzahl von Mikroporen mit einer kreisrunden Aussenkontur und einem Außendurchmesser von rund 2 μm , siehe Abbildung 4-23 (c). Die Bildung vieler Mikroporen lässt auf ein Freisetzen von Wasserstoff aus der Schmelze schließen [Tr 05].

Die Legierung AlMg5Si2Mn ist durch einen Porenflächenanteil von 0,62 % an Entnahmeposition I, 1,02 % an Position II und 0,74 % an Position III gekennzeichnet. Die mittlere Porenfläche über alle gefundenen Poren beträgt $389,33 \cdot 10^{-6} \text{ mm}^2$ und die gesamte Partikelanzahl 2380. Legierung AMZ30 weist an Entnahmeposition I einen Porenflächenanteil von 3,05 %, an Position II 1,46 % und an Position III 1,37 % auf. Die Legierung ist durch eine mittlere Porenfläche von $59,89 \cdot 10^{-6} \text{ mm}^2$ und eine Gesamtporenanzahl von 37965 charakterisiert. Der Porenflächenanteil der Legierung AMZ40 beträgt an Position I 0,64 %, an Position II 0,32 % und an Position III 0,43 %. Die gemittelte Porenfläche erhöht sich im Vergleich zu AMZ30 um 56,9 % bei einer Reduzierung der Porenanzahl um 85 %. Der Werkstoff AZ91 ist durch einen Porenflächenanteil von 3,22 % an Position I, 3,86 % an Position II und 4 % an Position III gekennzeichnet. Die über alle detektierten Poren gemittelte Fläche beträgt $92,31 \cdot 10^{-6} \text{ mm}^2$ und die Porenanzahl 46221. Bei Betrachtung der Legierung AS31 beträgt der Porenflächenanteil 2,28 % an Entnahmeposition I, 1,02 % an Position II und 1,46 % an Position III. Die Legierung ist durch eine gemittelte Porenfläche von $50,77 \cdot 10^{-6} \text{ mm}^2$ und eine Porenanzahl von 35742 charakterisiert.

4.3.7 Porenanalyse mittels Computertomografie

Zusätzlich zur metallografischen flächigen Porenanalysen werden räumliche Porenanalysen mittels Computertomografie (CT) am Steinbeis Transfer Zentrum der Hochschule Aalen durchgeführt. Untersucht werden Schwingproben aus Querbrücken und Druckgussplatten, welche in Anrisszone I versagt sind. Aus den Querbrücken wird für jede Entnahmeposition jeweils eine Schwingprobe geprüft. Zur Charakterisierung der Druckgussplatten wird jeweils eine Probe der Entnahmeposition b untersucht. Die CT-Aufnahmen sind durch eine Auflösung von 20 μm und eine Messbereichslänge von rund 8,6 mm gekennzeichnet. Ausgewertet werden die CT-Aufnahmen mit Hilfe der Software VGStudio MAX der Firma VOLUME GRAPHICS GMBH. Mit Hilfe des integrierten Softwaretools Defect Analysis werden Poren in den Schwingproben ausgewertet und graphisch dargestellt. Entsprechend des Volumens werden Poren in vier Klassen eingeteilt und farblich gekennzeichnet. In Abbildung 4-24 sind die Ergebnisse der Porenanalysen einer Querbrücke dargestellt.

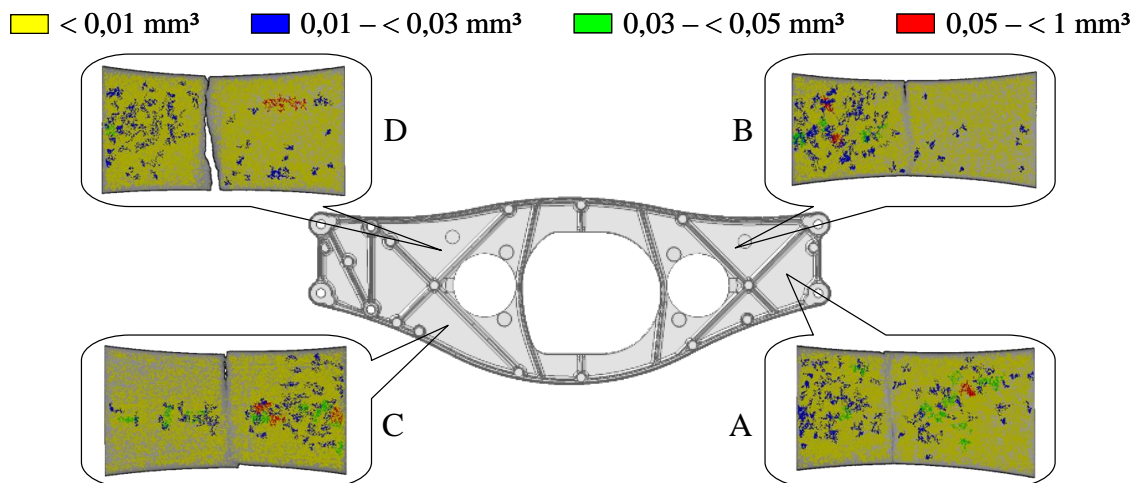


Abbildung 4-24: Porenanalyse an der Al-Querbrücke

Eine detaillierte Auswertung der Klassen wird im Kapitel 5.2.4 vorgenommen. Im Nachfolgenden werden nur Poren mit einem Volumen größer $0,05 \text{ mm}^3$ betrachtet. Entnahmeposition A ist durch ein über alle Klassen arithmetisch gemittelt Porenvolumen von $1,98 \cdot 10^6 \mu\text{m}^3$ charakterisiert und eine Pore überschreitet ein Porenvolumen von $0,05 \text{ mm}^3$. Im Vergleich zu Position A reduziert sich das gemittelte Porenvolumen der Position B um 16,2 %, der Position C um 21,2 % und der Position D um 11,6 %. Wie zuvor bei Entnahmeposition A ist Position D ebenfalls durch eine Pore mit einem Volumen größer $0,05 \text{ mm}^3$ gekennzeichnet. Positionen B und C sind durch zwei beziehungsweise drei Poren mit einem Volumen größer $0,05 \text{ mm}^3$ charakterisiert. Bei Betrachtung aller Entnahmepositionen der Querbrücke ergibt sich ein gemittelt Porenvolumen von $1,74 \cdot 10^6 \mu\text{m}^3$ und eine gemittelte Anzahl von Poren je Schwingprobe von rund 7040. Die über alle Klassen arithmetisch gemittelte Porenfläche der Druckgussplatte aus dem Werkstoff AlMg5Si2Mn erhöht sich im Vergleich zu der Querbrücke um 20,1 % bei einer gleichzeitigen Reduktion der Gesamtanzahl aller detektierten Poren um 67,4 %. Insgesamt überschreiten in der Druckgussplatte aus AlMg5Si2Mn drei Poren ein Volumen von $0,05 \text{ mm}^3$, siehe Abbildung 4-25 (a).

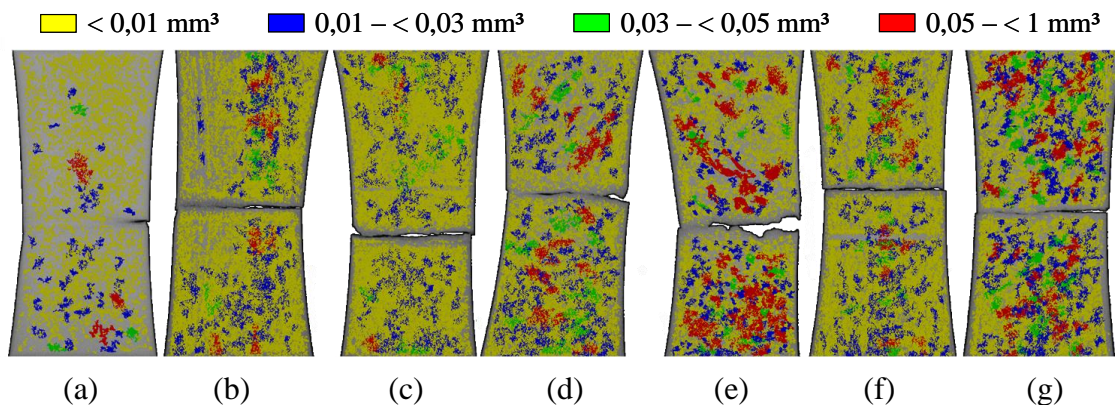
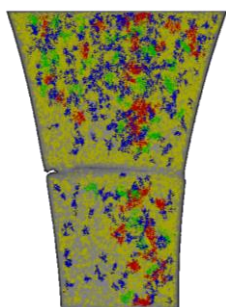


Abbildung 4-25: Porenanalysen der Werkstoffe AlMg5Si2Mn (a), AM50 (b), AM50vacural (c), AMZ30 (d), AMZ40 (e), AS31 (f) und AZ91 (g)

Die Mg-Legierung AM50 ist durch ein gemittelt Porenvolumen von $2,63 \cdot 10^6 \mu\text{m}^3$, eine Porenanzahl von 5715 und durch zehn Poren größer $0,05 \text{ mm}^3$ gekennzeichnet, siehe Abbildung 4-25 (b). Bei Betrachtung der Legierung AM50vacural erhöht sich im Vergleich zu AM50 die Gesamtanzahl der gefundenen Poren um 23,8 % bei gleichbleibendem mittlerem Porenvolumen. Bedingt durch die VACURAL[®]-Technik verringert sich die Anzahl der Poren mit einem Volumen größer $0,05 \text{ mm}^3$ von zehn auf drei, siehe Abbildung 4-25 (c). Bei Auswertung der Legierung AMZ30 ergibt sich ein gemittelt Porenvolumen zu $2,71 \cdot 10^6 \mu\text{m}^3$, die gesamte Porenzahl beträgt 4753 und 18 Poren überschreiten ein Volumen von $0,05 \text{ mm}^3$, siehe Abbildung 4-25 (d). Der Werkstoff AMZ40 ist im Vergleich zur Legierung AMZ30 durch ein erhöhtes mittleres Porenvolumen von 36,5 % und eine reduzierte Porenanzahl von 16,1 % charakterisiert. Die maximale Porengröße der Legierung AMZ40 ist im Vergleich zu AMZ30 um das rund 7-fache erhöht. Die Anzahl der Poren, mit einem Volumen größer $0,05 \text{ mm}^3$, steigt auf einen Wert von 32 an, siehe Abbildung 4-25 (e). Bei Betrachtung des Werkstoffs AS31 ergibt sich das mittlere Porenvolumen zu $2,82 \cdot 10^6 \mu\text{m}^3$, die Porenanzahl zu 6401 und 15 Poren überschreiten ein Volumen von $0,05 \text{ mm}^3$, siehe Abbildung 4-25 (f). Legierung AZ91 ist durch ein mittleres Porenvolumen von $4,15 \cdot 10^6 \mu\text{m}^3$, eine Porenanzahl von 3748 und durch 36 Poren mit einem Volumen größer $0,05 \text{ mm}^3$ gekennzeichnet, siehe Abbildung 4-25 (g).

Um den Einfluss der Poren auf die Bruchausgangsstelle zu verdeutlichen, werden Schwingproben verschiedener Bruchzonen mittels CT untersucht. Eine Schwingprobe des Werkstoffs AM50, welche in Bruchzone III versagt ist, wird mit dem Ergebnis in Abbildung 4-25 (b) verglichen. Hierbei erhöhen sich das über alle Klasse gemittelt Porenvolumen um 28,1 % und die Porenanzahl um 9,8 %. Die Anzahl der Poren mit einem Volumen größer $0,05 \text{ mm}^3$ vergrößert sich in der Schwingprobe, welche einen Anriss in Bruchzone III aufweist, von 10 auf 30, siehe Abbildung 4-26 (a).

$< 0,01 \text{ mm}^3$
 $0,01 - < 0,03 \text{ mm}^3$
 $0,03 - < 0,05 \text{ mm}^3$
 $0,05 - < 1 \text{ mm}^3$



(a)



(b)

Abbildung 4-26: Porenanalyse einer in Anrisszone III versagten AM50 Probe (a) und mikroskopische Aufnahme der Bruchfläche (b)

Die mikroskopische Bruchflächenuntersuchung, der in Anrisszone III versagten Schwingprobe, weist auf einen seitlichen Bruchausgang hin, siehe Abbildung 4-26 (b).

Ursache hierfür könnte eine oberflächennahe Pore gewesen sein, die ein Versagen außerhalb der Probenmitte begünstigt.

4.3.8 Bruchflächenanalyse

Zur Charakterisierung der Schwingbruchflächen werden exemplarisch Schwingproben der Legierung AlMg5Si2Mn und AM50vacural mittels Rasterelektronenmikroskop (REM) untersucht. Ein gebündelter Elektronenstrahl wird hierbei durch Ablenkspulen rasterförmig über den Probenkörper geführt. Beim Auftreffen des Strahls werden Sekundärelektronen, Rückstreuielektronen und Röntgenstrahlen erzeugt, welche mittels Detektoren eine Abbildung auf dem Bildschirm generieren. Eine chemische Analyse der Probenfläche ist beispielsweise mit einem Detektor für energiedispersive Röntgenanalyse (EDX) möglich. Hierbei wird für jedes Element die charakteristische Röntgenstrahlung erfasst und ausgewertet. Vorteile des Rasterelektronenmikroskops gegenüber einem Lichtmikroskop ist die zehnmal höhere Auflösung und erreichbare Tiefenschärfe [Ho 09 b].

Bei Betrachtung einer Schwingbruchfläche lässt sich diese in einen glatten Schwingbruch- und einen rauen zerklüfteten Restbruchanteil aufteilen [Ba 08]. Die Bruchflächenanalyse der Legierung AlMg5Si2Mn ist in Abbildung 4-27 dargestellt.

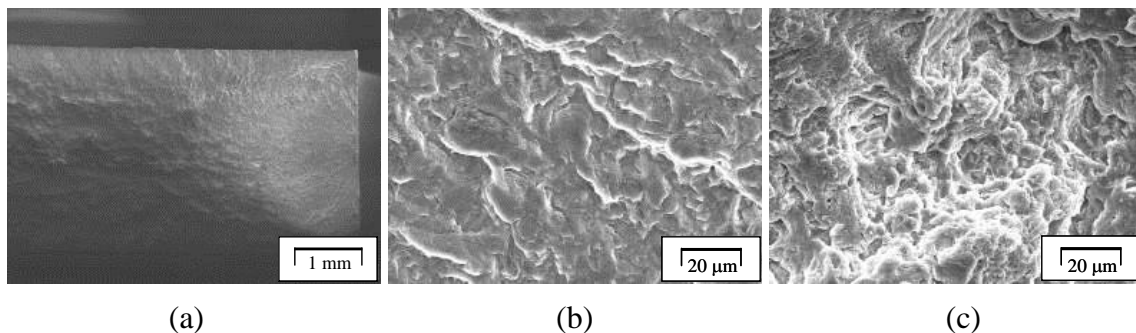


Abbildung 4-27: Bruchfläche der Legierung AlMg5Si2Mn (a), Schwingbruchfläche (b) und Restbruchfläche (c)

Die Bruchfläche ist hierbei durch einen ersten mittigen Anriss an der kurzen Seite des Probenquerschnitts charakterisiert, siehe Abbildung 4-27 (a). Die in Abbildung 4-27 (b) dargestellte Schwingbruchfläche weist ein überwiegend transkristallines Risswachstum auf. Wohingegen die Restbruchfläche durch einen interkristallinen Rissfortschritt gekennzeichnet ist, siehe Abbildung 4-27 (c). Die Bruchflächenanalyse der Legierung AM50vacural ist in Abbildung 4-28 dargestellt.

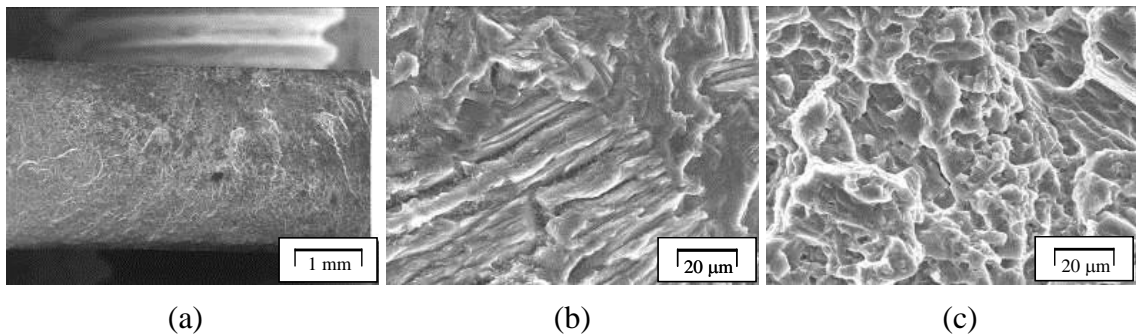


Abbildung 4-28: Bruchfläche der Legierung AM50vacural (a), Schwingbruchfläche (b) und Restbruchfläche (c)

Der Anriss der Schwingbruchfläche ist hierbei an der langen Seite des Probenquerschnittes lokalisiert, siehe Abbildung 4-28 (a). Die Schwingbruchfläche weist ebenso einen überwiegend transkristallinen Rissfortschritt auf, siehe Abbildung 4-28 (b). Die in Abbildung 4-28 (c) dargestellte Restbruchfläche ist durch ein interkristallines Risswachstum gekennzeichnet.

4.4 Simulation der statischen Betriebsbelastungen

In nachfolgenden Abschnitten werden Simulationsergebnisse der statischen Betriebsfestigkeitsuntersuchungen dargestellt. In einem ersten Schritt wird die Geometrie der Querbrücke beibehalten und nur das Materialmodell substituiert. Anschließend wird die Querbrücke geometrisch modifiziert und durch statische Festigkeitsberechnungen abgesichert.

4.4.1 Modelldarstellung und Randbedingungen

Das Berechnungsnetz und die Lastfälle werden von der Mercedes Benz Berechnungsabteilung zur Verfügung gestellt. In Abbildung 4-29 sind Berechnungsnetz und Lagerungs- beziehungsweise Kraftangriffspunkte des Hinterachsträgers und der Querbrücke dargestellt.

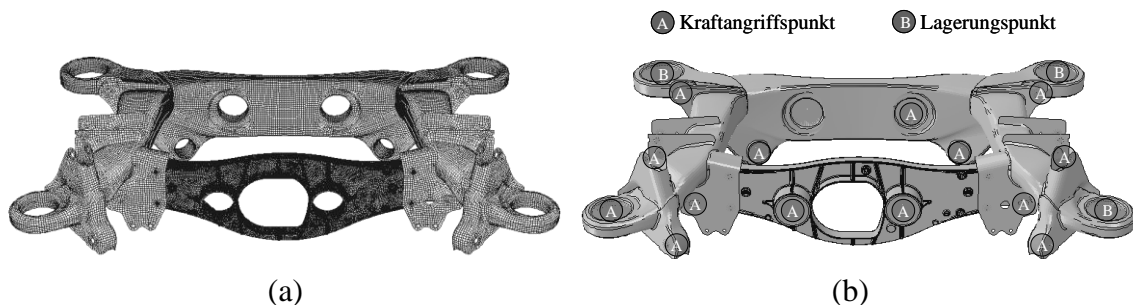


Abbildung 4-29: Berechnungsnetz (a) und Lastangriffs- und Lagerungspunkte (b) des Hinterachsträgers und der Querbrücke

Die Querbrücke wird mittels Volumenelementen und der Hinterachsträger mit Schalenelementen vernetzt, siehe Abbildung 4-29 (a). Zur Beschreibung des Materialverhaltens wird für die Querbrücke ein elastisch-plastisches und für den Hinterachsträger ein linearelastisches Modell gewählt. Die Kraftangriffspunkte sind durch Kräfte in alle drei Raumrichtungen und Momente um alle drei Raumachsen gekennzeichnet. Der Hinterachsträger ist durch drei äußere Lagerungspunkte im Raum fixiert, siehe Abbildung 4-29 (b).

4.4.2 Ermittlung Fließkurven und Materialmodell

Auf Basis der Zugversuchsergebnisse werden für verschiedene Aluminium- und Magnesiumlegierungen Fließkurven ermittelt. Hierzu wird pro Werkstoff eine technische Spannungs-Dehnungskurve aus dem mittleren Streubereich ausgewählt und in eine wahre Spannungs-Dehnungskurve beziehungsweise Fließkurve überführt. Als untere Grenze wird die technische Streckgrenze $R_{p0,2}$ und als obere Grenze die Zugfestigkeit R_m gewählt. Die plastische Dehnung, bei Erreichen der technischen Streckgrenze von 0,2 %, wird im Nachfolgenden als tolerierbar betrachtet. Auf Basis der technischen Spannung σ_{nom} und der technischen Dehnung ε_{nom} ergibt sich die wahre Spannung σ zu:

$$\sigma = \sigma_{nom}(1 + \varepsilon_{nom}) \quad (4.18)$$

Für die wahre Dehnung ε folgt:

$$\varepsilon = \ln(1 + \varepsilon_{nom}) \quad (4.19)$$

Die wahre Dehnung teilt sich auf in einen elastischen Anteil ε^{el} und plastischen Anteil ε^{pl} [Ab 10]:

$$\varepsilon^{pl} = \varepsilon - \varepsilon^{el} = \varepsilon - \frac{\sigma}{E} \quad (4.20)$$

Zur Erstellung der Materialmodelle ist unter anderem die Abhängigkeit der plastischen Dehnung von der wahren Spannung herauszuarbeiten, siehe Abbildung 4-30.

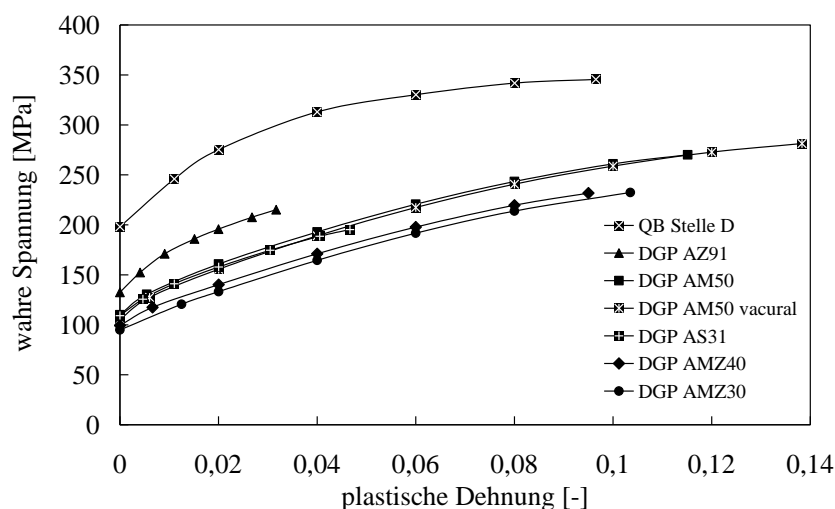


Abbildung 4-30: Plastische Dehnung in Abhängigkeit der wahren Spannung mit Darstellung der Stützstellen

Bei Betrachtung aller Legierungen ist der Werkstoff AlMg5Si2Mn durch die maximale wahre Spannung gekennzeichnet. Der Werkstoff AZ91 zeigt das beste Verfestigungsverhalten und die geringste maximale plastische Dehnung aller untersuchten Magnesiumlegierungen. Im Vergleich zur Legierung AlMg5Si2Mn reduziert sich diese um 67,2 %. Bedingt durch die VACURAL[®]-Technik der Legierung AM50 erhöht sich die maximale plastische Dehnung, im Vergleich zum konventionellen Druckguss, um 20,1 % und liegt 43,3 % oberhalb des Werts der Legierung AlMg5Si2Mn. Für die Eingabe der obigen Kurven in das Simulationstool sind nur wenige Stützstellen notwendig. Die Verläufe zwischen den Stützstellen werden linear interpoliert, so dass die maximale Abweichung der interpolierten Kurve 3% beträgt [Ab 10]. Die Berechnung der statischen Betriebsfestigkeit wird auf Basis der Werkstoffe AZ91, AM50vacural und AlMg5Si2Mn durchgeführt. Gründe dafür sind das gute Verfestigungsverhalten der Legierung AZ91 beziehungsweise die maximal erreichbare plastische Dehnung des Werkstoffs AM50vacural. Als Referenz zu den Simulationsergebnissen der Magnesiumlegierungen wird die statische Betriebsfestigkeit der Aluminiumlegierung AlMg5Si2Mn ebenfalls betrachtet. Zur Vervollständigung der Materialmodelle werden experimentell ermittelte E-Module und Querkontraktionszahlen benötigt. Letztere werden der Literatur entnommen und betragen für AlMg5Si2Mn 0,325 [Hü 02], für die Magnesiumlegierungen AZ91 und AM50vacural 0,35 [Fe 08].

4.4.3 Beschreibung der statischen Lastfälle

Auf Basis des Materialmodells für den Werkstoff AlMg5Si2Mn werden 32 verschiedene Standard- sowie Sonderlastfälle untersucht und hinsichtlich ihrer maximal auftretenden Belastungen in der Querbrücke bewertet. Standardlastfälle entstehen durch alltägliche Fahrsituationen, wie beispielsweise anfahren vorwärts oder bremsen rückwärts. Sonderlastfälle sind Ereignisse lokaler Überbelastungen, wie zum Beispiel

das seitliche Anschlagen des Reifens an die Bordsteinkante mit hoher Geschwindigkeit. Nach Bewertung der einzelnen Lastfälle ergeben sich ein kritischer Standardlastfall und zwei kritische Sonderlastfälle. In Abbildung 4-31 ist die Verteilung der maximalen Hauptspannungen für diese Lastfälle bei Verwendung der Legierung AlMg5Si2Mn dargestellt.

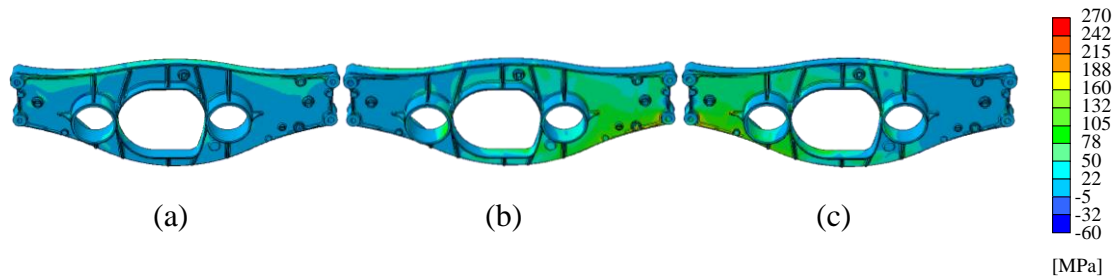


Abbildung 4-31: Verteilung der maximalen Hauptspannung für den Standardlastfall SDLF (a) und für die Sonderlastfälle SOLF1 (b) und SOLF2 (c) bei Verwendung des Materialmodells AlMg5Si2Mn

Im Standardlastfall SDLF beträgt die maximale Hauptspannung 150,3 MPa, siehe Abbildung 4-31 (a). Im Sonderlastfall SOLF1 ist die maximale Hauptspannung durch einen Wert von 258,2 MPa charakterisiert, siehe Abbildung 4-31 (b). Die maximale Hauptspannung des Sonderlastfalls SOLF2 weist einen Wert von 265,7 MPa auf, siehe Abbildung 4-31 (c).

4.4.4 Standardlastfall SDLF

In nachfolgenden Abschnitten wird unter anderem die Vergleichsspannung nach von Mises dargestellt. In Abhängigkeit von den Hauptspannungen $\sigma_1 - \sigma_3$ ergibt sich diese zu [Ka 11]:

$$\sigma_v = \frac{1}{\sqrt{2}} \left[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 \right]^{\frac{1}{2}} \quad (4.21)$$

In Abbildung 4-32 ist die Verteilung der Vergleichsspannungen für die Werkstoffe AlMg5Si2Mn, AM50vacural und AZ91 dargestellt.

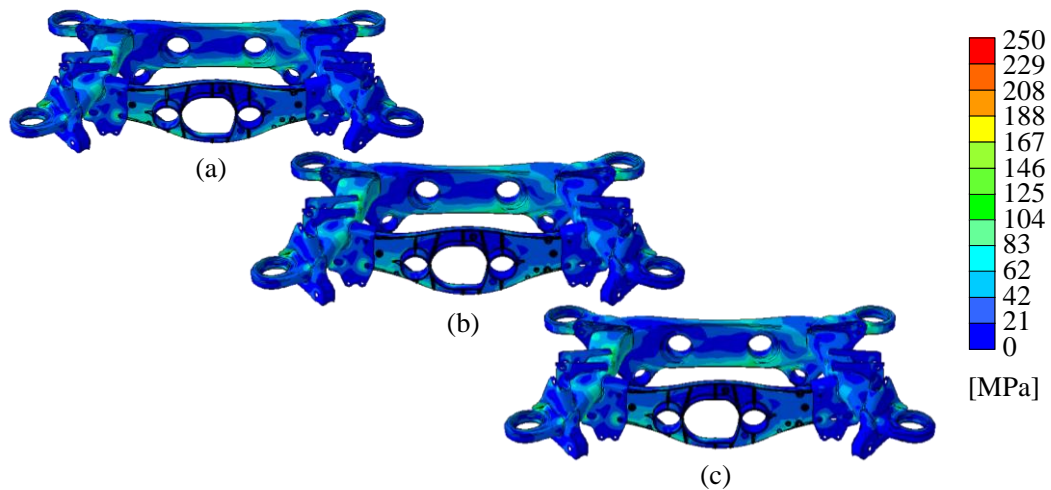


Abbildung 4-32: Darstellung der Vergleichsspannungen nach von Mises für AlMg5Si2Mn (a), AM50vacural (b) und AZ91 (c)

Bei Verwendung des Materialmodells AlMg5Si2Mn beträgt die maximale Vergleichsspannung in der Querbrücke 140 MPa und im Hinterachsträger 194,7 MPa, siehe Abbildung 4-32 (a). Durch Verwendung des Materialmodells AM50vacural reduziert sich die Vergleichsspannung in der Querbrücke um 10,9 %. Die Vergleichsspannung des Hinterachsträger erhöht sich minimal um 0,6 %, siehe Abbildung 4-32 (b). Im Vergleich zu AlMg5Si2Mn ist die Legierung AZ91 um eine 8 % reduzierte Vergleichsspannung in der Querbrücke gekennzeichnet. Die Vergleichsspannung im Hinterachsträger erhöht sich minimal um 0,5 %, siehe Abbildung 4-32 (c).

In Abbildung 4-33 sind Beträge der Verformungsvektoren für verschiedene Materialmodelle dargestellt.

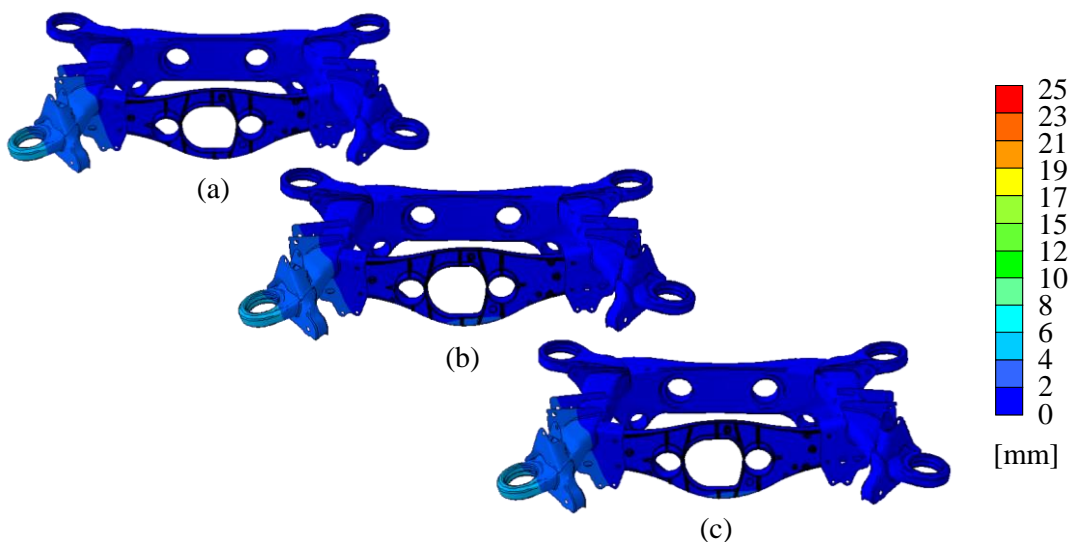


Abbildung 4-33: Darstellung der Verschiebung für den Werkstoff AlMg5Si2Mn (a), AM50vacural (b) und AZ91 (c) (10-fache Überhöhung)

Der Betrag des Verformungsvektors, nachfolgend als Verschiebung u bezeichnet, errechnet aus den Vektorkomponenten $u_1 - u_3$ zu [Ra 10]:

$$u = |\vec{u}| = \sqrt{u_1^2 + u_2^2 + u_3^2} \quad (4.22)$$

Bei Verwendung des Materialmodells AlMg5Si2Mn beträgt die maximale Verschiebung der Querbrücke 1,8 mm und des Hinterachsträgers 5,4 mm, siehe Abbildung 4-33 (a). Bei Betrachtung der Legierung AM50vacural vergrößern sich im Vergleich zu AlMg5Si2Mn die maximalen Verschiebungen der Querbrücke und des Hinterachsträgers um 55,6 % beziehungsweise um 3,7 %, siehe Abbildung 4-33 (b). Die Legierung AZ91 ist im Vergleich zu AlMg5Si2Mn durch eine 50 % und 1,9 % erhöhte maximale Verschiebung in der Querbrücke beziehungsweise im Hinterachsträger gekennzeichnet, siehe Abbildung 4-33 (c).

Unter Berücksichtigung des elastisch-plastischen Formänderungsverhaltens weist einzig die Legierung AM50vacural lokale plastische Formänderungen oberhalb der technischen Fließgrenze an Vorder- und Rückseite der Querbrücke auf, siehe Abbildung 4-34.

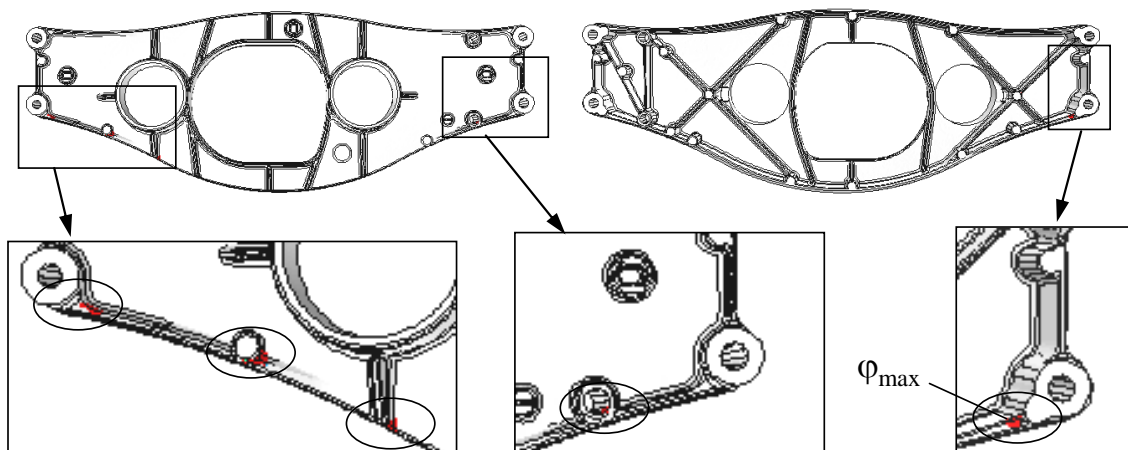


Abbildung 4-34: Lokale plastische Hauptformänderungen im Lastfall ANV für den Werkstoff AM50vacural an Vorder- und Rückseite der Querbrücke

Elemente, die eine plastische Formänderung von $1 \cdot 10^{-9}$ überschreiten, werden in obiger Abbildung rot eingefärbt. Die maximale plastische Hauptformänderung wird nachfolgend als φ_{\max} bezeichnet und beträgt $0,89 \cdot 10^{-3}$.

4.4.5 Sonderlastfall SOLF1

In Abbildung 4-35 ist die Verteilung der Vergleichsspannung für die untersuchten Materialmodelle dargestellt.

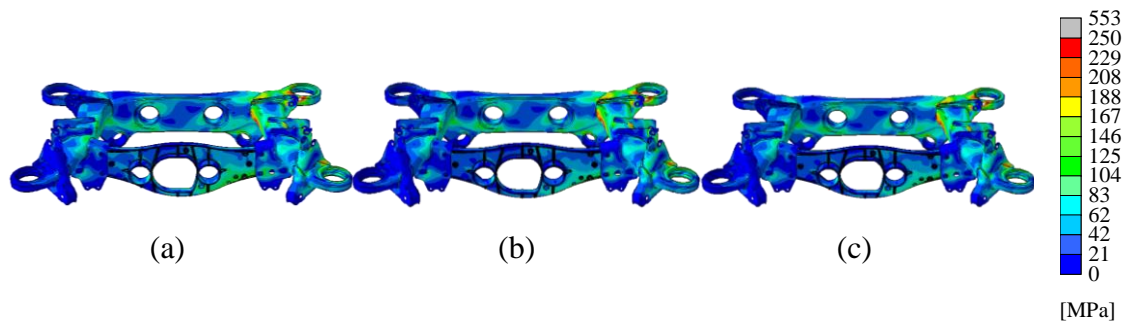


Abbildung 4-35: Darstellung der Vergleichsspannung nach von Mises für AlMg5Si2Mn (a), AM50vacural (b) und AZ91 (c)

Bei Betrachtung des Materialmodells AlMg5Si2Mn beträgt die maximale Vergleichsspannung in der Querbrücke und im Hinterachsträger 235 MPa beziehungsweise 551,8 MPa, siehe Abbildung 4-35 (a). Im Vergleich hierzu reduziert sich bei AM50vacural die maximale Vergleichsspannung in der Querbrücke um 42,8 %. Die Vergleichsspannung im Hinterachsträger vergrößert sich geringfügig um 0,2 %, siehe Abbildung 4-35 (b). Das Materialmodell AZ91 ist im Vergleich zu AlMg5Si2Mn durch eine Reduzierung der Vergleichsspannung in der Querbrücke von 30,2 % gekennzeichnet. Im Hinterachsträger erhöht sich diese geringfügig um 0,1 %, siehe Abbildung 4-35 (c).

In Abbildung 4-36 sind die Verschiebungen für verschiedene Materialmodelle dargestellt.

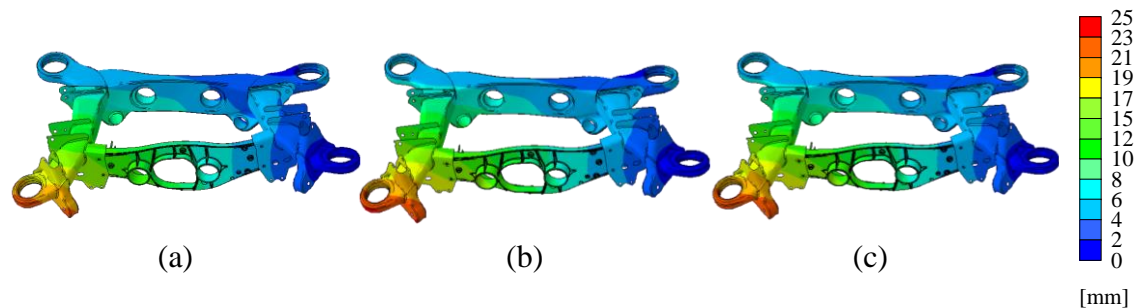


Abbildung 4-36: Darstellung der Verschiebung für AlMg5Si2Mn (a), AM50vacural (b) und AZ91 (c) (10-fache Überhöhung)

Das Materialmodell AlMg5Si2Mn ist durch eine maximale Verschiebung von 15,4 mm in der Querbrücke und 21,9 mm im Hinterachsträger charakterisiert, siehe Abbildung 4-36 (a). Durch Verwendung des Modells AM50vacural vergrößert sich im Vergleich zu AlMg5Si2Mn die Verschiebung in der Querbrücke um 8,4 % und im Hinterachsträger um 6,4 %, siehe Abbildung 4-36 (b). Bei Betrachtung des Materialmodells AZ91 vergrößert sich im Vergleich zu AlMg5Si2Mn die maximale Verschiebung in der Querbrücke um 7,1 % und im Hinterachsträger um 5 %, siehe Abbildung 4-36 (c).

In Abbildung 4-37 ist die maximale plastische Hauptformänderung für den Lastfall SOLF1 dargestellt.

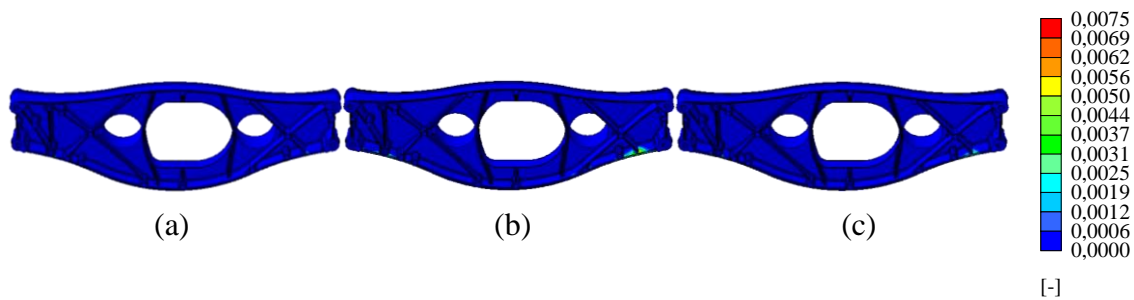


Abbildung 4-37: Darstellung der lokalen plastischen Hauptformänderung für den Werkstoff AlMg5Si2Mn (a), AM50vacural (b) und AZ91 (c)

Die maximale plastische Formänderung in der Querbrücke wird durch Verwendung des Materialmodells AM50vacural hervorgerufen und beträgt $6,53 \cdot 10^{-3}$, siehe Abbildung 4-37 (b). Bei Betrachtung der Werkstoffe AlMg5Si2Mn und AZ91 reduziert sich diese im Vergleich zu AM50vacural um 48,3 % beziehungsweise 44,3 %, siehe Abbildung 4-37 (a), (c).

4.4.6 Sonderlastfall SOLF2

Die Verteilung der Vergleichsspannungen in der Querbrücke und im Hinterachsträger sind für verschiedene Werkstoffvarianten in Abbildung 4-38 aufgezeigt.

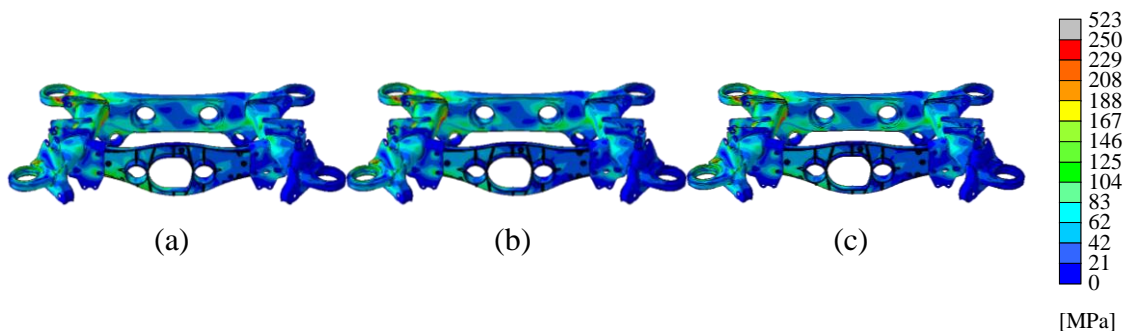


Abbildung 4-38: Darstellung der Vergleichsspannung nach von Mises für den Werkstoff AlMg5Si2Mn (a), AM50vacural (b) und AZ91 (c)

Für den Werkstoff AlMg5Si2Mn beträgt in Abbildung 4-38 (a) die maximale Vergleichsspannung in der Querbrücke 238,1 MPa und im Hinterachsträger 509,8 MPa. Bei Betrachtung der Materialmodelle AM50vacural und AZ91 reduziert im Vergleich zu AlMg5Si2Mn die Vergleichsspannung in der Querbrücke um 42,9 % beziehungsweise 31,8 %. Bei Bewertung der maximalen Vergleichsspannung im Hinterachsträger erhöht sich diese um 2,5 % bei AM50vacural und um 2 % bei AZ91, siehe Abbildung 4-38 (b), (c).

Die maximalen Verschiebungen in der Querbrücke und im Hinterachsträger sind in Abbildung 4-39 aufgezeigt.

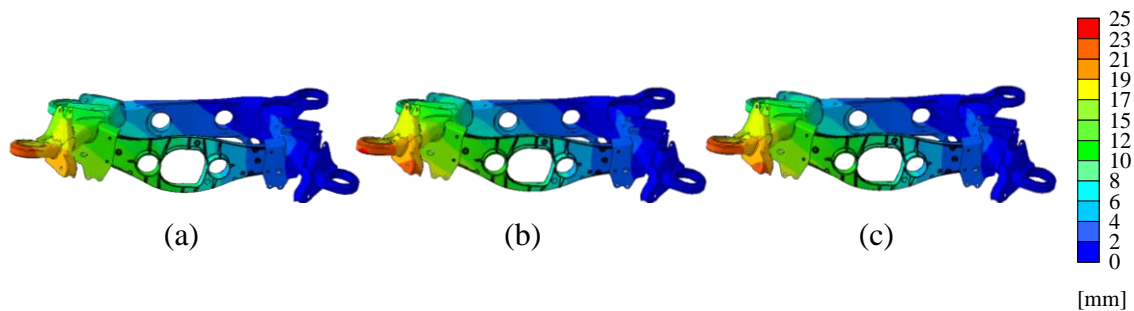


Abbildung 4-39: Darstellung der Verschiebung für AlMg5Si2Mn (a), AM50vacural (b) und AZ91 (c) (10-fache Überhöhung)

Die maximalen Verschiebungen in der Querbrücke und im Hinterachsträger sind mit 15,6 mm beziehungsweise 23,1 mm bei Verwendung des Materialmodells AM50vacural zu finden, siehe Abbildung 4-39 (b). Das Materialmodell AlMg5Si2Mn ist im Vergleich zu AM50vacural durch eine Reduzierung der maximalen Verschiebung in der Querbrücke von 5,8 % und im Hinterachsträger von 5,2 % gekennzeichnet, siehe Abbildung 4-39 (a). Im Vergleich zu AM50vacural reduziert sich bei Betrachtung des Materialmodells AZ91 die maximale Verschiebung der Querbrücke um 0,6 % und des Hinterachsträgers um 0,9 %, siehe Abbildung 4-39 (c).

In Abbildung 4-40 ist die Verteilung der maximalen plastischen Hauptformänderung abgebildet.

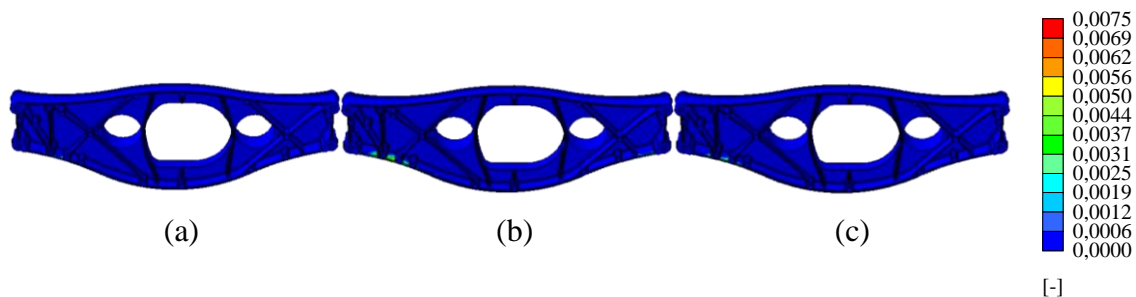


Abbildung 4-40: Darstellung der lokalen plastischen Hauptformänderung für den Werkstoff AlMg5Si2Mn (a), AM50vacural (b) und AZ91 (c)

Das Materialmodell AlMg5Si2Mn ist durch die geringste plastische Formänderung in der Querbrücke von $2,73 \cdot 10^{-3}$ charakterisiert, siehe Abbildung 4-40 (a). Bei Bewertung der Magnesiumlegierungen AM50vacural und AZ91 erhöht sich diese im Vergleich zu AlMg5Si2Mn um 169 % beziehungsweise 59,3 %, siehe Abbildung 4-40 (b), (c).

4.4.7 Modifizierte Querbrücke für Magnesiumlegierung

Beim Vergleich der zwei untersuchten Magnesiumlegierungen ist Legierung AZ91 durch das bessere Verfestigungsverhalten charakterisiert, siehe Abbildung 4-30. Jedoch reduziert sich im Vergleich zu AM50vacural die maximale erreichbare wahre Spannung um 23,5 % und die ertragbare plastische Dehnung um 77,1 %. Aufgrund dieses reduzierten Verformungsverhaltens wird für weitere Untersuchungen die Magnesium-

legierung AM50vacural favorisiert. Aufgrund der durchgeführten statischen Betriebsfestigkeitsberechnungen resultiert der Standardlastfall SDLF, bei Verwendung des Materialmodells AM50vacural, jedoch in minimalen lokalen plastischen Formänderungen oberhalb der technischen Fließgrenze. Um einen späteren sicheren Fahrbetrieb zu gewährleisten, wird die Geometrie der Querbrücke modifiziert und auf die Verwendung des Werkstoffs AM50vacural angepasst. Ziele der Neukonstruktion sind somit plastische Formänderungen im Standardlastfall zu vermeiden und die Strebenanzahl zu minimieren. Letzteres reduziert zum einen die Gefahr von Feuchtigkeitsansammlungen im späteren Fahrbetrieb und erleichtert zusätzlich eine eventuelle Beschichtung der Querbrücke. In einem iterativen Konstruktionsprozess wird die Querbrücke mit Hilfe des Konstruktionsprogramms CATIA V5 der Firma DASSAULT SYSTÈMES konstruiert und anschließend mit der in Kapitel 4.4.1 beschriebenen Berechnungsmethodik statisch abgesichert. Die Konstruktion der modifizierten Querbrücke ist in Abbildung 4-41 dargestellt.

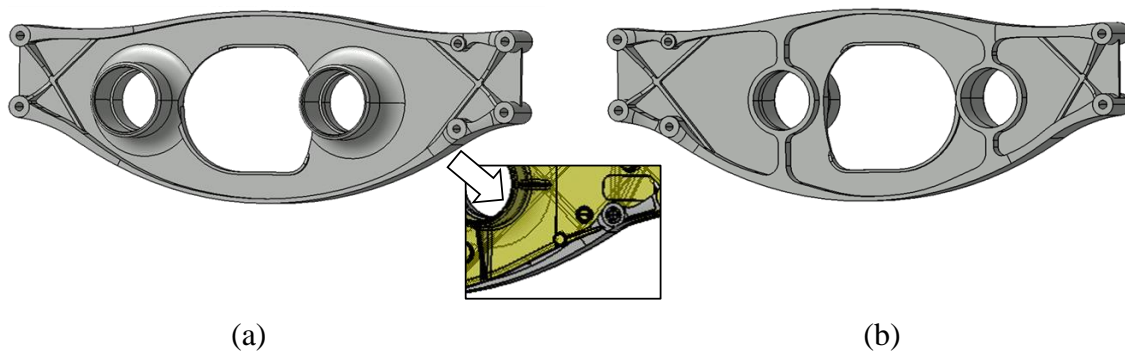


Abbildung 4-41: Vorderansicht der modifizierten Querbrücke mit Detailansicht (a) und Rückansicht (b)

Die Vorderseite der modifizierten Querbrücke ist durch einen fließenden Übergang zwischen den Gummilagerhalterungen und dem Stegbereich der Querbrücke charakterisiert, siehe Abbildung 4-41 (a). Vorder- und Rückseite der Querbrücke sind in den äußeren Bereichen durch jeweils eine Kreuzrippe gekennzeichnet. Im Vergleich zur Seriengeometrie reduziert sich dadurch die Strebenanzahl von 22 auf 12. Zur Abstützung des Drehmoments, welches von den Gummilagern auf die Querbrücke übertragen wird, ist die Rückseite durch vier zusätzliche vertikale Verstrebungen verstärkt, siehe Abbildung 4-41 (b). Zur Reduzierung von Spannungsspitzen im Betrieb ist der mittige Kardanwellendurchbruch durch lokale T-förmige Materialanhäufungen gekennzeichnet. Bei Betrachtung der Seriengeometrie bildet sich die maximale Beanspruchung im unteren Bereich der Querbrücke aus, siehe Abbildung 4-31. Um in diesem Bereich die Sicherheit gegen plastisches Fließen zu erhöhen, verläuft die untere Kante der modifizierten Querbrücke unterhalb der Seriengeometrie. Zusätzlich wird die untere Anbindung der Feststellbremse erweitert, siehe Detailansicht in Abbildung 4-41 (a). Zur statischen Absicherung der modifizierten Querbrücke werden die maximalen Hauptspannungen, Vergleichsspannungen, Verschiebungen und plastischen Form-

änderungen für alle drei Lastfälle berechnet. In Abbildung 4-42 ist die Verteilung der maximalen Hauptspannungen für die betrachteten Lastfälle dargestellt.

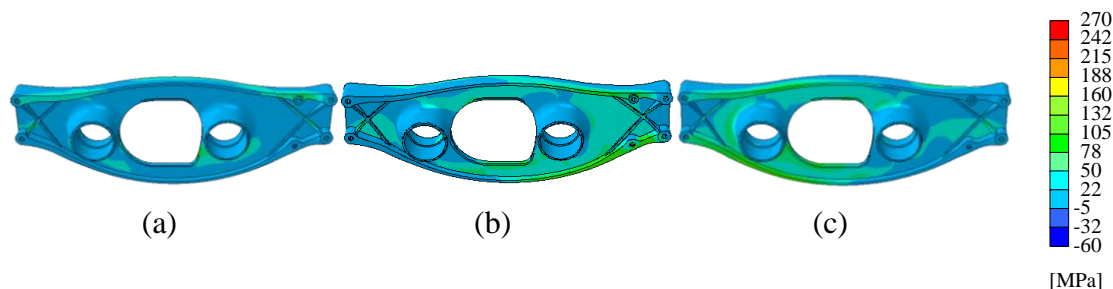


Abbildung 4-42: Verteilung der maximalen Hauptspannung für die Lastfälle SDLF (a), SOLF1 (b) und SOLF2 (c)

Die maximale Hauptspannung im Lastfall SDLF beträgt 116,4 MPa und befindet sich im Bereich der vertikalen Verstrebungen auf der Rückseite der Querbrücke, siehe Abbildung 4-42 (a). Im Vergleich zum Standardlastfall erhöht sich die maximale Hauptspannung in den Sonderlastfällen SOLF1 und SOLF2 um 78,2 % beziehungsweise 55,8 %. Bereiche der größten Hauptspannungen sind in den Lastfällen SOLF1 und SOLF2 auf der rechten Unterseite der Querbrücke beziehungsweise im Bereich der rechten unteren Bohrung zu finden, siehe Abbildung 4-42 (b), (c). Die Verteilung der Vergleichsspannung in Abhängigkeit der Lastfälle ist in Abbildung 4-43 aufgezeigt.

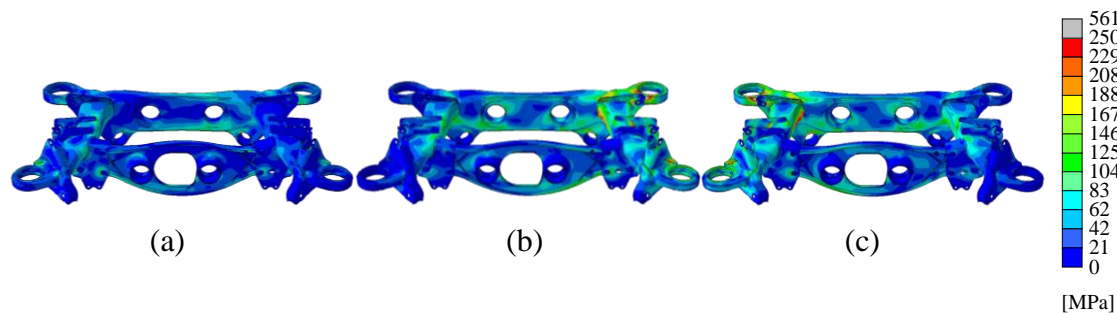


Abbildung 4-43: Vergleichsspannungen nach von Mises für die Lastfälle SDLF (a), SOLF1 (b) und SOLF2 (c)

Der Standardlastfall SDLF ist durch eine maximale Vergleichsspannung in der Querbrücke und im Hinterachsträger von 110 MPa beziehungsweise 194,1 MPa charakterisiert, siehe Abbildung 4-43 (a). Bei Betrachtung des Sonderlastfalls SOLF1 erhöht sich im Vergleich zum Standardlastfall die maximale Vergleichsspannung in der Querbrücke und im Hinterachsträger um 10,3 % beziehungsweise 189,1 %, siehe Abbildung 4-43 (b). Bei einem Vergleich des Standardlastfalls mit dem Sonderlastfall SOLF2 erhöht sich die maximale Vergleichsspannung in der Querbrücke um 12,5 % und im Hinterachsträger um 173 %, siehe Abbildung 4-43 (c). Der Einfluss der Lastfälle auf die Verschiebungen der Querbrücke und des Hinterachsträger sind in Abbildung 4-44 dargestellt.

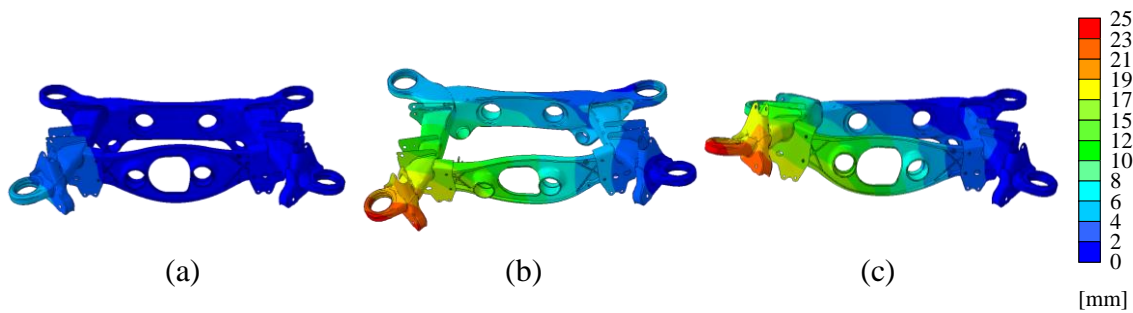


Abbildung 4-44: Verschiebungen für den Lastfall SDLF (a), SOLF1 (b) und SOLF2 (c) (10-fache Überhöhung)

Die in Abbildung 4-44 (a) aufgezeigten Verschiebungen der Querbrücke und des Hinterachsträgers betragen für den Lastfall SDLF maximal 2,2 mm beziehungsweise 5,6 mm. Bei Betrachtung des Sonderlastfalls SOLF1 erhöht sich diese im Vergleich zum Standardlastfall um 663,6 % in der Querbücke und um 325 % im Hinterachsträger, siehe Abbildung 4-44 (b). Die maximalen Verschiebungen im Lastfall SOLF2 sind im Vergleich zum Standardlastfall in der Querbrücke um 636,4 % und im Hinterachsträger um 323,2 % erhöht, siehe Abbildung 4-44 (c). Bedingt durch die geometrischen Modifikationen entstehen im Standardlastfall SDLF keine lokalen plastischen Formänderungen. Einzig die Sonderlastfälle resultieren in lokalen plastischen Formänderungen auf Vorder- und Rückseite der Querbrücke, siehe Abbildung 4-45.

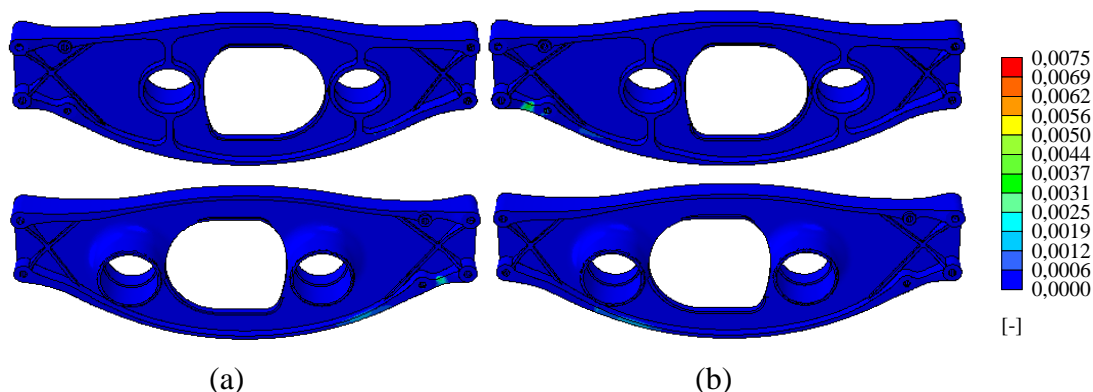


Abbildung 4-45: Plastische Hauptformänderung für die Lastfälle SOLF1 (a) und SOLF2 (b)

Die maximale plastische Formänderung wird durch den Sonderlastfall SOLF2 hervorgerufen und beträgt $5,5 \cdot 10^{-3}$, siehe Abbildung 4-45 (a). Der Sonderlastfall SOLF1 ist im Vergleich zu SOLF2 um eine 29,4 % reduzierte maximale plastische Formänderung gekennzeichnet, siehe Abbildung 4-45 (b).

4.5 Simulation der zyklischen Betriebsbelastungen

In nachfolgenden Abschnitten wird die zyklische Betriebsfestigkeit einer Querbrücke aus Magnesium berechnet. Hierzu wird in einem ersten Schritt ein Materialmodell für

Magnesium erstellt. Anschließend werden die Schädigungsverteilungen und maximale Schädigungen in der Querbrücke und im Hinterachsträger dargestellt.

4.5.1 Beschreibung Materialmodell

Bei Betrachtung aller untersuchten Magnesiumlegierungen ist die Legierung AM50vacural durch das beste zyklische Werkstoffverhalten charakterisiert und wird im Folgenden als Basis für das Materialmodell verwendet. Hierfür wird die Parabel nach Troost und El-Magd, die Ersatzstrukturlänge nach Neuber, die Dehnungs-Wöhlerlinie und die zyklische Spannungs-Dehnungskurve des Werkstoffs benötigt. Die Parameter des Materialmodells werden experimentell und anhand von Schätzformeln ermittelt.

4.5.2 Parabel nach Troost und El-Magd

Zur Beschreibung der Dauerfestigkeitslinie im Haigh-Diagramm wird für das Materialmodell die Parabel nach Troost und El-Magd verwendet. Benötigt werden hierfür die Zug-Druck-Wechselfestigkeit, Zugschwellfestigkeit und Zugfestigkeit der Legierung AM50vacural [Ra 07]. Die Parameter werden auf Basis durchgeführten statischen und zyklischen Werkstoffuntersuchungen experimentell ermittelt.

4.5.3 Ersatzstrukturlänge nach Neuber

Die Ersatzstrukturlänge ρ^* ist eine Werkstoffkonstante und beschreibt die Stützwirkung eines hochbeanspruchten Werkstoffelements am Kerbgrund durch Einbindung in seine quasistatische Umgebung. Berechnet wird die Ersatzstrukturlänge wie folgt:

$$\rho^* = \frac{\rho}{s} \left[\left(\frac{K_t}{K_f} \right)^2 - 1 \right] \quad (4.23)$$

ρ beschreibt den realen Kerbradius, K_t die Formzahl, K_f die Kerbwirkungszahl und s die Mikrostützwirkungskonstante nach Neuber [Os 07 b].

Mittels der Formzahl K_t wird das Verhältnis des Kerbspannungshöchstwerts σ_{kmax} zur Nennspannung σ_n beschrieben:

$$K_t = \frac{\sigma_{kmax}}{\sigma_n} \quad (4.24)$$

Das Werkstoffverhalten wird hierbei als linearelastisch und statisch angenommen. Die Nennspannung kann sich auf den, durch die Kerbe verminderten Querschnitt, (Nettoquerschnitt) oder auf den Querschnitt ohne Kerbe (Bruttoquerschnitt) beziehen. Dementsprechend variieren die Größen der Formzahlen in Abhängigkeit des betrachteten Querschnitts [Ra 07]. Da für die gekerbte Probengeometrie kein Formzahl-diagramm vorliegt, wird die Formzahl K_t mit Hilfe des Simulationstools ABAQUS der Firma DASSAULT SYSTÈMES berechnet. Zur Erzeugung einer Kerbe wird die in Kapitel 4.3.1 beschriebene Schwingprobe mittig mit einer Bohrung von 2 mm

Durchmesser versehen. Zur Reduzierung der Rechenzeit wird nur die obere Hälfte der Schwingprobe betrachtet. Die Beschreibung des Werkstoffverhaltens wird für den Werkstoff AM50vacural durch ein linearelastisches Materialmodell realisiert. Der E-Modul basiert auf Zugversuchsergebnissen bei Raumtemperatur und die Querkontraktionszahl wird der Literatur entnommen [Fe 08]. In Abbildung 4-46 (a) ist das zwei-dimensionale Berechnungsnetz der gekerbten Schwingprobe dargestellt. Zur genaueren Berechnung der Kerbgrundbeanspruchung ist diese durch ein engmaschiges Netz im Bereich der Bohrung gekennzeichnet. Im Vergleich dazu ist die ungekerbte Schwingprobe durch ein breitermaschigeres Berechnungsnetz charakterisiert, siehe Abbildung 4-46 (b).

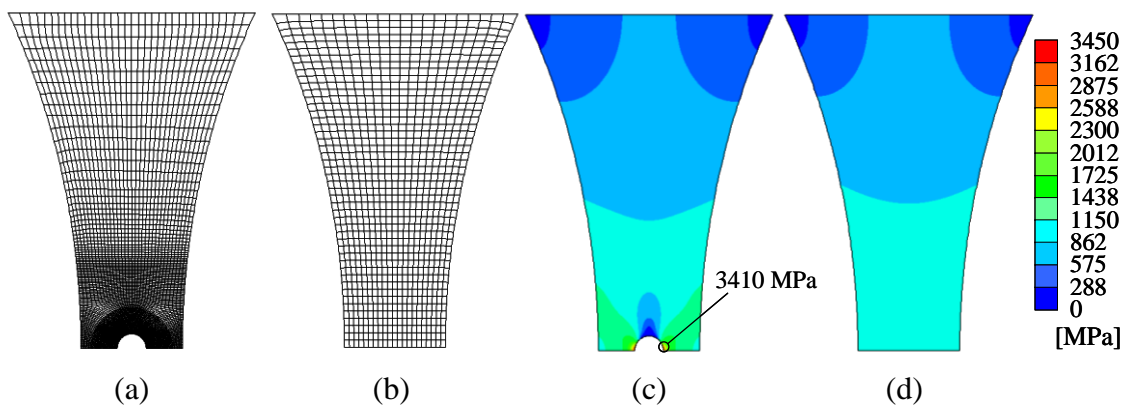


Abbildung 4-46: Berechnungsnetz der ungekerbten (a) und gekerbten (b) Schwingprobe und Verteilung der maximalen Hauptspannungen der ungekerbten (c) und gekerbten (d) Schwingprobe

Die Lasteinleitung an der Schwingprobe erfolgt an der oberen Kante in Form einer Verschiebung von 0,5 mm. Um während der Belastung eine Reduzierung des unteren Querschnitts zu realisieren, wird dieser als Symmetrieebene definiert und in den Translationen und Rotationen blockiert. Da es sich bei der gekerbten Schwingprobe um gebundene Kerbränder handelt, wird zur Bestimmung des Kerbspannungshöchstwerts, die erste beziehungsweise maximale Hauptspannung σ_1 ausgewertet [Ra 07]. Der Ort der maximalen Kerbgrundbeanspruchung ist in Abbildung 4-46 (c) eingezeichnet und durch einen Wert von 3410 MPa charakterisiert. Die maximalen Hauptspannungen der ungekerbten Schwingprobe im unteren Probenquerschnitt sind aufgrund der taillierten Probenränder durch einen parabolischen Verlauf gekennzeichnet, siehe Abbildung 4-46 (d). Die Differenz zwischen minimaler Spannung im mittleren Probenbereich und maximaler Spannung am Probenrand beträgt rund 68 MPa. Zur Berechnung der Nennspannung werden die maximalen Hauptspannungen im unteren Querschnitt der ungekerbten Schwingprobe arithmetisch gemittelt. Für die Formzahl K_t folgt somit:

$$K_t = \frac{\sigma_1}{\sigma_n} = \frac{3410 \text{ MPa}}{1100 \text{ MPa}} = 3,1 \quad (4.25)$$

Die Kerbwirkungszahl K_f beschreibt die Reduzierung der theoretischen Kerbspannung durch lokale Plastifizierungen im Werkstoff und ist durch das Verhältnis der

Dauerfestigkeit des ungekerbten Stabs zur Dauerfestigkeit des gekerbten Stabs charakterisiert [Os 07 b]:

$$K_f = \frac{\sigma_D}{\sigma_{DK}} \quad (4.26)$$

Zur Ermittlung der Kerbwirkungszahl werden ungekerbte und gekerbte Schwingproben aus der Magnesiumlegierung AM50vacural mit einem Spannungsverhältnis von $R = -1$ und bis zu einer Grenzwahrscheinlichkeit von $1 \cdot 10^6$ geprüft. Die dabei ermittelten Spannungsamplituden sind mit Überlebenswahrscheinlichkeiten von 50 % und 90 % in Abbildung 4-47 dargestellt.

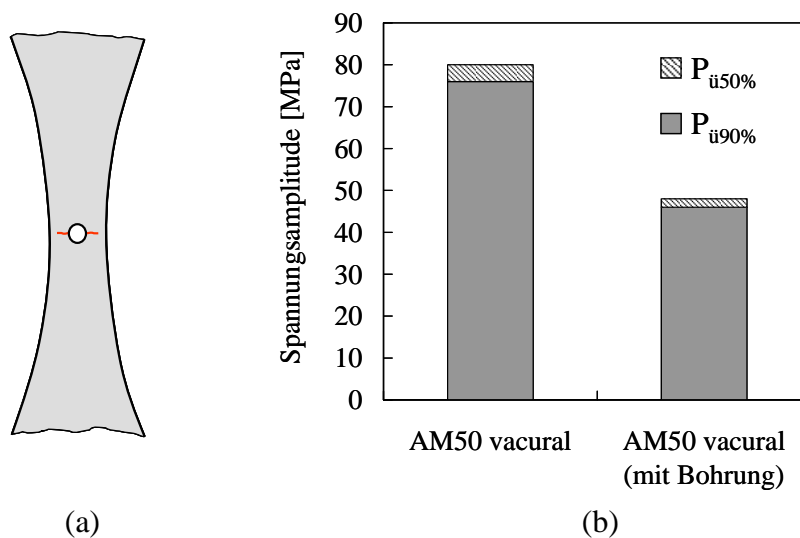


Abbildung 4-47: Anrisse der gekerbten Schwingprobe (a) und Spannungsamplituden von gekerbten und ungekerbten Schwingversuchen (b) ($1 \cdot 10^6$, $R = -1$, AM50vacural)

Alle Proben die unterhalb von $1 \cdot 10^6$ Schwingspielen versagen sind infolge der lokalen Spannungsüberhöhung durch einen Anriss im Kerbgrund gekennzeichnet. Eine Anrissbildung erfolgt hierbei einseitig oder beidseitig im mittleren Bereich der Schwingprobe, siehe Abbildung 4-47 (a). Bedingt durch die Kerbe ist der Einfluss von Gefügeinhomogenitäten auf die erreichbaren Schwingspielzahlen geringer und die Versuchsergebnisse liegen in einem engeren Streuband. So beträgt die Differenz zwischen den Spannungsamplituden $P_{\bar{u}50\%}$ und $P_{\bar{u}90\%}$ bei der gekerbten Schwingprobe 2 MPa und bei der ungekerbten Probe 4 MPa. Unter Berücksichtigung der Dauerfestigkeitswerte für eine Überlebenswahrscheinlichkeit von 50 % folgt nach Abbildung 4-47 (b) für die Kerbwirkungszahl:

$$K_f = \frac{\sigma_D}{\sigma_{DK}} = \frac{80 \text{ MPa}}{48 \text{ MPa}} = 1,7 \quad (4.27)$$

Die Mikrostützwirkungskonstante s nach Neuber ist eine Funktion der Belastungsart, der Probenform und der Festigkeitshypothese [Ne 68]. Im Rahmen dieser Arbeit wird für die Konstante s der Wert 2,5 verwendet. Dies entspricht einer auf Zug

beanspruchten Flachzugprobe unter Berücksichtigung der Festigkeitshypothese nach von Mises. Für die Ersatzstrukturlänge nach Neuber folgt somit:

$$\rho^* = \frac{\rho}{s} \left[\left(\frac{K_t}{K_f} \right)^2 - 1 \right] = \frac{1 \text{ mm}}{2,5} \left[\left(\frac{3,1}{1,7} \right)^2 - 1 \right] = 0,93 \text{ mm} \quad (4.28)$$

4.5.4 Dehnungs-Wöhlerlinie

Im dehnungskontrollierten Wöhlerversuch werden Dehnungsamplituden über die bis zum Schwinganriss ertragbaren Zahl der Schwingspiele N doppellogarithmisch aufgetragen. In Abbildung 4-48 ist die Dehnungs-Wöhlerlinie schematisch für ein Spannungsverhältnis von $R = -1$ dargestellt.

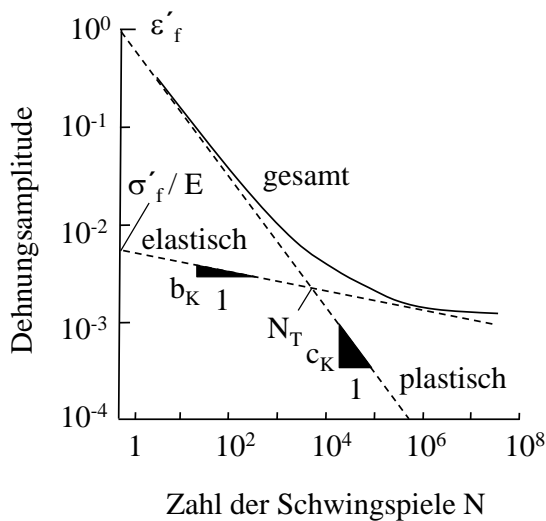


Abbildung 4-48: Dehnungs-Wöhlerlinie [Ha 05]

Die Gesamtdehnung ε_A teilt sich in einen elastischen Anteil $\varepsilon_{A,e}$ und plastischen Anteil $\varepsilon_{A,p}$ auf [Ha 05]:

$$\varepsilon_A = \varepsilon_{A,e} + \varepsilon_{A,p} \quad (4.29)$$

Mit den Koeffizienten in Abbildung 4-48 folgt für die Gesamtdehnung ε_A :

$$\varepsilon_A = \left[\left(\frac{\sigma'_f}{E} \right) \cdot (2N)^{b_K} \right] + \left[\varepsilon'_f \cdot (2N)^{c_K} \right] \quad (4.30)$$

Zur Bestimmung der Koeffizienten existieren in der Literatur verschiedenen Ansätze. Im Rahmen dieser Arbeit kommt das Modified Universal Slopes Equation Model nach Muralidharan und Manson zur Anwendung. Gründe dafür sind die gute Übereinstimmung mit experimentell ermittelten Werten und die Einbindung von Werkstoffkennwerten wie Zugfestigkeit und E-Modul [Pa 95]. Für den Schwingfestigkeitskoeffizient σ'_f folgt somit [Mu 88] [Ha 05]:

$$\sigma'_f = 0,623 \cdot R_m^{0,832} \cdot E^{0,168} \quad (4.31)$$

Für den Schwingfestigkeitsexponenten b_K wird nachfolgende Konstante angenommen:

$$b_K = -0,09 \quad (4.32)$$

Der Koeffizient D_K errechnet sich aus der Brucheinschnürung Z zu:

$$D_K = -\ln(1-Z) \quad (4.33)$$

Somit folgt für den Duktilitätskoeffizienten ε'_f :

$$\varepsilon'_f = 0,0196 \cdot D_K^{0,155} \cdot \left(\frac{R_m}{E} \right)^{-0,53} \quad (4.34)$$

Der Duktilitätsexponenten c_K wird, wie zuvor der Schwingfestigkeitsexponent, als Konstante angenommen:

$$c_K = -0,56 \quad (4.35)$$

Die in Gleichung 4.33 verwendete Brucheinschnürung Z wird anhand von sechs Proben mit Hilfe des Zugversuchs ermittelt und anschließend arithmetisch gemittelt. Die Brucheinschnürung errechnet sich zu [Ro 04]:

$$Z = \frac{\text{Ausgangsquerschnitt} - \text{Endquerschnitt}}{\text{Ausgangsquerschnitt}} = \frac{S_o - S_U}{S_U} \quad (4.36)$$

Die Koeffizienten der Dehnungs-Wöhlerlinie werden somit auf Basis der statischen Zugversuchsergebnisse berechnet.

4.5.5 Zyklische Spannungs-Dehnungskurve

Zur Ermittlung der zyklischen Spannungs-Dehnungskurve wird im dehnungskontrollierten Wöhlerversuch zusätzlich die Prüfkraft aufgezeichnet und auf den Prüfquerschnitt bezogen. Die sich daraus ergebende Spannungs-Dehnungs-Hysteresis ist schematisch in Abbildung 4-49 (a) dargestellt und gilt für einen ungekerbten Probenkörper, welcher mit einer axialen Wechselbelastung beansprucht wird. Der Zusammenhang zwischen verschiedenen Spannungs- und Dehnungsamplitude wird in der zyklischen Spannungs-Dehnungskurve beschrieben, siehe Abbildung 4-49 (b). Bei Werkstoffen, die eine Verfestigung beziehungsweise Entfestigung unter zyklischer Belastung aufweisen, liegt diese oberhalb beziehungsweise unterhalb der zügigen Spannungs-Dehnungskurve aus dem Zugversuch, siehe Abbildung 4-49 (c). Ein zyklisch stabiler Werkstoffzustand ist durch einheitliche zyklische und zügige Spannungs-Dehnungskurven gekennzeichnet [Ha 05].

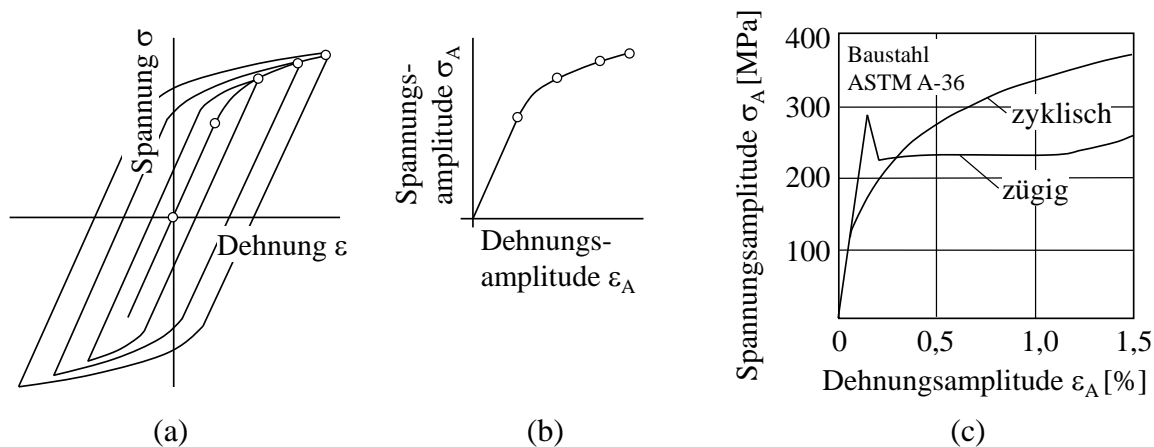


Abbildung 4-49: Hystereseschleife (a), zyklische Spannungs-Dehnungskurve (b) und Vergleich mit zügiger Spannungs-Dehnungskurve (c) [Ra 07]

Nach der Ramberg-Osgood-Beziehung ist eine Ermittlung der zyklischen Spannungs-Dehnungskurve durch zwei Parameter möglich. Die Dehnungsamplitude ε_A teilt sich hierbei in einen elastischen und plastischen Anteil auf:

$$\varepsilon_A = \left(\frac{\sigma_A}{E} \right) + \left(\frac{\sigma_A}{K'} \right)^{\frac{1}{n'}} \quad (4.37)$$

Mit Hilfe der zuvor beschriebenen Koeffizienten der Dehnungs-Wöhlerlinie ist eine Bestimmung des Verfestigungsexponenten in Gleichung 4.37 möglich

$$n' = \frac{b_K}{c_K} \quad (4.38)$$

Für den Verfestigungskoeffizienten K' folgt:

$$K' = \sigma'_f \cdot \varepsilon'_f^{-n'} \quad (4.39)$$

Zwischen dem Diagramm der Dehnungs-Wöhlerlinie und der zyklischen Spannungs-Dehnungskurve besteht ein direkter Zusammenhang. Ein vertikaler Schnitt im Diagramm der Dehnungs-Wöhlerlinie entspricht einem horizontalen Schnitt im zyklischen Spannungs-Dehnungsschaubild mit der Anrisschwingspielzahl N als Parameter [Ha 05].

4.5.6 Beschreibung Berechnungsmodell

Die Berechnung der zyklischen Betriebsfestigkeit wird in einem ersten Schritt auf Basis der bestehenden Querbrückengeometrie durchgeführt. Substituiert wird dabei das Materialmodell der Legierung AlMg5Si2Mn mit dem der Legierung AM50vacural. Die Berechnung und Auswertung der Ergebnisse wird von der Mercedes Benz Berechnungsabteilung durchgeführt. Das Lastkollektiv der Betriebsfestigkeitsrechnung besteht aus Anfahrmomenten vorwärts und rückwärts, die auf den Hinterachsträger und die

Querbrücke wirken. Diese werden hierbei von 100 % auf 65 % stufenweise reduziert und dabei je nach Lastkollektiv verschieden oft wiederholt.

4.5.7 Berechnungsergebnisse der Betriebsfestigkeit

Im Rahmen der zyklischen Betriebsfestigkeitssimulation wird die Schädigung D des Hinterachsträgers und der Querbrücke mit Hilfe der linearen Schadensakkumulation berechnet. Hierbei werden die aufgebrachten Schwingspiele ins Verhältnis zu den Bruchschwingspielzahlen der betrachteten Spannungsamplitude gesetzt. Die Einzelschädigungen werden anschließend linear zur Gesamtschädigung D_s aufsummiert [Ra 07]:

$$D_s = \sum \Delta D_s = \sum \frac{\Delta N}{N_B} \quad (4.40)$$

In Abbildung 4-50 ist die Schädigungsverteilung an der Vorderseite der Querbrücke dargestellt. Hierbei werden alle Elemente eingefärbt, die eine Schädigung größer $1 \cdot 10^{-6}$ aufweisen.

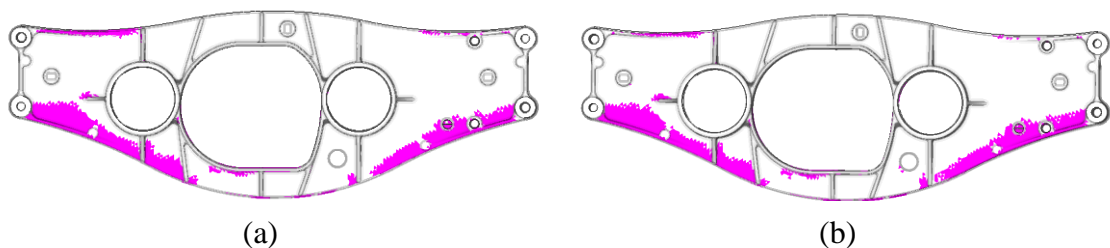


Abbildung 4-50: Schädigungsverteilung an der Vorderseite der Querbrücke für den Werkstoff AlMg5Si2Mn (a) und AM50vacural (b) (Limit Schädigung $1 \cdot 10^{-6}$)

Die maximale Schädigung an der Vorderseite der Querbrücke ist bei Verwendung des Materialmodells AlMg5Si2Mn in den äußeren Bereichen unterhalb der Gummilagerhalterung zu finden, siehe Abbildung 4-50 (a). Eine Substitution des Materialmodells mit dem Werkstoff AM50vacural resultiert in einer ähnlichen Schädigungsverteilung. In den oberen Bereichen der Querbrücke reduziert sich die Schädigung im Vergleich zu AlMg5Si2Mn minimal, siehe Abbildung 4-50 (b). Die Schädigungsverteilung an der Rückseite der Querbrücke ist in Abbildung 4-51 aufgezeigt.

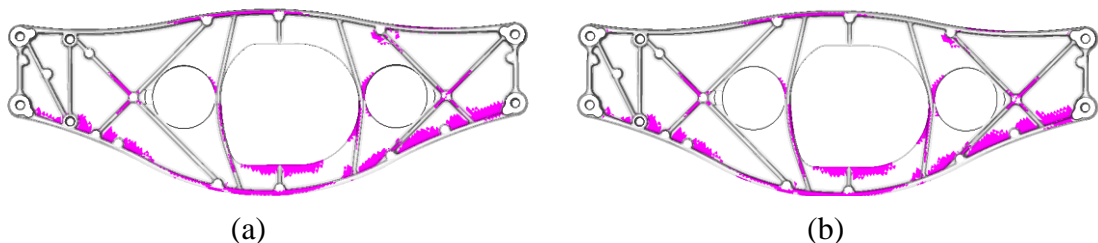


Abbildung 4-51: Schädigungsverteilung an der Rückseite der Querbrücke für den Werkstoff AlMg5Si2Mn (a) und AM50vacural (b) (Limit Schädigung $1 \cdot 10^{-6}$)

Bei Verwendung des Materialmodells AlMg5Si2Mn sind vor allem untere Bereiche, wie zum Beispiel der Durchbruch der Kardanwelle, durch Schädigungen gekennzeichnet, siehe Abbildung 4-51 (a). Eine ähnliche Schädigungsverteilung ergibt sich bei Betrachtung des Materialmodells AM50vacural. Wie zuvor an der Vorderseite ist auch die Schädigung an der Rückseite im oberen Bereich der Querbrücke minimal geringer, siehe Abbildung 4-51 (b).

Die Schädigung an der Vorderseite der Querbrücke ist für beide Werkstoffvarianten in Abbildung 4-52 dargestellt.

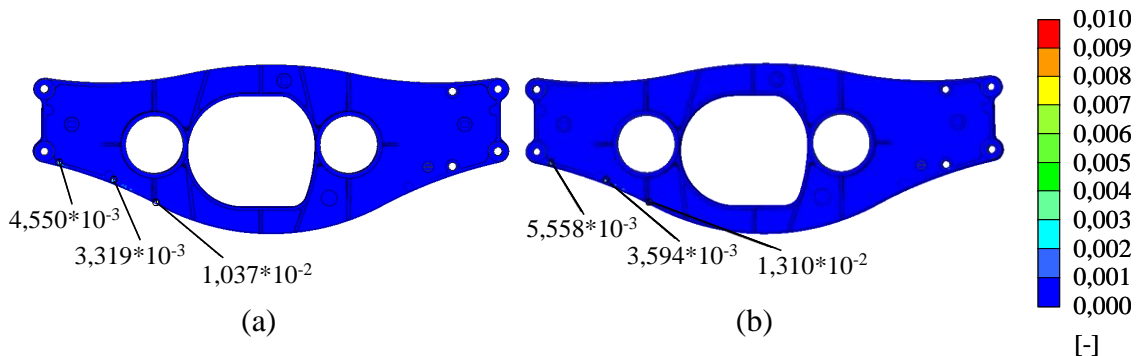


Abbildung 4-52: Schädigung an der Vorderseite der Querbrücke für den Werkstoff AlMg5Si2Mn (a) und AM50vacural (b)

In Bereichen maximaler Schädigung, siehe Abbildung 4-50, werden drei Positionen näher betrachtet. Die Verwendung des Materialmodells AlMg5Si2Mn ist dabei durch eine maximale Schädigung von $1,037 \cdot 10E-02$ gekennzeichnet, siehe Abbildung 4-52 (a). Bei Betrachtung des Materialmodells AM50vacural vergrößert sich an gleicher Position die maximale Schädigung um 26,3 %, siehe Abbildung 4-52 (b). In Abbildung 4-53 ist die Schädigung für die Rückseite der Querbrücke aufgezeigt. In Anlehnung an die Schädigungsverteilung in Abbildung 4-51 werden sechs Positionen betrachtet.

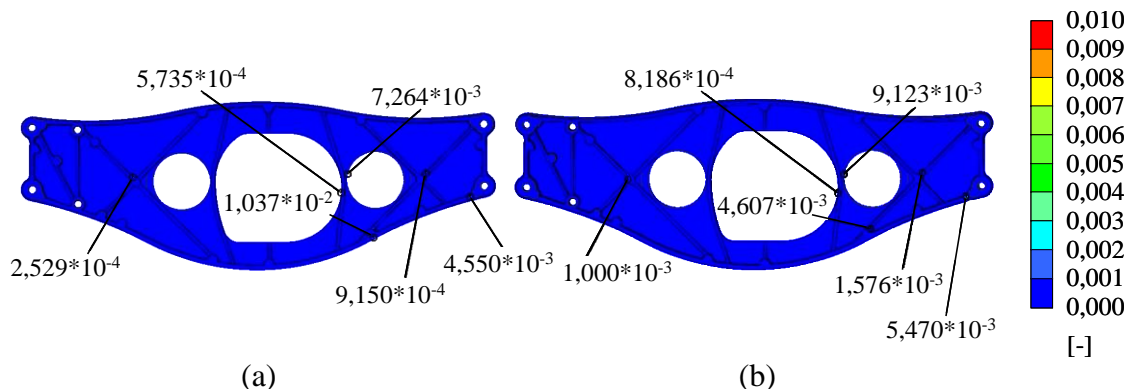


Abbildung 4-53: Schädigung an der Rückseite der Querbrücke für den Werkstoff AlMg5Si2Mn (a) und AM50vacural (b)

Das Materialmodell AlMg5Si2Mn ist durch eine maximale Schädigung von $1,037 \cdot 10E-2$ gekennzeichnet, siehe Abbildung 4-53 (a). Im Vergleich hierzu reduziert sich diese, durch Verwendung des Materialmodells AM50vacural, um 55,6 %, siehe Abbildung 4-53 (b).

Der Einfluss des geänderten Materialmodells auf die Schädigung des Hinterachsträgers ist in Abbildung 4-54 dargestellt.

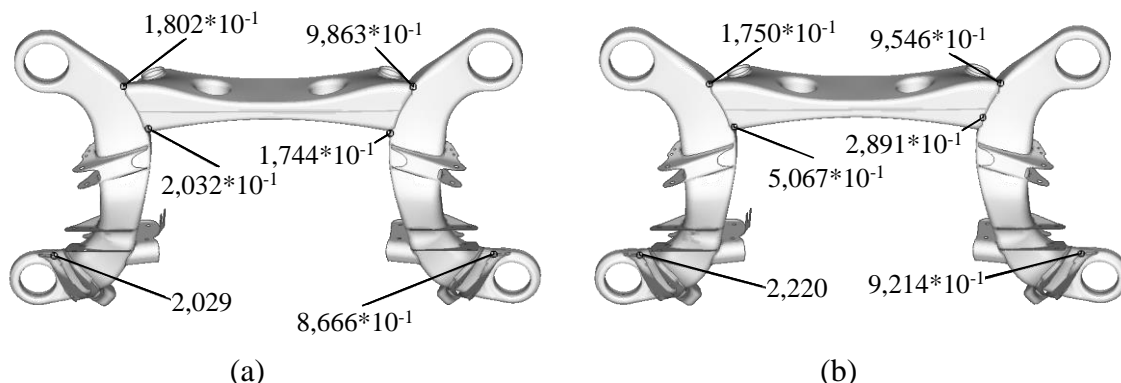


Abbildung 4-54: Schädigung des Hinterachsträgers für eine Querbrücke aus AlMg5Si2Mn (a) und AM50vacural (b) (Ansicht oben)

An ausgewählten Positionen ist die Schädigung des Hinterachsträger an der Oberseite dargestellt. Die maximale Schädigung beträgt bei Verwendung des Materialmodells AlMg5Si2Mn 2,029, siehe Abbildung 4-54 (a). Bei Betrachtung des Werkstoffs AM50vacural erhöht sich an dieser Position im Vergleich zu AlMg5Si2Mn die Schädigung um 9,4 %, siehe Abbildung 4-54 (b). Die Schädigung an der Unterseite des Hinterachsträgers ist für ausgewählte Positionen in Abbildung 4-55 dargestellt.

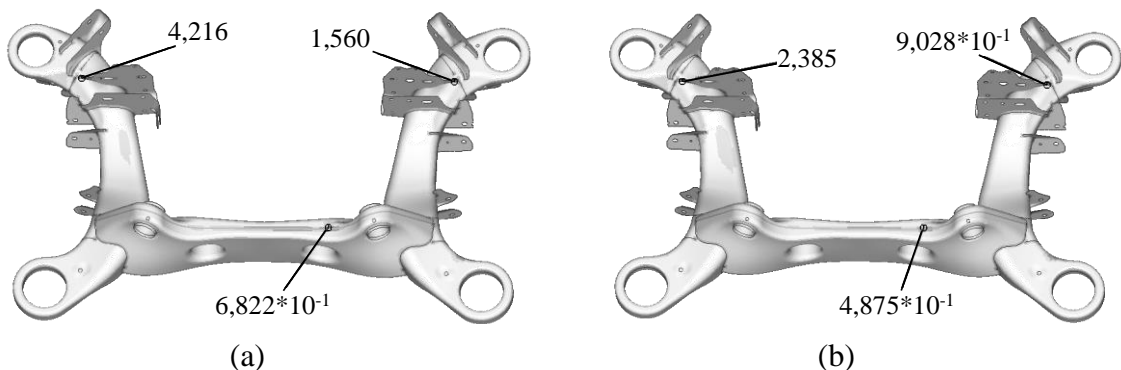


Abbildung 4-55: Schädigung des Hinterachsträgers für eine Querbrücke aus dem Werkstoff AlMg5Si2Mn (a) und AM50vacural (b) (Ansicht unten)

Die maximale Schädigung des Hinterachsträger beträgt für das Materialmodell AlMg5Si2Mn 4,216, siehe Abbildung 4-55 (a). Durch Verwendung des Werkstoffs AM50vacural reduziert sich an dieser Position die Schädigung um 43,4 %, siehe Abbildung 4-55 (b).

4.6 Korrosionsuntersuchungen von unbeschichtetem Magnesium

In nachfolgenden Abschnitten wird das Korrosionsverhalten von unbeschichteten Magnesiumlegierungen anhand verschiedener Testverfahren charakterisiert. Die Oberflächenkorrosion der betrachteten Legierungen wird mit Hilfe des Salzsprühnebeltests

untersucht. Zur Vermeidung der Kontaktkorrosion des Magnesiums mit angrenzenden Fahrwerksbauteilen wird die Verwendung von Kunststoffbauteilen bewertet. Der Einfluss der Montagevorspannkraft auf diese Bauteile wird simulativ berechnet und mittels optischer Formänderungsanalyse verifiziert.

4.6.1 Neutrale Salzsprühnebelprüfung

Zur Untersuchung der oberflächigen Korrosionseigenschaften werden Druckgussplatten in einer neutralen Salzsprühnebelprüfung (NSS) nach DIN EN ISO 9227 geprüft [Di 06 a]. Um den Unterschied im Korrosionsverhalten zwischen Gushaut und blankem Metall herauszuarbeiten, werden die Oberflächen der Druckgussplatten einseitig mit vier Senkbohrungen versehen, siehe Abbildung 4-56 (a). Während des Versuchs werden die Druckgussplatten unter einem Neigungswinkel von 60° zur Horizontalen gelagert, siehe Abbildung 4-56 (b).

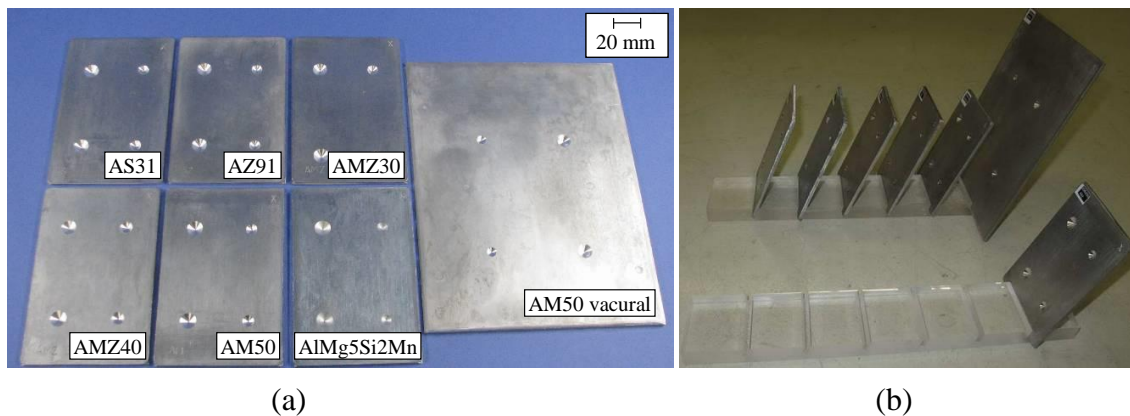


Abbildung 4-56: Druckgussplatten vor Salzsprühnebeltest (a) und Lagerung der Druckgussplatten im Salzsprühnebeltest (b)

In Abbildung 4-57 (a) sind die Druckgussplatten nach 48 Stunden Salzsprühnebeltest dargestellt. Im Gegensatz zu den Magnesiumlegierungen zeigt die Druckgussplatte aus dem Werkstoff AlMg5Si2Mn keinen oberflächigen Korrosionsabtrag. Korrosionsprodukte der Magnesiumplatten werden unter fließendem Wasser mit einem Drahtschwamm entfernt. Abbildung 4-57 (b) zeigt die Platten nach Entfernung des Korrosionsprodukts.

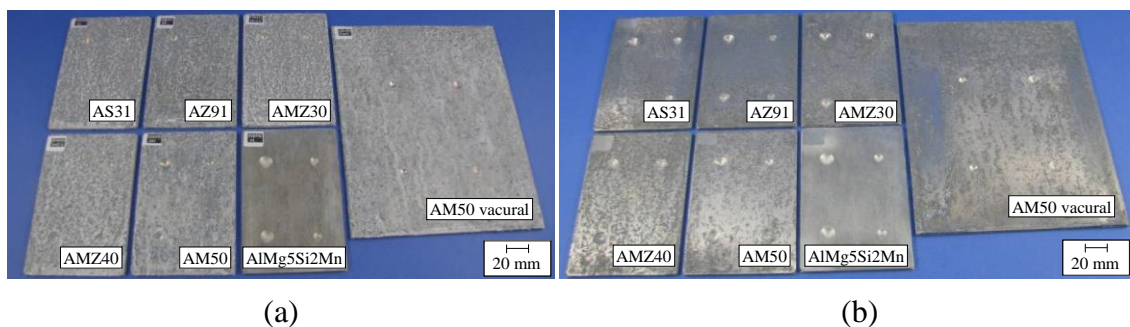


Abbildung 4-57: Druckgussplatten nach 48h Salzsprühnebeltest (a) und nach Entfernung der Korrosionsprodukte (b)

Die Platten werden vor und nach der Salzsprühnebelprüfung gewogen, um den Gewichtsverlust beziehungsweise die Korrosionsrate der einzelnen Mg-Legierungen zu ermitteln. Die Korrosionsrate der Legierung AM50 beträgt 0,015 g/h und ist somit die geringste aller untersuchten Druckgussplatten in der Größe 150 x 100 x 4 mm. Die Korrosionsrate der Legierung AM50vacural beträgt 0,024 g/h und ist aufgrund der verschiedenen Plattengrößen nicht vergleichbar mit der Legierung AM50. Die Werkstoffe AMZ30 und AMZ40 sind durch Korrosionsraten von 0,039 g/h und 0,037 g/h gekennzeichnet. Bei Betrachtung der Legierungen AZ91 und AS31 ergeben sich Korrosionsraten von 0,026 g/h beziehungsweise 0,025 g/h. Um die Korrosionseigenschaften zwischen Gusshaut und Grundmaterial herauszuarbeiten werden die Platten mit Senkbohrungen versehen. Im Anschluss an die Salzsprühnebelprüfung und nach Entfernung der Korrosionsprodukte werden die Bohrungen mittels einer Stereokamera untersucht, siehe Abbildung 4-58.

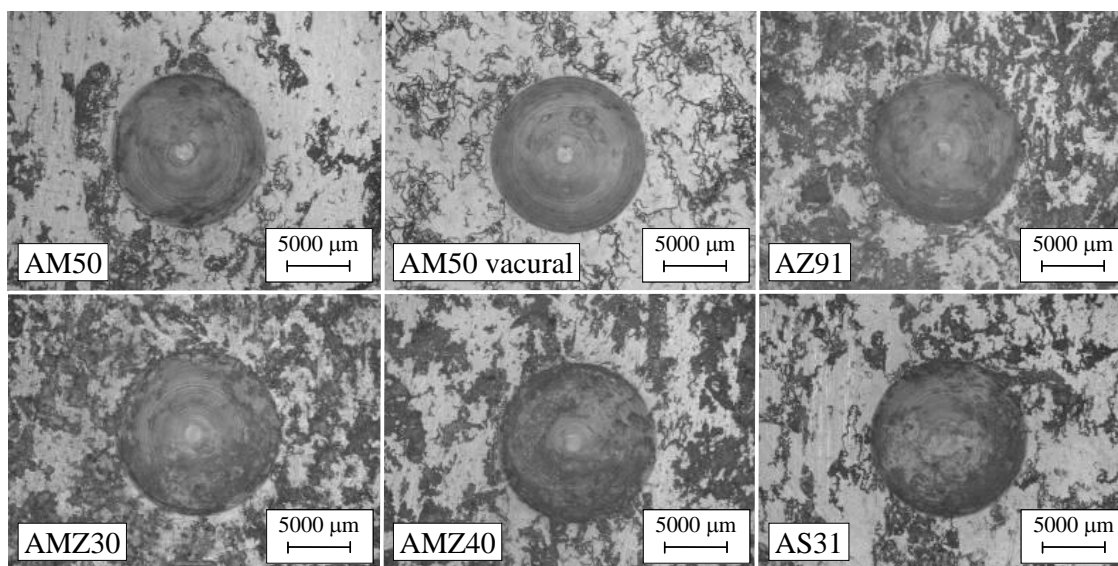


Abbildung 4-58: Darstellung der Bohrungen der verschiedenen Mg-Platten

Bei einer rein qualitativen optischen Auswertung der Bohrungsoberflächen ist die Legierung AM50vacural durch das beste Korrosionsverhalten gekennzeichnet. Die konventionell vergossenen Druckgussplatten weisen allgemein ein schlechteres Korrosionsverhalten der bearbeiteten Flächen auf. Grund dafür könnte die erhöhte Porendichte und die damit verbundene größere korrosiv beanspruchte Oberfläche sein. Das schlechteste Korrosionsverhalten weisen die Legierungen AZ91 und AMZ40 auf.

4.6.2 Untersuchung der Kontaktkorrosion

Zur Vermeidung der Kontaktkorrosion von Magnesiumbauteilen mit angrenzenden Fahrzeugkomponenten existieren in der Praxis verschiedenste Maßnahmen. Bei Verschraubungen verlängert beispielsweise eine Kunststoffumspaltung des Schraubenkopfs den Elektrolytweg zwischen Anode und Kathode. Auch Verwendung von Kunststoffunterlegscheiben verhindert erfolgreich die Kontaktkorrosion zwischen

Magnesium und angrenzenden Bauteilen [Sc 00]. Werkstoffpaarungen mit Zink, Zinn, Cadmium und Al-Mg-Legierungen führen im Kontakt mit Magnesium nur zu geringen Kontaktkorrosionen. Um diese zwischen Aluminium und Magnesium noch weiter zu reduzieren, können Aluminiumunterlegscheiben zusätzlich mit einer Hartcoatierung beschichtet werden [Ka 00 b]. Zur Vermeidung von Kontaktkorrosion werden bei Mercedes Benz beispielsweise beschichtete Zwischenbleche im Magnesium Getriebegehäuse erfolgreich eingesetzt. Im Rahmen dieser Arbeit wird die Verwendung von Kunststoffunterlegscheiben als alternative Methode zu beschichteten Zwischenblechen untersucht. Bewertungskriterien sind hierbei die Vermeidung von Kontaktkorrosion beziehungsweise die Überprüfung der Literaturempfehlungen und das mechanische Verhalten nach Aufbringen der Montagevorspannkraft. Zur Berücksichtigung der äußeren klimatischen Randbedingungen im späteren Fahrbetrieb, werden Versuchskörper in einem Klimawechseltest geprüft. Die Probenkörper werden aus einer Massel der Legierung AM50 mechanisch herausgearbeitet. Die Massel wird im Schwerkraftkokillenguss hergestellt und bietet die notwendigen Abmessungen zum Heraustrennen der Probenkörper. Diese besitzen eine zylindrische Form und werden in die Querbrückenaufnahmen des Hinterachsträgers montiert, siehe Abbildung 4-59 (a).

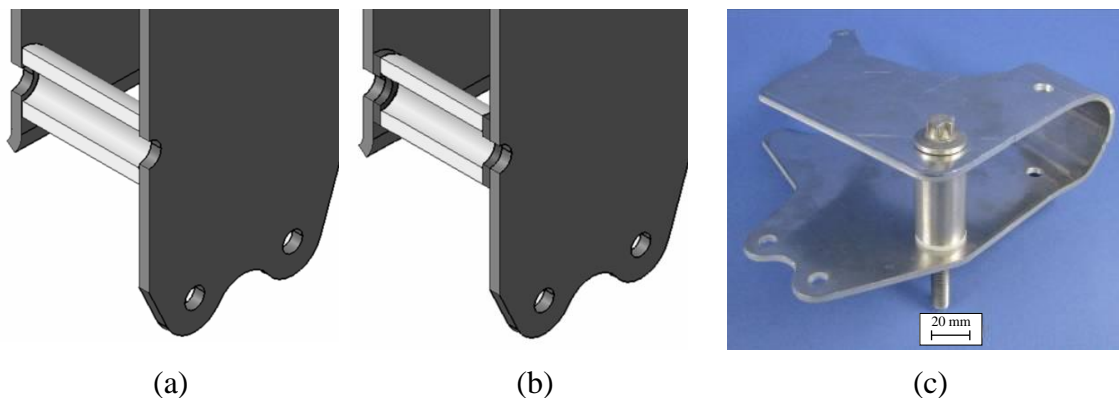


Abbildung 4-59: Zusammenbau ohne Unterlegscheibe (a), mit Unterlegscheibe (b) und Zusammenbau mit Unterlegscheibe und Al-Schraube (c)

Zur Vermeidung von Kontaktkorrosion wird nach Literaturangaben der Verbau von Polymeren mit einem Durchgangswiderstand größer $10^7 \text{ Ohm}\cdot\text{m}$ empfohlen [Sc 00]. Aufgrund seines spezifischen Widerstands von $10^{13} \text{ Ohm}\cdot\text{m}$ werden im Rahmen dieser Arbeit die Unterlegscheiben aus dem Kunststoff Polyoxymethylen (POM) hergestellt. Weitere Vorteile des technischen Kunststoffs sind die gute chemische Langzeitbeständigkeit und die vorteilhafte Kombination zwischen Festigkeit, Steifigkeit und Zähigkeit [BA 10]. Der Probenkörper wird um die doppelte Unterlegscheibenbreite gekürzt und zusammen mit zwei Unterlegscheiben im Hinterachsträger montiert, siehe Abbildung 4-59 (b). Zur Befestigung der Probenkörper werden St-Schrauben und Tankschutzmuttern verwendet und mit einem Anzugsmoment von 50 Nm montiert. Alternativ zu St-Verbindungselementen wird die Verwendung von Al-Schrauben und -Muttern untersucht, siehe Abbildung 4-59 (c). Durch Substitution der Verbindungselemente würde sich ein Gewichtsvorteil von rund 70 % ergeben. Des Weiteren

reduziert sich im späteren Fahrbetrieb die Gefahr eines korrosiven Angriffs der Verbindungselemente. Die Aluminiumschrauben und -muttern werden aus einer Al-Mg-Si-Cu Legierung gefertigt und von der Firma RIBE bereitgestellt. Das Montage-drehmoment beträgt bei einer drehmomentgesteuerten Montage 30,6 Nm [Ri 11]. Zur Simulation der späteren Betriebsbelastungen werden vier Zusammenbauten in einem 4-wöchigen Klimawechseltest geprüft. Dieser besteht aus 2 Zyklen, die je zwei Wochen andauern. Jeder Zyklus besteht aus einem eintägigen Klimawechselprogramm, welches 7-mal durchlaufen wird und einem einwöchigen VDA-Klimawechseltest, siehe Abbildung 4-60.

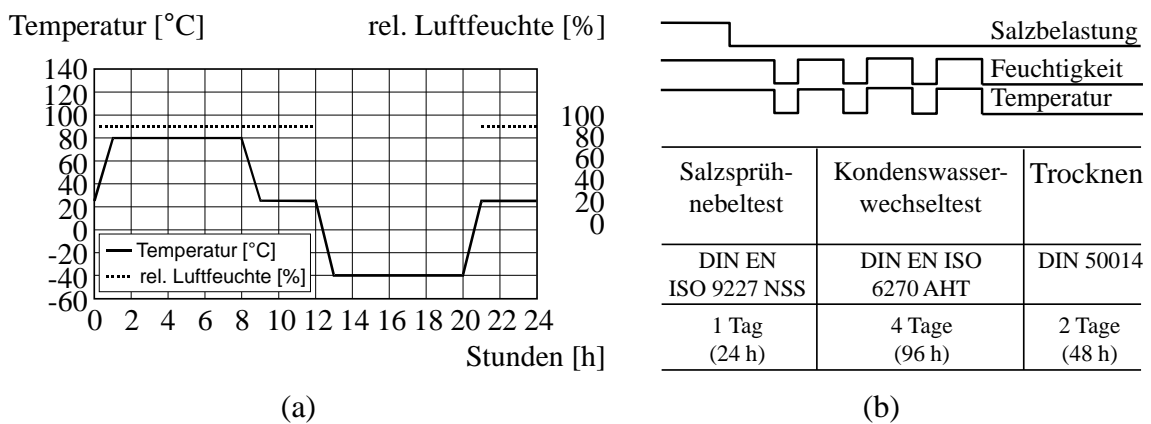


Abbildung 4-60: Darstellung des Klimawechselprogramms (a) und des VDA-Wechseltests 621-415 (b) [VD 82]

Durch das Klimawechselprogramm werden die Zusammenbauten mit Temperaturen von -40 °C bis + 80 °C und bei Temperaturen oberhalb 25 °C zusätzlich mit einer relativen Luftfeuchtigkeit von rund 90 % beansprucht, siehe Abbildung 4-60 (a). Der VDA-Wechseltest besteht aus einem eintägigen Salzsprühnebeltest, einem viertägigen Kondenswasserwechseltest und einem zehntägigen Trockenprozess, siehe Abbildung 4-60 (b).

Nach Beendigung des Klimawechseltests werden die Zusammenbauten demontiert und die Korrosionsprodukte der Mg-Zylinder unter fließendem Wasser mit einem Stahlschwamm entfernt. In Abbildung 4-61 sind die Zylinder nach Entfernung der Korrosionsprodukte dargestellt.

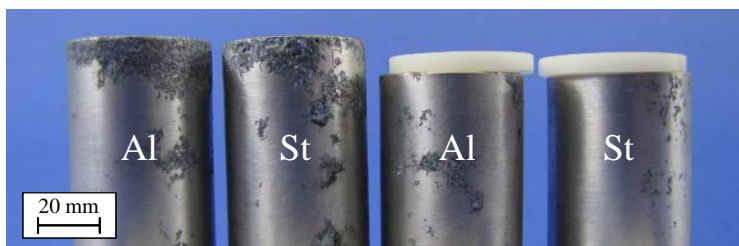


Abbildung 4-61: Mg-Zylinder nach Klimawechseltest mit Al- und St-Schrauben

Deutlich zu erkennen ist der Bereich der Kontaktkorrosion bei den Zylindern ohne Kunststoffunterlegscheibe. Eine Veränderung durch Variation des Schraubenmaterials ist nicht zu erkennen. Die Kunststoffunterlegscheiben sind gegenüber dem Zylinder verschoben angeordnet, um somit eine ungenaue spätere Montage zu simulieren. Einen negativen Einfluss auf die Korrosionseigenschaften ist dabei nicht festzustellen. Bei Betrachtung der Zylinder resultiert die Verwendung von Aluminiumschrauben in Salzablagerungen auf der Innenseite, siehe Abbildung 4-62.

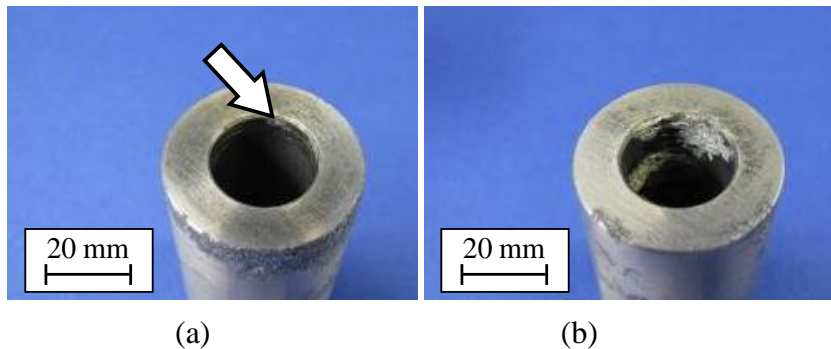


Abbildung 4-62: Mg-Zylinder mit Al-Schrauben ohne Unterlegscheibe (a) beziehungsweise mit Unterlegscheibe (b)

Die Verwendung von Aluminiumschrauben ohne Unterlegscheiben führt zu minimalen Salzablagerungen auf der Innenseite der Zylinder, dargestellt durch den Pfeil in Abbildung 4-62 (a). Durch den Einsatz der Unterlegscheiben vergrößern sich die Salzablagerungen auf der Innenseite, siehe Abbildung 4-62 (b). Das reduzierte Anzugsmoment der Al-Schraubverbindung, im Vergleich zu der St-Schraubverbindung, könnte während des Klimawechseltests zu Vorspannverlusten in der Schraubverbindung führen und somit ein Eindringen des Salzes ermöglichen. Durch Verwendung der POM-Unterlegscheiben wird dieser Effekt verstärkt. Bei den St- und Al-Schraubverbindungen sind nach der Demontage der Zusammenbauten lokale plastische Formänderungen an den POM-Unterlegscheiben zu erkennen. Die plastischen Formänderungen in den Unterlegscheiben können durch das Anzugsmoment bei der Montage oder durch thermische Belastung im Klimawechseltest entstehen. Um dies zu klären werden im nachfolgenden Abschnitt die mechanischen Belastungen des Zusammenbaus berechnet.

4.6.3 Betrachtung des Einflusses der Montagevorspannkraft

Wie aus vorherigem Kapitel ersichtlich, ist eine Verwendung von Al-Schrauben aufgrund des reduzierten Drehmoments beziehungsweise der damit verbundenen Undichtigkeit der Schraubverbindung nicht möglich. Für weitere Betrachtung wird somit nur der Einfluss der St-Schraubverbindung auf die POM-Unterlegscheibe untersucht. In einem ersten Schritt wird die mechanische Beanspruchung des Zusammenbaus beziehungsweise der Unterlegscheibe durch das Montagedrehmoment der Schraubverbindung mittels des Simulationstools ABAQUS berechnet. Zur

Verifikation der Simulationsergebnisse wird die oberflächliche Dehnung der Unterlegscheibe mit Hilfe des ARAMIS-Systems der Firma GOM gemessen.

Zur Simulation des Zusammenbaus wird ein zweidimensionales achsensymmetrisches Modell mit verschiedenen Netzfeinheiten angewendet, siehe Abbildung 4-63. Der Zusammenbau wird über ein Festlager an den äußeren Aluminiumscheiben fixiert und durch eine Montagespannung σ_S axial über die Unterlegscheiben belastet.



Abbildung 4-63: Netzdarstellung und Materialverteilung des Berechnungsmodells

Zur Beschreibung des Werkstoffverhaltens wird für Stahl und Aluminium ein linearelastisches und für Magnesium ein linearelastisch-plastisches isotropes Materialmodell auf Basis experimentell ermittelter Kennwerte verwendet. Materialkennwerte, wie Querkontraktion und E-Modul, werden für die metallischen Werkstoffe teilweise aus der Literatur entnommen, siehe Anhang 8.5. Das hyperelastische Materialverhalten des POM-Kunststoffs wird durch ein Dehnungs-Energie-Potential beschrieben. Die uniaxiale Spannungs-Dehnungskurve des POM-Kunststoffs wird der Literatur entnommen und im Rahmen dieser Arbeit durch einen polynomischen Ansatz interpoliert beziehungsweise extrapoliert [Ab 10], [BA 11]. Zwischen den einzelnen Werkstoffpaarungen wird isotrope Coulombsche Reibung angenommen. Für die Werkstoffpaarungen NE-Metall / Kunststoff und Stahl-Aluminium wird eine Gleitreibungszahl von 0,25 beziehungsweise 0,5 verwendet [Mu 05]. Zur Bestimmung der Montagespannung σ_S wird die Montagevorspannkraft F_{VM} mit Hilfe des Anziehdrehmoments M_A errechnet:

$$M_A = F_{VM} \left[\frac{d_{F2}}{2} \tan(\alpha_S + \rho') \right] + \mu_A \cdot 0,7d_G \quad (4.41)$$

Zur Ermittlung der Montagevorspannkraft wird obige Gleichung umgestellt und nachfolgende Koeffizienten eingesetzt:

Flankendurchmesser $d_{F2} = 9,026$ mm

Gewindedurchmesser $d_G = 10$ mm

Steigungswinkel $\alpha_S = 3,03^\circ$

Reibwinkel (phosphatiert) $\rho' = 10^\circ$

Gleitreibungszahl der Mutterauflage (Stahl/Stahl trocken) $\mu_A = 0,1$

Anziehdrehmoment $M_A = 50 \text{ Nm}$

Somit folgt für die Montagevorspannkraft F_{VM} :

$$F_{VM} = 28663 \text{ N} \quad (4.42)$$

Zur Beschreibung der Streuung der Vorspannkraft durch Anziehen mit einem Drehmomentschlüssel erhöht sich diese um den Anziehungsfaktor α_A [Bö 07]:

$$F_{VM\max} = F_{VM} \cdot \alpha_A = 28663 \text{ N} \cdot 1,25 = 35829 \text{ N} \quad (4.43)$$

Diese wirkt auf die Außenseite der St-Unterlegscheiben und erzeugt somit die Druckspannung σ_S :

$$\sigma_S = \frac{F_{VM\max}}{A_U} = \frac{35829 \text{ N} \cdot 4}{\pi((20 \text{ mm})^2 - (10,6 \text{ mm})^2)} = 159 \frac{\text{N}}{\text{mm}^2} = 159 \text{ MPa} \quad (4.44)$$

In Abbildung 4-64 sind der verformte Zusammenbau, die Vergleichsspannung nach von Mises in der Unterlegscheibe und die plastische Formänderung des Mg-Zylinders dargestellt.

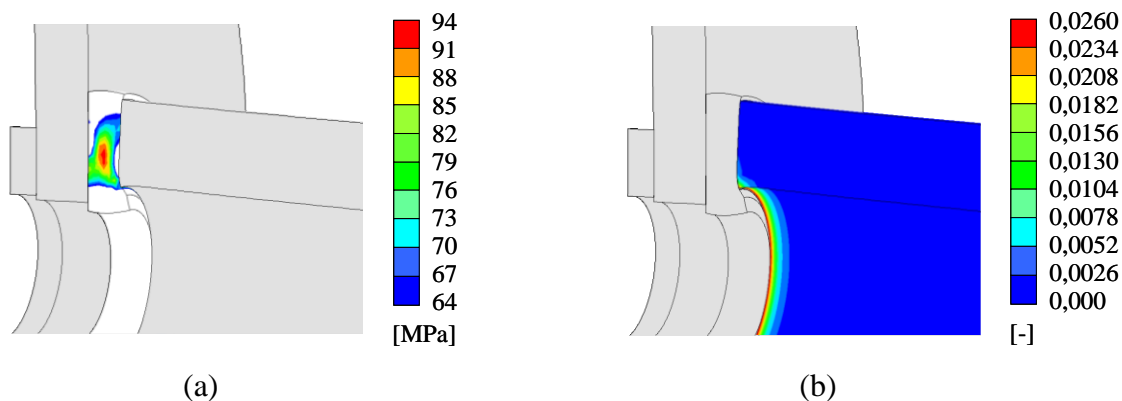


Abbildung 4-64: Vergleichsspannung nach von Mises in der POM-Unterlegscheibe (a) und plastische Formänderung des Mg-Zylinders (b) (Verformungen 10-fach überhöht dargestellt)

Der Kunststoff POM gehört zur Gruppe der Plastomere und ist durch ein plastisches Fließen nach Erreichen der Streckspannung gekennzeichnet [Ge 08]. Diese wird der Literatur entnommen und beträgt 64 MPa [BA 11]. Überschreitet in der Unterlegscheibe die Vergleichsspannung nach von Mises diesen Wert, ist mit einem Fließen des Kunststoffs zu rechnen. Spannungswerte unterhalb von 64 MPa sind in Abbildung 4-64 (a) weiß eingefärbt. Die Unterlegscheibe überschreitet im mittleren Bereich die Streckspannung und ist durch eine maximale Vergleichsspannung von 93,3 MPa gekennzeichnet. Die Montage des Zusammenbaus mit einem Montagedrehmoment von 50 Nm resultiert somit in einer plastischen Verformung der Unterlegscheibe. Zusätzlich zur Unterlegscheibe wird auch der Zylinder lokal an der Innenseite plastisch verformt, siehe Abbildung 4-64 (b). Hierbei beträgt die maximale plastische Verformung 0,0258.

Zur Verifizierung der Simulationsergebnisse wird die Verformung der Unterlegscheibe mit Hilfe des ARAMIS-Messsystems der Firma GOM ermittelt. Hierbei handelt es sich um ein berührungsloses optisches Messsystem zur Bestimmung von oberflächigen Verformungen. Zur Probenpräparation ist das Aufbringen eines stochastischen oder regelmäßigen Musters auf der Probenoberfläche notwendig. Während des Versuchs werden über zwei Kameras quadratische oder rechteckförmige Bildausschnitte in unterschiedlichen Bildern einander zugeordnet. Die daraus ermittelten oberflächigen Formänderungen können anschließend über eine Software ausgewertet werden [GO 11]. Im Rahmen der Arbeit wird in einem ersten Schritt der Zusammenbau mit weißer Farbe grundiert. Mittels eines Grafitssprays wird auf der Oberfläche ein stochastisches Muster aufgebracht. Anschließend wird das Drehmoment mit einem Drehmomentschlüssel stufenweise bis auf 50 Nm erhöht. Ausgewertet werden dabei die oberflächigen Vergleichsdehnungen nach von Mises [We 05]:

$$\varepsilon_V = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2 + (\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2} \quad (4.45)$$

In Abbildung 4-65 ist das Ergebnis der ARAMIS-Messung dem der Simulation gegenübergestellt.

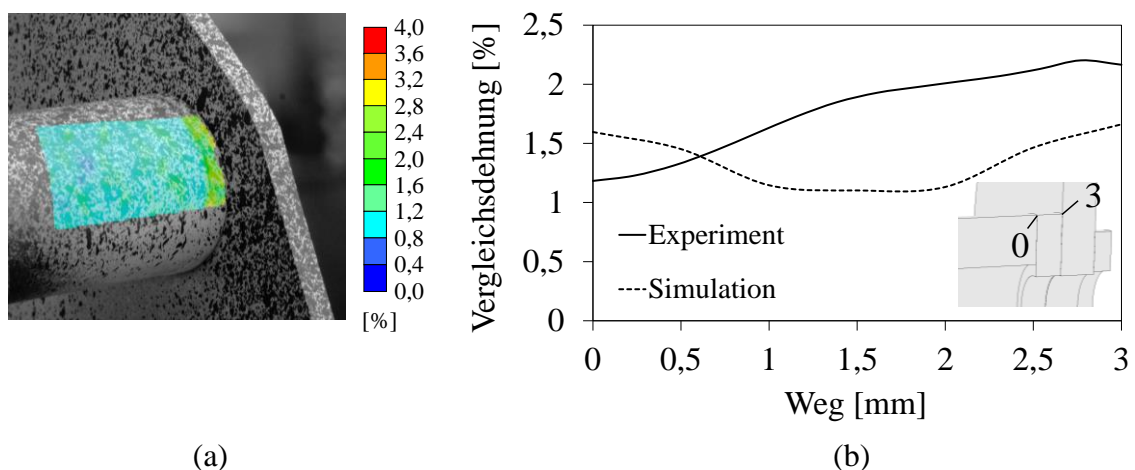


Abbildung 4-65: Ergebnis der ARAMIS-Messung (a) und Vergleich der Dehnungsverläufe von Experiment und Simulation (b) (Drehmoment 50 Nm)

Die Dehnung an der Oberfläche des Mg-Zylinders variiert von rund 0,7 – 1,7 % und ist somit ein großen Streuung unterworfen, siehe Abbildung 4-65 (a). Näher betrachtet wird die Vergleichsdehnung an der Oberfläche der POM-Unterlegscheibe. Der Verlauf über die Dicke der Unterlegscheibe wird über fünf Einzelschnitte arithmetisch gemittelt und ist in Abbildung 4-65 (b) den Simulationsergebnissen vergleichend gegenübergestellt. Am Innenrand der Unterlegscheibe ist die Vergleichsdehnung in der Simulation im Vergleich zu den experimentellen Ergebnissen um 35 % erhöht. Der äußere Rand der Unterlegscheibe ist im Experiment im Vergleich zu den Berechnungsergebnissen durch eine 30,3 % erhöhte Vergleichsdehnung charakterisiert. In Richtung der Außenseite der Unterlegscheibe weisen beide Verläufe einen Anstieg

der Vergleichsdehnung auf. Dieser ist bei Betrachtung der experimentellen Ergebnisse ausgeprägter und nicht durch ein Absinken der Dehnungswerte charakterisiert. Unter Berücksichtigung der Streuung der experimentellen Ergebnisse werden diese hinreichend genau durch die Simulation abgebildet.

4.7 Korrosionsuntersuchungen von beschichtetem Magnesium

In nachfolgenden Kapiteln werden für die Mg-Legierung AM50vacural sechs verschiedene Beschichtungssysteme ausgewählt. Mittels eines 3-Punktbiegeversuchs wird die Lackhaftung unter mechanischer Last bewertet. Das Schichtverhalten bei zusätzlicher korrosiver Beanspruchung wird anhand verschiedener technisch mechanischer Prüfungen untersucht. Abschließend werden die Schichtsysteme in einem 10-wöchigen VDA-Wechseltest korrosiv belastet.

4.7.1 Aufbau der Beschichtungssysteme

Aufgrund des unzureichenden Korrosionswiderstands wird der Mg-Werkstoff AM50vacural mit sechs verschiedenen Beschichtungssystemen versehen. Untersucht werden ein- und mehrschichtige Systeme verschiedener Komplexität. Aus dem Bereich des Überlaufs der im VACURAL[®]-Verfahren vergossenen Druckgussplatten werden rechteckförmige Platten der Größen 180x125x4 mm und 17x125x4 mm mechanisch herausgetrennt. Jeweils zwei große und eine kleine Platte werden pro Beschichtungssystem bei der Firma AHC Oberflächentechnik GmbH beschichtet. Anhand der kleineren Probenplatten wird zusätzlich die Schichtdicke der Systeme metallografisch ermittelt. Hierfür werden die Proben kalt eingebettet und nach mehreren Schleif- und Poliervorgängen mikroskopisch ausgewertet. Ermittelt wird die Schichtdicke der Systeme mit Hilfe der Bildverarbeitungssoftware analySIS. Der Aufbau der untersuchten Schichtsysteme wird im nachfolgenden näher erläutert.

Schichtsystem KTL

Bei der kathodischen Tauchlackierung (KTL) handelt es sich um eine Lackierung auf Wasserbasis. Der Elektrolyt, in welches das zu beschichtende Werkstück eingetaucht wird, besteht aus Wasser und zugesetzten Lackbestandteilen. In dem das Werkstück als Elektrode geschaltet wird, scheidet sich bei Anlegen der Spannung eine Lackschicht auf der Oberfläche ab. Vorteile des KTL-Verfahrens liegen in dem gleichmäßigen Schichtaufbau und der oxidfreien Schichtabscheidung [Sc 03]. Die im Rahmen dieser Arbeit realisierte KTL-Beschichtung ist durch eine Schichtdicke von rund 50 µm charakterisiert.

Schichtsystem KTL + Unterbodenschutz

In einem ersten Schritt werden die Druckgussplatten mit einer KTL-Beschichtung versehen. Die Dicke der Schicht beträgt hierbei rund 16 µm und dient als Untergrund für den anschließenden Unterbodenschutz. Hierbei handelt es sich um ein elastisches Bitumen welches beständig gegen Salzwasser, verdünnte Säuren und Laugen ist [He

10]. Verwendet wird ein Unterbodenschutz der Firma Holts, welcher mittels einer Sprühdose in zwei Bearbeitungsschritten auf die Druckgussplatten aufgebracht wird. Im Anschluss an eine dünn aufgesprühte erste Schicht folgt nach einer 30 minütigen Wartezeit eine dickere Schicht. Die gesamte Trockenzeit des Unterbodenschutzes beträgt 12 Stunden. Aufgrund der manuellen Schichtapplizierung ist die Schichtdicke des Unterbodenschutzes nicht konstant. Nach Auswertung der metallografischen Schliche beträgt die mittlere Schichtdicke des Unterbodenschutzes rund 70 μm .

Schichtsystem Pulverlack

Bei der Pulverlackierung handelt es sich um ein lösemittelfreies Beschichtungsverfahren, bei dem duroplastisches Pulver elektrostatisch auf das zu beschichtende Werkstück aufgetragen wird. Infolge des Einbrennprozesses, welcher bei Temperaturen von 140 bis 220 °C stattfindet, vernetzen die Lackpartikel und bilden eine homogene Oberfläche [Bi 00]. Im Rahmen dieser Arbeit werden Pulverlacke auf Polyesterbasis verwendet. Die Schichtdicke der Pulverbeschichtung auf den Druckgussplatten beträgt rund 220 μm .

Schichtsystem MAGOXID-COAT[®]

Das MAGOXID-COAT[®]-Verfahren der Firma AHC ist ein anodisch plasmachemisches Beschichtungsverfahren, bei dem das Werkstück als Anode geschaltet wird. Als Elektrolyte werden bei diesem Verfahren Salzlösungen verwendet. Beim Anlegen einer äußeren Spannung wird über Plasmaentladungen im Elektrolyten die Werkstückoberfläche anodisiert. Das im Elektrolyten erzeugte Sauerstoff-Plasma resultiert dabei in einer partiellen Aufschmelzung der Werkstückoberfläche und Bildung eines Oxidkeramik-Metallverbunds. Der Schichtaufbau einer MAGOXID-COAT[®]-Beschichtung ist in Abbildung 4-66 dargestellt [AH 11].

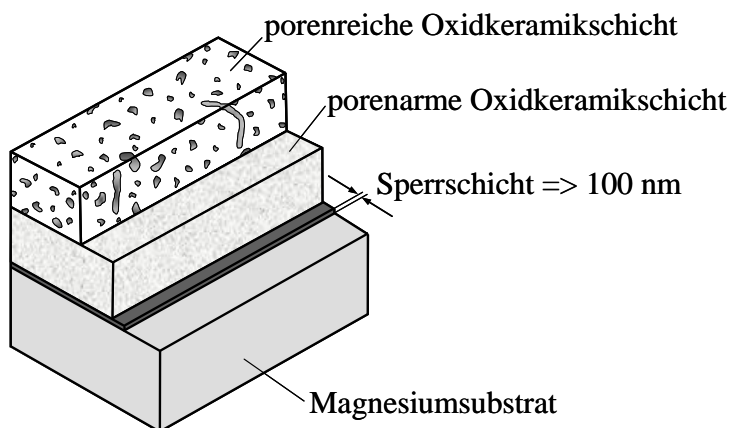


Abbildung 4-66: Schichtaufbau einer MAGOXID-COAT[®]-Beschichtung [AH 11]

Die MAGOXID-COAT[®]-Beschichtung beinhaltet eine 100 nm starke Sperrschicht, eine porenarme und porenreiche Oxidkeramikschiicht [AH 11]. Die Dicke der MAGOXID-COAT[®]-Schicht beträgt auf den Druckgussplatten rund 9 μm .

Schichtsystem MAGOXID-COAT[®] + Pulverlack

Zur Verbesserung der Korrosionsbeständigkeit wird die MAGOXID-COAT[®]-Schicht mit einer zusätzlichen Pulverbeschichtung auf Polyesterbasis versehen. Nach Analyse des Schliffbilds beträgt die Dicke der MAGOXID-COAT[®]-Schicht rund 11 µm. Die zusätzlich aufgebrauchte Pulverbeschichtung ist durch eine Schichtdicke von rund 128 µm charakterisiert.

Schichtsystem MAGPASS-COAT[®] + KTL + Pulverbeschichtung

Die MAGPASS-COAT[®]-Beschichtung der Firma AHC ist eine chromfreie Passivierung für Magnesiumwerkstoffe. Das Werkstück wird in eine wässrige Passivierungslösung eingetaucht. Die sich dabei bildende Konversionsschicht besteht aus Oxiden der Passivierungslösung und des Grundwerkstoffs [We 06]. Zur Verbesserung der Korrosionseigenschaften wird die MAGPASS-COAT[®]-Beschichtung zusätzlich mit einer KTL- und Pulverbeschichtung versehen. Ein vergleichbarer Schichtaufbau wird beispielsweise von der PORSCHE AG für den Einsatz von Magnesium als Felgenwerkstoff empfohlen. Anstelle einer Passivierung wird hierbei eine Chromatierung verwendet [Sc 95]. Die Dicke der MAGPASS-COAT[®]-Beschichtung auf den Druckgussplatten beträgt rund 9 µm. Die sich anschließenden KTL- und Pulverbeschichtungen sind durch Dicken von rund 87 µm beziehungsweise 34 µm gekennzeichnet.

4.7.2 Lackhaftung

Die maximale Vergleichsspannung in der Querbrücke wird im Sonderlastfall SOLF2 erreicht. Zur Überprüfung der Lackhaftung in diesem Belastungszustand werden die beschichteten kleineren Druckgussplatten in einem 3-Punkt-Biegeversuch geprüft. In diesem wird auf der Zugseite ein mit der Querbrücke vergleichbarer Spannungszustand eingestellt. Zur Vereinfachung der analytischen Rechnung werden die Spannungsverteilungen in der Querbrücken und dem Biegebalken isotrop linearelastisch errechnet. In Abbildung 4-67 sind der schematische Versuchsaufbau des 3-Punkt-Biegeversuchs, die linearelastische Spannungsverteilung der Querbrücke und des Biegebalkens dargestellt.

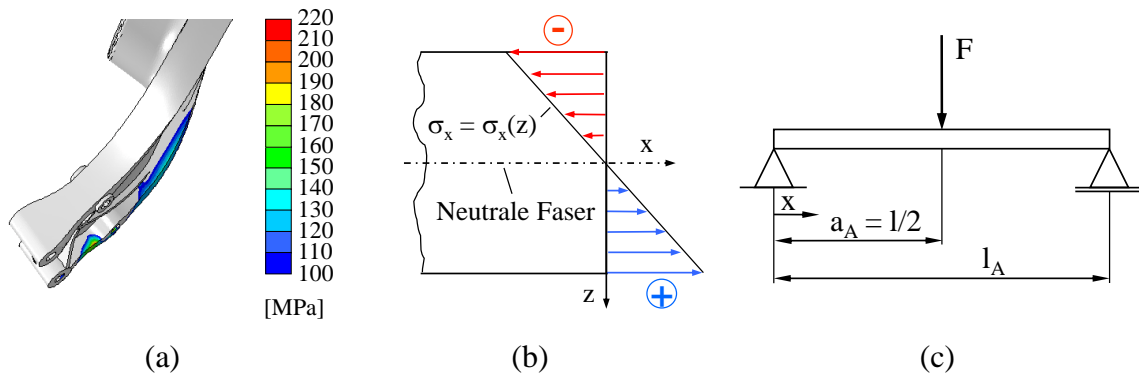


Abbildung 4-67: Linearelastische Vergleichsspannung nach von Mises in der Querbrücke im Lastfall SOLF2 (a) (40-fache Überhöhung), Biegespannungsverteilung in der Seitenansicht des Balkens (b) [Ri 06] und schematische Darstellung der Biegeprüfung (c) [Ri 06]

Die maximale linearelastische Vergleichsspannung in der Querbrücke im Sonderlastfall SOLF2 beträgt 213,9 MPa und befindet sich an der Außenseite der Querbrücke, siehe Abbildung 4-67 (a). Dieser Spannungswert wird auf einen Biegebalken mit einer linearelastischen Spannungsverteilung übertragen, siehe Abbildung 4-67 (b). Die Spannung $\sigma_{V_{\max}}$ beschreibt hierbei die maximale linearelastische Spannung an der Zugseite des Biegebalkens. Während des Biegeversuchs wird die Druckgussplatte zwischen den Auflagern mittig mit der Prüfkraft F beansprucht, siehe Abbildung 4-67 (c). Der Abstand a_A zwischen dem Auflager und des Kraftangriffspunkts beträgt 30 mm. Die Breite b_P und Höhe h_P der Probenkörper sind durch Werte von 12 mm beziehungsweise 4 mm charakterisiert. Somit folgt für das axiale Trägheitsmoment I des Biegebalkens [Di 92]:

$$I = \frac{b_P \cdot h_P^3}{12} = 64 \text{mm}^4 \quad (4.46)$$

Die maximale Spannung an der äußeren Zugseite errechnet sich zu:

$$\sigma_{V_{\max}} = \frac{M_B}{I} \cdot \frac{h_P}{2} = \frac{F \cdot a_A}{2 \cdot I} \cdot \frac{h_P}{2} \quad (4.47)$$

Aufgelöst nach der Prüfkraft F folgt:

$$F = \frac{4 \cdot \sigma_{V_{\max}} \cdot I}{h_P \cdot a_A} = 456,3 \text{N} \quad (4.48)$$

Für den E-Modul des Werkstoffs AM50vacural wird ein experimentell ermittelter Wert von 39061,5 MPa angenommen. Die maximale Durchbiegung eines mittig beanspruchten Biegebalkens errechnet sich unter Verwendung des E-Moduls zu [Ri 06]:

$$w_{\max} = \frac{F \cdot l_A^3}{48 \cdot E \cdot I} = 0,82 \text{mm} \quad (4.49)$$

Die maximale Zugspannung einer Druckgussplatte die um 0,82 mm durchgebogen wird, entspricht somit der maximalen linearelastischen Spannung der Querbrücke im Lastfall

SOLF2. Zur weiteren Bewertung der Beschichtungssysteme werden die Druckgussplatten zusätzlich bis zur Belastungsgrenze der Beschichtung geprüft. Nach jedem Belastungsintervall wird die Zugseite der Biegeprobe auf Risse in der Korrosionsschicht untersucht und bei Bedarf erneut in die Prüfmaschine eingelegt. In Abbildung 4-68 sind die Belastungsintervalle, nach welchen die Beschichtungen Risse an der Zugseite aufweisen, dargestellt.

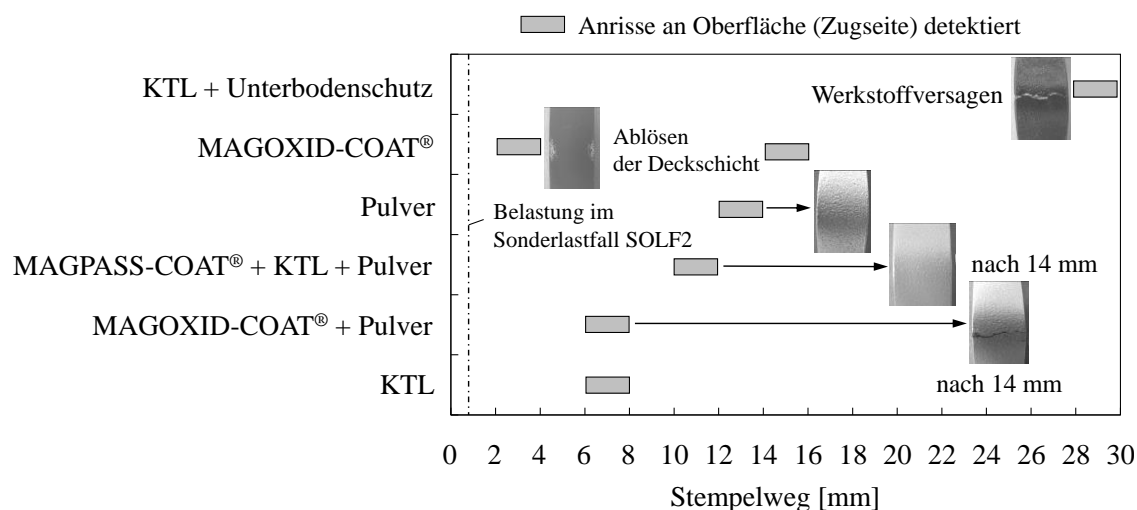


Abbildung 4-68: Anrisse an der Oberfläche in Abhängigkeit des Stempelwegs beziehungsweise des Beschichtungssystems

Alle betrachteten Beschichtungen erreichen die Mindestdurchbiegung von 0,82 mm ohne Risse in der Oberfläche aufzuweisen. In einem Belastungsintervall von 2 – 4 mm ist die MAGOXID-COAT®-Schicht durch ein Ablösen der Deckschicht gekennzeichnet. Erste Anrisse der Korrosionsschutzschicht sind jedoch erst in einem Belastungsintervall von 14 – 16 mm zu erkennen. Das Beschichtungssystem von MAGOXID-COAT® und Pulverbeschichtung weist aufgrund der spröden Deckschicht erste Anrisse nach einem Stempelweg von 6 – 8 mm auf. Eine Vergrößerung des Stempelweges auf 14 mm resultiert in deutlichen Anrissen an der Oberfläche. Bei einer reinen Pulverbeschichtung sind hingegen erst nach Stempelintervall von 12 – 14 mm erste Anrisse erkennbar. Die KTL-Beschichtung ist durch erste Beschädigungen an der Zugseite der Biegeprobe in einem Wegintervall von 6 – 8 mm gekennzeichnet. Durch einen zusätzlichen Unterbodenschutz auf Bitumenbasis sind keine vorzeitigen Anrisse in der Korrosionsschutzschicht zu erkennen. Die Biegeprobe bricht infolge von Werkstoffversagen nach einem Stempelwegintervall von 26 – 28 mm. Das Beschichtungssystem bestehend aus MAGPASS-COAT®, KTL und Pulverbeschichtung ist durch erste Beschädigungen in einem Wegintervall von 10 – 12 mm charakterisiert. Nach einer Vergrößerung des Stempelwegs auf 14 mm sind im Vergleich zu der Beschichtung MAGOXID-COAT® mit Pulverbeschichtung deutlich kleinere Anrisse zu erkennen.

4.7.3 Technisch Mechanische Prüfungen

Die beschichteten Druckgussplatten werden im Mercedes Benz Korrosionsprüfzentrum verschiedenen Korrosionsprüfverfahren unterzogen. Zu diesen technisch mechanischen Prüfungen gehören ein Multisteinschlag nach DIN20567-1, ein Gitterschnitt und ein Kratztest. Vor dem Multisteinschlag werden die Druckgussplatten bei Normklima, dies entspricht einer Temperatur von 23 ± 2 °C und einer relativen Luftfeuchte von 50 ± 5 %, 16 ± 2 Stunden lang gealtert. Anschließend werden die Platten zweimal mit 500 g Stahlschrott beschossen und mit einem Druckwasserstrahl 60 Sekunden lang beansprucht. Nach Entfernung der losen Lackpartikel werden die Druckgussplatten anhand von Vergleichsbildern bewertet. Vor der Gitterschnittprüfung werden die Probenkörper ebenfalls im Normklima gealtert und anschließend mit einem Gitterschnitt versehen. Der Schneidenabstand beträgt 2 mm. Nach Entfernung der losen Lackpartikel werden die Druckgussplatten nach DIN EN ISO 2409 ausgewertet. Die Haftungsprüfung mittels Kratztest ist durch ein Entfernen der Beschichtung bis auf das Grundmaterial gekennzeichnet. Als Bewertungskriterien für die Beschichtungen werden deren Haftung und die Ränder der abgekratzten Stellen bewertet [PB 11]. Jede Druckgussplatte wird zweimal mit den oben genannten technisch mechanischen Prüfungen beansprucht. Wobei zwischen beiden Prüfzyklen die Platten mittels eines Kondenswasserkonstantklimas (KK) 240 Stunden lang belastet werden. Die Lufttemperatur beträgt dabei 40 ± 3 °C und die relative Luftfeuchte 98% [PB08].

Die Ergebnisse der technisch mechanischen Korrosionsprüfungen sind in Anhang 8.7 dargestellt. Dabei erfüllt einzig die Pulverbeschichtung alle Prüfungen vor und nach dem Kondenswasserkonstantklima. Die Beschichtungen MAGOXID-COAT® + Pulver und MAGPASS-COAT® + KTL + Pulver bestehen ebenfalls alle Prüfungen vor dem Kondenswasserkonstantklimatest. Jedoch kommt es im zweiten Prüfzyklus zu vermehrten Lackabplatzungen beim Multisteinschlag und teilweise beim Kratztest. Die restlichen Beschichtungssysteme erfüllen die Kriterien des Kratztests und Gitterschnitts versagen jedoch teilweise beim Multisteinschlag. Ein anschließendes Kondenswasserkonstantklima resultiert bei diesen Beschichtungen in keiner weiteren Veränderung der vorherigen Ergebnisse.

4.7.4 VDA-Wechseltest

Zusätzlich zu den technisch mechanischen Korrosionsprüfungen werden die beschichteten Druckgussplatten einem 10-wöchigen VDA-Wechseltest unterzogen. Der Ablauf der Prüfung ist in Abbildung 4.60 dargestellt. Zur Überprüfung der Schichthaftung werden die Platten mit einem mittigen Ritz versehen. In Abbildung 4.69 sind die Druckgussplatten nach 10-Wochen VDA-Wechseltest dargestellt.

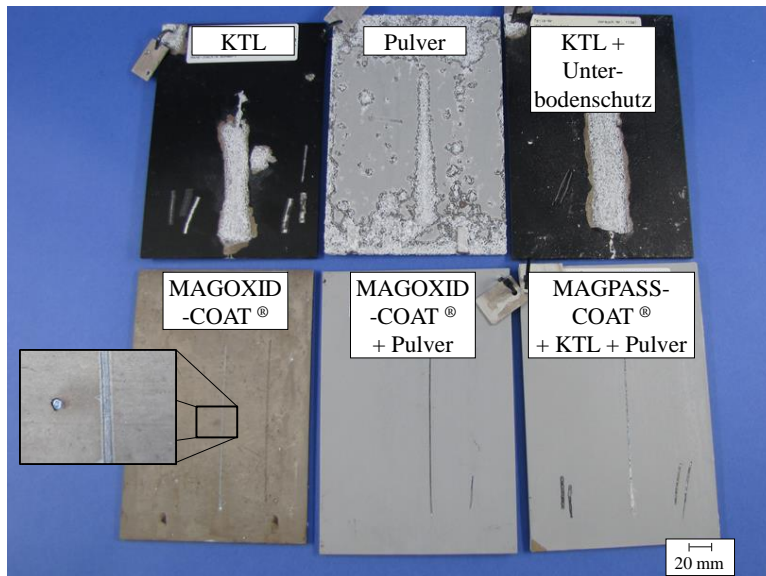


Abbildung 4-69: Druckgussplatten nach 10 Wochen VDA-Wechseltest

Die Schichtsysteme KTL, Pulver und KTL + Unterbodenschutz sind durch einen großflächigen Lackabtrag gekennzeichnet und der VDA-Wechseltest gilt somit als nicht bestanden. Einen größtenteils guten oberflächigen Korrosionsschutz zeigt die MAGOXID-COAT[®]-Beschichtung. Jedoch ist, wie in Abbildung 4-69 gezeigt, die Oberfläche mit lokalen punktförmig auftretenden Korrosionselemente gekennzeichnet. Aufgrund dessen werden die Kriterien des VDA-Wechseltests von diesem Beschichtungssystem nur teilweise erfüllt. Einen hohen Korrosionswiderstand weisen die Beschichtungssysteme MAGOXID-COAT[®] + Pulver und MAGPASS-COAT[®] + KTL + Pulver auf und bestehen den VDA-Wechseltest. Bei einem relativen Vergleich beider Systeme ist ersteres zusätzlich durch einen höheren Korrosionswiderstand an den Kanten gekennzeichnet.

5 Diskussion der Ergebnisse

Im nachfolgenden Kapiteln werden die zuvor dargestellten Ergebnisse diskutiert und das Potential von Magnesium für den Einsatz im Fahrwerk bewertet. Betrachtet werden hierbei Ergebnisse der statischen und zyklischen Festigkeitsuntersuchungen beziehungsweise Betriebsfestigkeitssimulationen. Abschließend werden Ergebnisse der Korrosionsuntersuchungen an blanken und beschichteten Magnesiumwerkstoffen bewertet.

5.1 Diskussion der statischen Festigkeitsuntersuchungen

Nachfolgend wird die Variation der Festigkeits- und Verformungskennwerte in Abhängigkeit der Probenentnahmepositionen an der Druckgussplatte erläutert. Betrachtet wird hierbei der Einfluss des Fertigungsverfahrens und der Prüftemperatur auf die Verteilung der mechanischen Kennwerte. In einem weiteren Kapitel werden mechanische Kennwerte der Querbrücke mit denen der Druckgussplatte aus den verschiedenen Aluminium- und Magnesiumlegierungen gegenübergestellt und diskutiert. Abschließend wird die Beeinflussung der mechanischen Kennwerte durch Erhöhung der Prüftemperatur auf 80 °C bewertet.

5.1.1 Festigkeitseigenschaften in Abhängigkeit der Entnahmeposition

Bei Auswertung der Zugversuchsergebnisse ergeben sich in Abhängigkeit der Entnahmeposition Variationen in den Festigkeits- und Verformungseigenschaften der untersuchten Druckgusslegierungen. Kennwerte wie Streckgrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung werden hierbei signifikant durch die Form, Lage und Volumendichte der in der Druckgussplatte befindlichen Poren beeinflusst [St 11 b] [To 03]. Vor allem die Rissinitiierung an unregelmäßig geformten scharfkantigen Außenkonturen von Schrumpfungsporositäten resultieren in einem vorzeitigen Werkstoffversagen [Pr 09]. In Abbildung 5-1 ist ein anschnittsnaher Schliff quer zur Schmelzefließrichtung der Druckgussplatte aus dem Werkstoff AlMg5Si2Mn dargestellt.

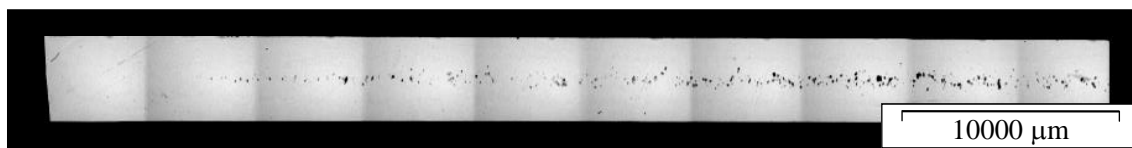


Abbildung 5-1: Porenverteilung quer zur Fließrichtung DGP (AlMg5Si2Mn, ohne WB)

Das Schliffbild in obiger Darstellung reicht von der Außenkante bis zur Mitte der Druckgussplatte. Mittels der Bildverarbeitungssoftware analySIS werden zur besseren Darstellung der Porenverteilung zehn Einzelaufnahmen zusammengefügt. Bei Betrachtung der Porendichte erhöht sich diese in Richtung der Plattenmitte. Die geringe

Porendichte im Randbereich der Druckgussplatte ist auf die dortige erhöhte Abkühlgeschwindigkeit während des Herstellungsprozesses zurückzuführen.

Die im konventionellen Druckgussverfahren vergossenen Aluminium- und Magnesiumlegierungen sind bei einer Prüftemperatur von 23 °C durch die geringsten mechanischen Kennwerte in den Entnahmepositionen b und d, siehe Abbildung 4-2, gekennzeichnet. Diese liegen im mittleren Bereich der Druckgussplatte und somit in einer Zone erhöhter Porendichte. Die Magnesiumlegierung AM50vacural ist hingegen an Entnahmeposition c durch die geringste Zugfestigkeits- und Bruchdehnungswerte gekennzeichnet. Bedingt durch die VACURAL[®]-Technik reduziert sich die Porendichte im mittleren Bereich der Druckgussplatte und somit auch die Gefahr eines frühzeitigen Werkstoffversagens. Bei Erhöhung der Prüftemperatur von 23 °C auf 80 °C ist eine eindeutige Zuordnung der geringsten mechanischen Kennwerte auf bestimmte Entnahmepositionen nicht mehr möglich. Zusätzlich zu den Entnahmepositionen b und d sind auch an den Positionen a und c reduzierte Festigkeitseigenschaften beziehungsweise vorzeitiges Werkstoffversagen festzustellen.

5.1.2 Statische Festigkeitsuntersuchungen bei Raumtemperatur

Bei nachfolgender Betrachtung der Verformungs- und Festigkeitskennwerte der Aluminium- und Magnesiumlegierungen werden die Ergebnisse aus den Zugversuchen arithmetisch gemittelt. Aufgrund der geometrischen Ähnlichkeit der im konventionellen Druckguss und im VACURAL[®]-Verfahren gefertigten Druckgussplatten, werden die daraus ermittelten Kennwerte als vergleichbar betrachtet. In Abbildung 5-2 sind die Streckgrenzenwerte den Bruchdehnungswerten gegenübergestellt.

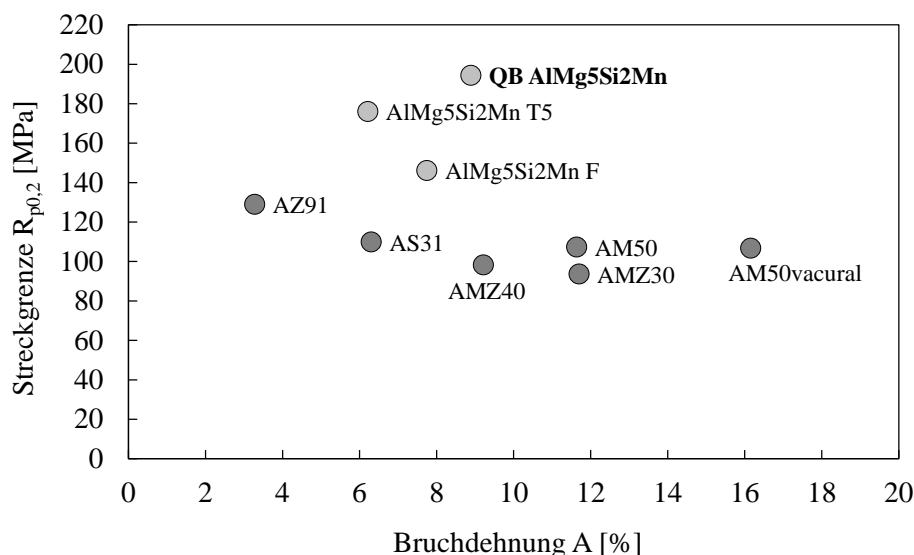


Abbildung 5-2: Streckgrenze in Abhängigkeit der Bruchdehnung bei einer Prüftemperatur von 23 °C

In Abhängigkeit der verwendeten Bauteilgeometrie und des Wärmebehandlungszustands variieren für die Al-Legierung AlMg5Si2Mn die mechanischen Kennwerte. Die maximale Streckgrenze und Bruchdehnung wird mit 194,3 MPa

beziehungsweise 8,9 % durch die Serienquerbrücke erreicht. Bei Betrachtung der Druckgussplattengeometrie erhöht sich durch eine anschließende Wärmebehandlung, Zustand T5, die Streckgrenze auf 176 MPa bei einer Reduzierung der Bruchdehnung auf 6,2 %. Die in der Querbrücke ermittelten Werte für Streckgrenze und Bruchdehnung sind somit bei Verwendung der Druckgussplattengeometrie und anschließender Wärmebehandlung nicht zu erreichen. Um das Potential der nicht wärmebehandelten Mg-Legierungen zu bewerten, werden die mechanischen Kennwerte der Al-Druckgussplatte ohne Wärmebehandlung, Zustand F, betrachtet. Für die Streckgrenze folgt somit ein Zielwert von 146,1 MPa und beziehungsweise 7,7 % für die Bruchdehnung. Bei Betrachtung der Mg-Legierung ist der Werkstoff AZ91 durch die höchste Streckgrenze von 128,9 MPa gekennzeichnet. Jedoch ist dies in Bezug auf den geforderten Zielwert nicht ausreichend. Die restlichen Mg-Legierungen sind durch Streckgrenzen in den Bereichen von 109,9 MPa bis 93,6 MPa charakterisiert. Die geforderte Bruchdehnung von 7,7 % wird durch die Mg-Legierungen AMZ40, AM50, AMZ30 und AM50vacural erreicht beziehungsweise übertroffen. Die maximale Bruchdehnung wird hierbei durch die Werkstoffvariante AM50vacural erreicht und beträgt 16,2 %.

Zusätzlich zur Streckgrenze und Bruchdehnung wird auch die Zugfestigkeit für die untersuchten Werkstoffvarianten bewertet, siehe Abbildung 5-3.

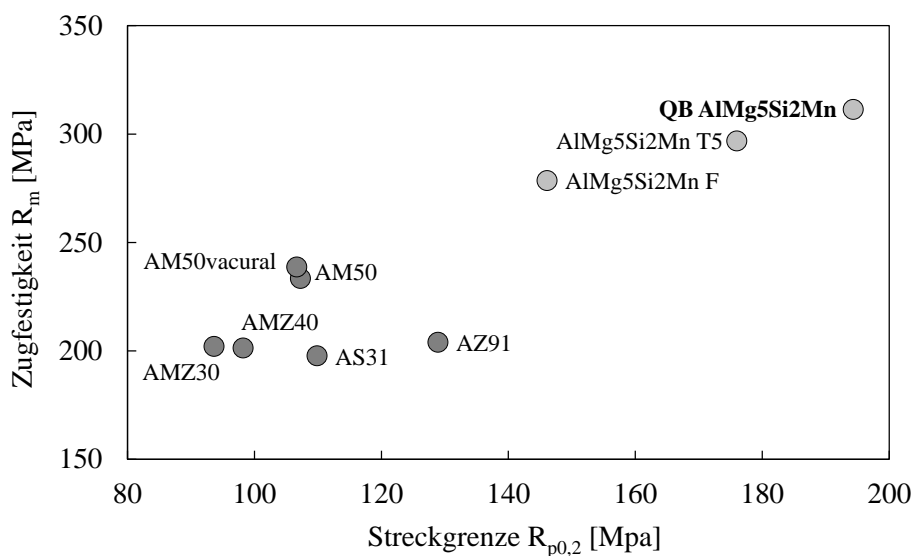


Abbildung 5-3: Zugfestigkeit in Abhängigkeit der Streckgrenze für eine Prüftemperatur von 23 °C

Die maximale Bruchdehnung des Werkstoffs AlMg5Si2Mn beträgt 311,3 MPa und wird durch die Serienquerbrücke erreicht. Durch die Wärmebehandlung der Druckgussplatte erhöht sich die Zugfestigkeit auf 296,8 MPa und ist somit im Vergleich zur Serienquerbrücke nur 4,7 % reduziert. Zur Bewertung des Potentials der Mg-Legierungen wird für die Zugfestigkeit ein Zielwert von 278,5 MPa festgelegt. Wie zuvor entspricht dies einer Druckgussplatte aus dem Werkstoff AlMg5Si2Mn ohne Wärmebehandlung beziehungsweise im Zustand F. Bei Betrachtung der Mg-

Legierungen beträgt die maximale Zugfestigkeit 238,6 MPa und wird durch den Werkstoff AM50vacural erreicht. Im Vergleich zum Zielwert ist dies jedoch nicht ausreichend. Die Zugfestigkeit der im konventionellen Druckguss vergossenen AM50-Legierung beträgt 233,4 MPa und ist vergleichbar mit der im VACURAL[®]-Verfahren erreichten Zugfestigkeit. Die restlichen Mg-Legierungen sind durch Zugfestigkeiten in den Bereichen von 197,7 MPa bis 203,9 MPa charakterisiert.

Bei einer Prüftemperatur von 23 °C erreicht im statischen Zugversuch keine der untersuchten Magnesiumlegierungen die geforderten Zielwerte für Streckgrenze und Zugfestigkeit. Die geforderte Mindestbruchdehnung wird von den Magnesiumlegierung AMZ30, AMZ40, AM50 und AM50vacural erreicht. Bei einem relativen Vergleich der Magnesiumlegierungen zeigt hierbei der Werkstoff AM50vacural das größte Potential auf. Gründe dafür sind die höchste Bruchdehnung und Zugfestigkeit aller betrachteten Magnesiumlegierungen. Im Vergleich zum Werkstoff AZ91 reduziert sich die Streckgrenze um 17,2 % was jedoch aufgrund des guten Verformungsvermögens noch als tolerierbar betrachtet wird.

5.1.3 Statische Festigkeitsuntersuchungen bei erhöhter Temperatur

Aufgrund der im Fahrbetrieb entstehenden Abwärme der Abgasanlage erwärmt sich die Querbrücke lokal auf eine Temperatur von 80 °C und beeinflusst somit die mechanischen Kennwerte des Werkstoffs. Zusätzlich zu den Zugversuchen bei einer Prüftemperatur von 23 °C werden die Aluminium- und Magnesiumlegierungen bei einer Temperatur von 80 °C geprüft. In Abbildung 5-4 ist für die untersuchten Werkstoffvarianten die Streckgrenze der Bruchdehnung gegenübergestellt.

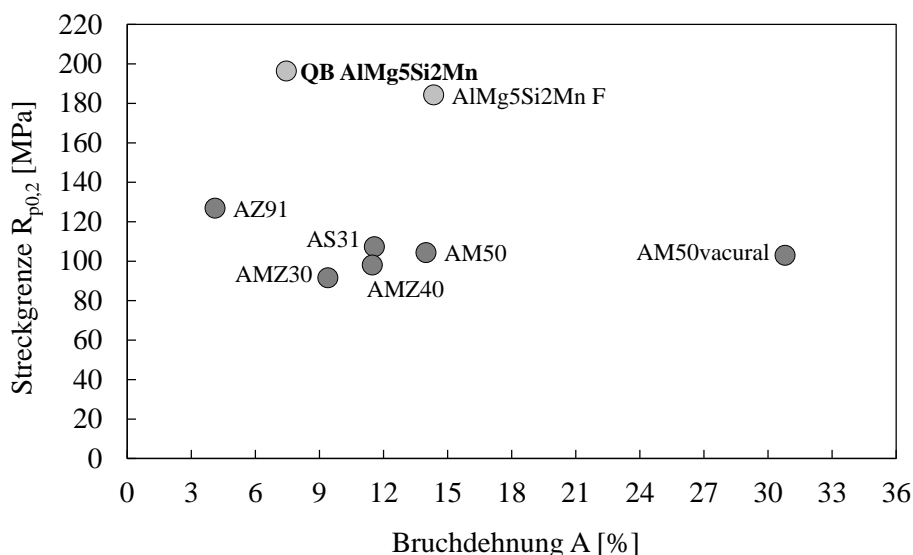


Abbildung 5-4: Streckgrenze in Abhängigkeit der Bruchdehnung bei einer Prüftemperatur von 80 °C

Die Legierung AlMg5Si2Mn erreicht in der Querbrücke eine gemittelte Streckgrenze von 196,4 MPa und eine Bruchdehnung von 7,5 %. Durch Verwendung der Druckgussplatten und ohne anschließende Wärmebehandlung, Zustand F, reduziert sich die

Streckgrenze auf 184,2 MPa bei einer gleichzeitigen Erhöhung der Bruchdehnung auf 14,4 %. Diese Kennwerte werden im nachfolgenden als Zielwerte für die Bewertung der Mg-Legierungen verwendet. Keine der untersuchten Mg-Werkstoffe erreicht hierbei den geforderten Wert für die Streckgrenze. Bei einer relativen Betrachtung der Mg-Legierung ist der Werkstoff AZ91 durch die höchste Streckgrenze von 126,8 MPa charakterisiert. Die restlichen Werkstoffe sind durch Streckgrenze gekennzeichnet, die in einem Streubereich von 91,6 MPa bis 107,3 MPa liegen. Bei Betrachtung der Bruchdehnung erreicht einzig die im VACURAL[®]-Verfahren vergossene Legierung AM50vacural mit einer Bruchdehnung von 30,8 % den geforderten Zielwert.

Zusätzlich zur Streckgrenze und Bruchdehnung wird auch die Zugfestigkeit der untersuchten Werkstoffvarianten betrachtet und ist in Abbildung 5-5 der Streckgrenze gegenübergestellt.

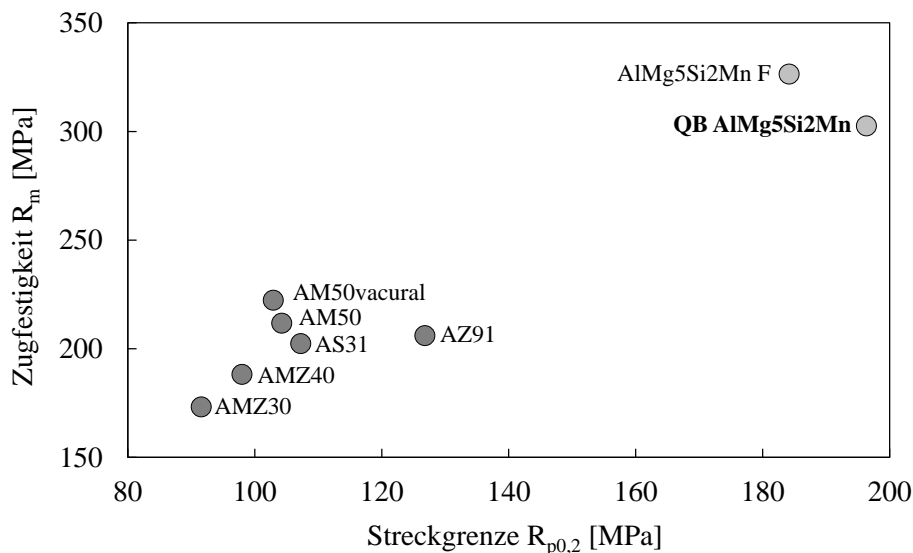


Abbildung 5-5: Zugfestigkeit in Abhängigkeit der Streckgrenze für eine Prüftemperatur von 80 °C

Die in der Querbrückengeometrie vergossene Aluminiumlegierung AlMg5Si2Mn erreicht hierbei eine Zugfestigkeit von 302,5 MPa. Die maximale Zugfestigkeit von 326,3 MPa wird hingegen durch die in der Druckgussplattengeometrie vergossene Al-Legierung erreicht und nachfolgend als Zielwert für die Mg-Legierungen verwendet. Bei Betrachtung der Mg-Legierungen variieren die Werte für die Zugfestigkeit von 173,2 MPa für die Legierung AMZ30 bis maximal 222,3 MPa für den Werkstoff AM50vacural. Keine der Mg-Werkstoffe erreicht somit den geforderten Mindestwert der Zugfestigkeit.

Durch Erhöhung der Prüftemperatur im Zugversuch von 23 °C auf 80 °C variieren die Verformungs- und Festigkeitskennwerte der betrachteten Legierungen. In Abbildung 5-6 sind die prozentualen Veränderungen der Werkstoffe durch Erhöhung der Prüftemperatur dargestellt.

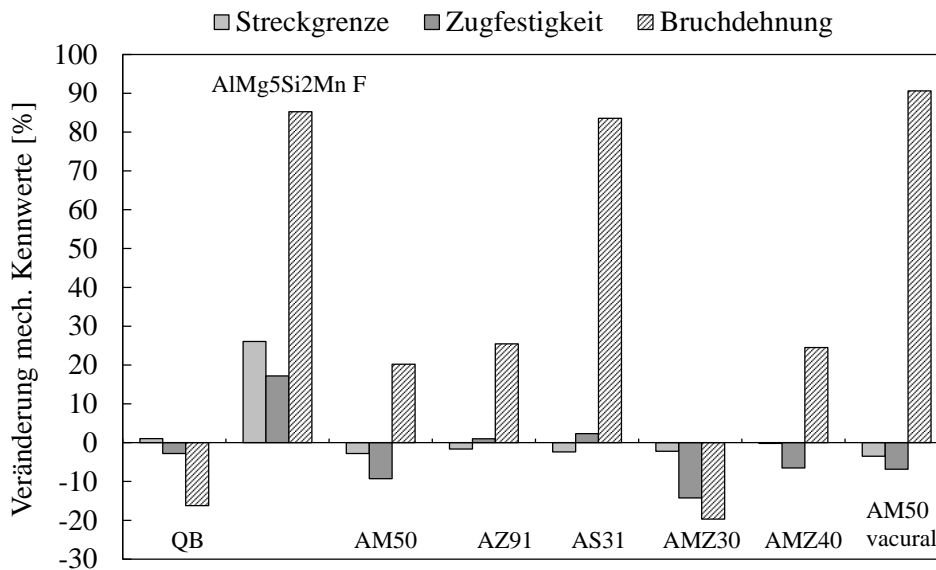


Abbildung 5-6: Prozentuale Veränderung der mechanischen Kennwerte bei Erhöhung der Versuchstemperatur von 23 °C auf 80 °C

Die größte Variation der Streckgrenze und Zugfestigkeit ist bei der im Druckgussplattenwerkzeug vergossenen Aluminiumlegierung mit einer Erhöhung von 26,1 % beziehungsweise 17,2 % festzustellen. Die restlichen Streckgrenzenwerte der Querbrücke und Mg-Legierungen verändern sich hingegen nur minimal von +1 % bis -3,5 %. Die Mg-Legierung AMZ30 ist durch die größte Reduzierung der Zugfestigkeit von 14,3 % charakterisiert. Bei Erhöhung der Prüftemperatur sind die Querbrücke und Legierung AMZ30 durch eine Reduzierung der Bruchdehnung von 16,2 % beziehungsweise 14,3 % gekennzeichnet. Die restlichen Werkstoffe resultieren bei Erhöhung der Prüftemperatur in einer Vergrößerung der Bruchdehnung. Die Legierung AM50vacural ist hierbei durch den höchsten Zuwachs an Bruchdehnung von 90,6 % charakterisiert.

Bei einer Prüftemperatur von 80 °C erreicht keine der untersuchten Mg-Legierung die Zielwerte für Streckgrenze und Zugfestigkeit. Einzig die im VACURAL[®]-Verfahren vergossene AM50-Legierung übertrifft die geforderte Mindestbruchdehnung und ist durch die höchste Bruchdehnung aller Mg-Werkstoffe gekennzeichnet. Die Reduzierung des Porenvolumens durch die VACURAL[®]-Technik resultiert in einer Verbesserung der Zugfestigkeit und Bruchdehnung und bestätigt somit die Angaben der Literatur, siehe Kapitel 2.2.2 und 2.2.3. Bei einer Prüftemperatur von 80 °C und einem relativen Vergleich aller Mg-Werkstoffe zeigt der Werkstoff AM50vacural ebenfalls das größte Potential auf.

5.2 Diskussion der zyklischen Festigkeitsuntersuchungen

In nachfolgenden Kapiteln werden Ergebnisse der zyklischen Festigkeitsuntersuchungen bei Spannungsverhältnissen von $R = -1$ und $R = 0$ diskutiert. Des Weiteren

wird der Einfluss der Mittelspannung anhand von Haigh-Diagrammen auf die untersuchten Al- und Mg-Legierungen bewertet. Abschließend werden die Ergebnisse der mittels Metallografie und Computertomografie durchgeführten Porenanalysen diskutiert.

5.2.1 Ergebnisse bei einem Spannungsverhältnis von $R = -1$

Im späteren Fahrbetrieb wird die Querbrücke infolge sich ändernder Fahrsituationen mit einer wechselnden Zug- Druckbeanspruchung belastet. Um dies im Schwingversuch zu berücksichtigen werden die Schwingproben aus den Querbrücken und Druckgussplatten durch ein Spannungsverhältnis von $R = -1$ beansprucht. Zur Erzeugung einer definierten Anrisszone beziehungsweise einer lokalen Spannungsüberhöhung, sind die Schwingproben durch taillierte Probenaußenflanken charakterisiert. Nach Auswertung der in Abbildung 4-17 beschriebenen Anrisszonen versagen die Schwingproben jedoch auch außerhalb der zuvor definierten Anrisszone, siehe Abbildung 5-7.

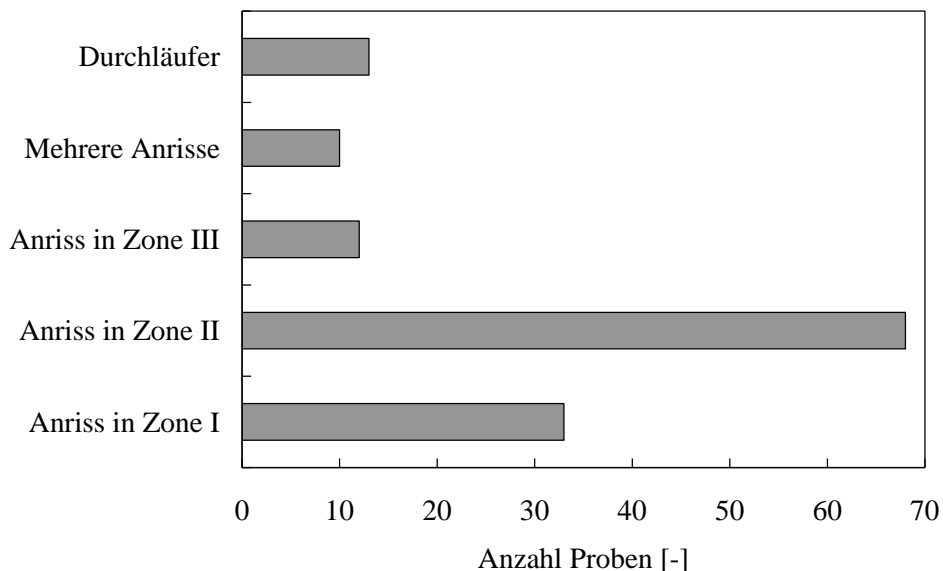


Abbildung 5-7: Verteilung der Anrisszonen bei einem Spannungsverhältnis von $R = -1$

Von insgesamt 136 geprüften Schwingproben versagen 68 Proben in Anrisszone II. Anrisse in dem zuvor definierten Bereich, in der Auswertung als Zone I bezeichnet, weisen hingegen nur 33 Schwingproben auf. Des Weiteren sind 12 Schwingproben durch Anrisse in Zone III und 10 Schwingproben durch Anrisse in mehreren Zonen charakterisiert. Insgesamt 13 Proben überschreiten die Grenzwahrschwingzahl von $1 \cdot 10^6$ Schwingspielen und werden als Durchläufer gewertet. Die Variation in den Anrisszonen der Schwingproben ist auf Gefügeinhomogenitäten, wie beispielsweise Erstarrungs- und Gasporositäten, zurückzuführen. Diese resultieren während des Schwingversuchs in lokalen Spannungsüberhöhungen im Gefüge und in damit verbundenen Anrissen außerhalb der definierten Anrisszone. Die ertragbaren Bruchschwingzahlen werden in ein Wöhlerdiagramm eingetragen und die Zeitfestigkeitsgeraden mittels der Standardabweichung und Gaußschen

Normalverteilung berechnet. Die Spannungsamplituden bei Erreichen einer Schwingspielzahl von $1 \cdot 10^6$ werden für die untersuchten Werkstoffe und Bauteilgeometrien in Abbildung 5-8 gegenübergestellt.

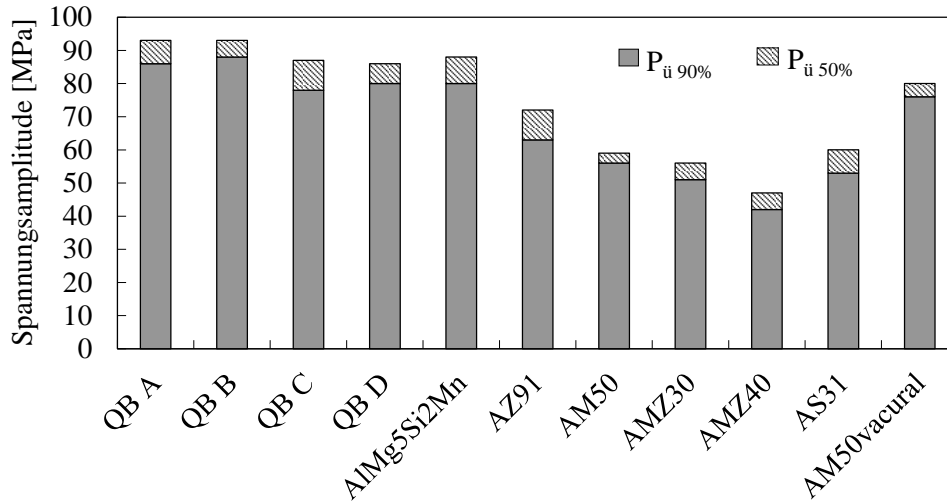


Abbildung 5-8: Darstellung der Spannungsamplituden bei $1 \cdot 10^6$ Schwingspielen und einem Spannungsverhältnis von $R = -1$

Zur Darstellung der Ergebnisstreuung werden in obiger Grafik die Spannungsamplituden bei einer Überlebenswahrscheinlichkeiten von $P_{\ddot{u}50\%}$ und $P_{\ddot{u}90\%}$ zusätzlich dargestellt. Mit einer maximalen Ergebnisstreuung von 9 MPa sind die Querbrücke an Entnahmestelle C und die Mg-Legierung AZ91 gekennzeichnet. Die geringste Streuung von 3 MPa weist hingegen der Werkstoff AM50 auf. Zur Bewertung der Werkstoffe werden im nachfolgenden die Spannungsamplituden bei einer Überlebenswahrscheinlichkeit von $P_{\ddot{u}50\%}$ betrachtet. Bei einer arithmetischen Mittelung über alle Entnahmepositionen ist die Querbrücke über eine Spannungsamplitude von 90 MPa gekennzeichnet. Ein Abguss der Al-Legierung im Druckgussplattenwerkzeug resultiert in einer Spannungsamplitude von 88 MPa und wird als Zielwert für die Mg-Legierungen betrachtet. Aufgrund der geometrischen Ähnlichkeit der im konventionellen Druckguss und im VACURAL[®]-Verfahren gefertigten Druckgussplatten, werden die daraus ermittelten Kennwerte als vergleichbar betrachtet. Der geforderte Zielwert wird hierbei von keinem der untersuchten Mg-Werkstoffe erreicht. Bei einem relativen Vergleich der Werkstoffe ist die Variante AM50vacural durch die größte Spannungsamplitude von 80 MPa charakterisiert. Bedingt durch die VACURAL[®]-Technik vergrößert sich bei der Legierung AM50 die Spannungsamplitude von 59 MPa auf 80 MPa. Die geringste Amplitude von 47 MPa bei einer Schwingspielzahl von $1 \cdot 10^6$ weist der Werkstoff AMZ40 auf. Zusätzlich zu den Spannungsamplituden werden die Neigungsexponenten k der Zeitfestigkeitsgeraden bewertet, siehe Abbildung 5-9.

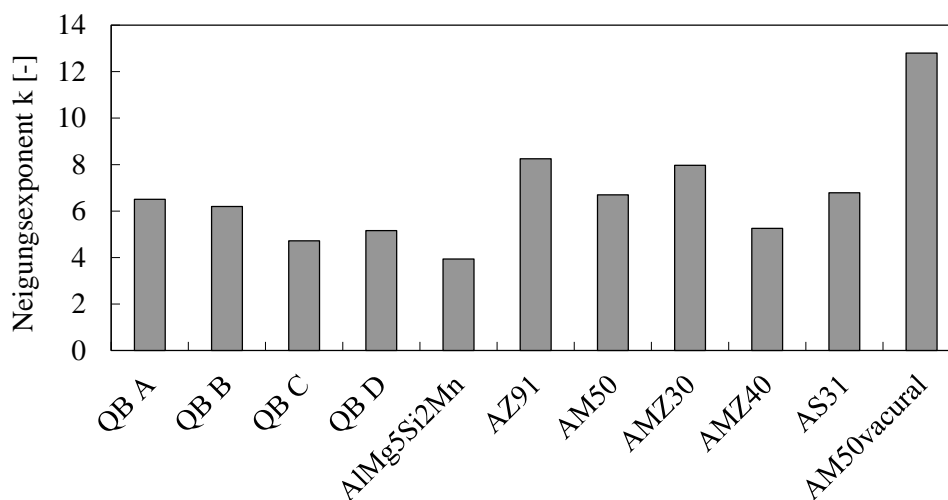


Abbildung 5-9: Neigungsexponenten bei einem Spannungsverhältnis von $R = -1$

Nach einer arithmetischen Mittelung über alle Entnahmepositionen der Querbrücke ergibt sich ein Neigungsexponent von 5,6. Bei Verwendung der Druckgussplattengeometrie ergibt sich für die Legierung AlMg5Si2Mn ein Neigungsexponent von 3,9. Dieser wird im Folgenden als Zielwert für die Mg-Werkstoffe betrachtet. Die Zeitfestigkeitsgeraden aller Mg-Legierungen weisen hierbei einen flacheren Verlauf beziehungsweise größeren Neigungsexponenten als der geforderte Mindestwert auf. Bei gleichen Schwingspielintervallen ist die Reduzierung der Spannungsamplitude bei den Mg-Werkstoffen somit geringer als bei der Al-Legierung. Bei Betrachtung des Werkstoffs AM50 erhöht sich der Neigungsexponent durch die VACURAL[®]-Technik von 6,7 auf den maximalen Wert von 12,8. Der Werkstoff AMZ40 ist durch den geringsten Neigungsexponenten von 5,3 charakterisiert.

Bei einem Spannungsverhältnis von $R = -1$ erreicht keine der betrachteten Mg-Werkstoffe den geforderten Zielwert für die Spannungsamplitude bei $1 \cdot 10^6$ Schwingspielen. Der geforderte Mindestwert des Neigungsexponenten wird hingegen von allen Mg-Legierungen erreicht. Bei einem relativen Vergleich der Mg-Legierungen zeigt AM50vacural das größte Potential auf. Im Vergleich zu der Zielforderung ist hierbei die Amplitude um nur 9,1 % reduziert beziehungsweise der Neigungsexponent um das 3,3-fache erhöht. Bedingt durch die VACURAL[®]-Technik verbessert sich im Gegensatz zum konventionellen Druckgussprozess die Spannungsamplitude bei $1 \cdot 10^6$ Schwingspielen um 35,6 % und der Neigungsexponent um 91 %. Die Verbesserung der zyklischen Werkstoffeigenschaften durch die VACURAL[®]-Technik ist auf die damit verbundene Reduzierung des Porenvolumens zurückzuführen und bestätigt somit die Angaben der Literatur, siehe Kapitel 2.2.2 und 2.2.3.

5.2.2 Ergebnisse bei einem Spannungsverhältnis von $R = 0$

Zur Untersuchung des Einflusses einer Mittelspannung auf das zyklische Werkstoffverhalten werden Schwingproben aus den Druckgussplatten mittels einer

schwellenden Zugkraft beansprucht. Die Schwingproben aus den Al- und Mg-Legierungen werden mit einem Spannungsverhältnis von $R = 0$ geprüft und anschließend, wie in Abbildung 4.17 dargestellt, in Anrisszonen eingeteilt. In Abbildung 5-10 ist die Verteilung der Anrisszonen aller geprüften Schwingproben dargestellt.

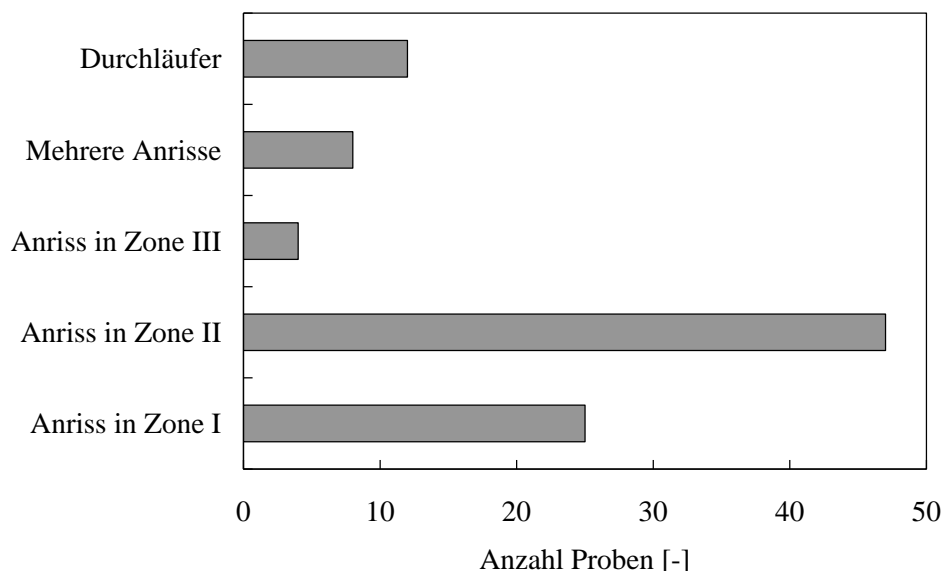


Abbildung 5-10: Verteilung der Anrisszonen bei einem Spannungsverhältnis von $R = 0$

Von insgesamt 96 Proben versagen davon 47 außermittig in Anrisszone II. Bedingt durch die geometrische Spannungsüberhöhung in Zone I, weisen 25 Proben Anrisse in diesem Bereich auf. Bei Betrachtung aller Schwingproben versagen mit 4 Proben die wenigsten in Anrisszone III. Des Weiteren sind 8 Schwingproben durch Anrisse in mehreren Zonen gekennzeichnet. Insgesamt 12 Proben überschreiten die Grenzwahrscheinlichkeit von $1 \cdot 10^6$ Schwingspielen und werden als Durchläufer gewertet. Die Variation in den Anrisszonen der Schwingproben ist, wie zuvor bei einem Spannungsverhältnis von $R = -1$, auf Gefügeinhomogenitäten, wie beispielsweise Erstarrungs- und Gasporositäten, zurückzuführen. Diese resultieren während des Schwingversuchs in lokalen Spannungsüberhöhungen im Gefüge und in damit verbundenen Anrissen außerhalb der definierten Anrisszone. Die ertragbaren Schwingspielzahlen werden in Abhängigkeit der Prüflast in Wöhlerdiagramme eingetragen. Für Überlebenswahrscheinlichkeiten von 10 %, 50 % und 90 % werden anschließend Zeitfestigkeitsgeraden mittels statistischer Auswertemethoden bestimmt. Zur Darstellung der Ergebnisstreuung sind in Abbildung 5-11 Spannungsamplituden nach $1 \cdot 10^6$ Schwingspielen mit Überlebenswahrscheinlichkeiten von 90 % und 50 % dargestellt.

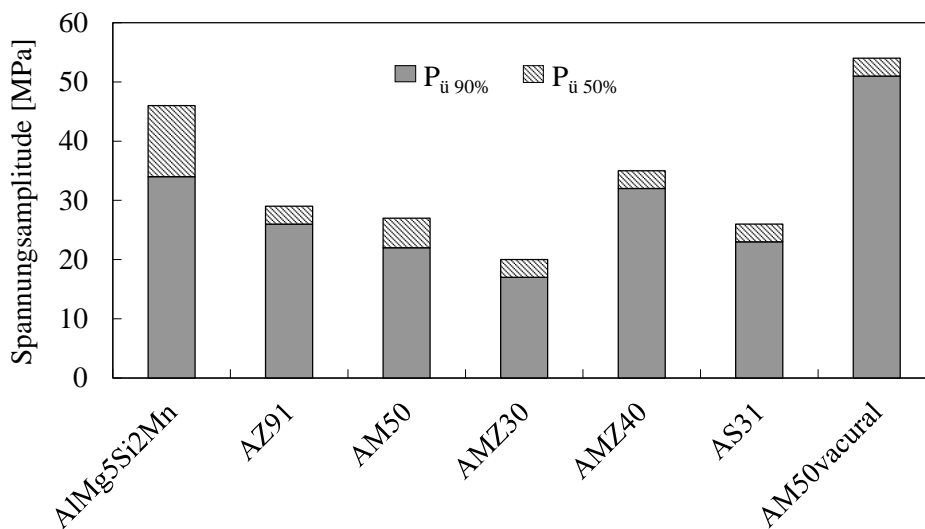


Abbildung 5-11: Spannungsamplituden nach $1 \cdot 10^6$ Schwingspielen und einem Spannungsverhältnis von $R = 0$

Die Legierung AlMg5Si2Mn ist bei Vergleich aller Werkstoffvarianten durch eine maximale Ergebnisstreuung von 12 MPa charakterisiert. Bei einem relativen Vergleich aller Mg-Legierung ist der Werkstoff AM50 durch eine maximale Ergebnisstreuung von 5 MPa gekennzeichnet. Die Streuung der restlichen Mg-Legierung beträgt 3 MPa. Zur Charakterisierung der Werkstoffe wird im Folgenden die Spannungsamplituden bei der Überlebenswahrscheinlichkeit $P_{\ddot{u}50\%}$ betrachtet. Die Spannungsamplitude des Werkstoffs AlMg5Si2Mn wird hierbei als Zielvorgabe gewählt und beträgt 46 MPa. Bei Betrachtung der Mg-Werkstoffe wird der Zielwert einzig von AM50vacural erreicht beziehungsweise um 8 MPa übertroffen. Bei einem relativen Vergleich aller Mg-Werkstoffe ist die Legierung AMZ30 durch die geringste Amplitude von 20 MPa gekennzeichnet. Zusätzlich zu den Spannungsamplituden bei $1 \cdot 10^6$ Schwingspielen werden für die untersuchten Werkstoffe die Neigungsexponenten der Zeitfestigkeitsgeraden betrachtet, siehe Abbildung 5-12.

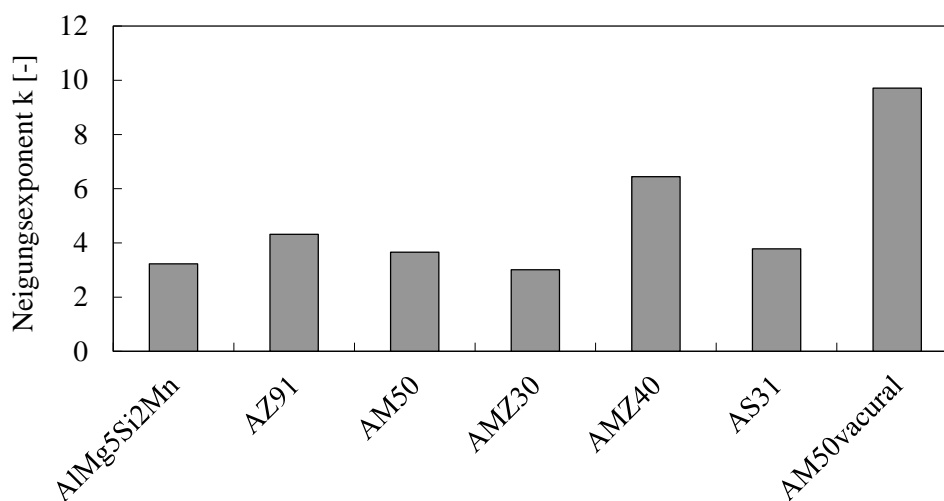


Abbildung 5-12: Neigungsexponenten bei einem Spannungsverhältnis von $R = 0$

Der Neigungsexponent des Werkstoffs AlMg5Si2Mn wird hierbei als Zielwert für die Mg-Legierungen betrachtet. Der Mindestwert von 3,2 wird von den Mg-Legierungen AZ91, AS31, AM50, AM50vacural und AMZ40 erreicht beziehungsweise überschritten. Einzig der Werkstoff AMZ30 erreicht mit einem Wert von 3 nicht den geforderten Mindestwert. Bedingt durch die VACURAL[®]-Technik erhöht sich der Neigungsexponent des Werkstoffs AM50 von 3,7 auf den maximalen Wert von 9,7

Bei einem Spannungsverhältnis von $R = 0$ erreicht einzig die Mg-Legierung AM50vacural den geforderten Zielwert für die Spannungsamplitude bei $1 \cdot 10^6$ Schwingspielen. Der Zielwert des Neigungsexponenten wird von den Mg-Legierungen AM50vacural, AM50, AZ91, AS31 und AMZ40 erreicht beziehungsweise überschritten. Bei einer schwellenden Zugbeanspruchung zeigt somit die Legierung AM50vacural das größte Potential aller Mg-Legierung auf, da sie beide Zielvorgaben erfüllt. Im Vergleich zum konventionellen Druckguss vergrößern sich durch die VACURAL[®]-Technik die Spannungsamplitude bei $1 \cdot 10^6$ Schwingspielen um 100 % und der Neigungsexponent um 165,3 %. Das VACURAL[®]-Verfahren resultiert in einer Reduzierung des Porenvolumens und einer damit verbundenen Verbesserung der zyklischen Werkstoffeigenschaften und bestätigt somit die Angaben in der Literatur, siehe Kapitel 2.2.2 und 2.2.3.

5.2.3 Einfluss der Mittelspannung

Zur Darstellung des Einflusses der Mittelspannung auf die ertragbare Dauerfestigkeit werden Dauerfestigkeitsschaubilder nach Haigh ermittelt. Auf Basis zyklischer Festigkeitsuntersuchungen mit Spannungsverhältnissen von $R = -1$ und $R = 0$ werden Dauerfestigkeitslinien nach Haigh nach einem Ansatz von Haibach interpoliert und extrapoliert. In Abbildung 5-13 sind Dauerfestigkeitslinien nach dem Ansatz von Haibach für die untersuchten Al- und Mg-Werkstoffe dargestellt.

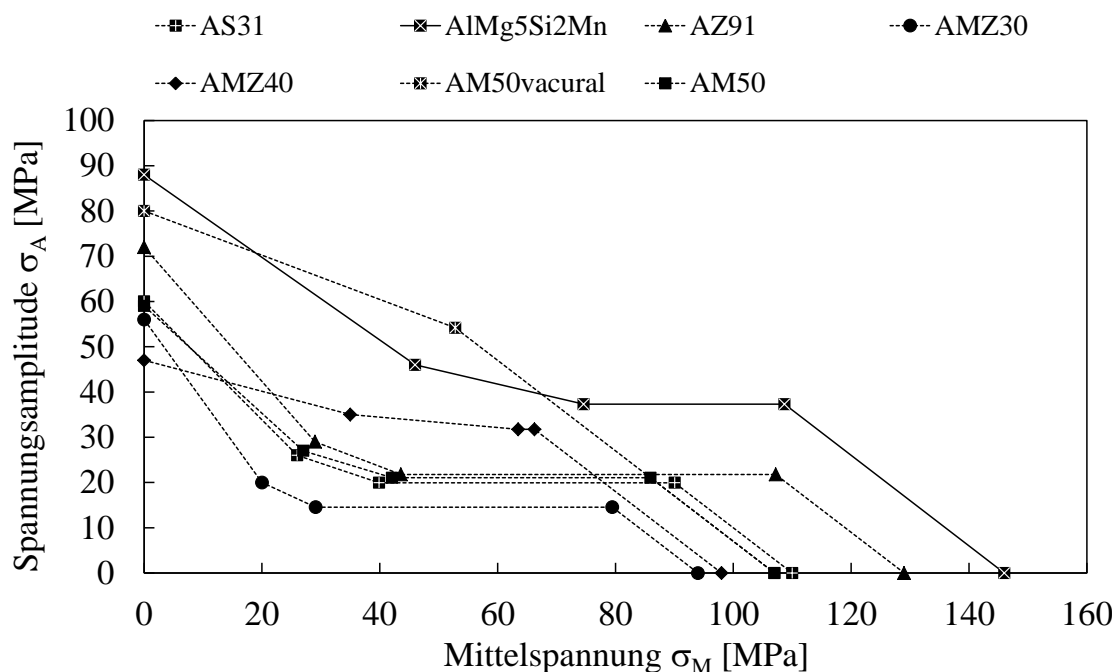


Abbildung 5-13: Vergleich der Haigh-Diagramme

Da bei einer Schwingspielzahl von $1 \cdot 10^6$ die Ersatzdauerfestigkeit des Aluminiums noch nicht erreicht ist, wird anstelle einer Dauerfestigkeitslinie eine Zeitfestigkeitslinie verwendet. Zur Charakterisierung der Mg-Werkstoffe wird als Bewertungskriterien beziehungsweise Zielwert, der Neigungswinkel β der Al-Legierung verwendet. Der Neigungswinkel beschreibt hierbei indirekt den Abfall der Spannungsamplitude in einem festen Mittelspannungsintervall. Der geforderte Maximalwert des Neigungswinkels von $42,4^\circ$ wird einzig von den Mg-Werkstoffen AM50vacural und AMZ40 erreicht. Diese betragen hierbei $18,9^\circ$ für AMZ40 beziehungsweise $25,7^\circ$ für AM50vacural. Das größte Potential beider Mg-Legierungen zeigt jedoch die Legierung AM50vacural auf. Begründet liegt dies in den ertragbaren Spannungsamplituden, welche über denen des Werkstoffs AMZ40 liegen.

5.2.4 Metallo- und computertomografische Ergebnisse

Bedingt durch den Prozess des Druckgießens bilden sich im Werkstoffgefüge Erstarrungs- und Gasporositäten aus. Mittels der Metallografie und Computertomografie werden diese für die betrachteten Al- und Mg-Werkstoffe quantifiziert.

An den Druckgussplatten werden an drei Entnahmeposition Proben entnommen und in mehrstufigen Schleif- und Poliervorgängen präpariert. Mittels eines inversen Mikroskops und einer elektronischer Bildauswertesoftware wird die Porosität der untersuchten Werkstoffe ermittelt. Hierbei werden die detektierten Poren in vier verschiedene Größenklassen eingeteilt und anschließend über alle drei Entnahmepositionen aufsummiert, siehe Anhang 8.6. In Abbildung 5-14 ist die Gesamtanzahl der

Poren in Abhängigkeit der Porenklasse und des Werkstoff dargestellt. Eine Unterscheidung in Erstarrungs- und Gasporositäten wird hierbei nicht vorgenommen.

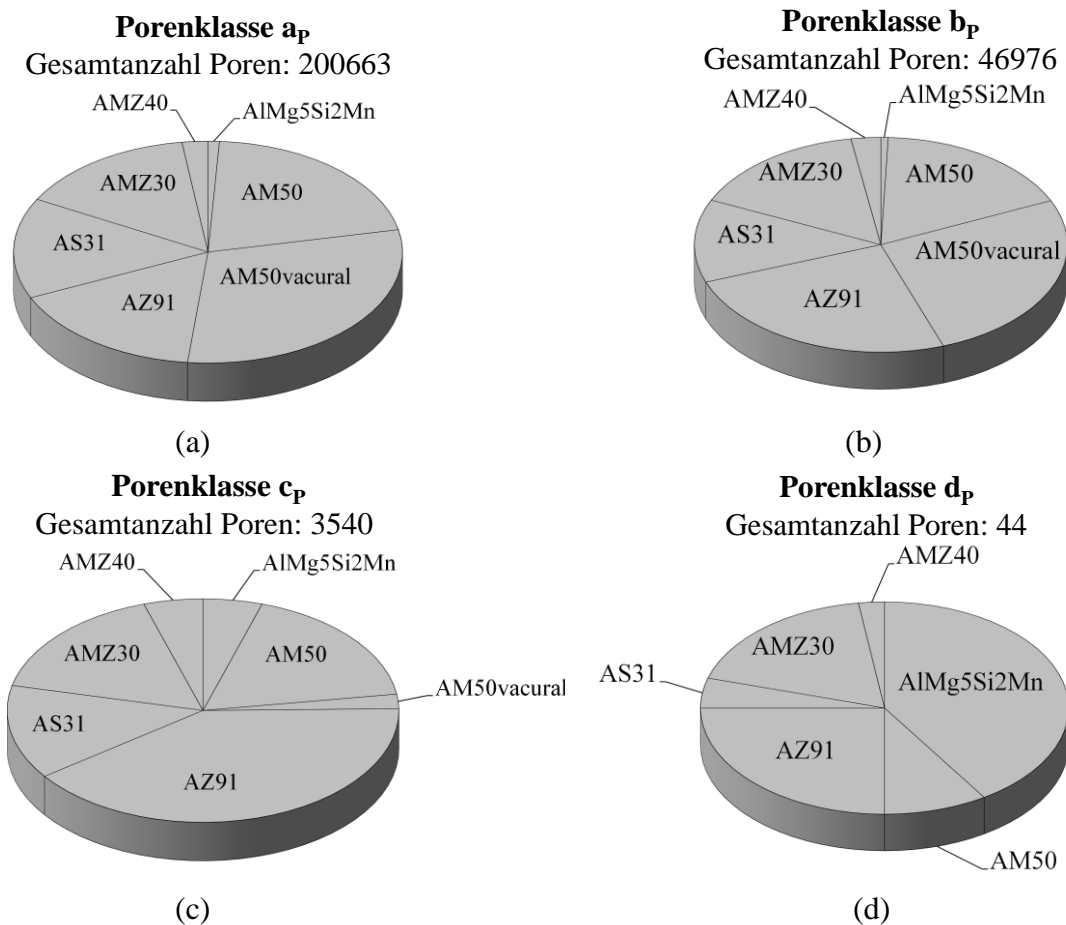


Abbildung 5-14: Anzahl der Poren für Porenklasse a_p (a), Porenklasse b_p (b), Porenklasse c_p (c) und Porenklasse d_p (d) nach metallografischer Porenanalyse

Bei Betrachtung der Porenklasse a_p und b_p ist der Werkstoff AlMg5Si2Mn durch die geringsten prozentualen Porenanteile von 0,9 % und 0,6 % gekennzeichnet. Der maximale Porenanteil in beiden Klassen ist mit 29,9 % und 26,3 % durch den Werkstoff AM50vacural charakterisiert. Wohingegen dieser den geringsten Porenanteil in Klasse c_p von 2,1 % und keine Poren in Klasse d_p aufweist. In Porenklasse c_p ist die Mg-Legierung AZ91 durch einen maximalen Porenanteil von 40,2 % gekennzeichnet. Bei Betrachtung der Porenklasse d_p ist der Werkstoff AMZ40 durch das geringste Porenvolumen von 2,3 % und die Legierung AlMg5Si2Mn durch das maximale Porenvolumen von 40,9 % charakterisiert.

Bei zyklischen Werkstoffbelastungen erfolgt die Rissinitiierung überwiegend an Porositäten. Als ein kritisches Porenvolumen für die Rissinitiierung ist hierbei eine Defektgröße von 0,025 – 2 mm² zu betrachten [Ma 03] [Fu 02]. Nach Auswertung der detektierten Poren in den Druckgussplatten, weisen die Werkstoffe AM50vacural, AMZ40 und AS31 keine Poren mit einer Fläche größer 0,025 mm² auf. Der Werkstoff

AlMg5Si2Mn ist durch fünf Poren, AM50 durch 2 Poren, AMZ30 durch eine und AZ91 durch vier Poren größer 0,025 mm² charakterisiert.

Zur räumlichen Porenanalyse werden ausgewählte Schwingproben aus der Querbrücke und den Druckgussplatten mittels Computertomografie untersucht. Die detektierten Poren werden anschließend in vier Größenklassen eingeteilt, siehe Anhang 8.6. In Abbildung 5-15 sind die Poren in Abhängigkeit der Klassen und der Werkstoffe dargestellt. Eine Unterteilung in Gas- und Erstarrungsporositäten wird hierbei nicht vorgenommen. Die detektierten Poren der Querbrückenentnahmepositionen werden arithmetisch zu einem Einzelergebnis gemittelt.

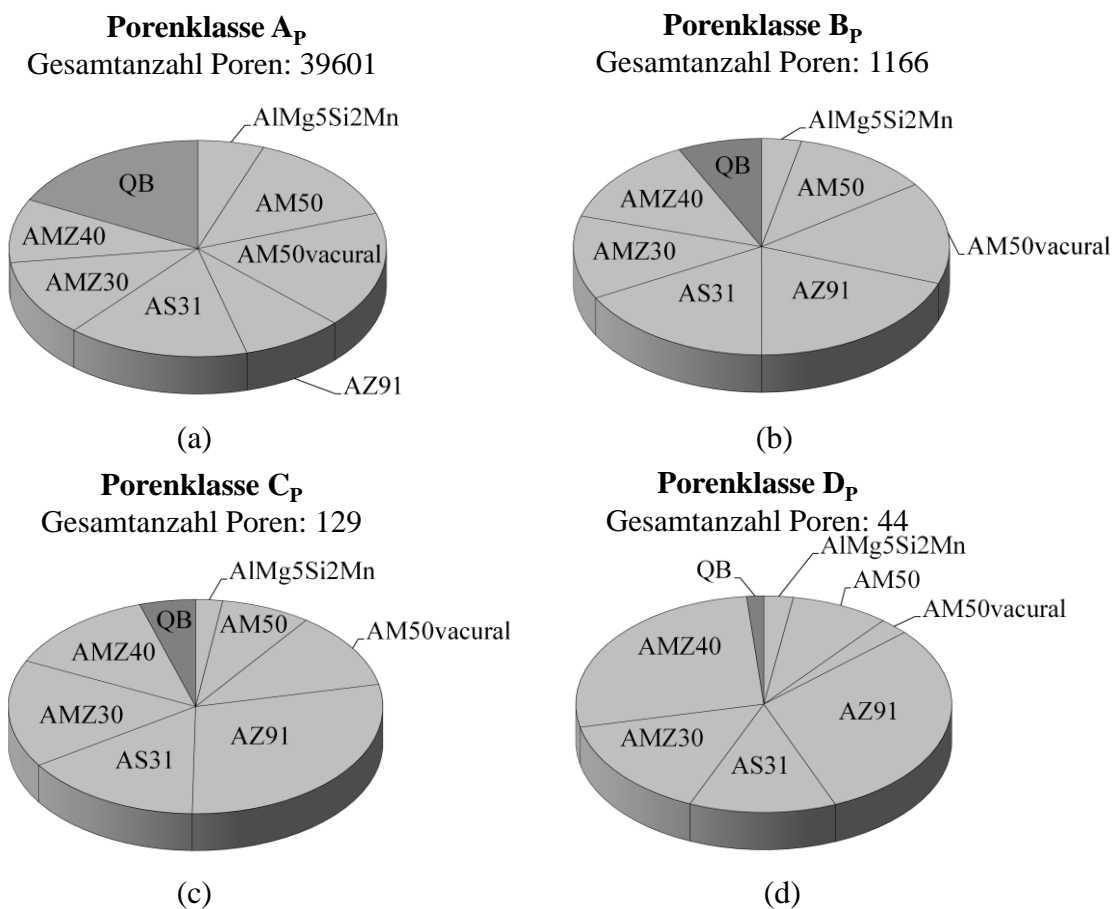


Abbildung 5-15: Anzahl der Poren für Porenklasse A_P (a), Porenklasse B_P (b), Porenklasse C_P (c) und Porenklasse D_P (d) nach computertomografischer Porenanalyse

Die im Plattenwerkzeug vergossene Al-Legierung AlMg5Si2Mn weist in allen Porenklassen den geringsten prozentualen Porenanteil auf. In Klasse A_P beträgt dieser 5,7 %, in Klasse B_P 3,4 %, in Klasse C_P 2,3 % und in Klasse D_P 2,5 %. Wird die Al-Legierung jedoch im Querbrückenwerkzeug vergossen, so weist sie in Porenklasse A_P den maximalen prozentualen Anteil von 17,5 % auf. In den restlichen Porenklassen ist die Mg-Legierung AZ91 durch den höchsten Porenanteil charakterisiert. In Klasse B_P beträgt dieser 19,5 %, in Klasse C_P 28,7 % und in Klasse D_P 30,3 %. Die Mg-Legierung AM50vacural ist in den Porenklassen A_P – C_P durch einen Porenanteile von 17,4 %,

15,3 % und 11,6 % gekennzeichnet. In Porenklasse D_p reduziert sich dieser auf einen Wert von 2,5%.

Nach Bewertung der metallo- und computertomografischen Porenanalysen weist die Mg-Legierung AM50vacural das größte Potential aller untersuchten Mg-Legierungen auf. Obwohl in den flächigen Porenklassen a_p und b_p die Legierung die größten Porenanzahlen aufweist, reduziert sich die Anzahl in Klasse c_p auf ein Minimum von 2,1 %. Des Weiteren ist der Werkstoff durch keine Poren in Klasse d_p und keine Poren größer $0,025 \text{ mm}^2$ gekennzeichnet. Die Reduzierung von großvolumigen Poren durch die VACURAL[®]-Technik ist auch in der räumlichen Porenanalyse erkennbar. So reduziert sich die Anzahl der Poren, die ein Volumen von $0,05 \text{ mm}^3$ überschreiten, auf ein Minimum von 2,5 %. Beide Analysemethoden bestätigen des Weiteren das erhöhte Porenvolumen der Mg-Legierung AZ91. So weist der Werkstoff nach Auswertung der computertomografischen Porenanalyse die größten prozentualen Porenanteile in den Klassen B_p , C_p und D_p auf.

5.3 Diskussion der statischen Simulationsergebnisse

Zur Untersuchung des Werkstoffverhaltens einer Mg-Querbrücke im späteren Fahrbetrieb werden statische Simulationen mit einem Standardlastfall und zwei Sonderlastfällen durchgeführt. In einem ersten Schritt wird das Al-Materialmodell der Querbrücke durch die Werkstoffe AZ91 und AM50vacural substituiert. Aufgrund der geringen ertragbaren maximalen plastischen Formänderungen des Werkstoffs AZ91 wird der Werkstoff AM50vacural bevorzugt. In der Seriengeometrie führt die Verwendung dieser Legierung jedoch zu minimalen lokalen plastischen Formänderungen oberhalb der technischen Fließgrenze, so dass eine Neukonstruktion der Querbrücke notwendig ist. In Abbildung 5-16 sind die maximalen Vergleichsspannungen nach von Mises im Hinterachsträger und der Querbrücke in Abhängigkeit der Materialmodelle, Querbrückengeometrie und Lastfälle dargestellt.

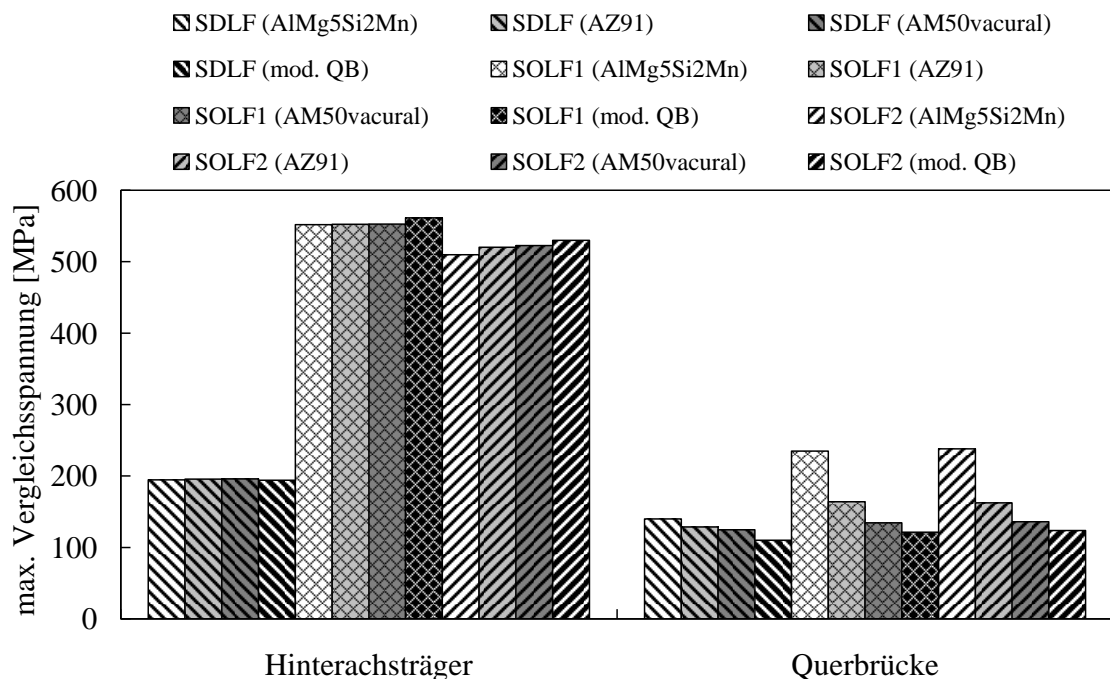


Abbildung 5-16: Maximale Vergleichsspannung nach von Mises in dem Hinterachsträger und der Querbrücke in Abhängigkeit des Materialmodells, der Querbrückengeometrie und des Lastfalls

Die maximale Vergleichsspannung im Hinterachsträger ist im Standardlastfall weitestgehend konstant für verschiedene Materialmodelle und Querbrückengeometrien. Im Sonderlastfall SOLF1 ist die Vergleichsspannung im Hinterachsträger für die Seriengeometrie unabhängig vom Materialmodell. Bei Betrachtung der modifizierten Querbrücke und des Materialmodells AM50vacural erhöht sich im Vergleich zur Al-Serienquerbrücke die Vergleichsspannung im Hinterachsträger um 1,7 % im Sonderlastfall SOLF1 und 3,9 % im Sonderlastfall SOLF2. Bei Vergleich der Al-Serienquerbrücke mit der geometrisch modifizierten Querbrücke aus AM50vacural verringert sich die maximale Vergleichsspannung der Querbrücke in allen drei Lastfällen. Im Lastfall SDLF beträgt die Reduzierung 21,4 %, im Lastfall SOLF1 48,4 % und im Lastfall SOLF2 48 %. Gründe hierfür sind zu einem der im Vergleich zu AlMg5Si2Mn reduzierte E-Modul und die geringere Fließspannung des Werkstoffs AM50vacural. Im Hinterachsträger führt die Variation des Querbrückenmaterials und der Bauteilgeometrie zu zusätzlichen Verschiebungen an drei Karosserieanbindungspunkten. In Abbildung 5-17 sind diese in Abhängigkeit der Materialmodelle, Querbrückengeometrie und Lastfälle dargestellt.

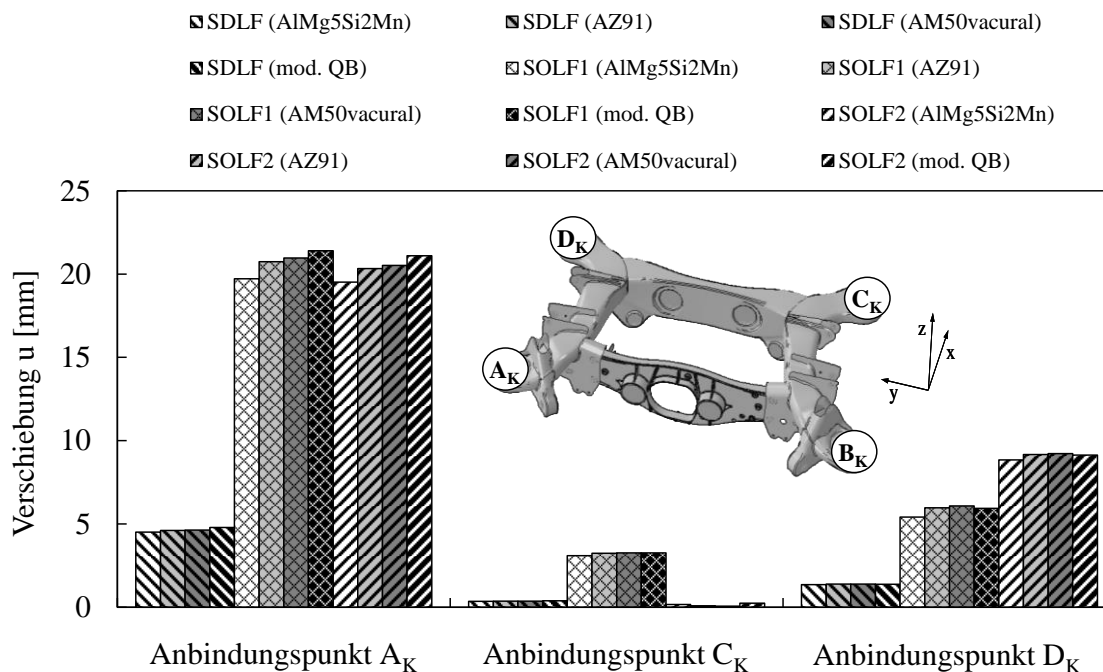


Abbildung 5-17: Verschiebungen an den Karosserieanbindungspunkten des Hinterachsträgers in Abhängigkeit des Materialmodells, der Querbrückengeometrie und des Lastfalls

Bei Betrachtung der Standard- und Sonderlastfälle ist Karosserieanbindungspunkt A_K durch die größte Verschiebung aller Anbindungspunkte charakterisiert. Bei einem Vergleich der Al-Serienquerbrücke mit der modifizierten Mg-Querbrücke verändern sich die Verschiebungen im Standardlastfall nur geringfügig. An Punkt A_K und C_K vergrößert sich die Verschiebung um 6,2 % beziehungsweise 8,3 % und an Lagerungspunkt D_K verringert sie sich minimal um 1,5 %. Die modifizierte Querbrücke ist im Vergleich zur Al-Serienquerbrücke im Lastfall SOLF1 durch gestiegene Verschiebungen in allen Karosserieanbindungspunkten gekennzeichnet. An Anbindungspunkt A_K beträgt die Erhöhung 8,5 %, an Punkt C_K 5,2 % und an Punkt D_K 9,6 %. Auch im Sonderlastfall SOLF2 ist die modifizierte Querbrücke durch gestiegene Verschiebungen an den Karosserieanbindungspunkten charakterisiert. Die Erhöhungen betragen an Punkt A_K 8,1 %, an Punkt C_K 47,1 % und an Punkt D_K 3,3 %. Zur weiteren Bewertung der Materialmodelle und Geometrie werden die plastischen Formänderungen in der Querbrücke bei Belastung mit den Sonderlastfällen betrachtet. In Abbildung 5-18 sind die maximalen plastischen Formänderungen in der Querbrücke in Abhängigkeit der Materialmodelle, Querbrückengeometrie und Lastfälle dargestellt.

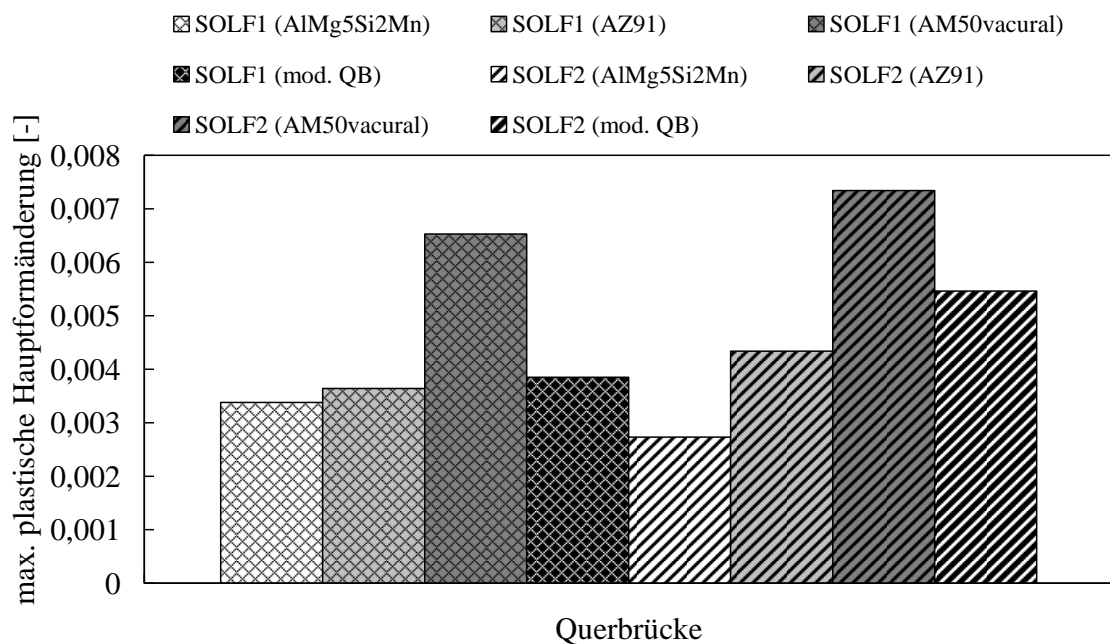


Abbildung 5-18: Maximale plastische Hauptformänderung der Querbrücke in Abhängigkeit des Materialmodells, der Querbrückengeometrie und des Lastfalls

Die maximalen plastischen Formänderungen werden in der Serienquerbrücke bei Verwendung des Materialmodells AM50vacural erreicht. Durch Modifizierung der Querbrückengeometrie und unter Beibehaltung des Materialmodells können diese im Lastfall SOLF1 um 41 % und im Lastfall SOLF2 um 25,6 % reduziert werden. Im Vergleich zur Al-Seriengeometrie vergrößert sich durch Verwendung der modifizierten Querbrücke, die maximale plastische Formänderung im Lastfall SOLF1 um 13,9 % und um 100 % im Lastfall SOLF2.

Bei Betrachtung des Standardlastfalls ist der Einfluss der modifizierten Querbrücke auf den Hinterachsträger vergleichbar mit dem der Serienquerbrücke. Die maximale Vergleichsspannung und Verschiebungen an den Karosserieanbindungspunkten entsprechen in etwa denen der Serienquerbrücke. In den Sonderlastfällen ist der Einfluss der modifizierten Querbrücke auf den Hinterachsträger erkennbar. So erhöhen sich im Vergleich zur Serienquerbrücke die Vergleichsspannung am Hinterachsträger um maximal 3,9 % und die Verschiebungen an den Karosserieanbindungspunkten um maximal 47,1 %. Des Weiteren steigen im Vergleich zur Seriengeometrie die plastischen Formänderungen in der modifizierten Querbrücke um maximal 100 % auf einen Wert von 0,0055 an. Der Werkstoff AM50vacural ist durch eine maximal ertragbare plastische Dehnung von 0,138 gekennzeichnet. In den Sonderlastfällen ist somit eine ausreichende Sicherheit gegen Bauteilversagen gewährleistet. Weitere Bewertungskriterien für die modifizierte Querbrücke sind ein rein elastisches Werkstoffverhalten und minimaler Einfluss auf den Hinterachsträger im Standardlastfall. Da die Bewertungskriterien von der modifizierte Querbrücke in Verbindung mit dem AM50vacural Materialmodell erfüllt werden, ist das Potential von Magnesium bezüglich der statischen Simulation nachgewiesen.

5.4 Diskussion der zyklischen Simulationsergebnisse

Zusätzlich zu den statischen Festigkeitssimulationen werden zyklische Betriebsfestigkeitssimulationen durchgeführt. Auf Basis von experimentellen Ergebnissen und Schätzformeln aus der Literatur wird ein Materialmodell für den Werkstoff AM50vacural generiert. Anschließend wird die Schädigung des Hinterachsträgers und der Querbrücke mit Hilfe der linearen Schadensakkumulation berechnet. In Abbildung 5-19 ist an einigen exemplarischen Positionen die Veränderung der Schädigung durch Substitution des Materialmodells AlMg5Si2Mn mit AM50vacural dargestellt.

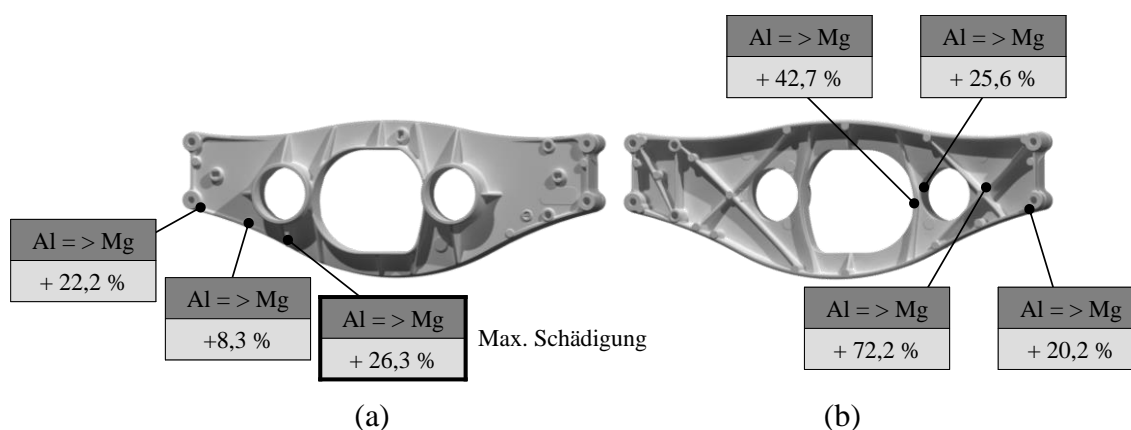


Abbildung 5-19: Prozentuale Veränderung der Schädigung an der Querbrücke durch Substitution des Materials AlMg5Si2Mn mit AM50vacural an der Vorderseite der Querbrücke (a) und an der Rückseite (b)

Durch Verwendung des Materialmodells AM50vacural vergrößert sich die Schädigung an allen ausgewählten Positionen. Die maximale Schädigung ist an der Vorderseite der Querbrücke zu finden. Die Substitution der Materialmodelle führt hierbei zu einer Zunahme der Schädigung von 26,3 %, siehe Abbildung 5-19 (a). An der Rückseite der Querbrücke variieren die Zunahmen der Schädigung von 20,2 % bis 72,2 %, siehe Abbildung 5-19 (b). Der Einfluss der verschiedenen Materialmodelle auf den Hinterachsträger ist in Abbildung 5-20 an ausgewählten Positionen dargestellt.

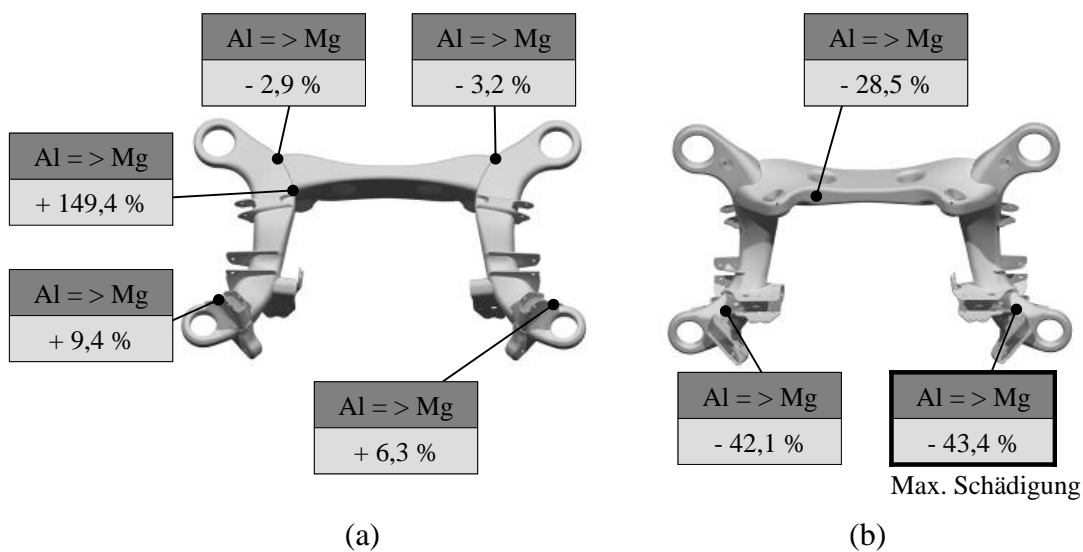


Abbildung 5-20: Prozentuale Veränderung der Schädigung des Hinterachsträgers bei Substitution des Querbrückenmaterials AlMg5Si2Mn mit AM50vacural an der Oberseite (a) und an der Unterseite (b)

An der Oberseite reduziert sich die Schädigung um maximal 3,2 %. Zusätzlich vergrößert sich die Schädigung an anderer Stelle um 149,4 %, siehe Abbildung 5-20 (a). Die maximale Schädigung des Hinterachsträgers ist an der Unterseite lokalisiert, siehe Abbildung 5-20 (b). Durch Substitution des Materialmodells AlMg5Si2Mn mit AM50vacural reduziert sich die Schädigung an dieser Stelle um 43,4 %.

Nach Berechnung der zyklischen Betriebsfestigkeit beträgt bei Verwendung des Materialmodells AlMg5Si2Mn die maximale Schädigung der Querbrücke 0,01037. Durch Substitution des Materialmodells mit dem Werkstoff AM50vacural erhöht sich diese um 26,3 % auf einen Wert von 0,0131. Die maximale Schädigung des Hinterachsträgers reduziert sich hingegen bei Verwendung des Materialmodells AM50vacural um 43,4 %. Erfahrungen der Mercedes Benz Berechnungsabteilungen haben gezeigt, dass erst ab einem errechneten Schädigungswert von 0,1 mit einem Anriss in dem Bauteil zu rechnen ist. Die zyklische Betriebsfestigkeit beziehungsweise das Potential der Querbrücke aus dem Werkstoff AM50vacural ist somit simulativ nachgewiesen. Auf eine Substitution der Querbrückengeometrie wird verzichtet, da die modifizierte Geometrie geringere plastische Formänderungen als die Seriengeometrie aufweist, siehe Abbildung 5-18. Mit einer ausreichenden Betriebsfestigkeit der modifizierten Querbrückengeometrie ist somit zu rechnen.

5.5 Diskussion der Korrosionsergebnisse

Im nachfolgenden werden Ergebnisse der Korrosionsprüfungen von unbeschichteten Magnesiumwerkstoffen diskutiert. Zur Abschätzung des Potentials verschiedener Korrosionsschutzschichten werden Ergebnisse der durchgeführten Korrosionsuntersuchungen bewertet.

5.5.1 Magnesium ohne Korrosionsschutzschicht

In einem ersten Schritt werden Korrosionseigenschaften unbeschichteter Magnesiumwerkstoffe untersucht. Um zusätzlich zur Gusshaut auch den Grundwerkstoff zu prüfen werden Druckgussplatten mit Bohrungen versehen und in einer 48-stündigen neutralen Salzsprühnebelprüfung korrosiv beansprucht. Nach Entfernung der Korrosionsprodukte ergeben sich die in Abbildung 5-21 dargestellten prozentualen Gewichtsverluste.

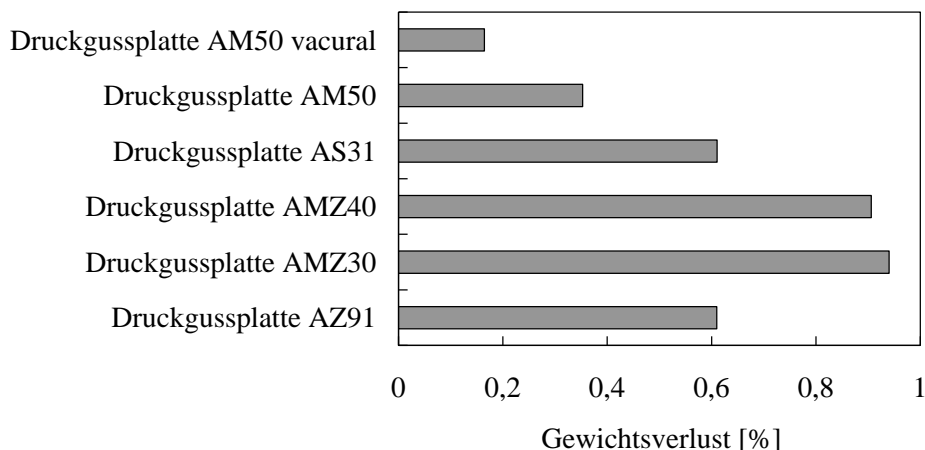


Abbildung 5-21: Darstellung der Gewichtsverluste der Mg-Platten nach 48h Salzsprühnebeltest

Bei der Legierung AlMg5Si2Mn kommt es an der Oberfläche zu keinem korrosiven Angriff. Ein relativer Vergleich aller Mg-Werkstoffe zeigt das beste Korrosionsverhalten bei der im VACURAL[®]-Verfahren vergossenen AM50-Legierung. Der geringere Gewichtsverlust im Vergleich zum konventionellen Druckguss könnte beispielsweise durch das reduzierte Porenvolumen bedingt sein. Durch ein Freilegen der Poren vergrößert sich die Oberfläche und damit verbunden der relative Gewichtsverlust im konventionellen Druckguss. Den höchsten Gewichtsverlust aller Mg-Legierungen weisen die Werkstoffe AMZ30 und AMZ40 auf. Um einen negativen Einfluss der Legierungselemente Cu, Fe und Ni auf die Korrosionseigenschaften auszuschließen werden an den Rändern aller Druckgussplatten EDX-Analysen durchgeführt. Die EDX-Spektren und Elektronenbilder der Legierungen AMZ30 und AMZ40 sind beispielhaft in Abbildung 5-22 dargestellt.

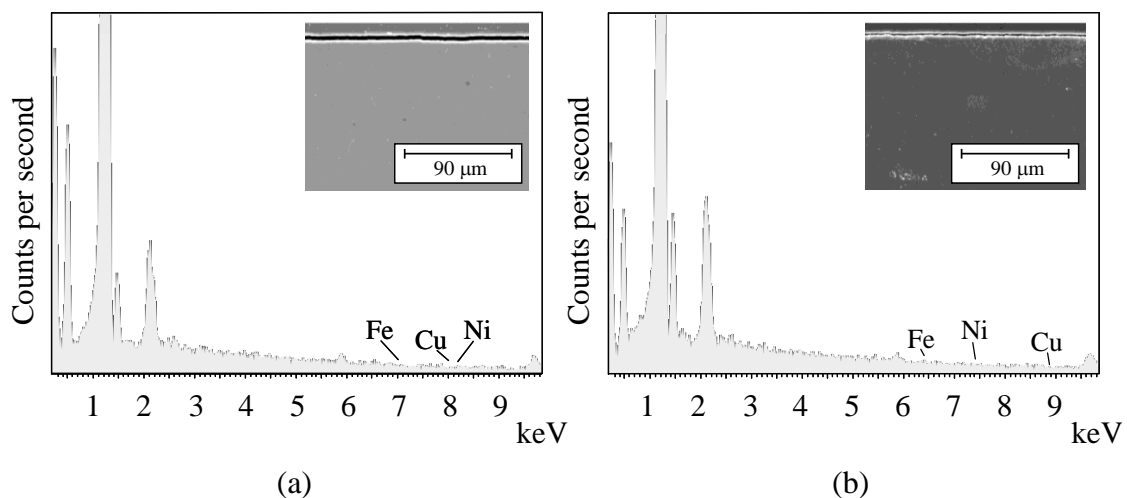


Abbildung 5-22: EDX-Spektrum und Elektronenbild der Legierung AMZ30 (a) und AMZ40 (b)

Die Legierungselemente Fe, Cu, und Ni sind in beiden Werkstoffen nicht messbar und ein Einfluss auf das schlechte Korrosionsergebnis kann somit ausgeschlossen werden, siehe Abbildung 5-22 (a), (b). Nach Auswertung der restlichen Mg-Werkstoffe kann hier ebenfalls eine negative Beeinflussung des Korrosionsverhaltens durch die Legierungselemente Fe, Cu und Ni ausgeschlossen werden.

Zur Untersuchung der Kontaktkorrosion mit angrenzenden Fahrwerksbauteilen wird im Rahmen dieser Arbeit die Verwendung von Kunststoffunterlegscheiben betrachtet. Um die Gefahr der Kontaktkorrosion zu verringern und das Gewicht weiter zu reduzieren wird zusätzlich der Einsatz von Aluminiumschrauben untersucht. Die Demonstratorbauteile werden in einem 4-wöchigen Klimawechseltest korrosiv beansprucht und anschließend qualitativ ausgewertet. Das reduzierte Drehmoment der Al-Schrauben führt dabei zu einem Eindringen des Salzes in die Innenbohrung des Mg-Zylinders. Durch die POM-Unterlegscheiben erhöht sich die Salzablagerung in der Bohrung. Bei Verwendung von Al- und St-Schrauben sind die POM-Unterlegscheiben durch lokale plastische Formänderungen gekennzeichnet. Eine Verwendung von beschichteten Al-Unterlegscheiben wird zur Vermeidung der Kontaktkorrosion somit empfohlen.

Bei Betrachtung der Korrosionsergebnisse zeigt die Mg-Legierung AM50vacural das größte Potential auf. Bei einem relativen Vergleich aller Mg-Werkstoffe ist diese durch die geringste oberflächige Korrosion an Gusshaut und Grundmaterial gekennzeichnet. Aufgrund der vorhanden oberflächigen Korrosion wird dennoch eine Beschichtung des Werkstoffs empfohlen. Untersuchungen zur Vermeidung von Kontaktkorrosion mit angrenzenden Fahrwerksbauteilen haben zusätzlich gezeigt, dass die Verwendung von St-Schrauben und beschichteten Al-Unterlegscheiben notwendig sein wird.

5.5.2 Magnesium mit Korrosionsschutzschicht

Zur Verbesserung des Korrosionsverhaltens wird der Magnesiumwerkstoff AM50vacural mit sechs verschiedenen Beschichtungssystemen versehen. Um diese für

Fahrwerksanwendungen zu qualifizieren, werden verschiedene Prüfmethode angewendet. Es werden Lackhaftungsprüfungen mittels 3-Punktbiegeversuch, technisch mechanische Prüfungen und ein 10-wöchigen VDA-Wechseltest durchgeführt. In Tabelle 5-1 ist eine Übersicht über alle Testergebnisse dargestellt.

Tabelle 5-1: Ergebnisse der Korrosionsuntersuchungen von beschichtetem Magnesium

	Biege- prüf.	Multistein- schlag (KK)		Kratz- test (KK)	Gitter- schnitt (KK)	VDA
		GS	RG			
MAGOXID-COAT®						
Pulver						
MAGPASS-COAT® + KTL + Pulver						
MAGOXID-COAT® + Pulver						
KTL						
KTL + Unterbodenschutz						

GS = Gesamtschaden; RG = Rostgrad; KK = Kondenswasserkonstantklima

i.O.	Grenzwertig	n.i.O.
------	-------------	--------

Wie aus obiger Tabelle ersichtlich erfüllen alle Beschichtungen die Anforderungen der Biegeprüfung. Bei den technisch mechanischen Prüfungen Multisteinschlag, Kratztest und Gitterschnitt besteht einzig die Pulverbeschichtung alle Tests. Die Kriterien des 10-wöchigen VDA-Wechseltest erfüllen nur die Beschichtungen MAGPASS-COAT® + KTL + Pulver und MAGOXID-COAT® + Pulver.

Nach Auswertung aller Versuchsergebnisse erfüllt keine der betrachteten Beschichtungssysteme alle Anforderungen. Das größte Potential zeigen aufgrund der guten VDA-Wechseltestergebnisse die Beschichtungen MAGOXID-COAT® + Pulver und MAGPASS-COAT® + KTL + Pulver. Nachteil der MAGOXID-COAT®-Beschichtung ist die hohe Schichtsprödigkeit und die damit verbundenen schlechten Ergebnisse im Multisteinschlag. Bei Einsatz der Beschichtung MAGOXID-COAT® + Pulver im Fahrwerk könnte die Steinschlagempfindlichkeit beispielsweise durch ein Abschirmblech vermindert werden. Die schlechten Ergebnisse der Beschichtung MAGPASS-COAT® + KTL + Pulver in Bezug auf den Multisteinschlag und Kratztest lässt ebenfalls auf ein sprödes Verhalten der chromfreien Konservierungsschicht schließen. Eine mögliche Alternative zur MAGPASS-COAT®-Beschichtung stellt die ebenfalls chromfreie Konservierungsschicht Alodine®160 der Firma HENKEL dar. In Kombinationen mit einer KTL- und Pulverbeschichtung wird diese Konservierungsschicht für Magnesiumrohbauteile bei Mercedes Benz seit längerer Zeit erfolgreich eingesetzt. Die Anforderungen der technisch mechanischen Prüfungen und des VDA-Wechseltests werden von dieser Beschichtung erfüllt. Auf Grund dessen wird für die Querbrücke eine dreiphasige Beschichtung bestehend aus einer chromfreien Kon-

servierungsschicht, einer KTL und einer Pulverbeschichtung empfohlen. Anstelle der im Rahmen dieser Arbeit getesteten MAGPASS-COAT[®]-Beschichtung wird eine Alodine[®] 160-Schicht bevorzugt.

6 Zusammenfassung und Ausblick

Ziel der Arbeit war es, das Potential des Leichtmetalls Magnesium für eine Anwendung im Fahrwerk eines Automobils zu untersuchen. Als Zielbauteil wurde eine druckgegossene Al-Getriebequerbrücke der S-Klasse, Baureihe 221, ausgewählt. Für die Potentialanalyse wurde die Aufgabe hierfür in die Arbeitspakete Werkstoffprüfung, statische Betriebsfestigkeitssimulation, zyklische Betriebsfestigkeitssimulation und Korrosion eingeteilt. Die Struktur der Arbeit ist in Abbildung 6-1 dargestellt.

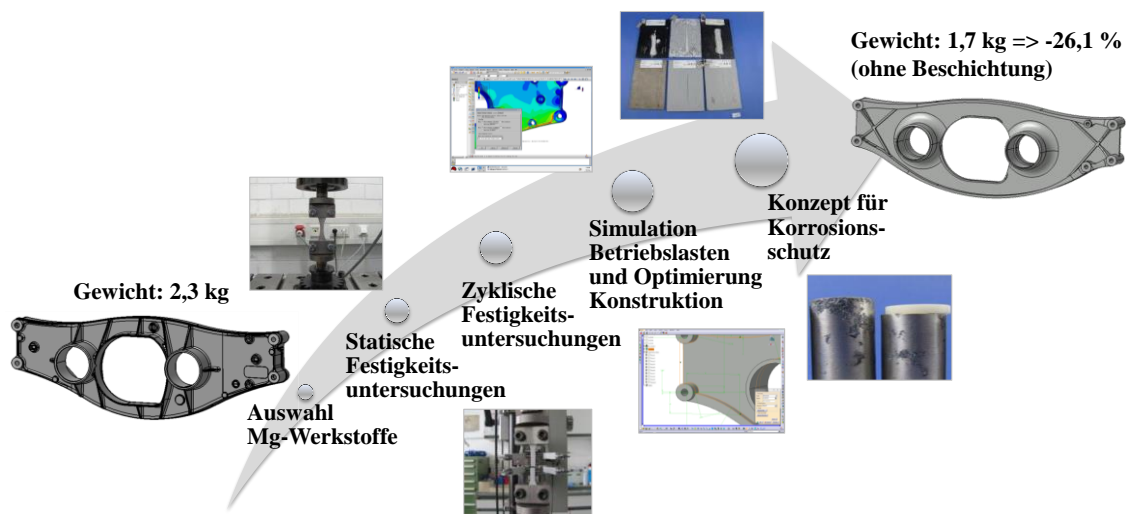


Abbildung 6-1: Arbeitspakete der Dissertation

Bei einer angenommenen Dichte von $2,65 \text{ g/cm}^3$ war die Al-Getriebequerbrücke durch ein Gewicht von 2,3 kg charakterisiert [Hü 02]. Durch den Einsatz von Magnesium und die Modifizierung der Geometrie konnte das Gewicht um 26,1 % reduziert werden. Für die modifizierte Getriebequerbrücke aus dem Werkstoff AM50vacural wurde in obiger Grafik eine Dichte von $1,77 \text{ g/cm}^3$ angenommen [He 11].

Zu Beginn der Arbeit wurden am Steinbeis Transferzentrum der Hochschule Aalen Druckgussplatten verschiedenster Mg-Legierungen im konventionellen Druckguss abgegossen. Um zusätzlich den Einfluss des Fertigungsverfahrens auf die Werkstoffeigenschaften zu berücksichtigen, wurden Platten mittels des VACURAL[®]-Verfahrens gefertigt. Um die Vergleichbarkeit zur Querbrückengeometrie zu gewährleisten, wurde als Referenz die Al-Legierung AlMg5Si2Mn ebenfalls im Druckgussplattenwerkzeug konventionell vergossen. Mechanische Eigenschaften von Proben aus den Druckgussplatten und Querbrücken wurden in statischen und zyklischen Werkstoffprüfverfahren ermittelt.

In statischen Zugversuchen und bei einer Prüftemperatur von 23 °C erreichte keine Magnesiumlegierung die geforderten Zielwerte für Streckgrenze und Zugfestigkeit. Bei Betrachtung der Bruchdehnung erreichten einzig die Legierungen AMZ30, AMZ40,

AM50 und AM50vacural den geforderten Mindestwert von 7,7 %. Bei einem Vergleich aller Mg-Legierungen zeigte der Werkstoff AM50vacural aufgrund der hohen Bruchdehnung von 16,2 % und Zugfestigkeit von 238,6 MPa das größte Potential auf.

Um die Erwärmung der Querbrücke im Betrieb zu berücksichtigen, wurden anschließend Zugversuche bei einer Temperatur von 80 °C durchgeführt. Auch hierbei erreichte keine der Mg-Legierungen die Zielwerte für Streckgrenze und Zugfestigkeit. Die geforderte Mindestbruchdehnung von 14,4 % wurde einzig von der Legierung AM50vacural mit einem Wert von 30,8 % übertroffen. Zusätzlich zu den Zugversuchen wurden Härtemessungen an den Druckgussplatten durchgeführt. Eine Korrelation zwischen Härte und Zugfestigkeit, wie sie in der Literatur genannt wird, bestätigte sich nicht.

Aufgrund vorliegender zyklischer Betriebsbelastungen der Querbrücke wurden Schwingversuchen mit Proben aus den Querbrücken und Druckgussplatten durchgeführt. Bei einem Spannungsverhältnis von $R = -1$ erreichte dabei keine der betrachteten Mg-Werkstoffe den geforderten Zielwert für die Spannungsamplitude bei $1 \cdot 10^6$ Schwingspielen. Wohingegen die Neigungsexponenten aller Mg-Legierungen den geforderten Mindestwert von 5,6 überstiegen. Bei einem Vergleich aller Mg-Legierungen zeigte der Werkstoff AM50vacural, aufgrund der im Vergleich zum Aluminium um nur 9,1 % reduzierten Amplitude, das größte Potential auf.

Durch zusätzliche Variation des Spannungsverhältnisses auf $R = 0$ überschritt einzig die Mg-Legierung AM50vacural den geforderten minimalen Amplitudenwert um 8 MPa. Den geforderten Zielwert des Neigungsexponenten von 3,2 überschritten die Werkstoffe AM50vacural, AM50, AZ91, AS31 und AMZ40.

Zur Darstellung des Einflusses der Mittelspannung auf die ertragbare Dauerfestigkeit, wurden auf Basis zyklischen Werkstoffkennwerte Dauerfestigkeitsschaubilder nach Haigh bestimmt. Den geforderten Maximalwert des Neigungswinkels von $42,4^\circ$ übertrafen einzig die Legierungen AM50vacural und AMZ40.

Um zusätzlich Werkstoffe hinsichtlich ihres Porenvolumens zu quantifizieren wurden ausgewählte Schwingproben mittels Metallo- und Computertomografie untersucht. Dabei war die Mg-Legierung AM50vacural durch das größte Potential aller untersuchten Mg-Legierungen gekennzeichnet. So wurden einzig in AM50vacural-Proben keine Poren größer $0,01 \text{ mm}^2$ detektiert. Nach Auswertung der computertomografischen Untersuchungen wurden vor allem Poren größer $0,05 \text{ mm}^3$, im Vergleich zu den restlichen Werkstoffen, durch die VACURAL[®]-Technik deutlich reduziert.

Mittels REM wurden abschließend Bruchflächen einer exemplarischen Al- und Mg-Schwingprobe untersucht. Die Schwingbruchflächen beider Werkstoffe waren durch überwiegend transkristallinen Rissfortschritt und interkristallinen Restbruch charakterisiert.

Lastdaten und Berechnungsnetze für die statischen Betriebsfestigkeitssimulationen wurden von der Mercedes Benz Berechnungsabteilung zur Verfügung gestellt. Materialmodelle der Werkstoffe AlMg5Si2Mn, AZ91 und AM50vacural wurden auf Basis statischer Zugversuchsergebnisse generiert. Die Seriengeometrie der Getriebequerbrücke war bei Verwendung des Materialmodells AM50vacural durch lokale plastische Formänderungen im Standardlastfall gekennzeichnet. Aufgrund der guten mechanischen Werkstoffeigenschaften wurde diese Legierung jedoch bevorzugt und eine geometrische Anpassung der Getriebequerbrücke war notwendig.

Bei Betrachtung des Standardlastfalls war der Einfluss der modifizierten Querbrücke auf den Hinterachsträger vergleichbar mit dem der Serienquerbrücke. In den Sonderlastfällen erhöhten sich jedoch die Vergleichsspannung am Hinterachsträger um maximal 3,9 % und Verschiebung der Karosserieanbindungspunkte um maximal 47,1 %. Zusätzlich stiegen im Vergleich zur Seriengeometrie die plastischen Formänderungen in der modifizierten Querbrücke um maximal 100 % an. Da diese mit einem Wert von maximal 0,0055 jedoch unterhalb der Bruchgrenze des Werkstoffs lagen und ein sicherer Standardbetrieb gewährleistet war, erfüllte die modifizierte Querbrücke aus AM50vacural die Kriterien der statischen Simulation.

Zyklische Betriebsfestigkeitssimulationen wurden von der Mercedes Benz Berechnungsabteilung auf Basis der Seriengeometrie durchgeführt. Aufgrund guter zyklischer Werkstoffeigenschaften wurde im Rahmen der Arbeit ein Materialmodell für den Werkstoff AM50vacural erstellt. Grundlage waren experimentelle Ergebnisse und Schätzformeln aus der Literatur. Nach Auswertung der Berechnungsergebnisse erhöhte sich die maximale Schädigung in der Querbrücke durch Verwendung des Materialmodells AM50vacural um 26,3 % auf einen Wert von 0,0131. Die Schädigung des Hinterachsträgers reduzierte sich durch Verwendung des Materialmodells AM50vacural um 43,4 %. Nach Erfahrungen der Mercedes Benz Berechnungsabteilung war erst ab Schädigungswerten von 0,1 mit einem Anriss im Bauteil zu rechnen. Die zyklische Betriebsfestigkeit der Serienquerbrücke unter Verwendung des Materialmodells AM50vacural wurde somit nachgewiesen.

Bei Betrachtung des Werkstoffs AM50vacural resultierte die Substitution der Seriengeometrie mit der modifizierten Geometrie in geringeren plastischen Formänderungen in der Querbrücke. Auf eine zusätzliche Berechnung der zyklischen Betriebsfestigkeit der modifizierten Geometrie wurde somit verzichtet.

In einem ersten Schritt wurde das Korrosionsverhalten der Druckgussplatten ohne zusätzlichen Korrosionsschutz untersucht. Nach einem 48 stündigen Salzsprühnebeltest war die Mg-Legierung AM50vacural durch den geringsten Gewichtsverlust von 0,16 % charakterisiert. Untersuchungen zur Vermeidung von Kontaktkorrosion mit angrenzenden Fahrwerksbauteilen zeigten, dass die Verwendung von St-Schrauben und beschichteten Al-Unterlegscheiben notwendig sein wird.

Zur Vermeidung der oberflächigen Korrosion wurden in einem nächsten Schritt sechs Beschichtungssysteme verschiedener Komplexität untersucht. Als Ersatztest für einen

späteren Sonderlastfall im Betrieb wurde ein 3-Punktbiegeversuch durchgeführt. Alle Beschichtungssysteme erfüllten dabei die geforderte Lackhaftung. Des Weiteren wurden verschiedene technisch mechanische Prüfungen und ein 10-wöchiger Klimawechseltest durchgeführt. Keine der Beschichtungen erfüllte dabei alle Versuchskriterien. Aufgrund der guten Ergebnisse im VDA-Wechseltest waren die Beschichtungen MAGOXID-COAT[®] + Pulver und MAGPASS-COAT[®] + KTL + Pulver durch das größte Potential charakterisiert. Nachteilig an den MAGOXID-COAT[®]- und MAGPASS-COAT[®]-Beschichtungen waren die hohe Schichtsprödigkeit und die damit verbundenen schlechten Ergebnisse im Multisteinschlag- und Kratztest. Eine mögliche Alternative wäre die ebenfalls chromfreie Konservierungsschicht Alodine[®]160 der Firma HENKEL. In Kombinationen mit einer KTL- und Pulverbeschichtung wird diese Konservierungsschicht für Magnesiumrohbauteile bei Mercedes Benz seit längerer Zeit erfolgreich eingesetzt. Folglich wurde dieses Schichtsystem im Rahmen der Arbeit empfohlen, da es alle Anforderungen der technisch mechanischen Prüfungen und des VDA-Wechseltests erfüllte.

Im Rahmen der Arbeit konnte das Potential von Magnesium für die Anwendung im Fahrwerk nachgewiesen werden. Geometrische Modifikationen, die an der Getriebequerbrücke vorgenommen wurden, sind als seriennahe Konstruktionsempfehlungen zu bewerten. Für eine Anwendung im Fahrzeug ist eine weitere Konstruktionsschleife notwendig. Hierbei ist vor allem die Lage der angrenzenden Fahrwerksbauteile wie Feststellbremse, Auspuffanlage und Hinterachsgetriebe zu berücksichtigen. Auch gießtechnische Randbedingungen, wie beispielsweise Ausformschrägen, sind in der Konstruktion zu beachten. Auf Basis der erarbeiteten Materialmodelle ist eine weitere Simulationsschleife, bestehend aus statischer und zyklischer Betriebsfestigkeitssimulation, anzuschließen. Werden alle Anforderungen erfüllt ist ein Prototypen-Druckgusswerkzeug für das VACURAL[®]-Verfahren anzufertigen. Als Werkstoff ist die Magnesiumlegierung AM50 zu wählen. An den Abguss der Prototypen schließt sich eine mechanische Bearbeitung und Beschichtung der Querbrücke an. Verwendet wird das im Rahmen der Arbeit empfohlene Beschichtungssystem. Nach Einpressen der Gummilager kann die Getriebequerbrücke, unter Verwendung von beschichteten Al-Unterlegscheiben und St-Schrauben, in den Hinterachsträger montiert werden. Mittels verschiedener Korrosionsprüfverfahren, wie beispielsweise VDA-Wechseltest und Multisteinschlag, ist die Beschichtung der Querbrücke abzu prüfen. Zusätzlich zu der oberflächigen Korrosion und Kontaktkorrosion ist auch die Spannungsrisskorrosion zu untersuchen. In ersten Prüfstands- und Fahrzeugversuchen können Randbedingungen, wie beispielsweise Crashperformance und Fahrdynamik, betrachtet werden. Zusätzlich können die im Vorfeld durchgeführten Simulationen verifiziert werden. Parallel zu den technologischen sind auch wirtschaftliche Aspekte zu berücksichtigen. Kosten für den Abguss, die mechanische Bearbeitung, Beschichtung und Montage sind zu ermitteln und denen einer Al-Getriebequerbrücke gegenüberzustellen.

7 Literaturverzeichnis

- [Ab 10] Abaqus 6.10: *Getting Started with Abaqus: Keywords Edition*
- [AH 11] AHC Oberflächentechnik: *Magoxid-Coat[®] / Kepla-Coat[®]: Funktionelle Veredelung von Leichtmetallen*. Berlin: AHC Oberflächentechnik GmbH, 2011
- [Au 02] Aung, N.N. ; Zhou, W.: Effect of heat treatment on corrosion and electrochemical behaviour of AZ91D magnesium alloy. In: *Journal of Applied Electrochemistry*, Heft 32 (2002), S. 1397 – 1401
- [Ba 00] Bahadir, Müfit ; Parlar, Harun ; Spitteller, Michael: *Springer Umweltlexikon*. 2. Auflage. Berlin Heidelberg: © Springer-Verlag, 2000. – ISBN 3-540-63561-0
- [Ba 08] Bargel, Hans-Jürgen , Schulze, Günter: *Werkstoffkunde*. 10. Auflage. Berlin Heidelberg: © Springer-Verlag, 2008. – ISBN 978-3-540-79296-3
- [BA 10] BASF Plastics: *Ultraform[®] (POM) Hauptbroschüre*. BASF The Chemical Company, 2010
- [BA 11] BASF ; CAMPUS[®]i: *Ultraform[®] H2320 004*. Frankfurt: Chemie Wirtschaftsförderungsgesellschaft GmbH, 2011
- [BD 12] BDG-Bundesverband der Deutschen Gießerei-Industrie: *BDG-Strukturdaten 2010* [*.pdf], erhältlich im Internet unter: http://www.bdguss.de/de/statistik___strukturdaten.html [Stand: 23.01.2012]
- [Be 01 a] Beck, Adolf: *Magnesium und seine Legierungen*. 2. Auflage. Berlin Heidelberg: © Springer-Verlag, 2001. – ISBN 3-540-41675-7
- [Be 01 b] Beeley, Peter: *Foundry Technology*. 2. Auflage. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2001. – ISBN 978-0-7506-4567-6
- [Bi 00] Bilitewski, B. ; Härdtle, G. ; Marek, K.: *Abfallwirtschaft: Handbuch für Praxis und Lehre*. 3. Auflage. Berlin Heidelberg New York: Springer Verlag, 2000. – ISBN 3-540-64276-5
- [Bö 07] Böge, Alfred: *Handbuch Maschinenbau: Grundlagen und Anwendungen der Maschinenbau-Technik*. 18. Auflage. Wiesbaden: Friedr. Vieweg & Sohn Verlag, 2007. – ISBN 978-3-8348-0110-4
- [Bo 98] Bommer, Heike: *Kathodischer Korrosionsschutz von Magnesium-Werkstoffen durch neue Magnesium-Legierungen*. München: Herbert Utz Verlag, 1998. – ISBN 978-3896754615

- [Bu 01] Buschow, K.H.J. ; Cahn, Robert ; Flemings, Merton ; Ilshner, Bernhard ; Kramer, Edward ; Mahajan, Subhash ; Veyssiere, Patrick: *Encyclopedia of Materials: Science and Technology*. Pergamon, 2001. – ISBN 978-0-08-043152-9
- [Ca 11] Campbell, John: *Complete Casting Handbook: Metal Casting Processes, Techniques and Design*. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2011. – ISBN 978-1-85617-809-9
- [Ch 08] Chen, Jian ; Wang, Jianqiu ; Han, Enhou ; Wei, Ke: Effect of hydrogen on stress corrosion cracking of magnesium alloy in 0.1 M Na₂SO₄ solution. In: *Materials Science and Engineering A*, Heft 488 (2008), S. 428 – 434
- [Da 09] Dankert, Jürgen ; Dankert, Helga: *Technische Mechanik: Statik, Festigkeitslehre, Kinematik / Kinetik*. 5. Auflage. Wiesbaden: Vieweg + Teubner, 2009. – ISBN 978-3-8351-0177-7
- [DB 06] DBL 5011: *Hoch duktile Strukturteile aus Mg-Druckguss*. Liefervorschrift DaimlerChrysler, Werk 010, 2006
- [De 11] Decking, Klaus: Massenreduktion durch Werkstoff- und Wandstärkenoptimierung. In: *lightweightdesign*, Heft 2 (2011), S. 24 – 27
- [DI 03] DIN 8580: *Fertigungsverfahren: Begriffe, Einteilung*. Berlin: DIN Deutsches Institut für Normung e.V., 2003
- [DI 06 a] DIN EN ISO 9227: *Korrosionsprüfungen in künstlicher Atmosphäre – Salzsprühnebelprüfungen (ISO 9227 : 2006)*. Deutsche Fassung EN ISO 9227 : 2006
- [DI 06 b] DIN EN ISO 6506-1: *Metallische Werkstoffe – Härteprüfung nach Brinell*. Berlin: DIN Deutsches Institut für Normung e.V., 2006
- [DI 09] DIN 50125: *Prüfung metallischer Werkstoffe – Zugproben*. Berlin: DIN Deutsches Institut für Normung e.V., 2009
- [Di 92] Dietmann, Herbert: *Einführung in die Elastizitäts- und Festigkeitslehre*. 3. Auflage. Stuttgart: Alfred Kröner Verlag, 1992. – ISBN 3 520 90403 9
- [Fe 08] Feikus, Franz Josef ; Koch, Hubert ; Richard, Christian ; Röders, Gerd ; Simmack, Aribert ; Spravil, Adrian ; Ubl, Peter: *Druckguss aus NE-Metallen: Technische Richtlinien / VDD Verband Deutscher Druckgießereien*. Düsseldorf: VDD Verband Deutscher Druckgießereien, 2008
- [Fr 01] Friedrich, H ; Schumann, S.: Forschungsstrategien für ein zweites „Magnesium – Zeitalter“ im Fahrzeugbau. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, Heft 32 (2001), S. 6 – 12
- [Fr 06] Friedrich, Horst E. ; Mordike, Barry L.: *Magnesium Technology:*

- Metallurgy, Design Data, Applications*. Berlin Heidelberg New York: © Springer-Verlag, 2006. – ISBN 978-3-540-20599-9
- [Fu 02] Fuchs, U. ; Lipowsky, Hj. ; Mayer, H. ; Papakyriacou, M. ; Stich, A. ; Tschegg, S. ; Zettl, B.: Einfluss von Gussfehlern auf die Dauerfestigkeit von Aluminium- und Magnesiumgusslegierungen. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, Heft 33 (2002), S. 117 - 127
- [Ge 07] Gers, Horst: *Strangpressen*. Weinheim: WILEY-VCH Verlag GmbH&Co.KGaA, 2007. – ISBN 978-3-527-31844-5
- [Ge 08] Gerthsen, Tarsilla: *Chemie für den Maschinenbau 2: Organische Chemie für Kraft- und Schmierstoffe, Polymerchemie für Polymerwerkstoffe*. Karlsruhe: Universitätsverlag Karlsruhe, 2008. – ISBN 978-3-86644-080-7
- [Go 05] Goede, Martin ; Ferkel, Hans ; Stieg, Jürgen ; Dröder, Klaus: Mischbauweise Karosseriekonzepte – Innovationen durch bezahlbaren Leichtbau. In: *14. Aachener Kolloquium Fahrzeug- und Motorentchnik*, 2005
- [GO 11] GOM Gesellschaft für optische Messtechnik: *ARAMIS Benutzerhandbuch – Software*. Braunschweig: GOM mbH, 2011
- [Gr 11] Grote, Karl-Heinrich ; Feldhusen, Jörg: *DUBBEL: Taschenbuch für den Maschinenbau*. 23. Auflage. Berlin Heidelberg: © Springer-Verlag, 2011. – ISBN 978-3-642-17305-9
- [Ha 00] Hasse, Stephan: *Giesserei Lexikon*. 18. Auflage. Berlin: Fachverlag Schiele & Schön GmbH, 2000. – ISBN 3-7949-0655-1
- [Ha 05] Haibach, Erwin: *Betriebsfestigkeit: Verfahren und Daten zur Bauteilberechnung*. 3. Auflage. Berlin Heidelberg New York: Springer Verlag, 2005. – ISBN-10 3-540-29363-9
- [Ha 10] Haase, Stephan: *Taschenbuch 2010: Gießerei-Praxis*. Berlin: Fachverlag Schiele & Schön GmbH, 2010. – ISBN 978-3-7949-0801-1
- [He 03] Herfurth, K. ; Ketscher, N. ; Köhler, M.: *Giessereitechnik kompakt: Werkstoffe, Verfahren, Anwendungen*. Düsseldorf: Giesserei-Verlag GmbH, 2003
- [He 10] Heid, Helmuth ; Reith, Jürgen: *Malerfachkunde*. 5. Auflage. Wiesbaden: © Vieweg + Teubner Verlag | Springer Fachmedien Wiesbaden GmbH, 2010. – ISBN 978-3-519-45900-2
- [He 11] Henning, Frank ; Moeller, Elvira: *Handbuch Leichtbau: Methoden, Werkstoffe, Fertigung*. München Wien: Carl Hanser Verlag, 2011. – ISBN 978-3-446-42267-4

- [Ho 06] Hornbogen, Erhard ; Warlimont, Hans: *Metalle: Struktur und Eigenschaften der Metalle und Legierungen*. 5. Auflage. Berlin Heidelberg: © Springer-Verlag, 2006. – ISBN 978-3-540-34010-2
- [Ho 09 a] HongBin, Liu ; GuoHong, Qi ; YuTao, Ma ; Hai, Hao ; Fei, Jia ; ShouHua, Ji ; HuaiYue, Zhang ; XingGuo, Zhang: Microstructure and mechanical property of Mg-2.0Ga alloys. In: *Materials Science and Engineering A*, Heft 526 (2009), S. 7 – 10
- [Ho 09 b] Hornbogen, Erhard ; Skrotzki, Birgit: *Mikro- und Nanoskopie der Werkstoffe*. 3. Auflage. Berlin Heidelberg: © Springer-Verlag, 2009. – ISBN 978-3-540-89945-7
- [Hü 02] Hüttenaluminium-Gusslegierungen: *Anwendungsmerkblatt: Magsimal®-59 AlMg5Si2Mn*. Rheinfelden: Aluminium Rheinfelden GmbH, 2002
- [IM 11] IMA – International Magnesium Association. *Year Ending 2000 – 2010 Statistics* [*].pdf]. Letzte Aktualisierung: 2011, erhältlich im Internet unter: <http://www.intlmag.org/statistics.html> [Stand: 23.01.2012]
- [Is 06] Issler, Lothar ; Ruoß, Hans ; Häfele, Peter: *Festigkeitslehre – Grundlagen*. 2. Auflage. Berlin Heidelberg New York: Springer Verlag, 2006. – ISBN 13 978-3-540-40705-7
- [Ka 00 a] Kammer, Catrin: *Magnesium Taschenbuch*. Düsseldorf: Aluminium-Verlag, 2000. – ISBN 3-87017-264-9
- [Ka 00 b] Kainer, K.U.: *Magnesium: Eigenschaften, Anwendungen, Potentiale*. Weinheim, © WILEY-VCH Verlag GmbH, 2000. – ISBN 3-527-29979-3
- [Ka 08] Kannan, Bobby M. ; Dietzel, W. ; Blawert, C. ; Atrens, A. ; Lyon, P.: Stress corrosion cracking of rare-earth containing magnesium alloys ZE41, QE22 and Elektron 21 (EV31A) compared with AZ80. In: *Materials Science and Engineering A*, Heft 480 (2008), S. 529 - 539
- [Ka 09] Kallien, Lothar ; Leis, Walter ; Bomas, Hubert ; Köhler, Bernd: Die Festigkeit von Magnesiumdruckgusslegierungen in Abhängigkeit von Art, Größe und Verteilung innerer Hohlräume. In: *Giesserei*, Heft 8 (2009), S. 28 – 39
- [Ka 11] Kalpakjian, Serope ; Schmid, Steven R. ; Werner, Ewald: *Werkstofftechnik: Herstellung, Verarbeitung, Fertigung*. 5. Auflage. München: Pearson Studium, 2011. – ISBN 978-3-86894-006-0
- [Ke 09] Keller, Ulrich ; Doster, Kathrin: Oskar Frech GmbH + Co. KG; VACURAL®-Technologie; Prozesssichere Herstellung von schweißbaren und wärmebehandelbaren Druckgussteilen. In: *Druckguss*, Heft 5-6 (2009), S. 188 – 192
- [Kl 02] Kleiner, S: Magnesium und seine Legierungen. In: 6. Internationales IWF-

- Kolloquium: *Feinstbearbeitung technischer Oberflächen*. Schweiz, Egerkingen: 2002, S. 19 – 28
- [La 02] Lange, Kurt: *Umformtechnik: Grundlagen*. 2. Auflage. Berlin Heidelberg: © Springer-Verlag, 2002. – ISBN 3-540-43686-3
- [La 05] Lautenschläger, Karl-Heinz ; Schröter, Werner ; Wanninger, Andrea: *Taschenbuch der Chemie*. 20. Auflage. Frankfurt am Main: © Wissenschaftlicher Verlag Harri Deutsch GmbH, 2005. – ISBN 978-3-8174-1760-4
- [Lä 08] Läßle, Volker: *Einführung in die Festigkeitslehre: Lehr- und Übungsbuch*. 2. Auflage. Wiesbaden: Vieweg + Teubner Verlag, 2008. – ISBN 978-3-8348-0426-6
- [Le 02] Lehnert, Frank ; Kalke, Stefan ; Scheer, Jürgen ; Seethaler, Ludwig ; Dörnanburg, Frank T.H.: Einsatz von Magnesium im Automobilbau. In: *ATZ – Automobiltechnische Zeitschrift*, Heft 10 (2002), S. 910 – 918
- [Lu 08] Lumley, R.N. ; Polmear, I.J. ; Groot, H. ; Ferrier, J.: Thermal characteristics of heat-treated aluminium high-pressure die-castings. In: *Scripta Materialia*, Heft 58 (2008), S. 1006 – 1009
- [Ma 03] Mayer, H. ; Papakyriacou, M. ; Zettl, B. ; Stanzl-Tschegg, S.E.: Influence of porosity on the fatigue limit of die cast magnesium and aluminium alloys. In: *International Journal of Fatigue*, Heft 25 (2003), S. 245 – 256
- [Mo 01] Mordike, B.L. ; Ebert, T.: Magnesium: Properties – applications – potential. In: *Materials Science and Engineering A302* (2001), S. 37 – 45
- [Mo 08] Moeller, Elvira: *Handbuch Konstruktionswerkstoffe: Auswahl, Eigenschaften, Anwendung*. München: Hanser Verlag, 2008. – ISBN 978-3-446-40170-9
- [Mo 12] Mohd, S. ; Mutoh, Y. ; Otsuka, Y. ; Miyashita, Y. ; Koike, T. ; Suzuki, T.: Scatter analysis of fatigue life and pore size data of die-cast AM60B magnesium alloy. In: *Engineering Failure Analysis*, Heft 22 (2012), S. 64-72
- [Mu 05] Muhs, Dieter ; Wittel, Herbert ; Jannasch, Dieter ; Voßiek, Joachim: *Roloff / Matek Maschinenelemente: Tabellen*. 17. Auflage. Wiesbaden: Friedr. Vieweg & Sohn Verlag, 2005. – ISBN 3-528-17028-X
- [Mü 07] Müller, Sören: *Weiterentwicklung des Strangpressens von AZ Magnesiumlegierungen im Hinblick auf eine Optimierung der Mikrostruktur, des Gefüges und der mechanischen Eigenschaften*. (Berlin) Göttingen: © CUVILLIER VERLAG, Diss., 2007. – ISBN 978-3-86727-370-1
- [Mu 88] Muralidharan, U. ; Manson, S.S.: A modified Universal Slopes Equation

- for estimation of fatigue characteristics of metals. In: *Journal of Engineering Materials and Technology*, Heft 110 (1988), S. 55 – 58
- [Ne 68] Neuber, Heinz: Über die Berücksichtigung der Spannungskonzentration bei Festigkeitsberechnungen. In: *Konstruktion im Maschinen- Apparate- und Gerätebau*, 20.Jahrg. (1968), Nr. 7, S. 245 – 251
- [Ne 85] Newby, John R. ; Davis, Joseph R. ; Refsnes, Sunniva K. ; Dieterich, Deborah A. ; Frissell, Heather J. ; Jenkins, Diane M. ; Cubberly, William H. ; Stedfeld, Robert L. ; Mills, Kathleen ; Sanders, Bonnie R. ; Weintraub, Terri L.: *ASM Handbook: Volume 8 Mechanical Testing*. 9. Auflage. United States of America: ASM International, 1985. – ISBN 0-87170-007-7
- [Ni 00] Niu, X.P. ; Hu, B.H. ; Pinwill, I. ; Li, H.: Vacuum assisted high pressure die casting of aluminium alloys. In: *Journal of Materials Processing Technology*, Heft 105 (2000), S. 119 – 127
- [Os 07 a] Oskar Frech GmbH + Co.KG: *Vacural Technologie* [*].html]. Letzte Aktualisierung: 2007, erhältlich im Internet unter: <http://www.frech.com/d/Produkte/KaltkammerSerie.html#Vacural> [Stand: 09.02.2012]
- [Os 07 b] Ostermann, Friedrich: *Anwendungstechnologie Aluminium*. 2. Auflage. Berlin Heidelberg: Springer Verlag, 2007. – ISBN 978-3-540-71196-4
- [Pa 08] Pardo, A. ; Merino, M.C. ; Coy, A.E. ; Arrabal, R. ; Viejo, F. ; Matykina, E.: Corrosion behaviour of magnesium/aluminium alloys in 3.5wt.% NaCl. In: *Corrosion Science*, Heft 50 (2008), S. 823 – 834
- [Pa 95] Park, Jun-Hyub ; Song, Ji-Ho: Detailed evaluation of methods for estimation of fatigue properties. In: *International Journal of Fatigue*, Vol. 17, No. 5 (1995), S. 365 – 373
- [PB 08] PBVLE063: *Kondenswasserkonstantklima*. Prüfanweisung DAIMLER, Werk Raststatt, 2008
- [PB 11] PBODC361: *Technisch Mechanische Prüfungen (TMP): Kugelstoß, Gitterschnitt, Multisteinschlag, Tiefungsprüfung, Druckwasserstrahlprüfung, Haftungsprüfung (Kratztest)*. Prüfanweisung Mercedes Benz, Werk Sindelfingen, 2011
- [Po 04] Potzies, C. ; Frank, H. ; Kainer, K.U.: Einfluß des Herstellungsverfahrens und der Legierungsentwicklung auf das Ermüdungsverhalten von Magnesiumlegierungen. In: *Druckgusspraxis*, Heft 5 (2004), S. 243 – 246
- [Po 10] Powazka, Dawid ; Leitner, Heinz ; Brune, Martin ; Eichlseder, Wilfried ; Oppermann, Helge: Fertigungsbedingte Einflüsse auf die Schwingfestigkeit von Al-Gussbauteilen: Neue Erkenntnisse für

- Druckgusslegierungen. In: *Giesserei*, Heft 7 (2010), S. 34 – 42
- [Pr 09] Prakash, D.G. Leo ; Regener, Doris ; Vorster, W.J.J.: Effect of position on the tensile properties in high-pressure die cast Mg alloy. In: *Journal of Alloys and Compounds*, Heft 470 (2009), S. 111 – 116
- [Ra 07] Radaj, Dieter ; Vormwald, Michael: *Ermüdungsfestigkeit: Grundlagen für Ingenieure*. 3. Auflage. Berlin Heidelberg New York: Springer Verlag, 2007. – ISBN 978-3-540-71458-3
- [Ra 10] Rapp, Heinz: *Mathematik für die Fachhochschule Technik: Algebra – Geometrie – Differentialrechnung – Integralrechnung – Vektorrechnung – komplexe Rechnung*. 7. Auflage. Wiesbaden: Vieweg + Teubner | GWV Fachverlage GmbH, 2010. – ISBN 978-3-8348-0914-8
- [Ri 00] Riehle, Manfred ; Simmchen, Elke: *Grundlagen der Werkstofftechnik*. 2. Auflage. Stuttgart: Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 2000. – ISBN 3-342-00690-0
- [Ri 06] Richard, Hans Albert ; Sander, Manuela: *Technische Mechanik Festigkeitslehre: Lehrbuch mit Praxisbeispielen, Klausuraufgaben und Lösungen*. Wiesbaden, © Friedr. Vieweg & Sohn Verlag | GWV Fachverlage, 2006. – ISBN 978-3-528-03984-4
- [Ri 09] Richardson, Tony J.A. ; Cottis, Bob R.A. ; Lindsay, Rob ; Lyon , Stuart ; Scantlebury, David J.D. ; Stott, Howard ; Graham, Mike: *Shreir`s Corrosion*. Elsevier Science, 2009. – ISBN 978-0444527882
- [Ri 11] Ribe Verbindungstechnik: *Ribe-Aluform: Mit Leichtigkeit Verbindungen schaffen*. Schwabach: Richard Bergner Verbindungstechnik GmbH & Co. KG, 2011
- [Ro 04] Roos, Eberhard ; Maile, Karl: *Werkstoffkunde für Ingenieure: Grundlagen, Anwendung, Prüfung*. 2. Auflage. Berlin Heidelberg New York: Springer-Verlag, 2004. – ISBN 3-540-22034-8
- [Ro 07] Roos, Eberhard: *Manuskript zur Vorlesung: Leichtbau und Werkstoffkunde*. 8. Auflage. Stuttgart: Institut für Materialprüfung, Werkstoffkunde und Festigkeitslehre, 2007
- [Ro 09] Rokhlin, L.L. ; Dobatkina, T.V. ; Nikitina, N.I. ; Tarytina, I.E.: CALCIUM-ALLOYED MAGNESIUM ALLOYS. In: *Metal Science and Heat Treatment*, Heft 51 (2009), S. 164 – 169
- [Sc 00] Schreckenberger, Harald: *Korrosion und Korrosionsschutz von Magnesium-Werkstoffen für den Automobilbau – Problematik der Kontaktkorrosion*. Darmstadt, Technische Universität, Fachbereich Maschinenbau, Diss., 2000
- [Sc 03] Schmidt, Volkmar M.: *Elektrochemische Verfahrenstechnik: Grundlagen,*

- Reaktionstechnik, Prozessoptimierung*. Weinheim, WILEY-VCH Verlag GmbH&KGaA, 2003. – ISBN 3-527-29958-0
- [Sc 93] Schindelbacher, G.: Einfluß unterschiedlicher Porosität auf die mechanischen Eigenschaften der Legierung GD- AlSi9Cu3 . In: *Gießerei-Praxis*, Heft 19 (1993), S. 381 – 392
- [Sc 95] Schnell, R. ; Hones, R. ; Käumle, F.: Erfahrungen mit Magnesium-Rädern in Sport- und Serienautos. In: *DVM-Tag 1995 Bauteil '95: Korrosion an Fahrzeugen*, Deutscher Verband für Materialforschung und –prüfung e.V., 1995, S. 175 – 190
- [So 06] Sonsino, C.M. ; Dieterich, K.: Fatigue design with cast magnesium alloys under constant and variable amplitude loading. In: *International Journal of Fatigue*, Heft 28 (2006), S. 183 – 193
- [So 09] Song, Jie ; Xiong, Shou-Mei ; Li, Mei ; Allison, John: The correlation between microstructure and mechanical properties of high-pressure die-cast AM50 alloy. In: *Journal of Alloys and Compounds*, Heft 477 (2009), S. 863 – 869
- [Sp 07] Spickenreuther, Matthias: *Untersuchungen zur Berechnung der Dauerfestigkeit von randschichtgehärteten Dieseleinspritzdüsen*. Ilmenau, Technische Universität, Fakultät für Maschinenbau, Diss., 2007
- [St 11 a] Struers: *Kalteinbetten*. Ballerup: Struers A/S, 2011
- [St 11 b] Stroppe, Heribert ; Sonsino, Cetin Morris ; Bähr, Rüdiger: Einfluss von Poren und Kerben auf die Ermüdungsfestigkeit von Aluminiumgussteilen. In: *Giesserei*, Heft 8 (2011), S. 20 – 25
- [St 12] Struers: *DP Diamantprodukte*. Dänemark: Struers A/S, 2012
- [To 03] Todte, M. ; Stroppe, H. ; Honsel, Ch.: Prognose der mechanischen Eigenschaften von Aluminium-Gußteilen durch numerische Simulation des Erstarrungsprozesses. In: *Giesserei-Praxis*, Heft 6 (2003), S. 263 – 269
- [Tr 05] Treitler, Roland: *Vom Gießprozess zur Festigkeitsberechnung am Beispiel einer Aluminium – Magnesium – Druckgusslegierung*. Karlsruhe: Universitätsverlag, Diss., 2005. – ISBN 3-937300-94-5
- [Ue 12] Uematsu, Yoshihiko ; Kaiuchi, Toshifumi ; Nakajima, Masaki: Stress corrosion cracking behaviour of the wrought magnesium alloy AZ31 under controlled cathodic potentials. In: *Materials Science and Engineering A*, Heft 531 (2012), S. 171 – 177
- [va 10] van Basshuysen, Richard ; Schäfer, Fred: *Handbuch Verbrennungsmotor: Grundlagen, Komponenten, Systeme, Perspektiven*. 5. Auflage. Wiesbaden: © Vieweg+Teubner | GWV Fachverlage GmbH, 2010. –

- ISBN 978-3-8348-0699-4
- [VD 06] VDI-Gesellschaft Verfahrenstechnik und Chemieingenieurwesen: *VDI-Wärmeatlas*. 10. Auflage. Berlin Heidelberg: © Springer-Verlag, 2006. – ISBN 978-3-540-25503-1
- [VD 82] VDA 621 – 415: *Anstrichtechnische Prüfungen: Prüfung des Korrosionsschutzes von Kraftfahrzeuglackierungen bei zyklisch wechselnder Beanspruchung*. Frankfurt: Verband der Automobilindustrie e.V., 1982
- [We 05] Weick, Matthias: *Untersuchung und Modellierung der Lebensdauer unter nichtproportionaler mehrachsiger Wechselbeanspruchung*. Wissenschaftliche Berichte FZKA 7162. Karlsruhe: Forschungszentrum Karlsruhe GmbH, 2005. – ISSN 0947 - 8620
- [We 06] Wendler-Kalsch, Elsbeth: *Zukunftsorientierter Einsatz von Magnesium im Verkehrswesen*. Renningen: expert verlag, 2006. – ISBN 3-8169-2540-5
- [We 10 a] Weißbach, Wolfgang: *Werkstoffkunde: Strukturen, Eigenschaften, Prüfung*. 17. Auflage. Wiesbaden: © Vieweg+Teubner | GWV Fachverlage GmbH, 2010. – ISBN 978-3-8348-0739-7
- [We 10 b] Weidler, Thomas ; Dongfang, Yunan: *Bericht: Fertigung Druckgussplatten verschiedene Legierungen*. Aalen, Hochschule, Steinbeis Transferzentrum, 2010
- [We 10 c] Westkämper, Engelbert ; Warnecke, Hans-Jürgen: *Einführung in die Fertigungstechnik*. 8. Auflage. Wiesbaden: © Vieweg+Teubner Verlag | Springer Fachmedien, 2010. – ISBN 978-3-8348-0835-6
- [Ze 06] Zeng, Rong-chang ; Zhang, Jin ; Huang, Wei-jiu ; Dietzel, W. ; Kainer, K.U. ; Blawert, C. ; Ke, Wei: Review of studies on corrosion of magnesium alloys. In: *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Heft 16 (2006), S. 763 – 771
- [Zh 08] Zhao, Ming-Chun ; Liu, Ming ; Song, Guangling ; Atrens, Andrej: Influence of the β -phase morphology on the corrosion of the Mg alloy AZ91. In: *Corrosion Science*, Heft 50 (2008), S. 1939 – 1953

8 Anhang

8.1 Druckgussplattenfertigung

Tabelle 8-1: Gießparameter der Druckgussplattenherstellung [We 10]

	Mg-Leg. konv	AlMg5Si2Mn konv.	AM50vacural
Abkühlzeit [s]	6	7	9
Öffnungszeit [s]	30	30	30
Auswerfer Startverzögerung [s]	2	2	2
Auswerfer Rückverzögerung [s]	3	3	4
Start 2. Phase [mm]	190	190	330
Start 3. Phase [mm]	220	220	350
Geschwindigkeit 1. Phase [m/s]	0,35	0,35	0 – 0,8
Geschwindigkeit 2. Phase [m/s]	3,25	3,3	3,25
Betriebsdruck [bar]	100	100	110
Multidruck [bar]	ca. 240	ca. 240	ca. 250
Spezifischer Druck [bar]	960	960	1000
Metalltemperatur [°C]	690	710	700
Ofenraumtemperatur [°C]	740	760	760
Kolbendurchmesser [mm]	50	50	70
Kammerposition	Unten	Unten	Mitte
Temperiergerät	Thermobiehl	Thermobiehl	Single
Bewegliche Formhälfte [°C]	200	180	200
Feste Formhälfte [°C]	200	180	200
Ansaugzeit [s]			2,5

8.2 Metallografie

Tabelle 8-2: Prozessparameter für das Schleifen von Mg- und Al-Legierungen

Körnung SiC-Papier	Zeit [min]	Kraft / Probe [N]	Drehzahl [rpm]
320	3	5	150
600	3	5	150
800	3	5	150
1200	5	5	150
2400	5	5	150

Tabelle 8-3: Prozessparameter für das Polieren von Mg- und Al-Legierungen

Paste [μm]	Suspension	Zeit [min]	Kraft / Probe [N]	Drehzahl [rpm]
6	BLAU	10	17	150
3	BLAU	10	17	150
1	BLAU	10	17	150

8.3 Zugversuche

Tabelle 8-4: Versuchsplan für Zugversuche bei 23 °C und 80 °C

Werkstoff	Anzahl Zugproben (23 °C)	Anzahl Zugproben (80 °C)
AlMg5Si2Mn QB	12	8
AlMg5Si2Mn DGP WB	4	-
AlMg5Si2Mn DGP	4	4
AM50	8	6
AM50vacural	8	6
AZ91	8	6
AMZ30	8	6
ANZ40	8	6
AS31	8	6
	Σ 68	48

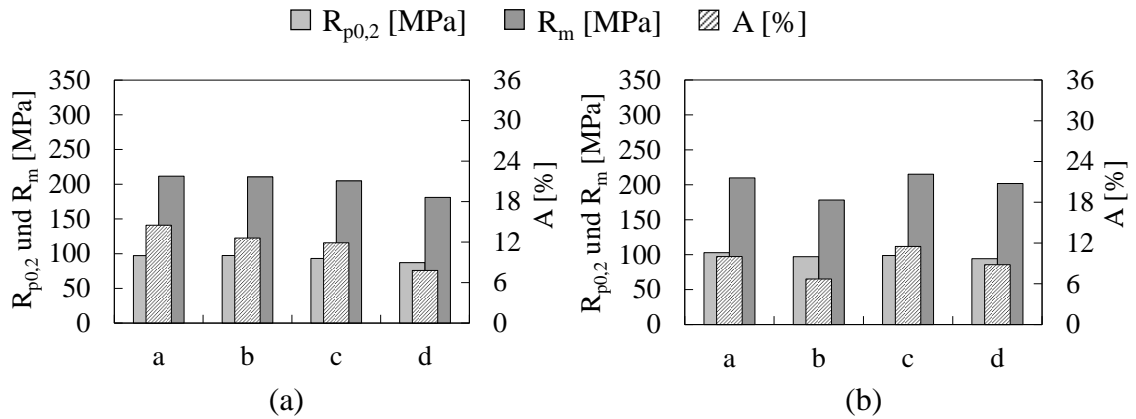


Abbildung 8-1: Verteilung der mechanischen Kennwerte der Werkstoffe AMZ30 (a) und AMZ40 (b) (Prüftemperatur 23 °C)

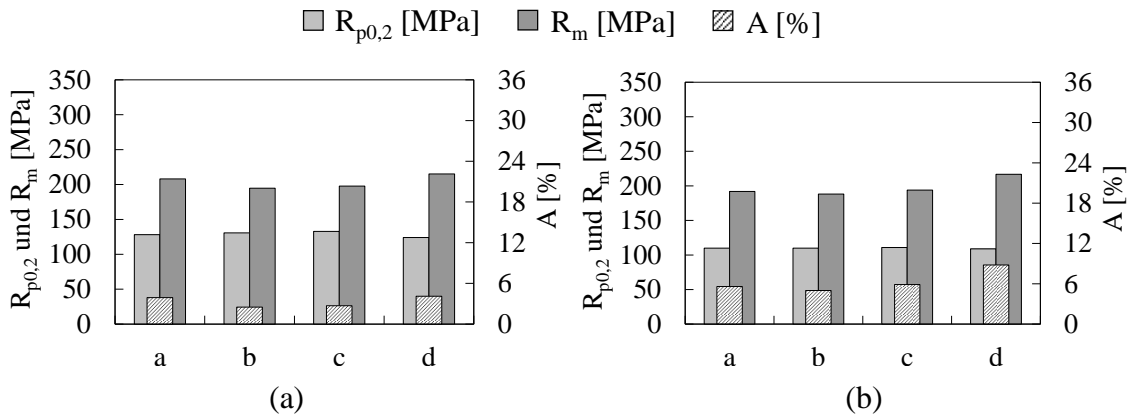


Abbildung 8-2: Verteilung der mechanischen Kennwerte der Werkstoffe AZ91 (a) und AS31 (b) (Prüftemperatur 23 °C)

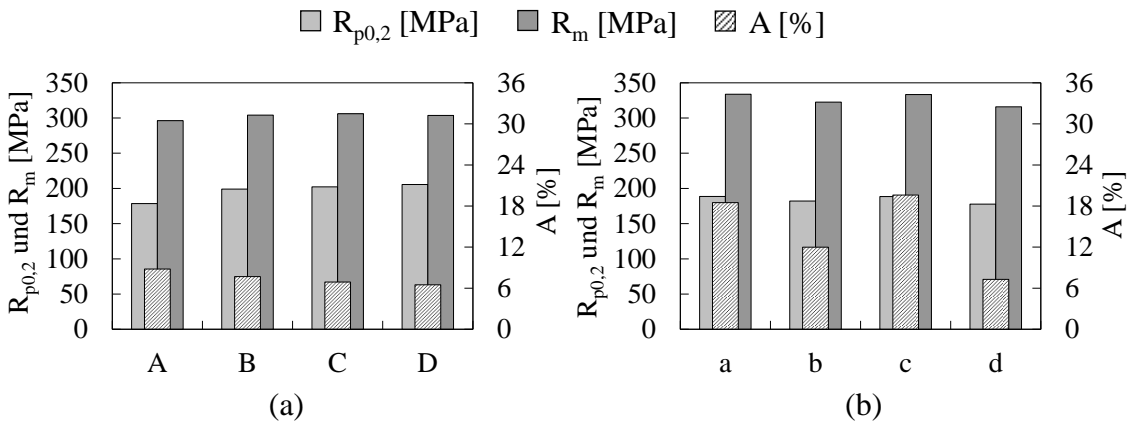


Abbildung 8-3: Verteilung der mechanischen Kennwerte der Querbrücken (a) und Druckgussplatten (AlMg5SiMn ohne WB) (b) (Prüftemperatur 80 °C)

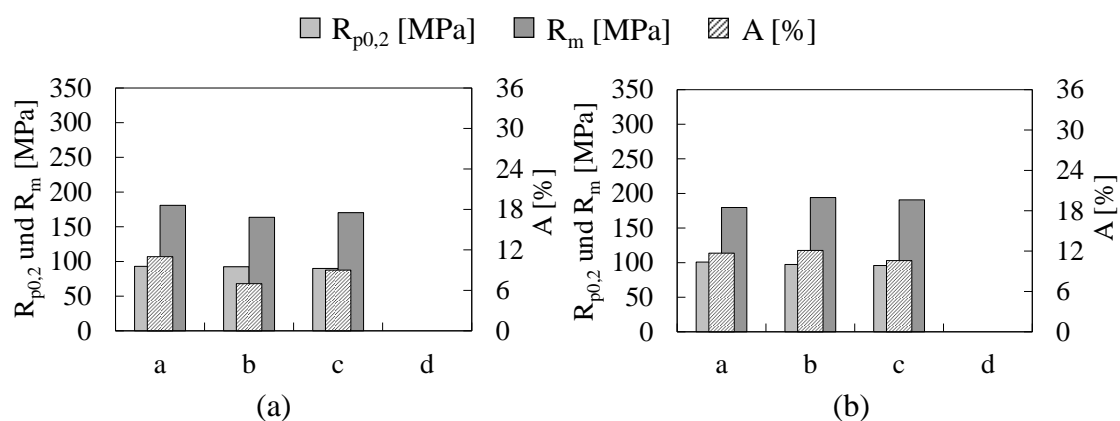


Abbildung 8-4: Verteilung der mechanischen Kennwerte der Werkstoffe AMZ30 (a) und AMZ40 (b) (Prüftemperatur 80 °C)

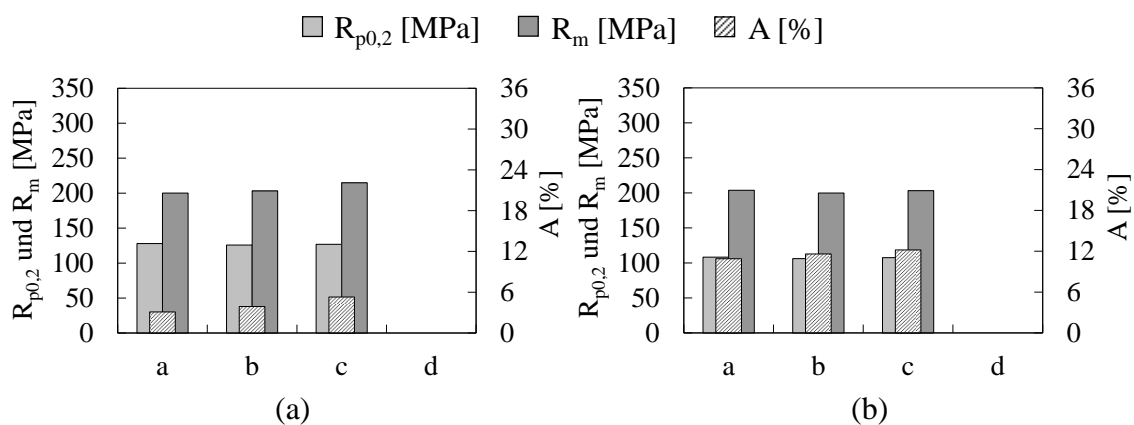


Abbildung 8-5: Verteilung der mechanischen Kennwerte der Werkstoffe AZ91 (a) und AS31 (b) (Prüftemperatur 80 °C)

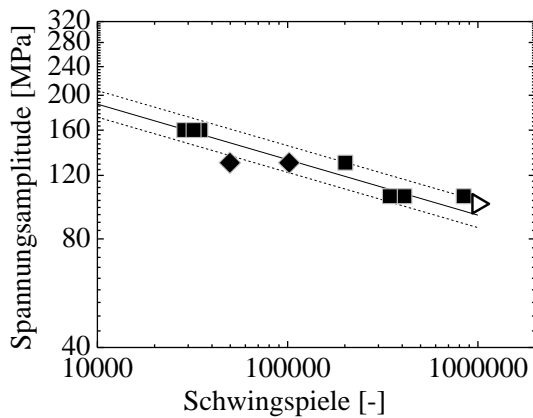
Tabelle 8-5: E-Module der Al- und Mg-Legierungen (Prüftemperaturen bei 23 °C und 80 °C)

Werkstoff	E-Modul 23 °C [GPa]	E-Modul 80 °C [GPa]
AlMg5Si2Mn QB	71,9	-
AlMg5Si2Mn DGP	73,4	70,4
AM50	38,2	38,2
AM50vacural	38,1	40,9
AMZ30	35,4	35,1
AMZ40	38,7	36,9
AS31	35,3	37,3
AZ91	42	39

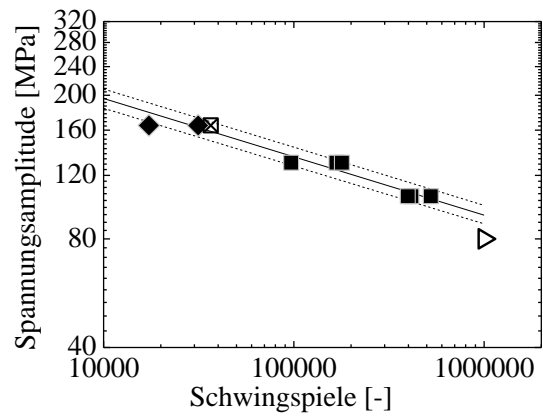
8.4 Schwingversuche

Tabelle 8-6: Versuchsplan für zyklische Versuche bei Spannungsverhältnissen von $R = -1$ und $R = 0$

Legierung	Probenanzahl ($R = -1$)	Probenanzahl ($R = 0$)
AlMg5Si2Mn QB	40	-
AlMg5Si2Mn DGP	15	15
AM50	15	15
AM50vacural	15	15
AZ91	15	15
AMZ30	15	15
AMZ40	15	15
AS31	15	15
Σ	145	105

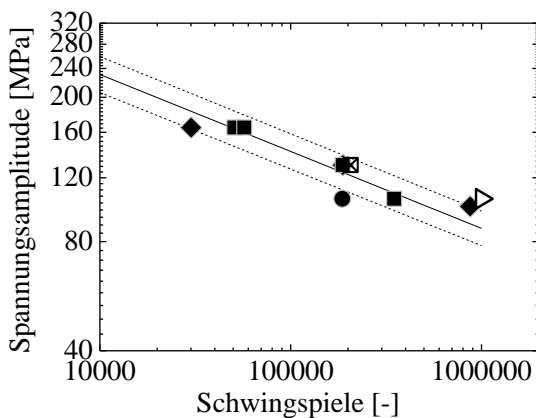


(a)

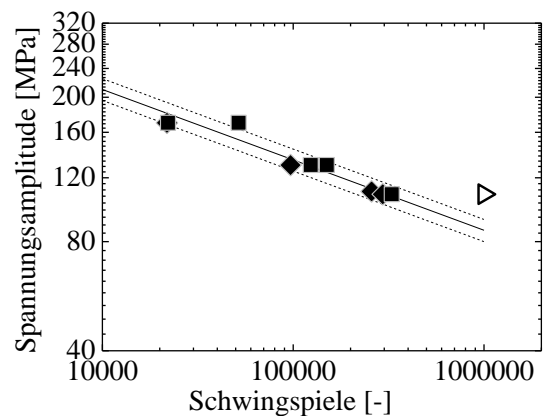


(b)

Abbildung 8-6: Zeitfestigkeitskurven der Querbrücke Entnahmeposition A (a) und B (b) ($R = -1$)



(a)



(b)

Abbildung 8-7: Zeitfestigkeitskurven der Querbrücken Entnahmeposition C (a) und D (b) ($R = -1$)

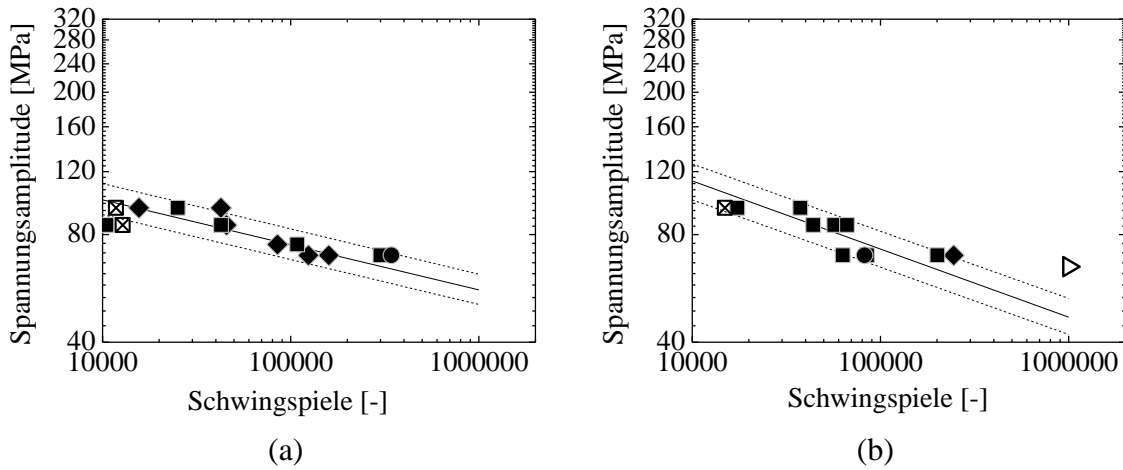


Abbildung 8-8: Zeitfestigkeitskurven der Werkstoffe AMZ30 (a) und AMZ40 (b) ($R = -1$)

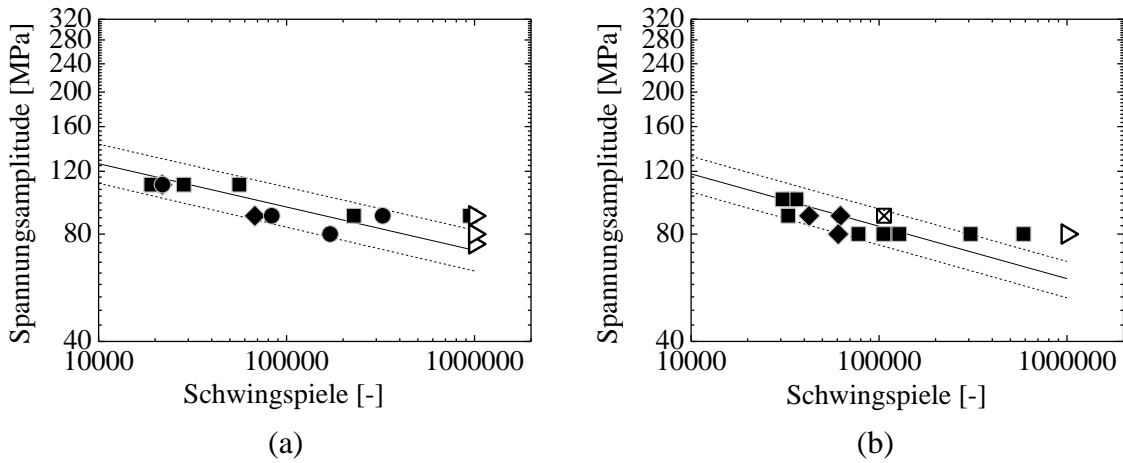


Abbildung 8-9: Zeitfestigkeitsgeraden der Werkstoffe AZ91 (a) und AS31 (b) ($R = -1$)

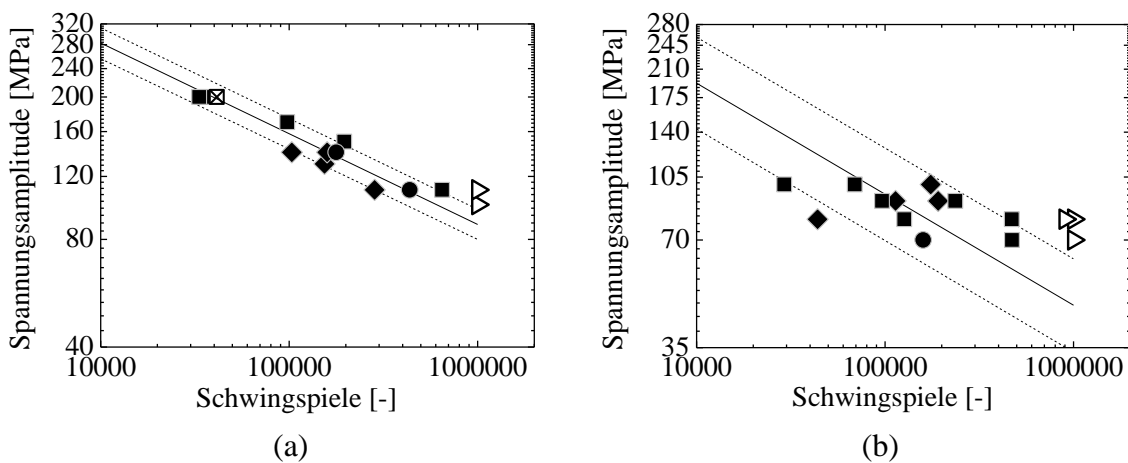


Abbildung 8-10: Zeitfestigkeitskurven des Werkstoffs AlMg5Si2Mn bei einem Spannungsverhältnis von $R = -1$ (a) und $R = 0$ (b)

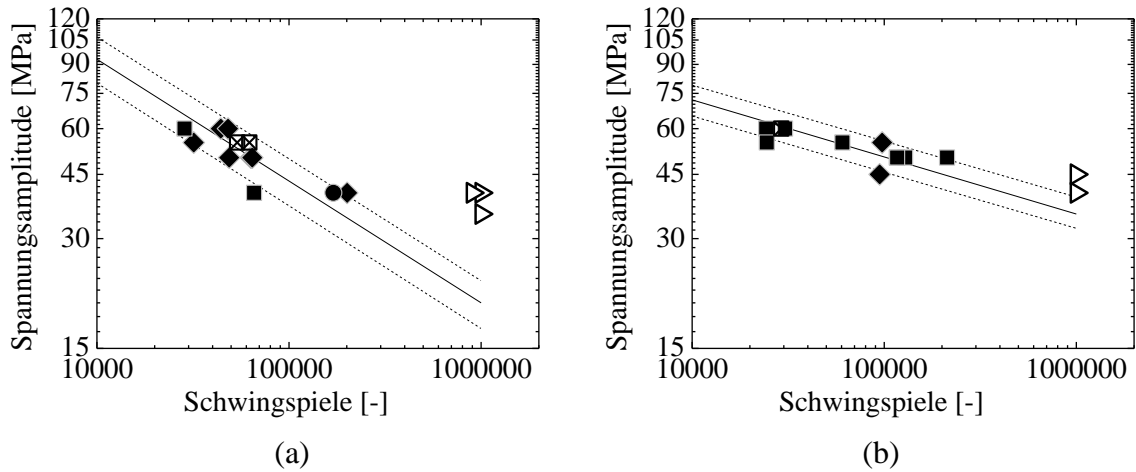


Abbildung 8-11: Zeitfestigkeitskurven der Werkstoffe AMZ30 (a) und AMZ40 (b) ($R = 0$)

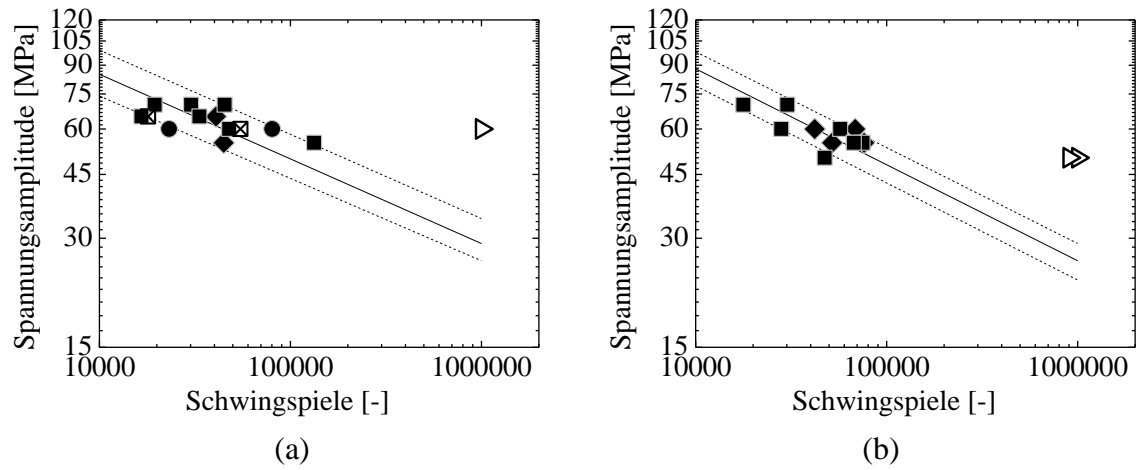


Abbildung 8-12: Zeitfestigkeitskurven der Werkstoffe AZ91 (a) und AS31 (b) ($R = 0$)

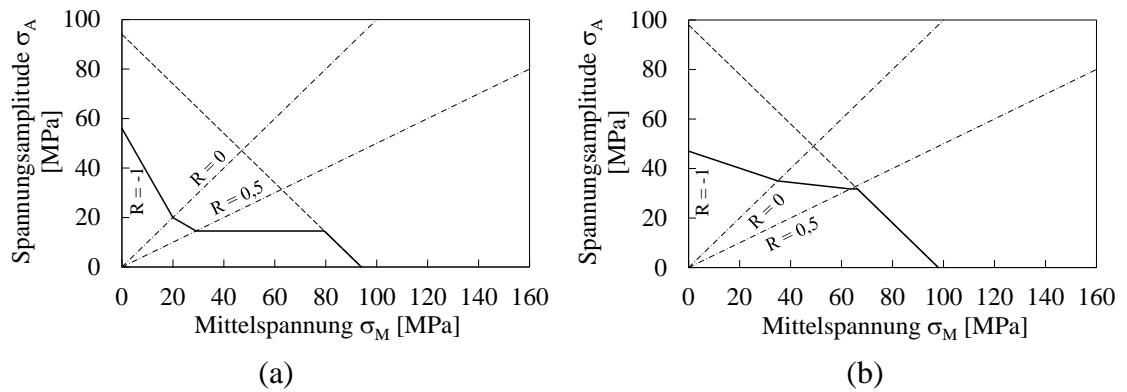


Abbildung 8-13: Haigh-Diagramme der Werkstoffe AMZ30 (a) und AMZ40 (b) ($1 \cdot 10^6$ Schwingspiele)

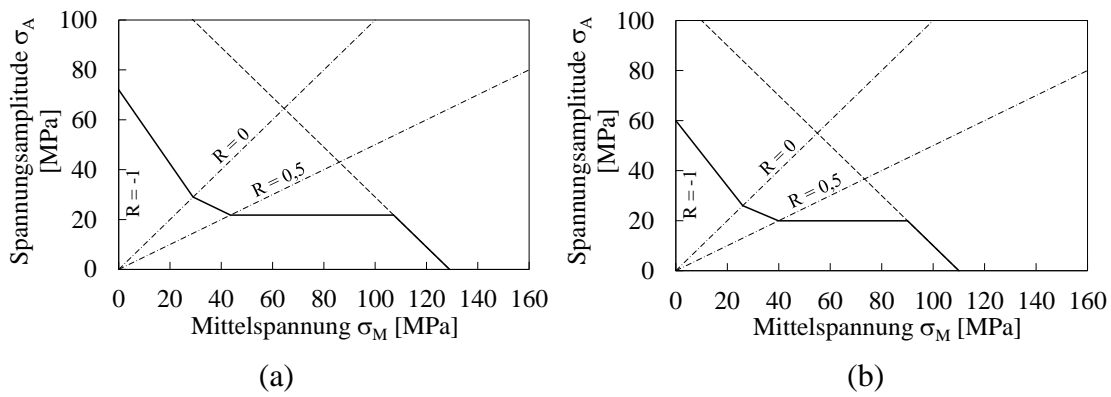


Abbildung 8-14: Haigh-Diagramme der Werkstoffe AZ91 (a) und AS31 (b) ($1 \cdot 10^6$ Schwingspiele)

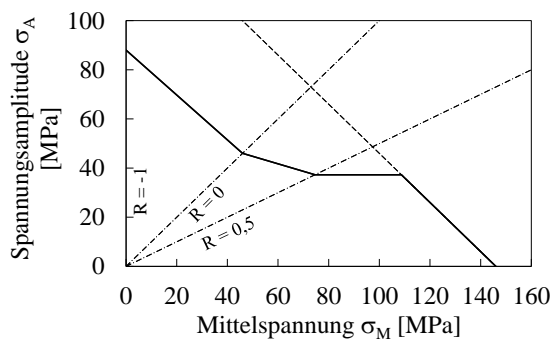


Abbildung 8-15: Haigh-Diagramm des Werkstoffs AlMg5Si2Mn ($1 \cdot 10^6$ Schwingspiele)

8.5 Kennwerte für Materialmodelle

Tabelle 8-7: Kennwerte der Materialmodelle

Name	Werkstoff	Materialverhalten	Quer-kontraktion	E-Modul	Fließkurve
Mg	AM50	Linearel./Plast.	0,35 [Fe 08]	39807 MPa	Kap.4.4.2
POM	POM	Hyperelastisch	Uniaxiale Spannungs-Dehnungskurve [BA11]		
Al	Allg.	Linearelastisch	0,34 [Fe 08]	70000MPa [Fe 08]	
St	Allg.	Linearelastisch	0,3 [Da 09]	210000 MPa [Da 09]	

8.6 Einteilung der Porenklassen

Tabelle 8-8: Einteilung der Poren nach Klassen bei Untersuchungen mittels Metallografie

Klassenbezeichnung	Untere Grenzfläche [mm ²]	Obere Grenzfläche [mm ²]
a _p	0	< 0,05*10E-3
b _p	0,05*10E-3	< 0,5*10E-3
c _p	0,5*10E-3	< 0,01
d _p	0,01	< 0,5

Tabelle 8-9: Einteilung der Poren nach Klassen bei Untersuchungen mittels Computertomografie

Klassenbezeichnung	Unteres Grenzvolumen [mm ³]	Oberes Grenzvolumen [mm ³]
A _p	0	< 0,01
B _p	0,01	< 0,03
C _p	0,03	< 0,05
D _p	0,05	< 1

8.7 Ergebnisse der technisch mechanischen Prüfungen

Tabelle 8-10: Ergebnisse der technisch mechanischen Prüfungen

	Multisteinschlag		Kratztest	Gitterschnitt			
	Gesamtschaden	Rostgrad					
MAGOXID-COAT®	Yellow	Red	Green	Green			
Pulver	Green	Green	Green	Green			
MAGPASS-COAT® + KTL + Pulver	Green	Green	Green	Green			
MAGOXID-COAT® + Pulver	Green	Green	Green	Green			
KTL	Green	Yellow	Green	Green			
KTL + Unterbodenschutz	Red	Red	Green	Green			
Kondenswasserkonstantklima							
MAGOXID-COAT®	Yellow	Red	Green	Green			
Pulver	Green	Green	Green	Green			
MAGPASS-COAT® + KTL + Pulver	Red	Red	Red	Green			
MAGOXID-COAT® + Pulver	Red	Red	Green	Green			
KTL	Green	Yellow	Green	Green			
KTL + Unterbodenschutz	Red	Red	Green	Green			
<table border="1" style="width: 100%; border-collapse: collapse;"> <tr> <td style="width: 33%; text-align: center;">i.O.</td> <td style="width: 33%; text-align: center;">Grenzwertig</td> <td style="width: 33%; text-align: center;">n.i.O.</td> </tr> </table>					i.O.	Grenzwertig	n.i.O.
i.O.	Grenzwertig	n.i.O.					