

BETRIEBSVERHALTEN HÖCHSTFESTER ALUMINIUMSCHRAUBEN IN THERMISCH BELASTETEN MAGNESIUMKOMPONENTEN

DISSERTATION

Dipl.-Ing. Gerhard Franz Gerstmayr



Montanuniversität Leoben
Department Product Engineering
Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinenbau
Leoben, Österreich

Begutachter:

Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn. Wilfried Eichlseder

Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinenbau / Montanuniversität Leoben

Ao.Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.mont. Helmut Antrekowitsch

Nichteisenmetallurgie / Montanuniversität Leoben

Jänner 2010

Dipl.-Ing. Gerhard Franz Gerstmayr

Montanuniversität Leoben
Department Product Engineering
Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinenbau
Franz-Josef-Straße 18
A-8700 Leoben, Österreich

Internet: <http://amb.mu-leoben.at>
E-Mail: gerhard.gerstmayr@unileoben.ac.at
Tel.: +43 (0)3842 402 1468
Fax.: +43 (0)3842 402 1402

Vorwort

Diese Dissertation entstand im Rahmen meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinenbau an der Montanuniversität Leoben im Zeitraum Mai 2007 bis Jänner 2010.

*„Das schönste Glück des denkenden Menschen ist,
das Erforschliche erforscht zu haben und das Unerforschliche zu verehren.“*

Johann Wolfgang von Goethe

Eidesstattliche Erklärung

Ich erkläre an Eides statt, dass ich diese Dissertation mit dem Titel

BETRIEBSVERHALTEN HÖCHSTFESTER ALUMINIUMSCHRAUBEN IN THERMISCH
BELASTETEN MAGNESIUMKOMPONENTEN

selbständig verfasst, andere als die angegebenen Quellen und Hilfsmittel nicht benutzt
und mich auch sonst keiner unerlaubten Hilfsmittel bedient habe.

Dipl.-Ing. Gerhard Franz Gerstmayr

Leoben, am 04.01.2010

Für meine Eltern,
die mich auf diesen Weg gebracht,
mich stets unterstützt und begleitet haben.

Danke, dass ich mich in jeder Situation
meines Lebens auf Euch verlassen kann.
Ihr seid die Besten.

Danksagung

Ich bedanke mich bei Herrn Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn. Wilfried Eichlseder, Leiter des Lehrstuhls für Allgemeinen Maschinenbau, für die Ermöglichung der Mitarbeit im *Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinenbau* und die Bereitschaft zu ausführlichen fachlichen Diskussionen.

Herrn Ao.Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.mont. Helmut Antrekowitsch von der Nichteisenmetallurgie danke ich für seine Bereitschaft, als Zweitbegutachter diese Arbeit einer genauen Durchsicht zu unterziehen und als Zweitgutachter zu fungieren.

Für die finanzielle Unterstützung dieser Arbeit möchte ich mich bei der Forschungsförderungsgesellschaft mbH bedanken. In den Dank einschließen möchte ich auch Dr. Heinz Klampfl, Dipl.-Ing. Philipp Oberhuber und Dipl.-Ing. Angelina Topar von der Firma Magna Powertrain AG & Co KG, sowie Dipl.-Ing.(FH) Thomas Jakob von der Firma Arnold Umformtechnik GmbH Co. KG und Herrn Dipl.-Ing. Dr.mont. Gerhard Wollendorfer von der Firma Gewotech Technology Ingenieure GmbH, für die gute Zusammenarbeit und die konstruktiven Diskussionen.

Weiters gilt mein Dank Herrn Ao. Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.mont. Gregor Mori vom CD-Labor für örtliche Korrosion an der Montanuniversität Leoben für die gewinnbringende Zusammenarbeit und die fachliche Unterstützung.

Mein besonderer Dank gilt meinen Kollegen, Herrn Dipl.-Ing. Dr.mont. Heinz Leitner und Herrn Dipl.-Ing. Dr.mont. Jürgen Fröschl für die intensive Begleitung meiner Tätigkeit und die zahlreichen wertvollen Diskussionen und Anregungen.

Ich danke Herrn Dipl.-Ing. Dr.mont. István Gódor für die persönlichen Gespräche und seine immerwährende Bereitschaft für fachliche Diskussionen.

Frau Christina Lohner und Frau Edith Wolfgruber möchte ich für ihre Arbeit im Sekretariat des Lehrstuhls für Allgemeinen Maschinenbau danken.

Zu guter Letzt gilt mein Dank auch allen Mitarbeitern des Lehrstuhls für Allgemeinen Maschinenbau für die Hilfsbereitschaft und die geschlossenen Freundschaften.

Leoben, Jänner 2010

Gerhard Franz Gerstmayr

Kurzfassung

Das Ziel dieses Forschungsprojektes ist die Ermittlung der Gebrauchseigenschaften höchstfester Gewindefurchschrauben aus Aluminium in thermisch belasteten Magnesiumwerkstoffen. Relevante Aspekte wie der Vorspannkrafterhalt im Schraubverband sowie der Korrosionswiderstand der verwendeten Werkstoffe werden evaluiert.

Entscheidend für den Vorspannkrafterhalt ist das Kriechverhalten der verwendeten Magnesiumlegierungen AZ91 und AE44 sowie der Aluminiumschraube Taptite2000[®] EN AW 7075 in unterschiedlichen Wärmebehandlungs- und Endbearbeitungszuständen. Aufbauend auf diesen Erkenntnissen wird das Relaxationsverhalten des Schraubverbandes auf Basis von Ersatzprüfkörpern bei erhöhter Temperatur im Bereich von 120 °C bis 150 °C untersucht, und der Einfluss unterschiedlicher maßgeblicher Parameter, wie Kernlochgröße und thermische Beständigkeit der Magnesium- und Aluminiumlegierungen, quantifiziert. Da zahlreiche Komponenten im Betrieb einer zyklischen mechanischen Beanspruchung unterliegen, wird weiters der Einfluss einer überlagerten Betriebslast auf die Entwicklung der Vorspannkraft betrachtet. Versuche an Prototypenverteilergetrieben ermöglichen eine Bewertung des Relaxationsverhaltens an Hand einer realen Komponente.

Bei dem hier untersuchten Schraubverband werden unterschiedliche Materialien miteinander verbunden, weshalb das galvanische Korrosionsverhalten zu beachten ist. Zusätzlich ist bei höchstfesten Aluminiumlegierungen der 7xxx Klasse die Anfälligkeit gegenüber Spannungsrisskorrosion in Betracht zu ziehen.

An Hand von Auslagerungsversuchen in einer Salzsprühkammer wird das galvanische Korrosionsverhalten von Stahl- und Aluminiumschrauben mit unterschiedlichen Korrosionsschutzsystemen in der Magnesiumlegierung AZ91 untersucht. Das Spannungsrisskorrosionsverhalten der höchstfesten Aluminiumschraube EN AW 7075 in unterschiedlichen Muttermaterialien ist Teil der Untersuchungen, um den geschwindigkeitsbestimmenden Korrosionsmechanismus bei Spannungsrisskorrosion in Aluminiumlegierungen zu bestimmen.

Ein Simulationsmodell, welches den Prozess des Gewindefurchens, den Aufbau der Vorspannkraft nach Kopfaufgabe sowie den Vorspannkraftabbau bei erhöhter Temperatur abbildet, soll das Verständnis über das Verhalten des Schraubverbandes verbessern. Dieses Modell wird an Hand von Vergleichen mit Versuchsergebnissen von statischen Verschraubversuchen und Relaxationsuntersuchungen bewertet.

Abstract

The goal of this research project is the determination of the performance properties of high-strength self-tapping aluminium bolts in thermally loaded magnesium materials. Relevant aspects like the clamping load retention in the bolted joint as well as the corrosion resistance of the used materials are evaluated.

The creep behaviour of the used magnesium alloys AZ91 and AE44 as well as of the aluminium bolt Taptite2000[®] EN AW 7075 in different heat treatment and final machining conditions is decisive for the clamping load retention. In a further step, the relaxation behaviour of the bolted joint at elevated temperatures between 120 °C and 150 °C is investigated in order to quantify the influence of essential parameters like core hole size and thermal stability of the magnesium and aluminium alloys. As numerous components are subjected to cyclic mechanical loadings in service, the influence of superimposed service loadings on the progress of clamping load is investigated in addition. Tests on prototype transfer gearboxes allow an evaluation of the relaxation behaviour of a real component.

The here investigated bolted joint consists of different materials. As a consequence, the galvanic corrosion behaviour has to be taken into account. In addition, the susceptibility to stress corrosion cracking of the 7xxx aluminium alloys has to be considered.

By means of exposure tests in a salt spray chamber, the galvanic corrosion behaviour of steel and aluminium bolts with different corrosion protection systems in the magnesium alloy AZ91 is investigated. The stress corrosion cracking behaviour of the high-strength aluminium bolt EN AW 7075 in variable nut materials is part of the investigations in order to identify the rate determining corrosion mechanism of stress corrosion cracking in aluminium alloys.

A simulation model, which depicts the process of thread forming, the generation of clamping load during tightening and the drop in clamping load at elevated temperatures shall improve the understanding of the bolted joint's behaviour. This model is evaluated by comparison of simulation results with experimental test results of static tightening and relaxation tests.

Wissenschaftlicher Beitrag

Diese Arbeit erweitert nach dem Erachten des Verfassers den bisherigen Stand der Wissenschaft um folgende Aspekte:

1. Durch statische Verschraubversuche konnte der Einfluss von Parametern wie Festigkeit der Mg-Legierungen AZ91 und AE44, Festigkeit der Al-Schraube Taptite2000[®] EN AW 7075 und Kernlochgröße auf maßgebliche Verschraubungsparameter wie Furchmoment, Montagemoment und erzielbare Vorspannkraft erfasst, sowie deren Wechselwirkung bestimmt werden.
2. Auf Basis experimenteller Kriechversuche an den Mg-Legierungen AZ91 und AE44 wurde ein Modell, basierend auf der minimalen Kriechrate, erstellt, welches das charakteristische Kriechverhalten der Mg-Legierungen in Abhängigkeit der thermisch-mechanischen Belastungen abbildet. Dieses Modell ermöglicht eine einfache Auswahl der geeigneten Mg-Legierungen in Abhängigkeit der Belastungsverhältnisse.
3. Durch Kriechversuche an Al-Schrauben konnte ein noch nicht bekannter Einfluss des Endbearbeitungszustandes auf die thermische Beständigkeit nachgewiesen werden.
4. Relaxationsuntersuchungen der höchstfesten Al-Schraube Taptite2000[®] EN AW 7075 in AZ91 und AE44 ermöglichen eine Bewertung des Verhaltens des Schraubverbandes bei erhöhter Temperatur in Abhängigkeit der thermischen Beständigkeit der einzelnen Komponenten und der Kernlochgröße.
5. Die galvanischen Korrosionsuntersuchungen von St- und Al-Schrauben mit unterschiedlichen Korrosionsschutzsystemen ermöglichen eine Bewertung der Einsetzbarkeit der untersuchten Schrauben in salzhaltigen Medien.
6. An Hand der Spannungsrisskorrosionsuntersuchungen der höchstfesten Al-Schraube Taptite2000[®] EN AW 7075 in unterschiedlichen Mutterwerkstoffen wurde die anodische Auflösung als der geschwindigkeitsbestimmende Mechanismus bei Spannungsrisskorrosion in Aluminiumlegierungen identifiziert.
7. Auf Basis der hier durchgeführten Versuchsreihen und der daraus gewonnenen Erkenntnisse war es möglich, ein Modell zur Ermittlung der Gebrauchseigenschaften höchstfester Al-Gewindefurchschrauben in Mg-Mutterwerkstoffen abzuleiten.

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung, Problemstellung und Zielsetzung	1
2	Stand der Technik	4
2.1	Der Werkstoff Magnesium	4
2.1.1	Allgemeines	4
2.1.2	Eigenschaften und Anwendung	4
2.1.3	Magnesiumlegierungen	6
2.1.3.1	Einfluss der Legierungselemente	8
2.1.3.2	System Mg-Al	10
2.1.3.3	Eigenschaften und Anwendungen von Mg- Druckgusslegierungen	12
2.2	Der Werkstoff Aluminium	14
2.2.1	Allgemeines	14
2.2.2	Eigenschaften und Anwendungen	14
2.2.3	Aluminiumlegierungen	15
2.2.4	Mechanismen der Festigkeitssteigerung	17
2.2.4.1	Verformungsverfestigung	18
2.2.4.2	Kornfeinung	18
2.2.4.3	Mischkristallhärtung	19
2.2.4.4	Teilchenhärtung	19
2.2.5	Wärmebehandlung	21
2.2.6	System Al-Zn	24
2.2.7	System Al-Mg	26
2.3	Kriechen und Relaxation	27
2.3.1	Allgemeines	27
2.3.2	Vorgänge beim Kriechen	28
2.3.3	Bereiche der Kriechkurve	28
2.3.4	Kriechmechanismen	29
2.3.4.1	Versetzungskriechen	30
2.3.4.2	Diffusionskriechen	31
2.3.5	Sekundäre Kriechdehnrate	32
2.3.5.1	Spannungsabhängigkeit der sekundären Kriechdehnrate . .	32
2.3.5.2	Temperaturabhängigkeit der sekundären Kriechdehnrate .	33
2.3.6	Extrapolation von Kriechdaten	33
2.3.6.1	Zeit-Temperatur-Parameter	33

2.3.7	Modelle zur Beschreibung von Kriechkurven	35
2.3.7.1	Zeit- und Dehnungsverfestigungstheorie	36
2.3.8	Modelle zur Beschreibung des Relaxationsverhaltens	38
2.3.8.1	Norton	38
2.3.8.2	Arimond	38
2.3.9	Kriechen von Mg-Druckgusslegierungen	40
2.3.9.1	Mikrostruktur von Mg-Legierungen bei Kriechbelastung	41
2.3.9.2	Vergleich der Kriechbeständigkeit	42
2.3.10	Relaxieren von Mg-Druckgusslegierungen	43
2.4	Korrosion	46
2.4.1	Korrosionsverhalten von Magnesium	46
2.4.2	Korrosionsverhalten von Aluminium	47
2.4.3	Korrosion in Schraubverbänden	49
2.5	Verschraubung	53
2.5.1	Grundlagen einer Schraubverbindung	53
2.5.1.1	Montagezustand	53
2.5.1.2	Setzen	53
2.5.1.3	Betriebslast	54
2.5.1.4	Temperaturabhängigkeit der Vorspannkraft	55
2.5.2	Montage von Schraubenverbindungen	56
2.5.3	Anziehverfahren	56
2.5.4	Gewindefurchen	59
2.5.4.1	Prozessablauf	59
2.5.4.2	Vor- und Nachteile des Gewindefurchens	61
3	Konzept zur Ermittlung der Gebrauchseigenschaften von Al-Gewindefurchschrauben in Mg-Mutternmaterialien	63
4	Charakterisierung der verwendeten Werkstoffe	67
4.1	Mg-Legierungen	67
4.1.1	Chemische Zusammensetzung	68
4.1.2	Mikrostruktur und Porosität	69
4.1.3	Statische und dynamische Festigkeitseigenschaften	70
4.2	Al-Schrauben	71
4.2.1	Chemische Zusammensetzung	72
4.2.2	Mikrostruktur	72
4.2.3	Statische Festigkeitseigenschaften	72
5	Verschraubverhalten	74
5.1	Versuchsaufbau und Versuchsdurchführung	74
5.2	Abreißversuche	75
5.2.1	Definition der Anziehvorschrift für Drehwinkelmontage	75
5.2.2	Einfluss des Mg-Mutternmaterials	76
5.2.3	Einfluss der Kernlochgröße	79

5.2.4	Einfluss des Wärmebehandlungs- und Endbearbeitungszustandes der Schraube	81
5.3	Wiederholverschraubversuche	83
5.3.1	5-fache überelastische Drehwinkelmontage	83
5.3.2	Kombinierte überelastische-elastische Montage	84
5.4	Bewertung des gefurchten Muttergewindes	87
5.4.1	Verschraubter Zustand	88
5.4.2	Entschraubter Zustand	89
5.5	Berechnung	91
5.5.1	Vorspannkraft am Fügемoment	91
5.5.2	Elastische Vorspannkraft nach Drehwinkelmontage	93
5.5.3	Spannungszustand in der Schraube	95
5.5.3.1	Spannung am Fügемoment	95
5.5.3.2	Spannung nach Drehwinkelmontage	95
5.5.4	Verifikation des Modells nach Friedrich	97
5.5.5	Ansatz zur Abschätzung der Vorspannkraft nach Drehwinkelmontage	99
6	Korrosion	101
6.1	Galvanische Korrosion	101
6.1.1	Versuchsaufbau und Versuchsdurchführung	101
6.1.2	Ergebnisse der Galvanischen Korrosionsversuche	104
6.1.2.1	Salzsprühtest nach DIN 50021	104
6.1.2.2	Elektrochemische Potenzialmessungen	109
6.2	Spannungsrissskorrosion	110
6.2.1	Versuchskörper und Versuchsdurchführung	111
6.2.2	Ergebnisse der Spannungsrissskorrosionsversuche	113
6.2.2.1	Salzsprühtest nach DIN 50021	113
6.2.2.2	Wechselklimatetest nach VDA 621-415	115
6.3	Zusammenfassung und Diskussion	119
7	Kriechen	121
7.1	Kriechversuche an Mg-Druckgusslegierungen	121
7.1.1	Versuchsaufbau und Versuchsdurchführung	121
7.1.2	Versuchsmatrix	122
7.1.3	Ergebnisse	123
7.1.3.1	Versuche bei 120 °C	123
7.1.3.2	Versuche bei 135 °C	124
7.1.3.3	Versuche bei 150 °C	124
7.1.3.4	Versuche bei 180 °C	126
7.1.3.5	Zusammenfassung und Bewertung der Ergebnisse	126
7.2	Bewertung nach Larson-Miller und Sherby-Dorn	128
7.3	Minimale Kriechrate als Bewertungskriterium	132
7.3.1	Spannungs- und Temperaturabhängigkeit der minimalen Kriechrate	132
7.3.1.1	Auswertung des Norton-Ansatzes	132
7.3.1.2	Auswertung des Arrhenius-Ansatzes	133

7.3.1.3	Kriechrate-Temperatur-Parameter	135
7.4	Kriechversuche an Al-Schrauben	136
7.4.1	Versuchsaufbau und Versuchsdurchführung	137
7.4.2	Versuchsmatrix	138
7.4.3	Ergebnisse	138
7.4.3.1	Versuche bei 120 °C	138
7.4.3.2	Versuche bei 150 °C	140
7.4.3.3	Auswertung des Norton-Ansatzes	141
7.5	Metallographische Untersuchungen	142
7.5.1	Mg-Druckgusslegierungen AZ91 und AE44	142
7.5.1.1	Ausgangszustand	142
7.5.1.2	Mikrostrukturelle Veränderungen bei Kriechbelastung . . .	144
7.5.2	Al-Schrauben TT2000 EN AW 7075	145
8	Relaxation	147
8.1	Versuchsaufbau und Versuchsdurchführung	148
8.2	Messtechnische Überlegungen	150
8.3	Ergebnisse	151
8.3.1	Einfluss der verwendeten Mg-Legierung	152
8.3.2	Einfluss der Temperaturhöhe und des -verlaufs	153
8.3.2.1	Einfluss der Temperaturhöhe	153
8.3.2.2	Einfluss des Temperaturverlaufs	155
8.3.3	Einfluss der Kernlochgröße	156
8.3.4	Einfluss des Wärmebehandlungs- und Endbearbeitungszustandes der Al-Schraube	159
8.3.5	Einfluss überlagerter Betriebslast	161
8.3.5.1	Einfluss der Mg-Legierung	162
8.3.5.2	Einfluss der Höhe der Betriebslast	163
8.3.5.3	Einfluss der Kernlochgröße bei überlagerter Betriebslast .	164
8.4	Ergebnisse und Diskussion	165
9	Simulation	168
9.1	Aufbau des Simulationsmodells	168
9.1.1	Materialmodell - Magnesium	170
9.1.2	Materialmodell - Aluminium	171
9.2	Verifikation des Simulationsmodells	172
9.2.1	Furchprozess	172
9.2.2	Festziehen	175
9.2.3	Relaxation	176
9.2.3.1	Modellierung des Kriechverhaltens	176
9.2.3.2	Ergebnisse	177
9.2.3.3	Zusammenfassung und Ausblick	179

10 Prototypenversuche	181
10.1 Versuchsaufbau und Versuchsdurchführung	182
10.1.1 Verschraubung der Getriebegehäuse	182
10.1.2 Festlegung des Belastungskollektivs	182
10.1.3 Messung von Vorspannkräften mittels Ultraschall	184
10.1.3.1 Kalibration der Schrauben	186
10.1.3.2 Messtechnische Überlegungen	186
10.2 Ergebnisse	188
10.2.1 Montagevorspannkräfte	188
10.2.2 Setzverhalten bei Raumtemperatur	191
10.2.3 Setzverhalten bei wechselnder Temperatur	191
10.2.4 Kombinierte thermisch-mechanische Betriebslast	194
10.2.5 Auslagern bei 120 °C	195
10.3 Zusammenfassung und Diskussion	197
11 Zusammenfassung und Diskussion der Ergebnisse	199
12 Publikationen des Verfassers	203
Abkürzungen	205
Symbole	206
Abbildungsverzeichnis	210
Tabellenverzeichnis	221
Literaturverzeichnis	223

Kapitel 1

Einleitung, Problemstellung und Zielsetzung

Magnesium ist das leichteste technisch genutzte Metall und besitzt eine mit Kunststoffen vergleichbare Dichte. In den letzten Jahren hat in zahlreichen Industriebereichen, in denen der Leichtbau eine Bedeutung hat, die Verwendung von Magnesium zugenommen. Das Einsatzgebiet reicht von Kleinteilen für die Elektronik- und Computerindustrie bis hin zu zahlreichen Anwendungen im Automobilbau [74, 123].

Das vorrangige Verarbeitungsverfahren von Magnesium ist der Druckguss, welcher besonders in der Automobilindustrie seit Beginn der 90er Jahre einen erheblichen Zuwachs verzeichnet. Durch Beteiligungen der Automobilisten an Legierungsentwicklungen, wie VW an Dead Sea Works (MRI Legierungen) [67] bzw. den Erwerb von Patenten der AJ-Legierungen AJ52 und AJ62 durch die BMW-Group [15], wird das starke Interesse an diesem Werkstoff deutlich.

Im Automobilbau eingesetzte Magnesiumkomponenten finden sich vom Innenraumbereich über Motor und Antriebsstrang bis hin zur Karosserie. Neben einer hohen spezifischen Festigkeit weist der Werkstoff Magnesium eine gute Gießbarkeit, Verarbeitbarkeit, hohe Verfügbarkeit und eine gute Recyclingfähigkeit auf. Nachteile sind vor allem eine geringe Kaltverformbarkeit, die niedrige Korrosionsbeständigkeit sowie die schlechte Kriechbeständigkeit bei mäßig erhöhten Temperaturen. Die am häufigsten verwendete Legierung AZ91 (Mg-9Al-1Zn) ist bei Temperaturen oberhalb von 120 °C auf Grund der begrenzten thermischen Beständigkeit nicht einsetzbar [40, 74, 123].

Das Ziel, Magnesiumlegierungen in thermisch belasteten Komponenten, wie zum Beispiel Getrieben, anzuwenden, führte in den letzten Jahren zur Entwicklung von Legierungen mit verbesserten Kriech- und Warmtemperatureigenschaften [40]. Die Seltene Erden enthaltende Legierungsgruppe AE weist beträchtliches Potenzial auf.

Bei der Auslegung einer Schraubverbindung mit Magnesiumlegierungen müssen die Materialeigenschaften wie hohes negatives Standardelektrodenpotenzial und eingeschränk-

te thermische Beständigkeit berücksichtigt werden. Diese charakteristischen Eigenschaften führen zu zwei Hauptanforderungen, welche die Einsetzbarkeit maßgeblich bestimmen [123]:

- Ausreichende Kriech- und Relaxationsbeständigkeit bei erhöhter Temperatur um hohe Vorspannkraften im Schraubverband über die gesamte Lebensdauer zu gewährleisten.
- Ausreichender Korrosionswiderstand der verwendeten Werkstoffe.

Der aktuelle Stand der Verschraubungstechnik von Magnesiumkomponenten im Antriebsstrang ist der Einsatz von metrischen Stahl- und Aluminiumschrauben [112].

Im Allgemeinen erfolgt die Dimensionierung einer Schraubverbindung so, dass bei Überbelastung ein Bruch der Schraube im freien Gewinde auftritt. Beim Einsatz von Stahlschrauben in Magnesium sind wegen der großen Festigkeitsunterschiede von Stahl zu Magnesium hohe Einschraubtiefen notwendig. Weiters treten Probleme wie starke Klemmkraftverluste und massiver korrosiver Angriff des Magnesiums auf.

Der Einsatz von Aluminiumschrauben ist hinsichtlich des Relaxations- [11, 51, 69, 75] und Korrosionsverhaltens [50, 113, 123] auf Grund ähnlicher thermischer Ausdehnungskoeffizienten und günstiger elektrochemischer Eigenschaften zu empfehlen.

Gewindefurchende Schrauben formen das Gewinde während der Montage selbsttätig in ein vorgegossenes Kernloch und sind demnach eine Kombination von Werkzeug und Verbindungselement. Selbstfurchende Schrauben weisen beträchtliches Potenzial zur Kostenoptimierung auf, da Arbeitsschritte wie Bohren, Gewindeschneiden und Waschen der Bohrungen eingespart werden können [33, 112]. Weiters kann bei Verwendung von Al-Gewindefurchschrauben eine Gewichtseinsparung erzielt werden. Auf Grund der erhöhten Festigkeitsanforderungen an den Schraubenwerkstoff beim Gewindefurchen sind nur höchstfeste Aluminiumlegierungen der 7xxx Klasse einsetzbar [43]. Bei Verwendung dieses Schraubenwerkstoffes bei Gewindefurchschrauben muss im Vergleich zu einer metrischen Schraubverbindung im geschnittenen Gewinde zusätzlichen Anforderungen Rechnung getragen werden [33]:

- Definition eines Kernlochtoleranzintervalls, um eine reproduzierbare Kernlochgröße im Druckgussprozess zu gewährleisten.
- Montagesicherheit - niedrige Furchmomente mit Gewährleistung von Schraubenbruch bei Überbelastung und ausreichende Wiederholverschraubbarkeit.
- Ausreichende Vorspannkraften über das gesamte Kernlochgrößenintervall.
- Ausreichender Korrosionswiderstand der Schraube gegenüber Spannungsrisskorrosion [32].

Für die Gewährleistung der Einsetzbarkeit einer Al-Gewindefurhschraube in Mg-Legierungen ist die Erfüllung der genannten Anforderungen entscheidend.

Das Gesamtziel der vorliegenden Arbeit ist die Ermittlung der Gebrauchseigenschaften der höchstfesten Al-Gewindefurhschraube Taptite2000[®] EN AW 7075 in unterschiedlichen Mg-Legierungen zur Bewertung der Einsetzbarkeit in thermisch belasteten Mg-Komponenten. Hierbei gilt es sämtliche relevanten Aspekte zu untersuchen. Aus diesen Überlegungen ergeben sich folgende Teilziele:

- Feststellung der Verschraubeigenschaften in Abhängigkeit der Mg-Legierung, der Kernlochgröße und der verwendeten Al-Schraube sowie Untersuchungen der Wiederholverschraubbarkeit. Definition eines geeigneten Anziehverfahrens für eine überelastische Drehwinkelmontage.
- Untersuchung der Kriecheigenschaften der verwendeten Mg-Legierungen und der Al-Schraubenwerkstoffe.
- Bewertung des Relaxationsverhaltens verspannter Schraubverbindungen in Abhängigkeit der Mg-Legierung, der Kernlochgröße, der Al-Schraube und einer überlagerten Betriebslast.
- Bewertung des Kontaktkorrosionsverhaltens von Magnesiumbauteilen mit Stahl- und Aluminiumschrauben. Beurteilung des Spannungsrisskorrosionsverhaltens des Schraubenwerkstoffes EN AW 7075.
- Abbildung des gewindefurchenden Verschraubprozesses mit anschließender Relaxation bei erhöhter Temperatur an Hand eines Simulationsmodells.

Kapitel 2

Stand der Technik

2.1 Der Werkstoff Magnesium

2.1.1 Allgemeines

Magnesium ist wie Aluminium ein sehr junges Metall, welches trotzdem eine interessante und wechselvolle Geschichte aufweist. Sir Humphry Davy gilt als der eigentliche Entdecker dieses Werkstoffes, da er 1808 das Metall erstmals in seiner reinen Form gewann. Magnesium ist mit 2 % am Aufbau der Erdkruste beteiligt und eines der am häufigsten vorkommenden Elemente. Auf Grund seiner Stellung im Periodensystem (Erdalkaligruppe) liegt es in der Natur nicht elementar, sondern lediglich als Verbindung vor. Bei der Gewinnung von Magnesium sind die Mineralien Magnesit MgCO_3 (27 % Mg), Dolomit $\text{MgCO}_3 \cdot \text{CaCO}_3$ (13 % Mg) und Carnallit $\text{KCl} \cdot \text{MgCl}_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ (8 % Mg) sowie das Meerwasser mit 0,13 % Mg am wichtigsten. Die Erzeugung kann über eine Schmelzflusselektrolyse von wasserfreiem MgCl_2 oder der silikothermischen Reduktion von Dolomit erfolgen. Die globale Primärproduktionsmenge von ca. 719.000 t (2008) [64] wird zu ca. 75 % durch Schmelzflusselektrolyse und zu ca. 25 % durch thermische Reduktion erzeugt [37, 38, 74].

2.1.2 Eigenschaften und Anwendung

Magnesium kristallisiert in der hexagonal dichtesten Kugelpackung (hdp), weshalb ein schlechtes Kaltverformungsvermögen unterhalb von 225 °C auf Grund der geringen Anzahl an Gleitsystemen besteht. Oberhalb dieser Temperatur nimmt die Verformbarkeit durch Bildung neuer Gleitebenen sprunghaft zu. Abbildung 2.1 zeigt eine Übersicht der wichtigsten Eigenschaften von Magnesium.

Magnesiumlegierungen zeichnen sich durch hervorragende Ver- und Bearbeitbarkeit aus.

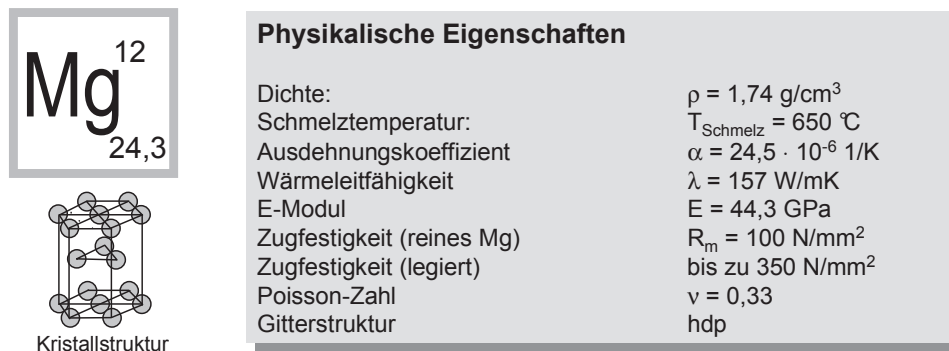


Abbildung 2.1: Eigenschaften von Magnesium [67, 74]

Die Möglichkeit der Herstellung von Druckgussteilen mit komplizierter Geometrie, Schweißen unter Schutzgas von gegossenen oder geschmiedeten Teilen sowie eine gute spanabhebende Bearbeitbarkeit sind wie das gute Dämpfungsvermögen positive Eigenschaften dieses Werkstoffes. Im Gegensatz dazu sind die Problematik der galvanischen Korrosion, die schlechte Verformbarkeit bis zu einer Temperatur von $225 \text{ }^\circ\text{C}$, die ausgeprägte Mikroporosität auf Grund der starken Schwindung von ca. 4 % bei der Erstarrung sowie die geringe Zähigkeit und hohe Kerbempfindlichkeit Eigenschaften, die das Anwendungspotenzial von Magnesium beschränken [74].

Abbildung 2.2 zeigt die Anwendungsgebiete von Magnesium.

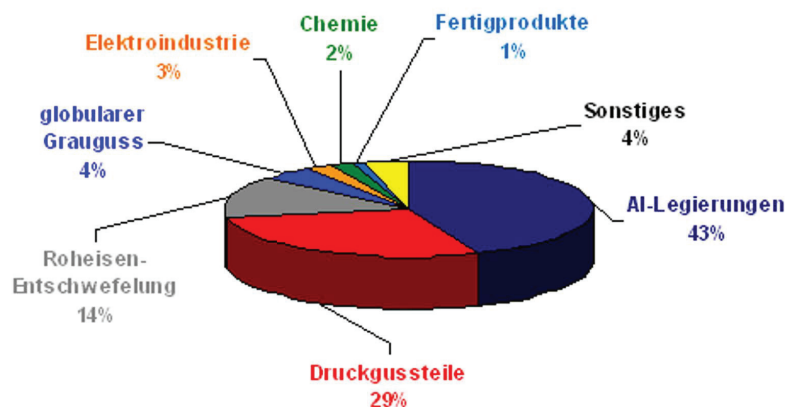


Abbildung 2.2: Anwendungsgebiete von Magnesium [38]

Der größte Teil von Magnesium wird immer noch als Legierungselement in der Aluminiumindustrie, bei der Herstellung von Gusseisen mit Globulargraphit sowie als Entschwefelungsmittel in der Stahlindustrie verwendet. Weitere Anwendungsgebiete findet Magnesium als Reduktionsmittel in der Metallothemie sowie in der Pyrotechnik. Die nachteiligen oben genannten Eigenschaften sind der Grund, dass Magnesium bisher nur bedingt als alternatives Konstruktionsmaterial zu Aluminium und Stahl angesehen wurde. Als Konstruktionswerkstoff wird Magnesium in Form von Druck- und Kokillengussteilen

eingesetzt [38, 74].

Durch Zulegieren verschiedener Elemente sollen die folgend aufgelisteten positiven Merkmale des Magnesiums und seiner Legierungen verstärkt und die Anwendungsmöglichkeiten erweitert werden:

- Metallischer Konstruktionswerkstoff mit geringster Dichte ($\rho = 1,74 \text{ g/cm}^3$)
- Hohe spezifische Festigkeit (bezogen auf das Gewicht)
- Gute Gießbarkeit
- Gute spanabhebende Formgebung
- Vollständige Recyclierbarkeit

2.1.3 Magnesiumlegierungen

Abbildung 2.3 zeigt eine Übersicht kommerzieller Guss- und Knetlegierungen aus Magnesium. Die Entwicklung von Magnesiumlegierungen begann relativ früh im 20. Jahrhundert

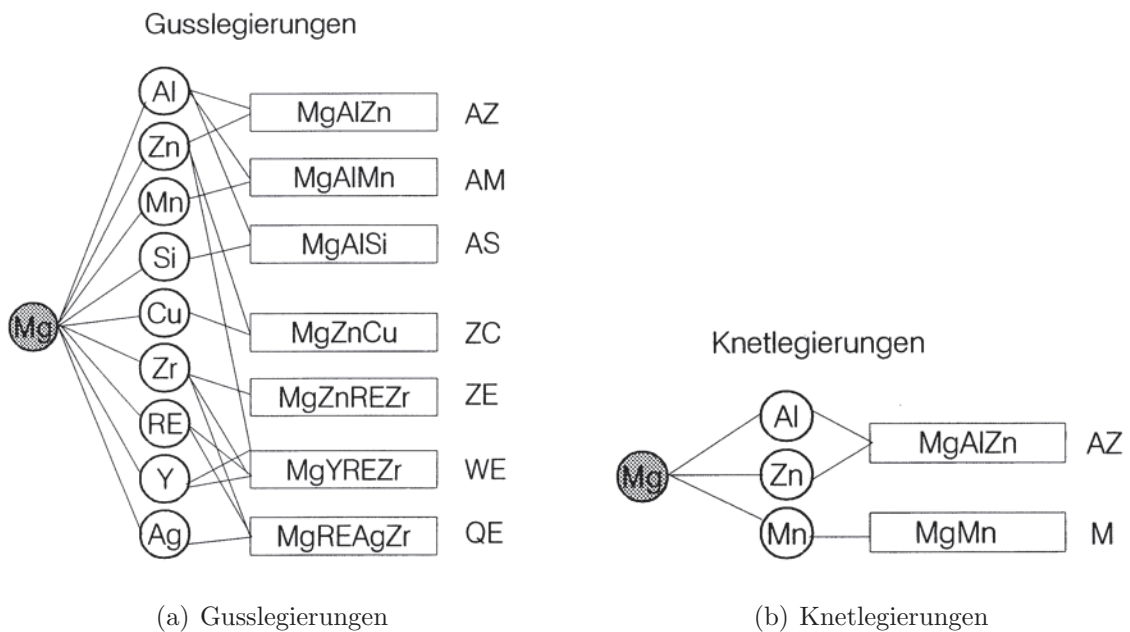


Abbildung 2.3: Legierungssysteme von Mg-Guss- und Knetlegierungen [38]

und erreichte einen ersten Höhepunkt am Ende der 30er Jahre. Eine zweite Entwicklungswelle setzte in den 50er Jahren ein. Danach wurde es bei der Magnesiumlegierungsentwicklung relativ ruhig. Erst Anfang der 90er Jahre wurden die Forschungen wieder

aufgenommen. Dementsprechend gibt es im Vergleich zu Aluminium relativ wenige Legierungen [38].

Die Legierungsgehalte der Gusslegierungen sind stets größer als jene der Knetlegierungen. Gusswerkstoffe enthalten bis 10 % Al, bis 6,5 % Zn, bis 0,5 % Mn, bis 1,5 % Si sowie Spuren von Cu, Ni und Fe. Sonderlegierungen haben als Legierungselemente Seltene Erden bis 4 %, Silber bis 3 % und Zirkonium bis 1 %. Neuere Legierungen weisen Gehalte an Seltenen Erden bis 10 % und darüber sowie hohe Gehalte an Lithium auf. Technisch gesehen haben Knetlegierungen im Vergleich zu Gusslegierungen nur eine untergeordnete Bedeutung [38, 74].

Weltweit hat sich die Kennzeichnung von Magnesiumlegierungen nach der ASTM-Norm durchgesetzt, wo die Hauptlegierungselemente durch einen Buchstaben beschrieben werden, gefolgt von den gerundeten Gehalten in Gewichtsprozent. Tabelle 2.1 zeigt die Kurzbezeichnungen für die Legierungselemente von Magnesium nach ASTM [74].

Buchstabe	Legierungselement	Buchstabe	Legierungselement
A	Aluminium	N	Nickel
B	Wismut	P	Blei
C	Kupfer	Q	Silber
D	Cadmium	R	Chrom
E	Seltene Erden (Rare Earth)	S	Silizium
F	Eisen	T	Zinn
H	Thorium	W	Yttrium
K	Zirkonium	Y	Antimon
L	Lithium	Z	Zink
M	Mangan		

Tabelle 2.1: ASTM-Kurzbezeichnung für die Legierungselemente von Magnesium

Die Legierungselemente bewirken eine Verbesserung der mechanischen Eigenschaften durch Mischkristallverfestigung und/oder Ausscheidungshärtung. Die Mischkristallverfestigung ist in erster Linie durch die Differenz der Atomradien der beteiligten Elemente bestimmt, während die Effizienz einer Ausscheidungshärtung wesentlich durch eine abnehmende Löslichkeit bei sinkender Temperatur und der thermischen Stabilität der sich bildenden intermetallischen Phasen determiniert ist. Durch Zugabe geeigneter Legierungselemente lassen sich die Nachteile wie geringe Verformbarkeit, schlechte Zähigkeit sowie geringe Ermüdungs- und Kriechfestigkeit weitgehend ausgleichen.

Abbildung 2.4 zeigt den Einfluss verschiedener Legierungselemente auf die Festigkeit von Magnesium. Es ist ersichtlich, dass ideale Legierungsgehalte zur größtmöglichen Festigkeitssteigerung existieren.

Um die Korrosionsbeständigkeit von Magnesium zu erhöhen, bewegt sich die Entwick-

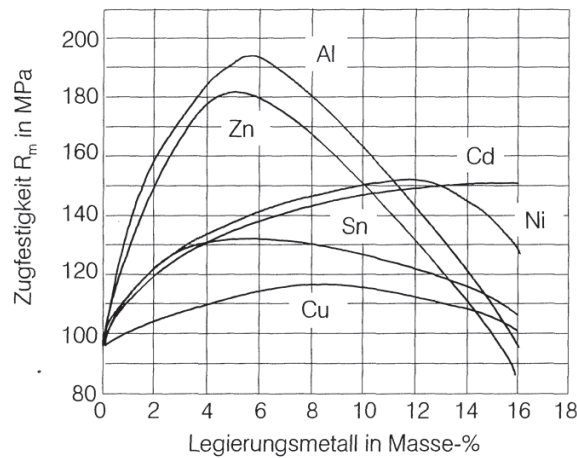


Abbildung 2.4: Einfluss von Legierungselementen auf die Festigkeit von Magnesium [38]

lung von Magnesiumlegierungen stetig hin zu hochreinen Legierungen (“hp = high purity“), welche streng limitierte Gehalte an Eisen, Nickel und Kupfer aufweisen. Diese Elemente erhöhen die Korrosivität des Magnesiums durch die Ausscheidung kathodischer Verbindungen bei der Erstarrung und sind grundsätzlich nicht in eine Magnesiumlegierung einzubringen. Die heute üblichen high-purity Legierungen (hp) haben äußerst niedrige Maximalgehalte dieser Elemente (z. B. AZ91 $Ni_{\max} = 0,002 \%$, $Fe_{\max} = 0,005 \%$, $Cu_{\max} = 0,03 \%$) [38, 74].

2.1.3.1 Einfluss der Legierungselemente

In weiterer Folge wird die Wirkung der wichtigsten Legierungselemente kurz dargestellt [14, 74, 123, 124].

Aluminium (Al):

Durch Aluminium wird die Zugfestigkeit und die Härte durch Mischkristallbildung und Bildung der Phase $Mg_{17}Al_{12}$ erhöht. Diese Ausscheidungen gewährleisten jedoch nur eine Festigkeitssteigerung bis 120 °C und verringern die Duktilität auf Grund der Sprödhheit dieser Phase. Weiters kann durch die Ausscheidungsphase $Mg_{17}Al_{12}$ eine Verschlechterung der Korrosionseigenschaften durch die Bildung eines lokalen Korrosionselements mit einem Mg-Mischkristall auftreten. Neben der mechanischen Verbesserung wirkt sich Aluminium positiv auf die Gießbarkeit von Magnesium durch Bildung eines Eutektikums bei 437 °C aus, weshalb alle technisch wichtigen Gusslegierungen einen relativ hohen Anteil an Aluminium enthalten. Weitere positive Effekte sind die Verringerung der Kerbempfindlichkeit bzw. der Zähigkeit und eine Oberflächenpassivierung. Nachteile sind die erhöhte Neigung zu Mikroporosität sowie die starken Seigerungserscheinungen durch die geringe Diffusionsgeschwindigkeit von Aluminium in Magnesium.

Silber (Ag):

Silber weist eine beträchtliche Löslichkeit von bis zu 15 % auf und erhöht in Verbindung mit den Metallen der Seltenen Erden die Warmfestigkeit und Kriechbeständigkeit. Diese Legierungen sind im ausgehärteten Zustand bis 300 °C beständig. Nachteil ist die erhöhte Korrosionsneigung.

Beryllium (Be):

Beryllium reduziert als Zusatz in geringen Mengen (< 30 ppm) die Oxidation der Schmelze. Weiters bewirkt es eine Oberflächenpassivierung und eine Erhöhung des E-Moduls. Nachteile sind die Brandgefahr bei der Herstellung, eine auftretende Kornvergrößerung sowie die Toxizität des gasförmigen Berylliums.

Kalzium (Ca):

Kalzium bewirkt eine effektive Kornfeinung und erhöht die Kriechbeständigkeit. Nachteile sind eine Verschlechterung der Korrosionseigenschaften sowie verstärkte Heißriss- und Klebeneigung bei der gießtechnischen Verarbeitung.

Mangan (Mn):

Mangan als Legierungselement bewirkt eine Reihe von Verbesserungen ohne Nachteile. Ab 1,5 % wird die Zugfestigkeit erhöht. Weiters werden die Korrosionsbeständigkeit, die Tiefziehfähigkeit, die Kerbschlagzähigkeit sowie die Kriechfestigkeit verbessert. Mn-Zusätze führen zu einer Kornfeinung und erhöhen die Schweißneigung.

Seltene Erden (RE):

Alle Seltene Erden Metalle (Cer, Neodym, Yttrium, ...) bilden mit Magnesium eutektische Zustandsdiagramme mit begrenzter Löslichkeit auf der Mg-reichen Seite, wodurch eine Ausscheidungshärtung möglich ist. Es bilden sich thermisch stabile Ausscheidungen, wodurch die Warmfestigkeit und Kriechbeständigkeit erhöht werden. Weiters wird die Korrosionsbeständigkeit verbessert. Nachteil der Seltenen Erden ist der hohe Preis.

Silizium (Si):

Silizium bewirkt eine Verbesserung der Kriechbeständigkeit bei mäßig erhöhten Temperaturen durch Bildung stabiler Silizide. Die Zugabe von Silizium führt durch die spröde Ausscheidungsphase Mg_2Si zu einer Verringerung der Duktilität und zu einer Verschlechterung der Gießbarkeit.

Thorium (Th):

Thorium ist das effektivste Element zur Steigerung der Warmfestigkeit und Kriechbeständigkeit von Magnesiumlegierungen. Weiters wird die Gießbarkeit verbessert. Auf Grund der Radioaktivität wird Thorium aber durch andere Legierungszusätze substituiert und ist nicht mehr kommerziell verfügbar.

Zink (Zn):

Zink verbessert wie Aluminium die Gießbarkeit und erhöht durch Mischkristallbildung die

Festigkeit bei Raumtemperatur ab einem Zusatz von 3 %. Nachteile sind eine verstärkte Tendenz zu Heißrissbildung ab 1,5 % Zusatz, eine erhöhte Neigung zu Mikroporosität sowie eine zunehmende Korngröße. Außerdem führt Zink bei mäßig erhöhten Temperaturen zu einem Abfall der Kriechbeständigkeit.

Zirkon (Zr):

Zirkon ist ein effektives Kornfeinungsmittel, da es durch seine große Affinität zum Sauerstoff Oxide bildet, die als Kristallisationskeime wirken. Dadurch kommt es zu einer Steigerung der Festigkeit bei gleichzeitig guter Duktilität. Weiters verringert es die Porosität des Gussmaterials. Zirkon ist inkompatibel zu den Hauptlegierungselementen Aluminium und Silizium.

2.1.3.2 System Mg-Al

Aluminium ist das wichtigste Legierungselement bei Magnesium. Abbildung 2.5 zeigt das Zweistoffsystem Mg-Al. Es weist eine abnehmende Löslichkeit bei sinkender Temperatur

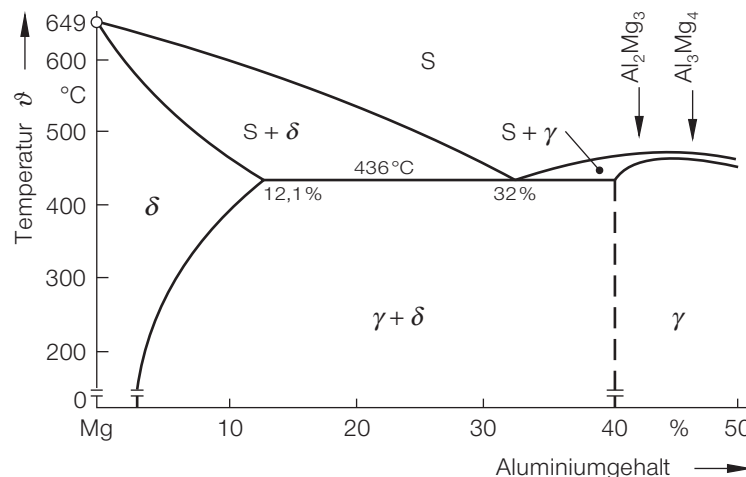


Abbildung 2.5: Binäres Phasendiagramm des Systems Mg-Al [14]

von 436 °C auf RT auf. Aluminium wird bis zu einem Gehalt von 10 % zulegiert. Bei rascher Erstarrung tritt die spröde Phase $Mg_{17}Al_{12}$ der Ausscheidungshärtung bis 2 % Al auf, obwohl laut binärem Gleichgewichtsphasendiagramm bei dieser Zusammensetzung eine einphasige Legierung als Mg-Mischkristall zu erwarten ist. Diese Besonderheit soll an Hand des Erstarrungsvorganges der Legierung AZ91 erläutert werden.

Das binäre Phasendiagramm in Abbildung 2.6(a) zeigt, dass die Erstarrung der Legierung AZ91 bei ca. 600 °C in Form von sich in der Schmelze primär ausscheidenden Mg-Mischkristallen beginnt. Unter Gleichgewichtsbedingungen ist die Legierung bei 475 °C vollständig einphasig als Mg-Mischkristall erstarrt. Bei weiterer Abkühlung unterhalb von 370 °C scheiden sich laut Phasendiagramm $Mg_{17}Al_{12}$ -Partikel innerhalb der Körner des

Mg-Mischkristalls auf Grund der abnehmenden Löslichkeit von Al in Mg aus. Laut Fachliteratur besteht die Legierung AZ91 bei Raumtemperatur aus drei Phasen [93, 94, 95, 117]:

- Voreutektisch erstarrter Mg-Mischkristall
- Eutektisch erstarrter mit Al übersättigter Mg-Mischkristall
- Eutektisch erstarrte $Mg_{17}Al_{12}$ -Phasen

Unter der Annahme keiner Diffusion von Al im erstarrten Mg und vollständiger Durchmischung in der Schmelze, ist die Legierung bei T_3 (Abbildung 2.6(a)) noch nicht vollständig erstarrt.

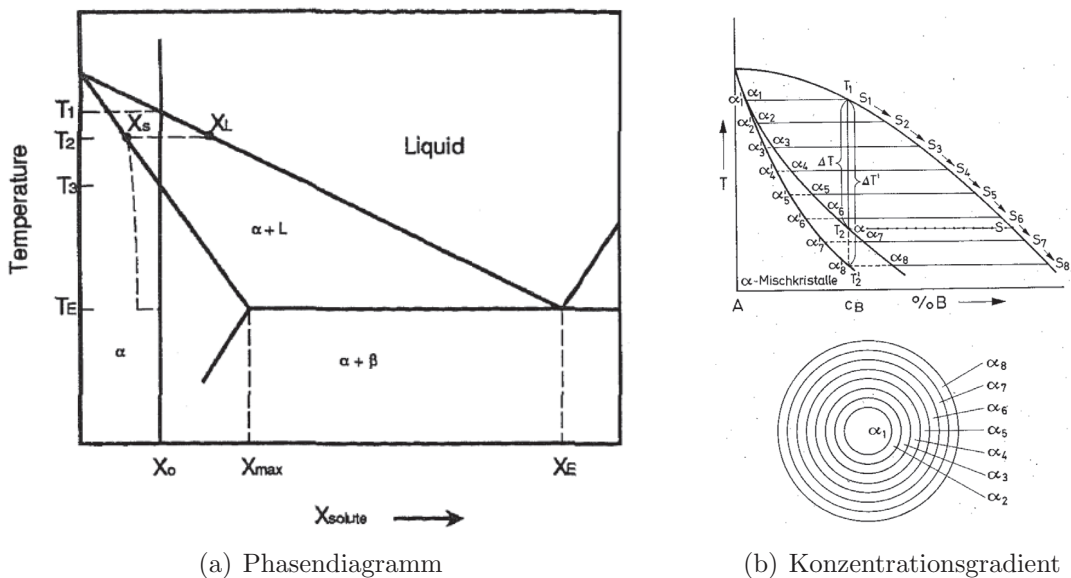


Abbildung 2.6: Erstarrungsvorgang und resultierende Seigerungen im Mg-Mischkristall durch Ungleichgewichtserstarrung [16, 38]

Der bereits erstarrte Mg-Mischkristall folgt bei weiterer Abkühlung der strichlierten Linie in Abbildung 2.6(a). Dies bedeutet, dass sehr wenig Al in den Mg-Mischkristall während der Erstarrung aufgenommen werden kann. Als Konsequenz daraus kommt es entsprechend der Liquiduslinie zu einer Anhäufung von Al in der verbleibenden Schmelze bis hin zum Erreichen der eutektischen Zusammensetzung X_E bei der Temperatur T_E . Bei fortschreitender Abkühlung unterhalb der eutektischen Temperatur erfolgt die eutektische Erstarrung der verbleibenden Schmelze zu Mg-Mischkristall und $Mg_{17}Al_{12}$. Auf Grund der geringen Diffusion von Al in Mg bleibt der eutektisch erstarrte Mg-Mischkristall bei ausreichend schneller Abkühlung wie im Druckguss als mit Al übersättigter Mischkristall bei RT erhalten [16]. Der geringe Diffusionskoeffizient von Al in Mg führt weiters zu Seigerungen, erkennbar am Konzentrationsgradient von Al im Mg-Mischkristall entsprechend Abbildung 2.6(b). Der Kern des Mg-Mischkristalls weist einen geringeren Aluminiumgehalt als die Randschicht auf.

2.1.3.3 Eigenschaften und Anwendungen von Mg-Druckgusslegierungen

In der Vergangenheit war vor allem das Potenzial zur Gewichtseinsparung bei militärischen Anwendungen Grund für die Verwendung von Magnesiumlegierungen. Heute stehen primär die Reduzierung von Emissionen und die Realisierung geringerer Fahrzeuggewichte im Mittelpunkt des Interesses.

Das vorrangige Verarbeitungsverfahren von Magnesiumlegierungen ist der Druckguss. Die Verwendung von Magnesium bietet hierbei Vorteile gegenüber Aluminium und Zink als alternative Druckgusswerkstoffe. Diese Vorteile gegenüber Aluminium im Leichtbau sind eine weitere Gewichtsersparnis, die Herstellbarkeit dünnwandigerer Teile bei kürzeren Zykluszeiten und geringere Werkzeugkosten durch längere Standzeiten. Eine hohe Maßgenauigkeit bei kleinen Toleranzen und eine gute Oberflächenqualität sind weitere Vorzüge. Darüber hinaus ist ein geringerer Energiebedarf durch die niedrigere Gießtemperatur und den geringeren Wärmehalt von Magnesium im Vergleich zu Aluminium notwendig. Diesen Vorteilen steht eine aufwändigere Schmelzeführung im Gießprozess auf Grund der starken Reaktivität von Magnesium gegenüber.

Die heutigen Anwendungen im Magnesiumdruckguss beschränken sich im Wesentlichen auf vier Legierungssysteme, welche auf dem Zulegieren von Zink, Mangan, Silizium und Seltenen Erden basieren (Tabelle 2.2). Das Hauptlegierungselement bei all diesen Legierungen ist Aluminium [74, 123].

	Legierungssystem	Kurzbezeichnung	Typische Legierungen
1	Aluminium - Zink	AZ	AZ91
2	Aluminium - Mangan	AM	AM50, AM60
3	Aluminium - Silizium	AS	AS21, AS41
4	Aluminium - Seltene Erden	AE	AE42, AE44

Tabelle 2.2: Überblick über die wichtigsten Mg-Druckgusslegierungssysteme

Die AZ-Legierungen (Mg-Al-Zn) und insbesondere die Legierung AZ91 ist die gebräuchlichste Druckgusslegierung. Sie verfügt über eine exzellente Gießbarkeit auch für komplizierte, dünnwandige Teile in Kombination mit hoher Festigkeit bei Raumtemperatur und verhältnismäßig guten Korrosionseigenschaften. Die Warmfestigkeit und Kriechbeständigkeit ist bei einem begrenzten Verformungsvermögen eher gering.

Um duktilere Magnesiumlegierungen zu erhalten, wurde der Aluminiumgehalt gesenkt und Zink entfernt. Diese AM-Legierungen (Mg-Al-Mn) weisen deutlich bessere Duktilitätseigenschaften bei geringeren Festigkeiten bei Raumtemperatur auf. Sowohl die Gießbarkeit als auch die Korrosionsbeständigkeit sind im Vergleich zu den AZ-Legierungen geringer.

Um eine Verbesserung der Warmfestigkeit der AZ-Legierungen zu erreichen, wurden der

Aluminiumgehalt gesenkt und Legierungselemente wie Silizium und Seltene Erden zugegeben. AS-Legierungen (Mg-Al-Si) zeigen eine verbesserte Warmfestigkeit und Kriechbeständigkeit bei verringerter Festigkeit, eingeschränkter Gießbarkeit und verstärkter Korrosionsneigung. AE-Legierungen (Mg-Al-RE) weisen ein ähnliches Eigenschaftsprofil wie die AS-Legierungen bei verbessertem Korrosionswiderstand auf. Die AE-Legierungen sind allerdings nur im Druckguss verarbeitbar, da sich bei kleinen Abkühlgeschwindigkeiten sehr stabile Al-RE-Ausscheidungen bilden.

Zu den neueren Legierungssystemen gehören die AJ-Legierungen (Mg-Al-Sr) sowie die MRI-Legierungen (Mg-Al-Mn-Ca-RE) entsprechend Tabelle 2.3. Die AJ-Legierungen weisen Strontium als Hauptlegierungselement auf und zeigen gute Hochtemperatureigenschaften und ein gutes Kriechverhalten bei eingeschränkter Gießbarkeit [40]. Die MRI-Werkstoffe sind eine Weiterentwicklung der Legierung AZ91. Die Zugabe von Kalzium bewirkt gute Hochtemperatureigenschaften sowie ein verbessertes Kriechverhalten bei guter Gießbarkeit [67, 71].

	Legierungssystem	Kurzbezeichnung	Typische Legierungen
1	Al - Sr	AJ	AJ52, AJ62
2	Al - Mn - Ca - RE	MRI	MRI153, MRI230

Tabelle 2.3: Überblick über neuere Mg-Druckgusslegierungssysteme

Die Automobilindustrie ist durch die Möglichkeit, Serienbauteile hoher Qualität herzustellen, der wichtigste Anwendungsbereich für Magnesiumlegierungen. Weitere Anwendungsgebiete sind die Luft- und Raumfahrt sowie elektronische Geräte. Der Einsatz von Magnesium im Automobilbau begann bereits in den 30er Jahren im VW-Käfer. Kurbelgehäuse, Getriebegehäuse sowie andere Bauteile wurden in Serie eingesetzt. Weitere Beispiele für Magnesiumbauteile in Automobilen sind Gehäuseteile, Bedienteile und Armaturen, Sitzschalen und Sitzrahmen, Lenkräder und Autofelgen [3, 17, 60, 65, 68, 120, 123].

Bei elektronischen Geräten und besonders in der Kommunikationstechnik ist die elektrische Leitfähigkeit der Magnesiumlegierungen ein Vorteil, wodurch eine bessere elektromagnetische Abschirmung gewährleistet ist. Computer-Bauteile und Mobiltelefone werden zunehmend aus Magnesium-Druckgussteilen gefertigt.

AZ91 ist die am häufigsten eingesetzte Magnesiumdruckgusslegierung im Automobilbau (Tabelle 2.4). Es wird versucht durch verbesserte Warmtemperatur- und Kriechenschaften neue Anwendungsmöglichkeiten bei thermisch belasteten Strukturbauteilen zu eröffnen und somit das Anwendungspotenzial von Magnesiumdruckgusslegierungen im Automobilbau zu erweitern. Dieser Trend ist an Hand der leicht ansteigenden Marktanteile der AS/AE-Legierungsgruppe sowie an der Entwicklung neuer Legierungssysteme mit verbesserten Hochtemperatureigenschaften ersichtlich [74].

Die neu entwickelten Legierungen wie AE44, MRI153 und AJ62 eröffnen auf Grund der verbesserten Hochtemperatureigenschaften derzeit das größte Potenzial für die Anwen-

2004	AZ: 61 %	AM: 32 %	AS/AE: 7 %
1999	AZ: 67 %	AM: 29 %	AS/AE: 4 %

Tabelle 2.4: Verbrauch in der europäischen Automobilindustrie [74]

derung in thermisch belasteten Komponenten in Motor und Antriebsstrang. Die Legierung AJ62 wird bereits serienmäßig von BMW im Hybrid-Zylinderkurbelgehäuse eingesetzt [25]. Auch die Legierung AE44 wird als Motorträger in der Chevrolet Corvette verwendet [15].

2.2 Der Werkstoff Aluminium

2.2.1 Allgemeines

Im technischen Maßstab wurde Aluminium 1855 von Henri Sainte-Claire Deville in Frankreich hergestellt, wobei ein chemisches Verfahren angewendet wurde, das sich später als unwirtschaftlich herausstellte. Der erste nach diesem Prozess gewonnene Aluminiumblock hatte eine Reinheit von 96 bis 97 %. Er wurde im Jahre 1855 auf der Pariser Weltausstellung gezeigt. Gleichzeitig und unabhängig voneinander stellten im Jahre 1886 in Frankreich Paul T. Heroult und in Amerika Charles Martin Hall Aluminium durch elektrolytische Zersetzung von Aluminiumoxid Al_2O_3 her, das in geschmolzenem Kryolith Na_3AlF_6 gelöst war. Das Ausgangsprodukt der Elektrolyse - reines Aluminiumoxid - wird durch Aufschluss von Bauxit mit Natronlauge nach dem Bayer-Verfahren gewonnen. Nach den von Bayer, Heroult und Hall gefundenen Prinzipien wird heute noch in allen Aluminiumhütten der Welt gearbeitet [37]. Aluminium ist das wichtigste Nichteisenmetall mit einem Jahresweltverbrauch von 47,5 Mio. t. (2007). Davon sind ca. 38 Mio. t Primärproduktion und ca. 9,5 Mio. t Sekundärproduktion [37].

2.2.2 Eigenschaften und Anwendungen

Die physikalischen Eigenschaften von Aluminium sind in Abbildung 2.7 zusammengefasst. Die vielseitige Anwendbarkeit von Aluminium basiert auf folgenden Eigenschaften:

- Geringe Dichte ($\rho = 2,7 \text{ g/cm}^3$)
- Gute Korrosionseigenschaften durch eine natürliche Al_2O_3 -Schutzschichtbildung
- Relativ niedriger Schmelzpunkt (660 °C)

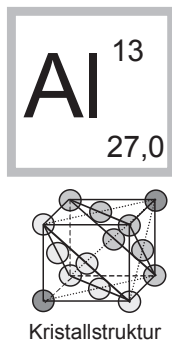
	Physikalische Eigenschaften	
	Dichte: Schmelztemperatur: Ausdehnungskoeffizient Wärmeleitfähigkeit E-Modul Zugfestigkeit (reines Al) Zugfestigkeit (legiert) Poisson-Zahl Gitterstruktur	$\rho = 2,7 \text{ g/cm}^3$ $T_{\text{Schmelz}} = 660 \text{ }^\circ\text{C}$ $\alpha = 23,6 \cdot 10^{-6} \text{ 1/K}$ $\lambda = 235 \text{ W/mK}$ $E = 69 \text{ GPa}$ $R_m > 50 \text{ N/mm}^2$ bis zu 450 N/mm^2 $\nu = 0,34$ kfz

Abbildung 2.7: Eigenschaften von Aluminium [13, 38, 67]

- Hohe elektrische Leitfähigkeit und Wärmeleitfähigkeit
- Sehr gutes Verformungsvermögen (schmied-, walzbar)
- Hohe spezifische Festigkeit
- Hohe Legierbarkeit
- Gute Gießbarkeit in Form von Legierungen

Aluminium ist ein unedles Metall mit einem Standardelektrodenpotenzial von $-1,67 \text{ V}$ und steht in der elektrochemischen Spannungsreihe zwischen Mangan und Magnesium. Die gute Korrosionsbeständigkeit des festen Aluminiums beruht auf einer nur wenige Moleküllagen dicken, harten, zusammenhängenden, dichten Oxidschicht, die sich auf frischen Aluminiumoberflächen in wenigen Sekunden bildet.

Heutzutage werden Aluminium und Aluminiumlegierungen in den verschiedensten Bereichen wie Bauwesen, Flugzeugbau, Schiffsbau, Nutzfahrzeugbau, Personenkraftfahrzeugbau, Verpackungsindustrie, Sport- und Haushaltsgeräte, Stahlerzeugung und Aluminothermie eingesetzt.

2.2.3 Aluminiumlegierungen

Aluminium in reiner Form ($> 99,0 \%$) ist ein weiches Metall und aufgrund seines kfz-Gitters sehr gut kalt- und warmumformbar. Derart reine Aluminiumqualitäten werden vor allem in der Elektro- und Halbleitertechnik eingesetzt. Um Aluminium als Konstruktionswerkstoff verwenden zu können, muss die geringe Festigkeit des reinen Metalls erhöht werden, weshalb in diesen Bereichen ausschließlich Aluminiumlegierungen zum Einsatz kommen. Aluminiumwerkstoffe enthalten meistens mehrere Legierungselemente neben dem Basismetall Aluminium:

- Hauptlegierungselemente sind Cu, Si, Mg, Zn und Mn
- In kleinen Mengen als Verunreinigungen oder Zusätze Fe, Cr und Ti
- Sonderlegierungen enthalten Zusätze von Ni, Co, Ag, Li, V, Zr, Sn, Pb und Bi
- Als Spurenzusätze können Be, B, Na, Sr und Sb eingesetzt werden

Die festigkeitssteigernden Mechanismen Kaltverfestigung, Kornfeinung, Mischkristallhärtung und Ausscheidungshärtung werden im Laufe dieses Kapitels näher beschrieben [13]. Es wird zwischen aushärtbaren und nicht aushärtbaren Legierungen unterschieden. Nicht aushärtbare Legierungen erhalten ihre Festigkeit durch den Mechanismus der Mischkristallhärtung während bei aushärtbaren Aluminiumwerkstoffen die Ausscheidungshärtung der wesentliche festigkeitssteigernde Vorgang ist [97].

Bei Aluminiumwerkstoffen unterscheidet man zwischen Guss- und Knetlegierungen (Abbildung 2.8). Der kristalline Aufbau von Aluminiumlegierungen bildet zusammen mit

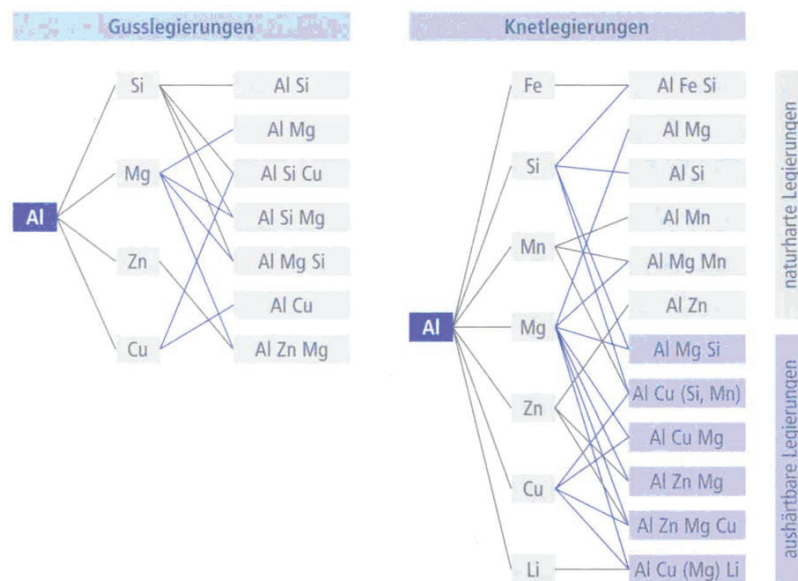


Abbildung 2.8: Aluminium Guss- und Knetlegierungssysteme [38]

den Kristallbaufehlern die Grundlage für nahezu alle Eigenschaften. Einige dieser Eigenschaften, wie der E-Modul, sind nahezu unveränderlich und nur wenig von Störungen im Gitteraufbau abhängig, während andere, beispielsweise die Festigkeit, teilweise empfindlich darauf reagieren. Beinahe alle technisch wichtigen Eigenschaften werden weitgehend von Gitterbaufehlern, Größe und Verteilung der Kristallkörner des Mischkristalls, sowie Art, Größe und Verteilung weiterer Phasen beeinflusst [38].

Al-Knetlegierungen

Bei Aluminiumknetlegierungen steht die plastische Verformbarkeit im Vordergrund, da

diese Legierungen durch Umformprozesse wie Walzen, Strangpressen, Ziehen und Schmieden verarbeitet werden. Die Herstellung erfolgt über eine Kombination von Umform- und Wärmebehandlungsprozessen. Meist sind die Legierungsgehalte der einzelnen Legierungselemente im Bereich von 1 - 2 % mit Ausnahmen bis zu 6 %. Aluminiumknetlegierungen zeichnen sich durch gute Duktilität bei gleichzeitig hohen Festigkeiten bis über 600 MPa Zugfestigkeit aus. Die erreichbaren Festigkeiten durch Kaltauslagern liegen meistens unter den Werten der warmausgelagerten Legierungen.

Tabelle 2.5 zeigt die Nomenklatur von Al-Knetlegierungen.

Reihe	Legierungstyp	Beispiele	
		Numerisch	Chem. Symbol
EN AW-			
1xxx	Rein- u. Reinstaluminium	EN AW-1050A	EN AW-Al99,5
2xxx	Al+Cu (Mg, Pb, Bi)	EN AW-2017A	EN AW-AlCu4MgSi(A)
3xxx	Al+Mn (Mg)	EN AW-3103	EN AW-AlMn1
4xxx	Al+Si	EN AW-4007	EN AW-AlSi1,5Mn
5xxx	Al+Mg(Mn)	EN AW-5005A	EN AW-AlMg1(C)
6xxx	Al+Mg+Si	EN AW-6056	EN AW-AlSi1MgCuMn
7xxx	Al+Zn+(Mg)+(Cu)	EN AW-7075	EN AW-AlZn5,5MgCu
8xxx	Sonderlegierungen	EN AW-8006	EN AW-AlFe1,5Mn

Tabelle 2.5: Bezeichnung von Al und Al-Legierungen (Halbzeuge, Knetlegierungen) nach DIN EN 573.3 [13]

Nach Einführung der Europäischen Norm EN AW (**E**uropäische **N**orm **A**luminium **K**netlegierungen/Wrought Alloys), wurde für die Bezeichnung von Knetlegierungen in acht Reihen die vierstellige Nummernkombination (1xxx bis 8xxx) in Abhängigkeit der Legierungselemente übernommen. Die jeweils erste Nummer gibt hierbei an, welcher Legierungsreihe eine bestimmte Legierung zuzurechnen ist. Weitere Informationen zu den übrigen Ziffern finden sich in [13].

2.2.4 Mechanismen der Festigkeitssteigerung

Eine Festigkeitssteigerung beruht auf folgender Grundüberlegung: Der Hauptmechanismus der plastischen Verformung in Aluminium ist das Gleiten von Versetzungen. Können sich diese ohne größeren Widerstand bewegen, so ist die Festigkeit des Materials gering. Wird die Bewegung von Versetzungen aber behindert, ist ein zusätzlicher Kraftaufwand nötig, damit die Versetzungen das Hindernis überwinden können. Als Konsequenz daraus

steigt die Festigkeit [34, 38]. Die Festigkeit von Aluminiumlegierungen kann mit folgenden Mechanismen gesteigert werden:

- Verformungsverfestigung (Kaltverfestigung) - Erhöhung der Versetzungsdichte durch plastische Verformung
- Kornfeinung - Einstellen eines feinkörnigen Gefüges
- Mischkristallhärtung - Einbau von Legierungsatomen in das Aluminiumatomgitter
- Teilchenhärtung - Erzeugen von feinsten Ausscheidungen mit abweichender Zusammensetzung und Struktur

2.2.4.1 Verformungsverfestigung

Die plastische Verformung von Metallen resultiert in einer laufenden Bildung neuer Versetzungen und deren gegenseitiger Behinderung. So wird mit zunehmender Versetzungsdichte ihre Bewegungsmöglichkeit eingeschränkt, was in einer Verfestigung resultiert.

2.2.4.2 Kornfeinung

Korngrenzen stellen Hindernisse für eine Versetzungsbewegung dar und wirken deshalb festigkeitssteigernd, da es zu einem Aufstau von Versetzungen kommt (Abbildung 2.9).



Abbildung 2.9: Versetzungsaufstauung an einer Korngrenze [38]

Um ein Abgleiten im Nachbarkorn zu ermöglichen, wird die zusätzliche Kraft $\Delta\sigma_{KG}$ benötigt, die durch die Hall-Petch-Beziehung in Abhängigkeit des Korndurchmessers d ausgedrückt wird.

$$\Delta\sigma_{KG} = \frac{k}{\sqrt{d}} \quad (2.1)$$

Der Parameter k in Gleichung 2.1 beschreibt den Korngrenzenwiderstand und ist eine Materialkonstante, welche in weiten Bereichen von der Temperatur, der Dehngeschwindigkeit und dem Umformgrad unabhängig ist. Die Kornfeinung ist die einzige festigkeitssteigernde Wirkung, welche zusätzlich zu einer Erhöhung der Duktilität führt [34].

2.2.4.3 Mischkristallhärtung

Befinden sich im Atomgitter eines Metalls mindestens zwei Atomsorten, so spricht man von einem Mischkristall. Abhängig von der Verteilung der Legierungsatome liegt ein Substitutions- oder ein Einlagerungsmischkristall vor. Bei den Substitutionsmischkristallen werden Atome des Wirtsgitters durch Atome des Legierungselements ersetzt. Dabei können die Anordnungen der Legierungsatome statistisch verteilt, unter einer Fern- oder Nahordnung, oder als Zonen auftreten (Abbildung 2.10). Ein Einlagerungsmischkristall entsteht beim Einbau von Nichtmetallatomen geringer Größe (wie C und N) in den Zwischengitterplätzen.

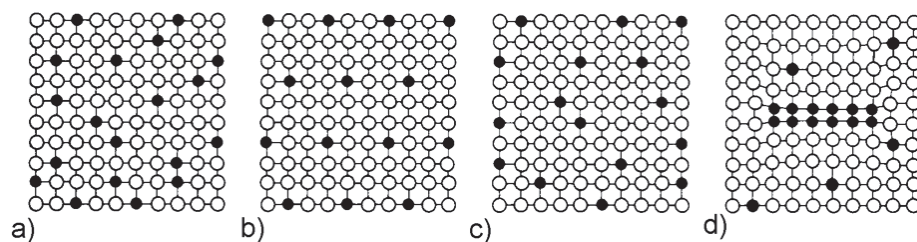


Abbildung 2.10: Schematische Darstellung der möglichen Atomanordnungen in einem Substitutionsmischkristall: a) statistisch verteilt, b) Fernordnung, c) Nahordnung, d) Zonenbildung (einphasige Entmischung) [46]

Die festigkeitssteigernde Wirkung wird bei der Mischkristallbildung durch Behinderung der Gleitversetzungen als Folge der gelösten Atome erzielt. Durch die örtlich höheren Verspannungen zeigen die Einlagerungsmischkristalle einen um etwa eine Größenordnung stärkeren Anstieg der Mischkristallhärte als die Substitutionsmischkristalle, bei denen die Wirkung besonders stark vom Radius der gelösten Atome abhängt [34]. Magnesium ist das wirksamste Element zur Mischkristallhärtung in Aluminium, da der Unterschied der Atomradien von Aluminium und Magnesium groß ist und Magnesium in Aluminium sowohl im flüssigen als auch im festen Zustand gut löslich ist [27].

2.2.4.4 Teilchenhärtung

Für eine Festigkeitssteigerung wirksame Teilchen können in den aushärtbaren Legierungen über eine Aushärtungsbehandlung eingestellt werden. Voraussetzung dafür ist das Vorhandensein mindestens eines Legierungsbestandteiles, dessen Löslichkeit im Mischkristall mit sinkender Temperatur abnimmt. Ist dies der Fall, bilden sich Ausscheidungen, in denen sich diese Legierungsatome ansammeln. Die Bildung dieser Ausscheidungen hängt dabei von der Temperatur, der Zeit und der Übersättigung des Mischkristalls ab. Handelt es sich bei den Ausscheidungen um nichtmetallische Einschlüsse, spricht man von Dispersionshärtung, im Falle von metallischen Legierungsatomen, von Ausscheidungshärtung.

Dispersionshärtung

Nichtmetallische Einschlüsse, z. B. Oxide oder Boride, werden häufig zur Kornfeinung beim Vergießen und zur Verbesserung der mechanischen Eigenschaften zugegeben. Der Grund der Dispersionshärtung ist die Hinderniswirkung der Partikel für die Versetzungsbewegung. Große und harte Teilchen werden durch den Orowan-Mechanismus entsprechend Abbildung 2.11 umgangen.

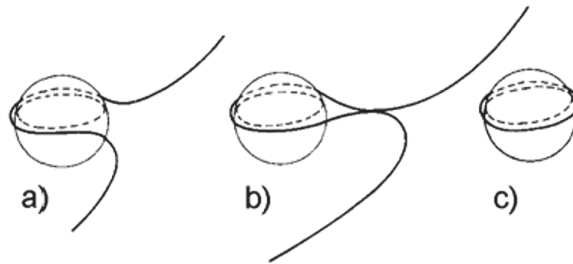


Abbildung 2.11: Orowan-Mechanismus [97]

Die Versetzungen können diese Partikel nicht durchschneiden, vielmehr müssen sie sich zwischen den Teilchen auswölben (a). Die Versetzungslinie biegt sich dabei um die Ausscheidung bis sie sich dahinter wieder schließen kann (b). Durch Annihilation der entgegengesetzten Versetzungslinien unter Zurücklassen eines Versetzungsringes wird die gescherte Umgebung vom nicht gescherten Teilchen getrennt (c) [23, 34, 97].

Ausscheidungshärtung

Im Gegensatz zur Dispersionshärtung, wo es sich hauptsächlich um inkohärente Teilchen handelt, die nur mittels Orowan-Mechanismus umgangen werden können, gibt es bei der Ausscheidungshärtung drei Arten von Teilchen. Je nachdem, ob die Anpassung der Ausscheidungen zum Matrixgitter vollständig, teilweise oder gar nicht möglich ist, wird zwischen

- kohärenten
- teilkohärenten und
- inkohärenten

Grenzflächen differenziert (Abbildung 2.12). Inkohärente Ausscheidungen wirken auf Versetzungen wie Korngrenzen - sie sind üblicherweise Hindernisse, aber Versetzungen können sie mit dem Orowan-Mechanismus umgehen (Abbildung 2.11).

Durch Abschrecken aus dem Einphasengebiet und anschließender Auslagerung bei tiefen Temperaturen entstehen metastabile Phasen mit kohärenten oder teilkohärenten Phasengrenzen. In diesen setzen sich die kristallographischen Ebenen und Richtungen der Matrix

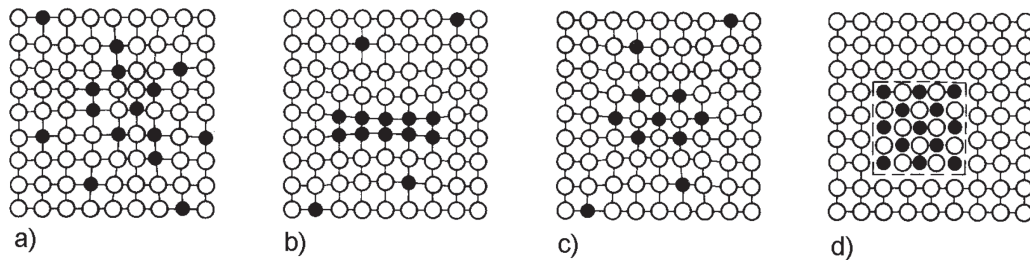


Abbildung 2.12: Darstellung der Entmischungsreihe: a) ungeordnete Konzentration (Cluster, einphasige Entmischung), b) geordnete Konzentration (Zone), c) kohärente Ausscheidung (zweiphasige Entmischung), d) inkohärente Ausscheidung (zweiphasige Entmischung) [46]

in der Ausscheidung mit leichter Verzerrung fort. Versetzungen können solche Ausscheidungen durch Schneiden überwinden. Dieser in Abbildung 2.13 dargestellte Mechanismus ist der Friedel-Effekt [46].

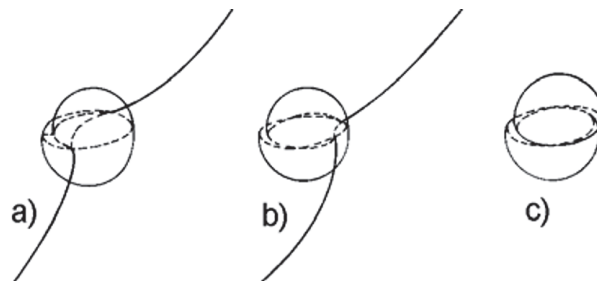


Abbildung 2.13: Friedel-Effekt [97]

Die Festigkeitssteigerung liegt in der zusätzlich benötigten Energie, die zur Bildung einer Antiphasengrenze erforderlich ist und von der Festigkeit der Ausscheidung abhängt. Die Art der Wechselwirkung von Versetzung und Teilchen hängt demnach vom Typ der Phasengrenzfläche sowie der Größe des Teilchens ab.

Gemäß Abbildung 2.14 wird ab einer bestimmten kritischen Teilchengröße r_c die Umgehung des Teilchens (Orowan $\Delta\tau_O$) energieeffizienter als das Schneiden (Friedel $\Delta\tau_F$). Bei diesem Radius r_c wird die Versetzung am meisten behindert und der größte Festigkeitsanstieg erzielt [97].

2.2.5 Wärmebehandlung

Um Legierungen und Bauteilen aus Aluminium die für ihre Anwendung notwendigen Eigenschaftsprofile im Rahmen der gewählten Legierung zu geben, werden sie meist einer Wärmebehandlung unterzogen. Dadurch kann die Festigkeit aushärtbarer Aluminiumlegierungen wesentlich erhöht werden. Im Vergleich zur Festigkeitssteigerung durch

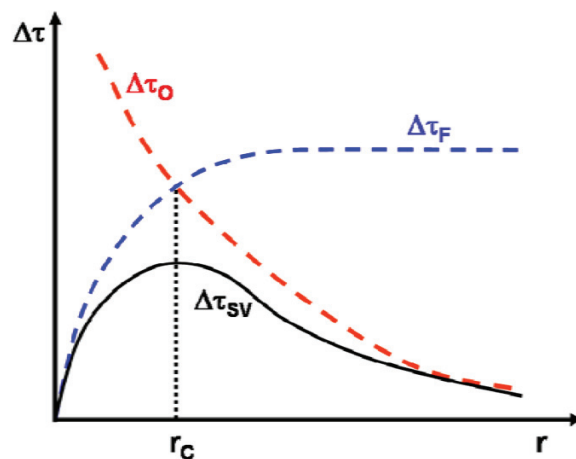


Abbildung 2.14: Schematische Darstellung der Festigkeitszunahme in Abhängigkeit der Teilchengröße [97]

Kaltumformung ist dabei die Einbuße an Umformbarkeit gering. Das Aushärten erfolgt grundsätzlich nach Abbildung 2.15 in den drei Arbeitsgängen [13, 38]:

- Lösungsglühen
- Abschrecken und
- Auslagern

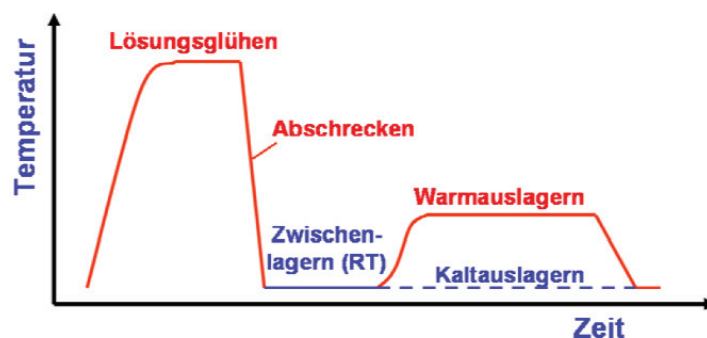


Abbildung 2.15: Ablauf der Wärmebehandlung für aushärtbare Legierungen [97]

Lösungsglühen:

Durch das Lösungsglühen soll ein Übersättigungszustand des Metallgitters mit homogenen α -Mischkristallen eingestellt werden. Dabei werden alle für die Aushärtung relevanten Legierungselemente durch Diffusion im Mischkristall gelöst. Für übliche Al-Legierungen liegt die Lösungsglüh-temperatur zwischen 470 °C und 560 °C, abhängig von der jeweiligen Legierung.

Abschrecken:

Der Abschreckvorgang dient zur Erhaltung des durch das Lösungsglühen erzielten homogenen Zustandes bei Raumtemperatur. Um ein vorzeitiges Ausscheiden der überschüssig gelösten Bestandteile zu vermeiden, muss das Temperaturgebiet zwischen Lösungsglüh-temperatur und ca. 200 °C möglichst rasch durchlaufen werden. Die notwendige Abschreckgeschwindigkeit ist in erster Linie von der Legierungszusammensetzung abhängig.

Auslagern:

Beim Auslagern erfolgt die Annäherung an den Gleichgewichtszustand durch Diffusion. Dieser Prozess ist temperatur- und zeitabhängig. Es ist möglich die Bildung der gewünschten Ausscheidungen entweder über Kaltauslagerung oder Warmauslagerung zu erreichen. In Abbildung 2.16 ist der prinzipielle Ablauf des Aushärtungsvorganges noch einmal detailliert dargestellt [13, 38].

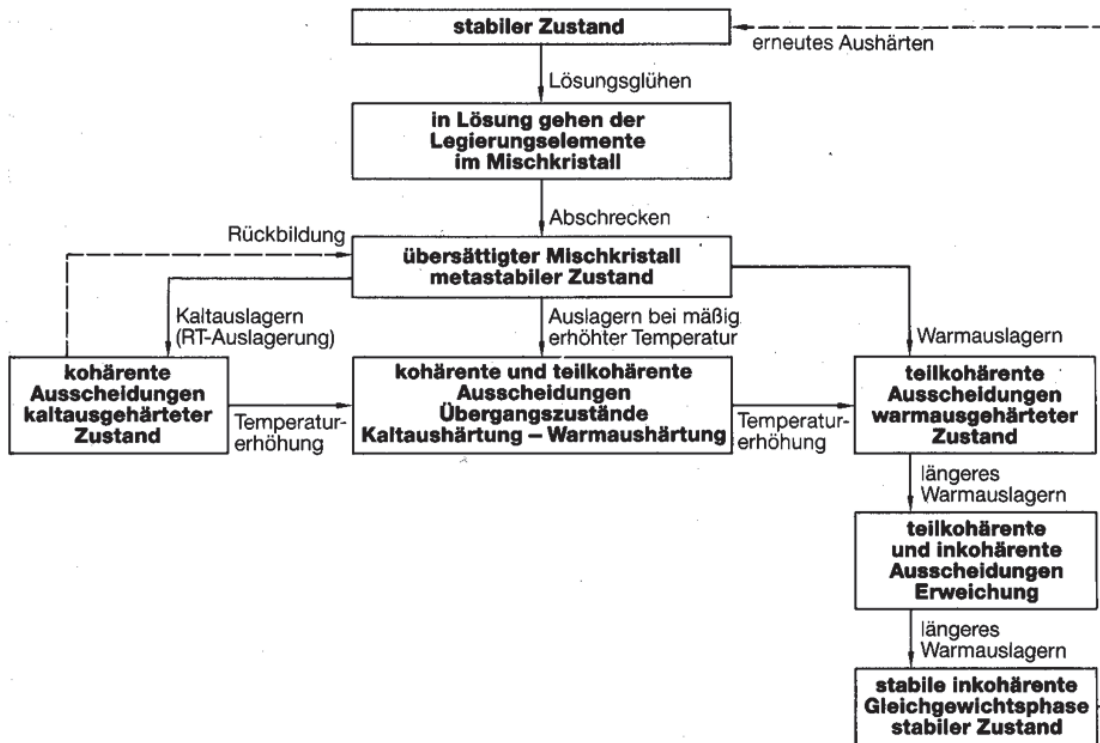


Abbildung 2.16: Schema des Aushärtungsvorganges [38]

Die Warmauslagerung erfolgt im Temperaturbereich von 100 °C bis 200 °C. Während dieses Warmauslagerns tritt ein Aushärtungseffekt durch Bildung metastabiler, teilkohärenter Phasen, meist Gunier-Preston-II-Zonen, auf. Beim Warmauslagern werden höhere Festigkeitssteigerungen als beim Kaltauslagern erreicht einhergehend mit einer Abnahme der Bruchdehnung. Wird bei hohen Temperaturen oder sehr lange Zeit ausgelagert, so treten Überalterungseffekte auf, welche durch die Bildung inkohärenter Gleichgewichtsphasen

einen Rückgang der Festigkeit bei Zunahme der Bruchdehnung bewirken (Abbildung 2.17, Zustände T7x).

Bezeichnung der Wärmebehandlungszustände

Die DIN EN 515:1993 listet die Bezeichnungen der Werkstoffzustände für Aluminium und Aluminiumlegierungen auf [20]. Die Temperaturzustände (T) haben für Knetlegierungen eine Bedeutung. Der Buchstabe T in Kombination mit einer Ziffer legt die Art der Wärmebehandlung fest. In diesem Zusammenhang sei nur der höchstfeste Zustand T6 (Lösungsglühen - warmausgelagert) sowie der überalterte Zustand T7 (Lösungsglühen - überhärten) gemäß Abbildung 2.17 genannt.



Abbildung 2.17: T6x und T7x Wärmebehandlungszustände mit entsprechender Festigkeit [38]

2.2.6 System Al-Zn

Das binäre Phasensystem Al-Zn ist in Abbildung 2.18 dargestellt.

Bei höheren Temperaturen ist Zink im Al-Mischkristall in großen Mengen bis zu 70 % löslich. Bei Abkühlung im Gleichgewicht fällt die Löslichkeit des Mischkristalls auf 31,6 % bei 275 °C über 4 % bei 100 °C auf 2 % bei Raumtemperatur hin ab. Bei einem mit Cu angereicherten Mischkristall erhöht sich die Löslichkeit auf 5,5 % Zink. Daher bleiben die in technischen Aluminiumlegierungen vorkommenden Zinkgehalte im Al-Mischkristall gelöst und treten nicht als selbständiger Gefügebestandteil auf. Zinkzusätze zu Aluminiumlegierungen erhöhen die Zugfestigkeit. Bei gleichzeitiger Gegenwart von Zn und Mg fällt die Löslichkeitskurve des Zinks im Gleichgewicht sehr viel stärker ab, wobei die Kristallarten $MgZn_2 + Al_2Zn_2Mg_3$ gebildet werden, die eine zusätzliche Aushärtung der Legierung bewirken [37].

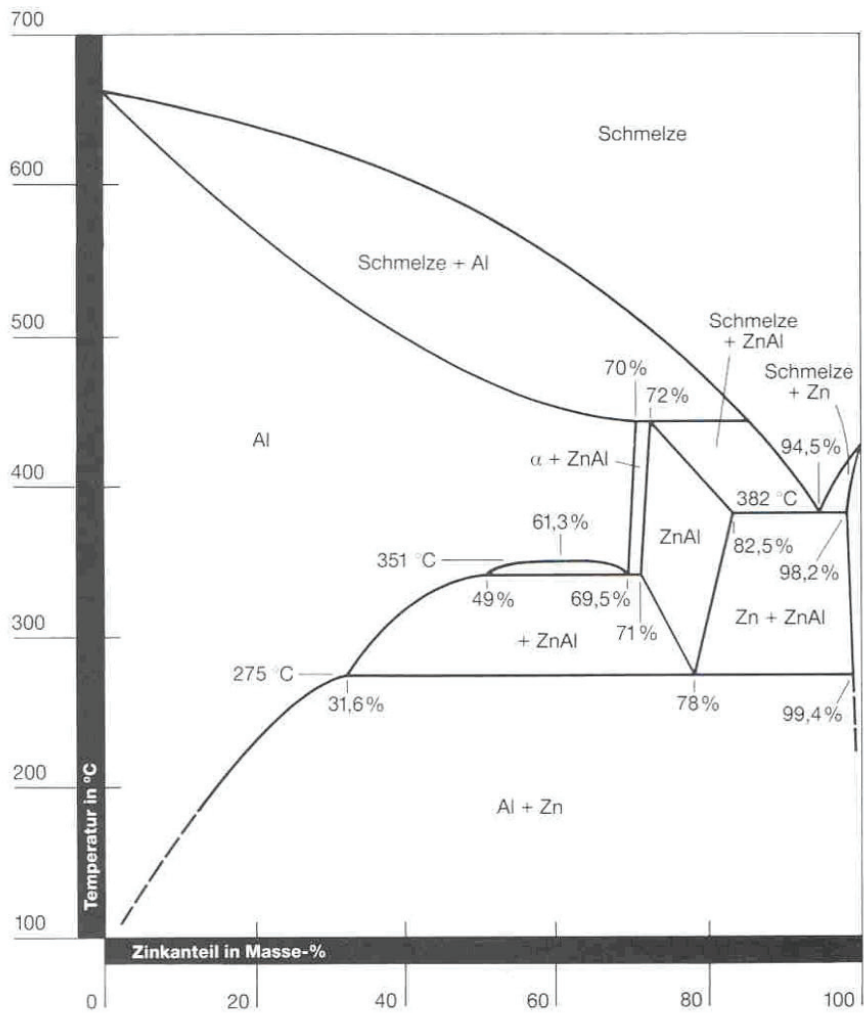


Abbildung 2.18: System Al-Zn [38]

2.2.7 System Al-Mg

Das binäre Phasensystem Al-Mg ist in Abbildung 2.19 dargestellt.

Die maximale Löslichkeit von Mg im Mischkristall beträgt 15,4 % bei 451 °C. Dieses erhebliche Lösungsvermögen von Aluminium für Magnesium macht eine technisch nutzbare Mischkristallhärtung möglich. Bei sinkenden Temperaturen nimmt die Löslichkeit auf 5,3 % bei 300 °C und auf 2,9 % Mg im Al-Mischkristall bei 200 °C ab. Legierungen, die mehr Mg enthalten als der Löslichkeit entspricht, haben im Gefüge die Verbindung Al_3Mg_2 .

Magnesium bewirkt eine Steigerung von Festigkeit und Härte in Al-Legierungen. Ist zusätzlich bei binären Al-Mg-Legierungen ca. 1 % Silizium vorhanden, so werden diese Legierungen durch das Auftreten der Verbindung Mg_2Si aushärtbar. Al-Mg-Legierungen werden hauptsächlich dort verwendet, wo hohe Korrosionsbeständigkeit, vor allem gegen schwach alkalische Medien und Seewasser, erforderlich ist. Zusätze von Kupfer oder Zink vermindern die chemische Beständigkeit, während Si-Zusätze keine wesentlichen Nachteile bewirken [37].

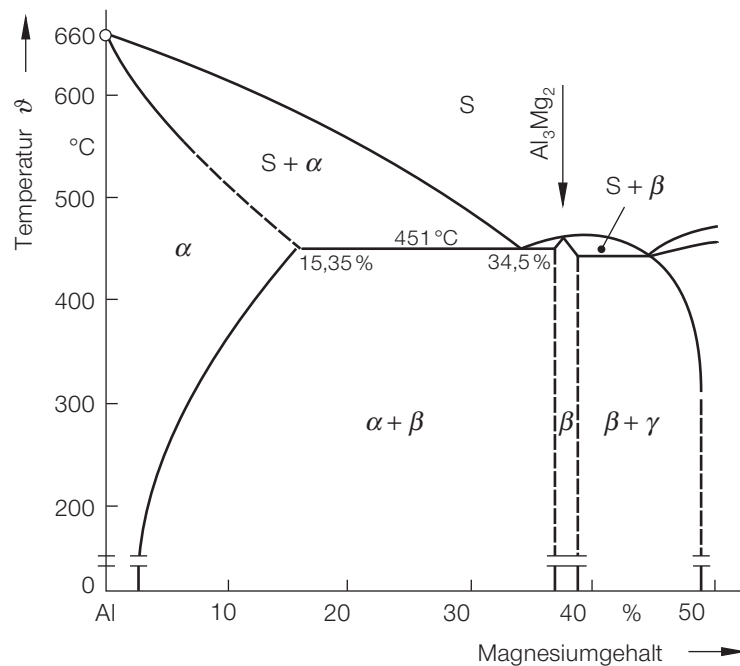


Abbildung 2.19: System Al-Mg [38]

2.3 Kriechen und Relaxation

2.3.1 Allgemeines

Definition Kriechen:

Kriechen ist die mit der Zeit zunehmende plastische Verformung eines Werkstoffes unter konstanter mechanischer Beanspruchung oberhalb der Kristallerholungstemperatur, bei der die Verfestigung mittels Kaltverformung aufgehoben ist [28, 42].

Definition Relaxation:

Der Abbau von Spannungen in einem Metall durch Kriechen bei konstanter Dehnung wird als Relaxation bezeichnet [42].

Die in einem Kriechprüfstand experimentell ermittelte Kriechkurve ist in der Regel die Kriechdehnung ε als Funktion der Zeit t bei konstanter Temperatur und Belastung gemäß Abbildung 2.20(a). Versuche bei konstanter Spannung spielen auf Grund der aufwändigeren Versuchsdurchführung eine untergeordnete Rolle. Für Materialien mit geringer Duktilität wie Magnesium ist eine nahezu idente Kriechkurve zu erwarten, während bei duktilen Werkstoffen wie Aluminium eine Querschnittsverjüngung und folglich ein Anstieg der Spannung auftreten. Dies verursacht eine Verzerrung der Kriechkurve und bewirkt ein weniger ausgeprägtes Primärkriechen sowie ein verstärktes tertiäres Kriechen.

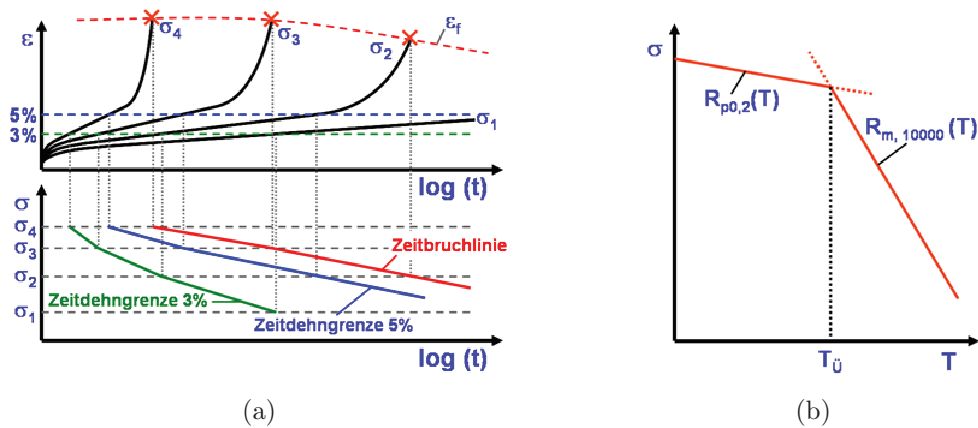


Abbildung 2.20: a) Konstruktion der Zeitdehngrenz- und Zeitbruchlinien aus mehreren Kriechkurven, b) Zeitstandschaubild [97]

Abhängig von Belastung und Temperatur kommt es nach einer bestimmten Zeit t_r (Kriechbruchzeit) zum Versagen durch Kriechbruch. Der entsprechende Materialkennwert ist die Zeitstandfestigkeit $R_{m,t,T}$, welche jene Belastung beschreibt, die über einen bestimmten Zeitraum (z. B. 100.000 h) bei einer bestimmten Temperatur ertragen werden kann. Bei begrenzter zulässiger Verformung wird die Zeitdehngrenze $R_{px,t,T}$ als Kennwert

zur Auslegung kriechbeanspruchter Bauteile herangezogen (Abbildung 2.20(b)). Mit Hilfe von Kennwerten wie Kriechbruchzeit, Kriechbruchdehnung und minimaler Kriechdehnrate, welche aus dem Kriechversuch gewonnen werden, können die in Abbildung 2.20 dargestellten Zeitstandschaubilder und Zeitdehngrenzdiagramme konstruiert werden. An Hand dieser Schaubilder ist die Ermittlung der zulässigen Temperatur und Spannung bei einer geforderten Einsatzdauer möglich [28, 42].

2.3.2 Vorgänge beim Kriechen

In metallischen Werkstoffen nimmt bei hohen Temperaturen die Zahl der Punktdefekte, insbesondere der Leerstellen, aus thermodynamischen Gründen zu. Diffusionsgesteuerte zeitabhängige Prozesse wie das Klettern von Versetzungen gewinnen an Bedeutung. Diffusionsprozesse kommen erst am absoluten Nullpunkt zum Erliegen, weshalb Kriecheffekte bei jeder Temperatur auftreten können. Messbar werden sie aber auf Grund der exponentiellen Abhängigkeit der Diffusionskonstante von der Temperatur ab ca. $0,3 \cdot T_s$ für Reinelemente bzw. $0,4 \cdot T_s$ für Legierungen [47]. Quergleiten und Klettern von Versetzungssegmenten ermöglichen einen Wechsel der Gleitebene. Mit zunehmender Temperatur wird das Verformungsverhalten homogener. Versetzungssegmente mit geeigneten Burgersvektoren können durch Wechsel der Gleitebene rekombinieren und unter Freisetzung der zugehörigen Linienenergie zum Abbau der im Festkörper gespeicherten potenziellen Energie beitragen.

Bei niedrigen Temperaturen kann eine Verformung auf Grund einer konstanten Belastung durch Verfestigungsprozesse im Werkstoff zum Erliegen kommen. Bei höheren Temperaturen können thermisch aktivierte Prozesse zu einer fortschreitenden Verformung des Werkstoffes, auch bei Belastungen unterhalb der Streckgrenze, führen [4].

2.3.3 Bereiche der Kriechkurve

Die Ableitung der Kriechdehnung ε nach der Zeit ergibt die Kriechdehnrate $\dot{\varepsilon}$, welche von der Spannung σ , von der Temperatur T und der Zeit t abhängig ist (Abbildung 2.21). Betrachtet man die unter konstanter Spannung aufgenommene Kriechkurve bzw. den zeitlichen Verlauf der Kriechdehnrate, so können folgende drei Bereiche unterschieden werden:

- Bereich 1: Primäres (oder Übergangs-) Kriechen
- Bereich 2: Sekundäres (oder stationäres) Kriechen
- Bereich 3: Tertiäres (oder beschleunigtes) Kriechen

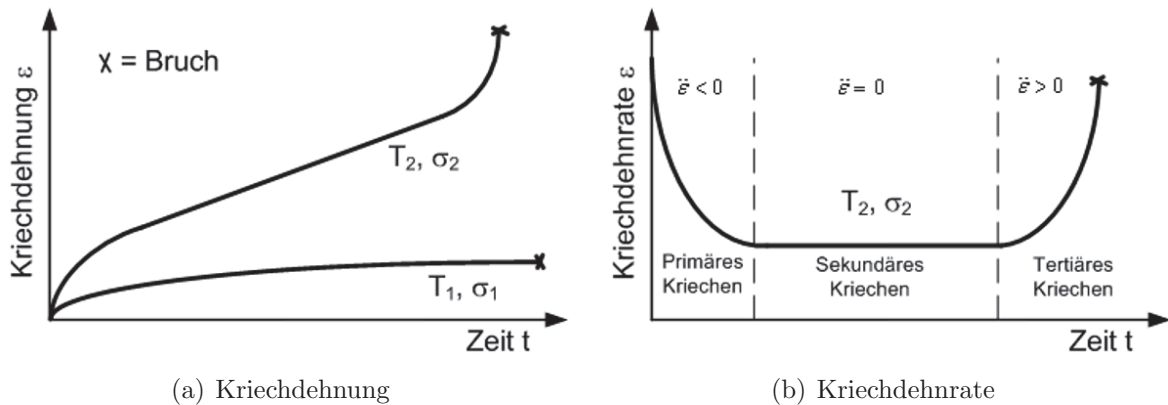


Abbildung 2.21: Kriechdehnung und Kriechdehnrate versus Versuchszeit

Primärkriechen

Nach Aufbringen der Belastung beim Kriechversuch nimmt die Verformungsgeschwindigkeit bis zum Erreichen eines Minimums entsprechend Abbildung 2.21(b) ab. Diese Abnahme der Kriechdehnrate basiert bei einphasigen, polykristallinen Legierungen auf den festigkeitssteigernden Mechanismen der Kaltverfestigung. Durch die Verformung kommt es zur Bildung neuer Versetzungen und somit zu einer Erhöhung der Versetzungsdichte, was zu einer Abnahme der Versetzungsbeweglichkeit führt.

Sekundärkriechen

Die Kriechdehnrate ist während des sekundären Kriechens konstant auf Grund eines Gleichgewichts von Verfestigungs- und Entfestigungsprozessen (Abbildung 2.21(b)). Die Bildung neuer Versetzungen wird durch Rekombinations- und Annihilationseffekte ausgeglichen. Die konstante Kriechdehnrate kann durch den Ansatz nach Norton/Bailey [39] durch Gleichung 2.2 beschrieben werden.

$$\dot{\epsilon}_s = A \cdot \sigma^n \quad (2.2)$$

A ist hierbei eine Materialkonstante und n der Spannungsexponent.

Tertiärkriechen

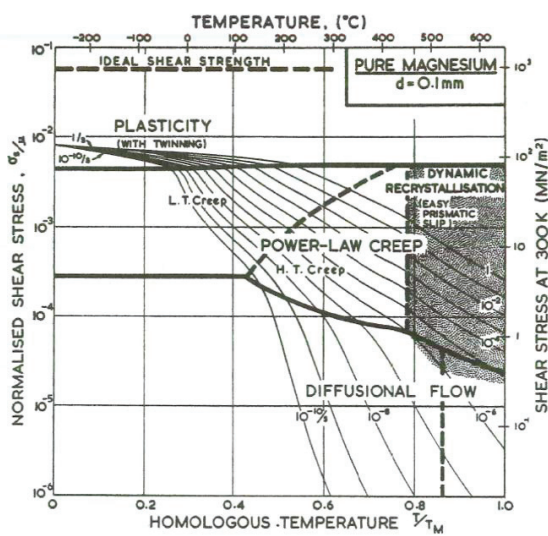
Während des Kriechens entstehen Kriechporen oder Mikrorisse im Gefüge des Werkstoffes, was einer Schädigung entspricht. Diese lokalen Schwächungen des Materials sowie die Erhöhung der Spannung auf Grund der Querschnittsverjüngung führen zu einem Anstieg der Kriechdehnrate gemäß Abbildung 2.21(b) und schließlich zum Versagen der Probe durch den Kriechbruch [53].

2.3.4 Kriechmechanismen

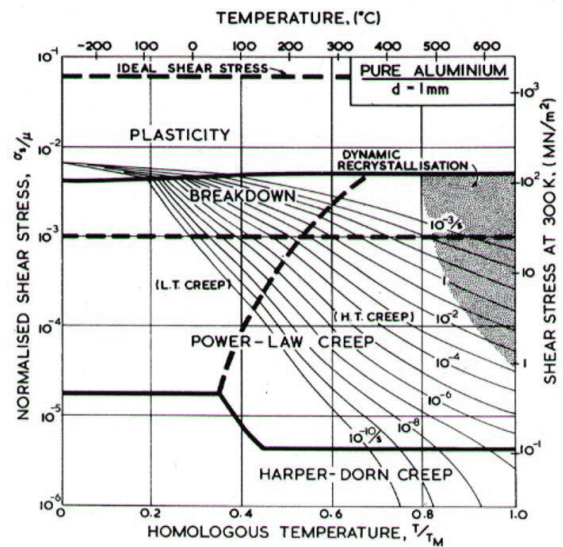
In Abhängigkeit der einwirkenden Spannung und Temperatur geben Frost und Ashby [47] folgende mögliche Verformungsmechanismen beim Kriechen an:

- Plastizität durch Versetzungsgleiten
- Versetzungskriechen
- Diffusionskriechen

Die Mechanismen Versetzungs- und Diffusionskriechen beziehen sich auf das zeitabhängige Verformungsverhalten. Die zu erwartenden Verformungsmechanismen können in sogenannten Deformations-Mechanismus-Karten in Abhängigkeit der Temperatur und der auf den Schubmodul normierten Scherspannungen aufgetragen werden (Abbildung 2.22). An Hand dieser Diagramme sind Dehnraten und Verformungsmechanismen ablesbar. Diese Daten sind allerdings nur für wenige Werkstoffe verfügbar und meist nur für Reinelemente aufgenommen. Es ist aber zu erwarten, dass die zugehörigen Legierungen ein ähnliches Verhalten aufweisen. Die Grenzen zwischen den unterschiedlichen Mechanismen verschieben sich bei Änderung der Legierungszusammensetzung und der Korngröße. Abbildung 2.22 zeigt diese Deformations-Mechanismen-Karten für die Werkstoffe Magnesium und Aluminium.



(a) Deformations-Mechanismus-Karte Mg



(b) Deformations-Mechanismus-Karte Al

Abbildung 2.22: Deformations-Mechanismen Karten für Mg und Al [47]

2.3.4.1 Versetzungskriechen

Ohne thermische Aktivierung können sich Versetzungen nur in Richtung ihres Burgervektors bewegen, das heißt in Richtung ihrer Gleitebene. Das gilt im Besonderen dann, wenn eine Versetzung durch Teilchen blockiert wird. Sofern eine Versetzung das Teilchen nicht

am Äquator trifft, gibt es entsprechend Abbildung 2.23 stets eine tangentielle Kraftkomponente $\tau_b \cdot \tan \theta$, welche versucht, die Versetzung aus ihrer Gleitebene zu drängen.

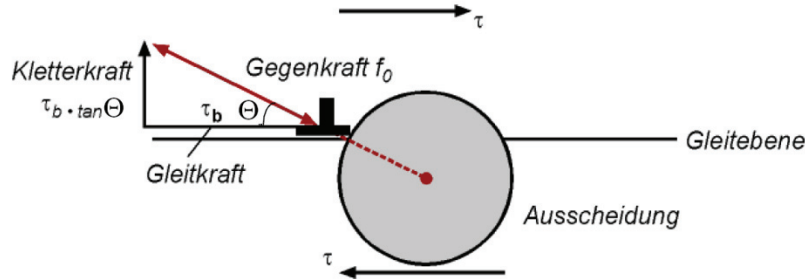


Abbildung 2.23: Auf eine Versetzung wirkende Kraftkomponenten beim Auftreffen auf ein Teilchen [39]

Das Klettern der Versetzung bewirkt ein Freikommen vom Ausscheidungsteilchen, welches sie beim Gleiten in der Gleitebene blockiert hat. Dieses Klettern setzt Diffusion voraus. Die effektive Diffusionskonstante D_{eff} besteht aus den Konstanten der Korngrenzen- und Gitterdiffusion und ist demnach von der Korngröße abhängig. Die Kriechrate $\dot{\epsilon}_s$ ist folglich neben der Temperatur T und der Spannung σ auch stark von der Gefügestruktur, besonders von der Korngröße, abhängig (Gleichung 2.3).

$$\dot{\epsilon}_s \sim \frac{D_{\text{eff}} \cdot \sigma^n}{T} \quad (2.3)$$

2.3.4.2 Diffusionskriechen

Mit sinkender Spannung nimmt die Kriechrate entsprechend der Potenzabhängigkeit rasch ab. Auch bei sehr kleinen Spannungen kommt der Kriechvorgang nicht zum Erliegen, da in diesem Bereich die Formänderung der Körner direkt durch Diffusion von einer Kornseite zur anderen erfolgt. Die Spannung σ ist auch hier wieder die treibende Kraft für diesen Mechanismus.

Beim Diffusionskriechen wird, wie in Abbildung 2.24 dargestellt, zusätzlich zwischen Gitterdiffusion und Korngrenzendiffusion unterschieden. Welcher Mechanismus dominiert hängt von der vorherrschenden Temperatur ab. Bei hohen Temperaturen erfolgt bevorzugt die Gitterdiffusion, auch als Nabarro-Herring Kriechen bezeichnet, welche proportional zu $1/d^2$ ist (Gleichung 2.4).

$$\dot{\epsilon}_s = \frac{C \cdot D \cdot \sigma}{d^2} = \frac{C' \cdot \sigma \cdot \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right)}{d^2} \quad (2.4)$$

Bei kleinen homologen Temperaturen T/T_s verläuft die Gitterdiffusion langsam, wodurch die Korngrenzendiffusion, auch Coble Kriechen genannt, stärker ausgeprägt ist.

Die Kriechdehnrate bei der Korngrendiffusion ist nach Gleichung 2.5 proportional zu $1/d^3$ [39].

$$\dot{\epsilon}_s = \frac{C \cdot D \cdot \sigma}{d^3} = \frac{C' \cdot \sigma \cdot \exp\frac{-Q}{RT}}{d^3} \quad (2.5)$$

C und C' sind Konstanten, R die Gaskonstante, Q die Aktivierungsenergie und d die Korngröße. Mit zunehmender Korngröße d nimmt die sekundäre Kriechdehnrate $\dot{\epsilon}_s$ ab, da die diffundierende Materie größere Strecken zurücklegen muss [28, 39].

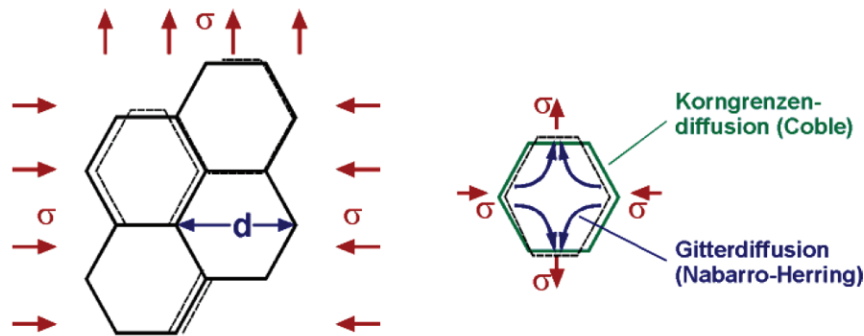


Abbildung 2.24: Korngrendiffusion nach Coble und Gitterdiffusion nach Nabarro-Herring [39]

2.3.5 Sekundäre Kriechdehnrate

Der Bereich der konstanten Kriechdehnrate ist zur technischen Auslegung wichtig, weshalb in weiterer Folge vertiefend auf diesen eingegangen wird.

2.3.5.1 Spannungsabhängigkeit der sekundären Kriechdehnrate

F. H. Norton fand diesen Zusammenhang zwischen sekundärer Kriechdehnrate und der Spannung entsprechend Gleichung 2.6 bereits im Jahre 1929 für Stahlwerkstoffe. Inzwischen wurde er für zahlreiche Werkstoffgruppen wie Ni-Basislegierungen, austenitische Stähle sowie Magnesium- [24, 28, 62, 83, 100] und Aluminiumlegierungen [97] bestätigt. Dieser Ansatz wird häufig als "Norton's Law" bezeichnet (Gleichung 2.6).

$$\dot{\epsilon} \sim \sigma^n \quad (2.6)$$

Das Gesetz gemäß Gleichung 2.6 wird oft für die Beschreibung von Kriechvorgängen angewendet und hat sich in der Praxis für die Interpretation experimenteller Kriechversuche bewährt. Abhängig vom wirkenden Kriechmechanismus und anderen Einflussgrößen kann

der Spannungsexponent n variieren und ist somit ein Indikator für den dominierenden Kriechmechanismus [28]. Der Ansatz nach Norton wurde in weiterer Folge modifiziert und angepasst. Eine Übersicht der wichtigsten Ansätze zur Beschreibung der Spannungsabhängigkeit der minimalen Kriechdehnrate zeigt Minichmayr [97].

2.3.5.2 Temperaturabhängigkeit der sekundären Kriechdehnrate

Untersuchungen über die Abhängigkeit der sekundären Kriechdehnrate von der Temperatur zeigen, dass der Zusammenhang ähnlich wie bei Diffusions- und Oxidationsvorgängen mit einem Arrhenius-Ansatz gemäß Gleichung 2.7 beschrieben werden kann.

$$\dot{\epsilon} \sim \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (2.7)$$

Q ist hierbei die Aktivierungsenergie für das Kriechen und R die Gaskonstante. Der Wert von Q kann in Abhängigkeit des wirkenden Kriechmechanismus bei einem Werkstoff variieren [28]. Weitere Ansätze zur Beschreibung dieses Zusammenhangs finden sich in Minichmayr [97].

Durch Kombination der Spannungs- und Temperaturabhängigkeit der sekundären Kriechdehnrate ergibt sich der Ansatz entsprechend Gleichung 7.3, welcher für die Beschreibung von Kriechprozessen gut geeignet ist.

$$\dot{\epsilon} = A \sigma^n \cdot \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (2.8)$$

2.3.6 Extrapolation von Kriechdaten

Aus Zeit- und Kostengründen ist es nicht möglich, über den gesamten Temperatur- und Spannungsbereich experimentelle Kriechdaten zu generieren. Es ist daher sinnvoll, Langzeitdaten aus kürzeren Versuchen abzuleiten. Jegliche Extrapolation von Kriechdaten basiert auf dem Zusammenhang von Spannung σ , Kriechbruchzeit t_r und Temperatur T (Gleichung 2.9).

$$f(\sigma, t_r, T) = \text{const.} \quad (2.9)$$

Sogenannte Zeit-Temperatur- und Zeit-Spannung-Parameter repräsentieren Möglichkeiten, Kriechversuche bei erhöhter Temperatur und Belastung zu beschleunigen.

2.3.6.1 Zeit-Temperatur-Parameter

Um eine Bewertung der ertragbaren Spannung bei einer gewünschten Einsatzdauer zu erhalten, werden häufig Zeit-Temperatur-Parameter (t/T -Parameter) nach Gleichung 2.10

verwendet.

$$f(t_r, T) = P(\sigma) = \text{konst. bei } \sigma = \text{konst.} \quad (2.10)$$

Experimentell ermittelte Kriechdaten unterschiedlicher Temperaturniveaus werden betrachtet und durch Darstellung der Versuchspunkte als Versuchsspannung σ oder $\log(\sigma)$ über den Zeit-Temperatur-Parameter eine Masterkurve bestimmt [97].

Ausgangspunkt der Parameter ist die bereits bekannte Temperaturabhängigkeit der sekundären Kriechdehnrate $\dot{\epsilon}_s$ durch einen Arrhenius-Ansatz nach Gleichung 2.11.

$$\dot{\epsilon}_s = A \cdot \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (2.11)$$

Durch Integration nach der Zeit erhält man die Kriechdehnung ε in Abhängigkeit der Zeit t und der Temperatur T . Die temperaturkompensierte Zeit θ wird eingeführt (Gleichung 2.12 und 2.13).

$$\varepsilon = A \cdot t \cdot \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) = A \cdot \theta \quad (2.12)$$

$$\theta = t \cdot \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (2.13)$$

Versuche zeigen, dass die Kriechdehnung ε beim Kriechbruch für einen gegebenen Wert θ_r konstant ist. Daraus ergibt sich, dass θ_r als Konstruktionsparameter verwendet werden kann [1, 39] (Gleichung 2.14 und 2.15):

$$\log \theta_r = \log t_r - \frac{4,1868}{\ln 10 \cdot R} \cdot Q \cdot \frac{1}{T} \quad (2.14)$$

$$\log \theta_r = \log t_r - 0,217 \cdot Q \cdot \frac{1}{T} \quad (2.15)$$

Sherby-Dorn

Der Sherby-Dorn-Parameter entspricht dem Wert θ zu einer bestimmten Kriechbruchzeit t_r und Temperatur T nach Gleichung 2.16.

$$P_{S-D} = \log \theta_r \quad (2.16)$$

Für eine konstante Spannung gilt:

$$\log t_r = P_{S-D} + 0,217 \cdot Q \cdot \frac{1}{T} \quad (2.17)$$

Daraus ergibt sich eine Auftragung im Diagramm von $\log(t_r)$ über $1/T$ nach Abbildung 2.25(a). Die S-D-Linien verlaufen parallel mit einer Steigung von $0,217 \cdot Q$. Bei $1/T = 0$ wird der Wert für P_{SD} ermittelt [39, 88].

Larson-Miller

Larson-Miller [1] nimmt an, dass θ_r spannungsunabhängig und Q eine Funktion der Spannung σ ist (Gleichung 2.18).

$$P_{L-M} = 0,217 \cdot Q = T (\log t_r + C) \quad (2.18)$$

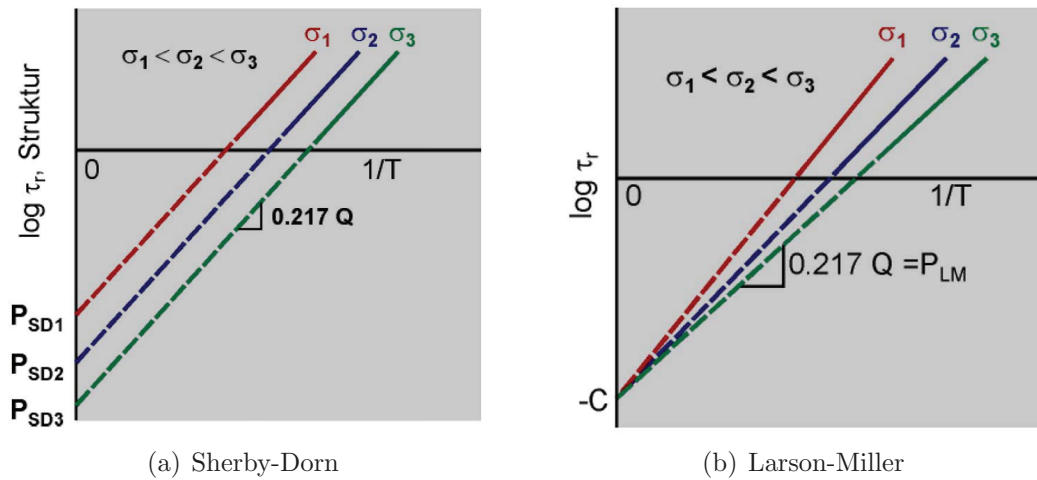


Abbildung 2.25: Bestimmung der Zeit-Temperatur-Parameter nach Larson-Miller und Sherby-Dorn bei Auftragung von $\log(t_r)$ gegen $1/T$ [39]

Es wird wieder das Diagramm $\log(t_r)$ über $1/T$ gemäß Abbildung 2.25(b) aufgetragen. Im Punkt $1/T = 0$ ergibt sich nun ein Fixpunkt ($-C$), durch welchen sämtliche L-M-Linien verlaufen. Die Steigung der Linien ist wiederum $0,217 \cdot Q$ [1, 39].

Die beiden Zeit-Temperatur-Parameter nach Sherby-Dorn und Larson-Miller sind die wichtigsten Parameter zur Beschreibung bzw. Extrapolation von Kriechdaten. Minichmayr [97] gibt einen Überblick weiterer Zeit-Temperatur- bzw. Zeit-Spannungs-Parameter. Da Zeit-Spannungs-Parameter in der Praxis kaum Anwendung finden, wird hier auf eine genaue Ausführung verzichtet.

2.3.7 Modelle zur Beschreibung von Kriechkurven

In der Literatur existiert eine Vielzahl unterschiedlicher Modelle zur Berechnung der zeitabhängigen Kriechverformung. Dabei wurde versucht, mit unterschiedlichen Arten von Modellen dem charakteristischen Verhalten Rechnung zu tragen. Empirische Modelle ohne Berücksichtigung der Spannungs- und Temperaturabhängigkeit der Kriechmechanismen bis hin zu aufwändigen konstitutiven Materialgleichungen wurden publiziert. Grundsätzlich können die Ansätze in rheologische, kontinuumsmechanische, empirische und physikalische Modelle unterteilt werden. Minichmayr [97] gibt einen Überblick über Modelle dieser Gruppen. In dieser Arbeit soll lediglich die Zeit- und Dehnungsverfestigungstheorie genauer beschrieben werden, da diese Methode in weiterer Folge zur Modellierung des Kriechverhaltens angewendet wird.

2.3.7.1 Zeit- und Dehnungsverfestigungstheorie

Das Prinzip dieser beiden Methoden ist an Hand des Spannungsverlaufs in Abbildung 2.26 dargestellt. Die resultierende Kriechdehnung bei Anwendung der beiden Theorien enthält

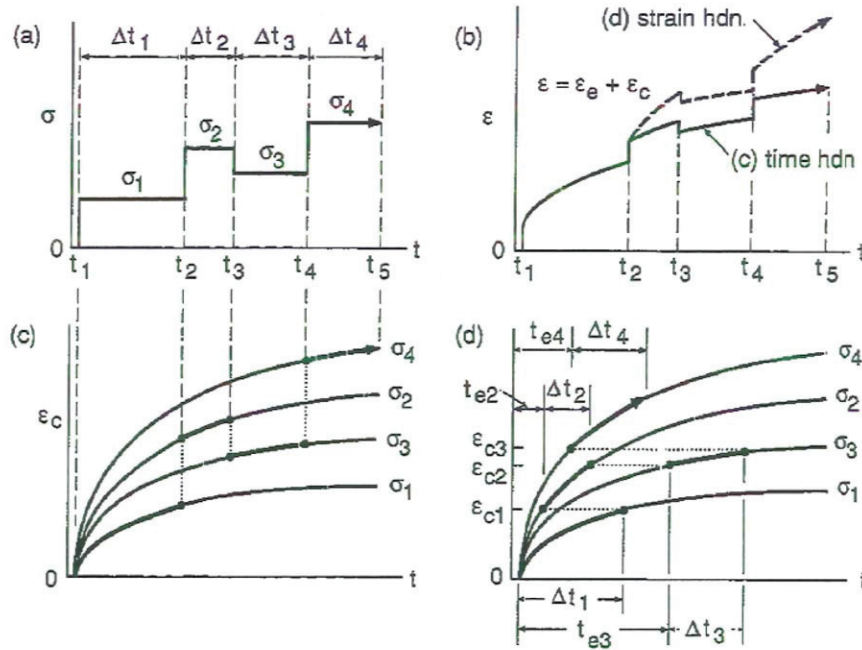


Abbildung 2.26: a) Ein Spannungsverlauf b) abgeschätzter Dehnungsverlauf basierend auf c) der Zeitverfestigungs- und d) der Dehnungsverfestigungstheorie [87]

Teilbild (b) in Abbildung 2.26.

Zeitverfestigungstheorie

Bei Anwendung der Zeitverfestigungstheorie werden die Kriechdehnungsverläufe über der Zeit bei allen Spannungsniveaus betrachtet (c). Erfolgt eine Spannungsänderung, so wird angenommen, dass die Kriechverformung der Kriechkurve des neuen Spannungsniveaus folgt, beginnend bei der aktuellen Zeit. Dies bedeutet, dass zum Beispiel nach der Spannungsänderung zu σ_2 bei der Zeit t_2 , die Kriechkurve für σ_2 verwendet wird, um den weiteren Kriechdehnungsverlauf abzuschätzen bis eine weitere Spannungsänderung eintritt. Diese einzelnen Segmente werden in weiterer Folge kombiniert, um den finalen Kriechdehnungsverlauf in Teilbild (b) zu erhalten. Ist der Kriechdehnungsverlauf ε_c über die Zeit bekannt (Gleichung 2.19), so kann die Änderung der Kriechdehnung $\Delta\varepsilon_{ci}$ durch die Differenz der Dehnungen der entsprechenden Kriechdehnungsverläufe bei t_i und t_{i+1} gemäß Gleichung 2.20 bestimmt werden.

$$\varepsilon_c = f(\sigma_2 t_2) \quad (2.19)$$

$$\Delta\varepsilon_{ci} = f(\sigma_i t_{i+1}) - f(\sigma_i t_i) \quad (2.20)$$

Die akkumulierte Kriechdehnung ε_c zu einem Zeitpunkt t ist somit die Summe der Kriechdehnungssinkremente von allen aufgetretenen Spannungen (Gleichung 2.21).

$$\varepsilon_c = \sum \Delta\varepsilon_{ci} \quad (2.21)$$

Durch die Summe der elastischen Dehnung ε_e entsprechend der Spannung und der akkumulierten Kriechdehnung ε_c erhält man die Gesamtdehnung ε nach Gleichung 2.22.

$$\varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_c \quad (2.22)$$

Eine einfache Form der Zeitverfestigungstheorie ist im Finite-Elemente-Programm ABAQUS implementiert. Die aktuelle Kriechdehnrate wird abhängig von der Zeit nach Gleichung 2.23 berechnet.

$$\frac{d\varepsilon_c}{dt} = \dot{\varepsilon} = A \cdot \sigma^n \cdot t^m \quad (2.23)$$

Der erste Teil der Gleichung entspricht dabei dem Norton-Ansatz und der Term t^m beschreibt die zeitabhängige Verfestigung. Der Exponent m muss zwischen -1 und 0 liegen. Durch Integration zu Gleichung 2.24 können die Kriechdehnung über die Zeit beschrieben und die Parameter A , m und n in Abhängigkeit der Temperatur T ermittelt werden.

$$\varepsilon = \left(\frac{1}{m+1} \right) A \cdot \sigma^n \cdot t^{m+1} \quad (2.24)$$

Nachteil dieser Formulierung ist, dass die berechnete Kriechdehnrate für $t = \infty$ gegen null strebt. Somit können nur Werkstoffe beschrieben werden, die ein ausgeprägtes primäres Kriechen zeigen [56, 57].

Dehnungsverfestigungstheorie

Die Dehnungsverfestigungstheorie nimmt im Gegensatz zum Ansatz der Zeitverfestigung an, dass die Verformung nach einer Spannungsänderung entsprechend dem Punkt der neuen Kriechkurve fortschreitet, der dem aktuellen Dehnungswert entspricht. Bei der Spannungsänderung auf σ_2 wird also der Kriechdehnungsverlauf von σ_2 im Zeitintervall Δt_2 verwendet, um die fortschreitende Kriechverformung abzuschätzen (Abbildung 2.26). Der Startpunkt auf der Kurve von σ_2 ist also nicht beim wirklichen Zeitpunkt t_2 , sondern bei der fiktiven Zeit t_{e2} . Bei jeder Spannungsänderung muss also der Wert t_{ei} an Hand der Kriechdehnung des vorangegangenen Steps durch Lösen der Gleichung 2.25 errechnet werden.

$$\varepsilon_{c(i-1)} = f(\sigma_i t_{ei}) \quad (2.25)$$

Die in einem Step auftretende Kriechdehnung $\Delta\varepsilon_{ci}$ ist in weiterer Folge an Hand von Gleichung 2.26 zu bestimmen.

$$\Delta\varepsilon_{ci} = f(\sigma_i t_{ei} + \Delta t_i) - f(\sigma_i t_{ei}) \quad (2.26)$$

Durch Anwendung der Zeit- bzw. Dehnungsverfestigungstheorie erhält man demnach unterschiedliche Ergebnisse für die resultierende Kriechdehnung über der Zeit. Beide Verfahren sind Näherungsverfahren, obwohl die Dehnungsverfestigungstheorie für technische Metalle eine höhere Genauigkeit verspricht. Dies erscheint unter dem Gesichtspunkt logisch, dass eine vorhergehende Verformung der zukünftigen Dehnung besser entspricht, als die bis dahin vergangene Zeitdauer [87].

2.3.8 Modelle zur Beschreibung des Relaxationsverhaltens

Im Folgenden werden Modelle vorgestellt, mit denen die bei Relaxation auftretende Spannungsverringering abgebildet werden kann.

2.3.8.1 Norton

Der Spannungsrelaxation liegen werkstofftechnisch gesehen Kriecheffekte zugrunde. Es erscheint daher sinnvoll, Relaxationseffekte mit Kriechgesetzen zu beschreiben. Für die Relaxation wird der Nortonansatz, ausgehend von der Spannungs- bzw. Temperaturabhängigkeit der sekundären Kriechdehnrate nach Gleichung 2.7, so umformuliert, dass die zeitliche Veränderung der Spannung abgebildet werden kann (Gleichung 2.27 und 2.28).

$$\frac{d\sigma}{dt} = -E \cdot B \cdot \sigma^n \exp^{-\frac{Q}{RT}} \quad (2.27)$$

$$\sigma(t) = \left[\sigma_0^{-n+1} - (1-n) \cdot E \cdot B \cdot \exp^{-\frac{Q}{RT}} t \right]^{\frac{1}{1-n}} \quad (2.28)$$

2.3.8.2 Arimond

Arimond stellt in [66] ein Modell vor, welches die Relaxation auf Basis einaxiger Kriechversuche in Kombination mit den geometrischen Randbedingungen und Nachgiebigkeiten des betrachteten Schraubverbandes abschätzt. In diesem Fall wird ein elastisches Verhalten der Schraube vorausgesetzt. Nach der Montage der Schraubverbindung zum Zeitpunkt $t = 0$ weist die Schraube eine Gesamtlänge $l(0)$ gemäß Gleichung 2.29, und die geklemmten Teile eine Höhe $h(0)$ nach Gleichung 2.30, entsprechend den elastischen Nachgiebigkeiten der Platte δ_0^P und der Schraube δ_0^S , auf.

$$l(0) = l_0 + F_M \cdot \delta_0^S \quad (2.29)$$

$$h(0) = h_0 - F_M \cdot \delta_0^P \quad (2.30)$$

Hierbei sind l_0 und h_0 die Länge der Schraube bzw. die Höhe der Klemmteile vor der Verschraubung und F_M die Montageklemmkraft. Die elastischen Nachgiebigkeiten können auf Basis der VDI 2230 nach den Gleichungen 2.31 und 2.32 berechnet werden.

$$\delta_0^S = \frac{l_0}{E^S \cdot A^S} \quad (2.31)$$

$$\delta_0^P = \frac{h_0}{E^P \cdot A^P} \quad (2.32)$$

E ist der E-Modul und A die Fläche. Um das zeitabhängige Verhalten zu implementieren, werden die Gleichungen 2.29 und 2.30 zu den Gleichungen 2.33 und 2.34 erweitert.

$$l(t) = l_0 + F(t) \cdot \delta_0^S \quad (2.33)$$

$$h(t) = h_0 - F(t) \cdot \delta^P(t) \quad (2.34)$$

Die Spannungsverringerng bewirkt hierbei eine Änderung der Nachgiebigkeit der Klemnteile $\delta^P(t)$ entsprechend der Klemmkraft zum jeweiligen Zeitpunkt $F(t)$. Die zeitabhängige Plattenverkürzung muss gleich der zeitabhängigen Schraubenverlängerung sein (Gleichung 2.35).

$$l(t) = h(t) \quad (2.35)$$

Die einzige Unbekannte zur Bestimmung der zeitabhängigen Klemmkraft $F(t)$ ist demnach die zeitabhängige Nachgiebigkeit der Klemnteile $\delta^P(t)$. An Hand dieser Zusammenhänge kann der Ansatz entsprechend Gleichung 2.36 formuliert werden.

$$F(t) = F_M \frac{\delta_0^P + \delta_0^S}{\delta^P(t) + \delta_0^S} \quad (2.36)$$

Die zeitabhängige Nachgiebigkeit der Klemnteile $\delta^P(t)$ ist die Summe der elastischen Nachgiebigkeit δ_0^P und der Nachgiebigkeit durch Kriechen. Die Darstellung des Kriechverhaltens durch einen zeitabhängigen E-Modul $E^P(t)$, in weiterer Folge als Relaxationsmodul bezeichnet, führt zu Gleichung 2.37.

$$\delta^P(t) = \frac{h_0}{E^P(t) \cdot A^P} \quad (2.37)$$

Für den Relaxationsmodul $E^P(t)$ gilt es nun eine Formulierung zu finden, welche das Kriechverhalten des untersuchten Werkstoffes beschreibt. Hierbei werden in der Literatur unterschiedliche Ansätze verwendet.

Arimond [66] beschreibt das Kriechverhalten von Verbundwerkstoffen mit dem primären Kriechansatz nach Gleichung 2.38.

$$\frac{1}{E^P(t)} = A + B \cdot t^{0,25} \quad (2.38)$$

Yang [72] untersuchte das Relaxationsverhalten von verzinkten Stahlklemnteilen. Er wählt für den Relaxationsmodul $E^P(t)$ einen ähnlichen Ansatz entsprechend Gleichung 2.39.

$$\frac{1}{E^P(t)} = A + B \cdot t^{0,2} \quad (2.39)$$

Kriecheffekte sind stark von der einwirkenden Spannung abhängig. Ein Ansatz zur Beschreibung des Kriechverhaltens ohne Beinhaltung der Spannung, wie von Arimond [66] und Yang [72] gewählt, erscheint unter diesem Gesichtspunkt nicht sinnvoll.

Jaglinski [111] untersuchte den Klemmkraftverlust von Stahlschrauben in einem Al-Druckgussteil. Er wählt den Ansatz gemäß Gleichung 2.40.

$$\frac{1}{E^P(t)} = A + B \cdot \sigma^n t^m \quad (2.40)$$

Dieser Ansatz entspricht dem Modell nach Norton und erscheint durch die Berücksichtigung der Spannungsabhängigkeit sinnvoll. Die Konstanten A und B sowie die Exponenten

n und m werden an Hand von Kriechdehnkurven basierend auf einaxigen Kriechversuchen für jedes untersuchte Temperaturniveau bestimmt.

Weist sowohl die Schraube als auch die Klemmplatten eine begrenzte thermische Stabilität auf, tritt ein zusätzlicher zeitabhängiger Term in Gleichung 2.36 auf (Gleichung 2.41).

$$F(t) = F_M \frac{\delta_0^P + \delta_0^S}{\delta^P(t) + \delta^S(t)} \quad (2.41)$$

2.3.9 Kriechen von Mg-Druckgusslegierungen

Das Kriech- und Relaxationsverhalten von Magnesiumlegierungen kann bei Raumtemperatur als unkritisch erachtet werden. Bei mäßig erhöhten Temperaturen ab 100 °C hat die Kriechbeständigkeit aber bereits einen maßgeblichen Einfluss auf die Fähigkeit einer Schraubverbindung, die aufgebrachte Klemmkraft nach der Montage aufrecht zu erhalten [123]. Abbildung 2.27 zeigt das Kriechverhalten kommerzieller Magnesiumlegierungen in Abhängigkeit der Temperatur. Während bei 100 °C noch alle Legierungen in einem

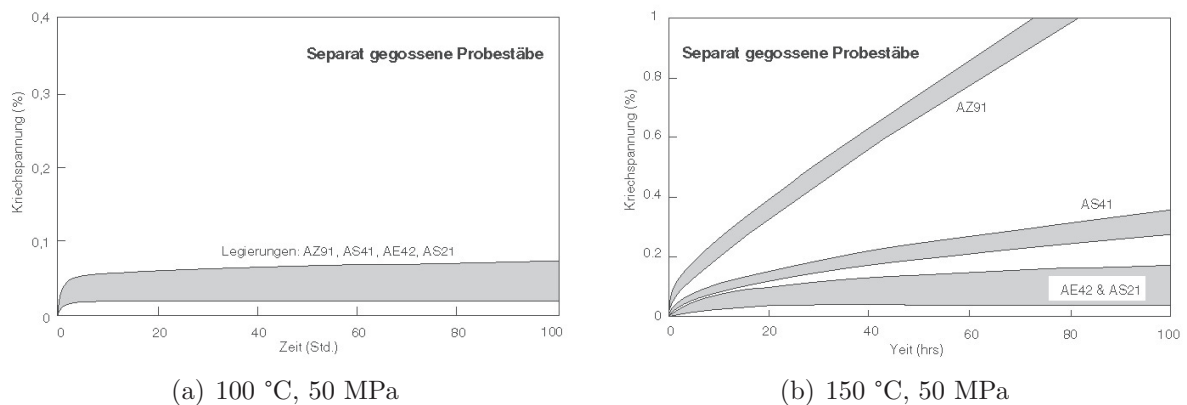


Abbildung 2.27: Kriechdehnungen konventioneller Mg-Druckgusslegierungen bei unterschiedlichen Temperaturen [123]

Streuband liegen (Abbildung 2.27(a)), ist bei 150 °C bereits ein signifikanter Unterschied der Kriechbeständigkeit entsprechend Abbildung 2.27(b) erkennbar. Die Legierung AZ91 weist dabei das schlechteste Kriechverhalten auf.

Die meisten veröffentlichten Studien untersuchen das Kriechverhalten der oft eingesetzten Mg-Al-Legierungen AZ91 [28, 81, 82, 105, 106, 107, 108, 119], AM50/60 [103, 104, 109, 119] und der Si enthaltenden Legierung AS21 [119] sowie der Legierung AE42 [63, 104, 109, 119]. Ein hoher Aluminiumgehalt in den Magnesiumlegierungen bewirkt die Bildung der interdendritischen Korngrenzenphase $Mg_{17}Al_{12}$, welche bei der Legierung AZ91 oberhalb von 120 °C zu einem raschen Festigkeitsverlust führt und eine mäßige Kriechbeständigkeit bewirkt [28]. Durch Zulegieren des Elements

Si (AS-Legierungen) oder Seltener Erden (AE-Legierungen) bei Senkung des Aluminiumgehaltes und Ausscheidung thermisch stabiler intermetallischer Phasen, kann die Warmfestigkeit und Kriechbeständigkeit gemäß Abbildung 2.27(b) gesteigert werden. An Hand von Kriechversuchen wurde die maximale Einsatztemperatur der gängigsten Mg-Druckgusslegierungen bestimmt (Abbildung 2.28(a)). Grundlage dieser Versuche war eine vernachlässigbare Kriechdehnung ($< 0,1\%$ in 100 h bei 35 MPa) [28].

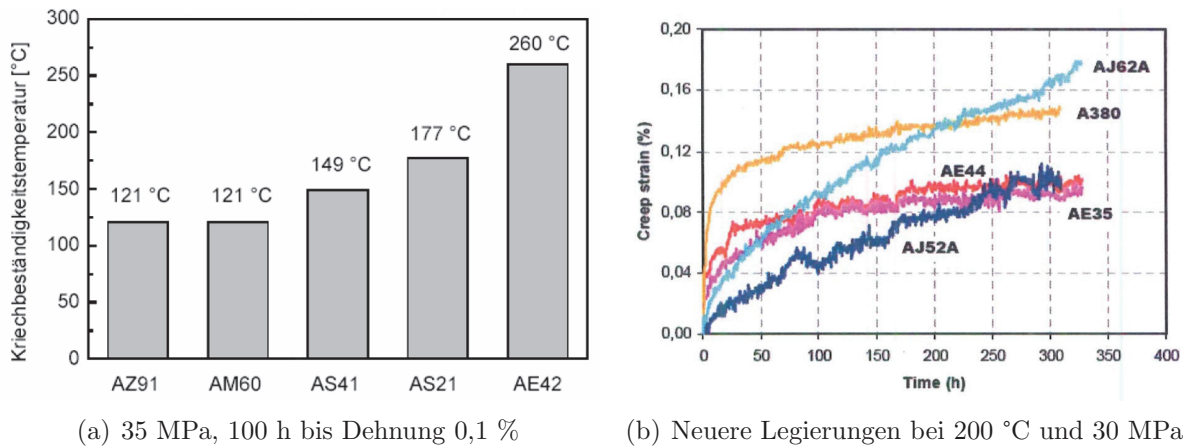


Abbildung 2.28: Maximale Einsatztemperatur gängiger Mg-Legierungen und Kriechverhalten neuerer thermisch beständiger Legierungen [74, 90]

Neuere Arbeiten [2, 29, 90, 100, 109] untersuchen das Kriechverhalten der Mg-Al-Sr-Legierungen AJ52 und AJ62, weiterer Mg-Al-RE-Legierungen wie AE35 und AE44 sowie der Legierung MRI153 (Abbildung 2.28(b)).

2.3.9.1 Mikrostruktur von Mg-Legierungen bei Kriechbelastung

AZ-Legierungen

Mikrostrukturelle Untersuchungen zur Erklärung des begrenzten Kriechwiderstandes von AZ91 bei erhöhter Temperatur beschäftigen sich mit der eutektischen Phase, bestehend aus dem übersättigten Mg-Mischkristall und $Mg_{17}Al_{12}$ entlang der Korngrenzen. Frühere Arbeiten erklärten den mäßigen Kriechwiderstand durch den niedrigen Schmelzpunkt der Phase $Mg_{17}Al_{12}$ von 458 °C, wodurch die Erweichung dieser Phase die Verschlechterung der Kriecheigenschaften verursacht [79]. Diese Theorie wurde durch den Beweis der vollständigen thermischen Stabilität bis zu einer Temperatur von 260 °C widerlegt [77, 78]. Aktuelle Arbeiten zeigen, dass die diskontinuierliche Ausscheidung der intermetallischen Phase $Mg_{17}Al_{12}$ (β -Phase) aus dem mit Aluminium übersättigten Mg-Mischkristall die mäßigen Kriecheigenschaften bewirkt [83]. Diese dynamische Ausscheidung der β -Phase während des Kriechens wurde auch in AM60 beobachtet [104].

AE-Legierungen

Durch Zugabe von Seltenen Erden (AE-Reihe) kann durch die Bildung von thermisch

stabilen Al_xRE_y -Ausscheidungen eine der AS-Reihe überlegene Kriechbeständigkeit erreicht werden. Die Kriechuntersuchungen in der Literatur beschränken sich vorwiegend auf die Legierung AE42 [24, 63, 104, 119].

Pettersen [36] untersuchte die Legierung AE42 und identifizierte die Phase $\text{Al}_{11}\text{RE}_3$ als dominant, welche eine gute thermische Stabilität bis 200 °C und keine signifikanten Veränderungen in Größe und Form bei Kriechbelastung aufweist. Zusätzlich beobachtete er die Bildung von $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ bei der Untersuchung von geprüften Kriechproben.

Powell [5] fand $\text{Al}_{11}\text{RE}_3$ - und Al_2RE -Phasen. Er beobachtete eine Abnahme des Volumenanteils der $\text{Al}_{11}\text{RE}_3$ -Phase einhergehend mit einer Zunahme der Phase Al_2RE und der Bildung von $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$. Basierend auf diesen Untersuchungen verfasste er die Theorie, wonach der Zerfall der instabilen Phase $\text{Al}_{11}\text{RE}_3$ zur Phase Al_2RE Al-Atome freisetzt, welche in weiterer Folge mit Mg zu $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ reagieren und eine Verschlechterung der Kriecheigenschaften bewirken. Zhu [102] konnte diesen Zerfall der $\text{Al}_{11}\text{RE}_3$ -Phase nicht feststellen.

Einigkeit herrscht darüber, dass der in der Mg-Matrix gelöste Anteil an Al die Kriechbeständigkeit entscheidend beeinflusst. Größere Mengen an gelöstem Al führen zu verstärkten Ausscheidungen der $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ -Phase und einer Reduktion des Kriechwiderstandes. Dies erklärt auch die verbesserten Kriecheigenschaften der Legierung AE44 im Vergleich zu AE42. Auf Grund des höheren Gehaltes an Seltenen Erden ist der größte Anteil an Al in Form von intermetallischen Verbindungen Al_xRE_y gebunden, wodurch nur mehr wenig Al im Mg-Mischkristall gelöst ist und zur Bildung von $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ zur Verfügung steht [91]. Diese Theorie wird auch durch neueste Arbeiten unterstützt, welche eine Verbesserung der Kriecheigenschaften durch Zugabe von Elementen wie Sr oder Ba nachweisen. Diese Elemente bilden intermetallische Phasen mit Al und reduzieren folglich den Gehalt von Al im Mg-Mischkristall [41, 101]. Auf Grund der Neuwertigkeit der Legierung AE44 gibt es bislang nur vereinzelt Untersuchungen über das Kriechverhalten [90, 101, 109].

Die Aussagen der einzelnen Autoren differieren zum Teil erheblich. Klar ist, dass der Volumenanteil bzw. die Verteilung der $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ -Phase und etwaige thermisch stabile Ausscheidungen die Kriechbeständigkeit bestimmen.

2.3.9.2 Vergleich der Kriechbeständigkeit

Das Kriechverhalten der einzelnen Legierungen ist wesentlich von den Belastungsverhältnissen aus Temperatur und Spannung abhängig. Dies bedeutet, dass bei niedrigen Temperaturen und hohen Spannungen Legierungen ein überlegenes Kriechverhalten aufweisen können, welche bei hohen Temperaturen und mäßigen Spannungen unterlegen sind. Blum [118] zeigte bei vergleichenden Kriechuntersuchungen, dass AZ91 und AM60 ein ähnliches Kriechverhalten zeigen und bei niedrigen Temperaturen bis ca. 120 °C in Kombination mit hohen Spannungen auf Grund der hohen Mischkristallverfestigung eine bessere Kriechbeständigkeit als AS21 und AE42 aufweisen. Dieser Vorteil von AZ91 und AM60 verschwindet zunehmend bei sinkenden Spannungen und steigenden Temperaturen bis hin

zu einer überlegenen Kriechbeständigkeit von AS21 und AE42 im Niedrigspannungsbereich bei erhöhten Temperaturen über 120 °C. Abbildung 2.29 zeigt die Kriechbeständigkeit verschiedener Legierungen bei unterschiedlichen Belastungsverhältnissen.

Eine Einteilung der Legierungen hinsichtlich Kriechbeständigkeit ist folglich nur für ein bestimmtes Spannungsniveau möglich und sollte nicht unabhängig von den Belastungsverhältnissen angegeben werden. Weiters ist anzumerken, dass die Kriechbeständigkeit von Mg-Al-Legierungen keine konstante Materialgröße ist, sondern immer in Abhängigkeit der Mikrostruktur bewertet werden muss, wodurch der Gießprozess, die gesamte thermomechanische Behandlung und auch der Kriechtest selbst Einflussgrößen darstellen.

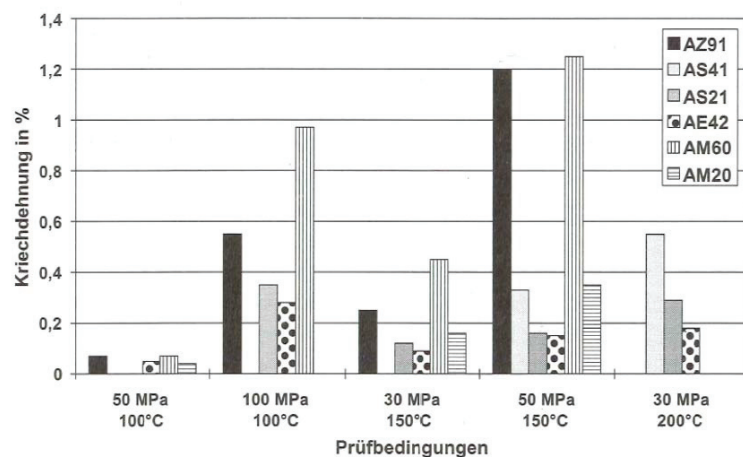


Abbildung 2.29: Vergleich der Kriechbeständigkeit kommerzieller Legierungen bei unterschiedlichen Belastungsverhältnissen [28]

2.3.10 Relaxieren von Mg-Druckgusslegierungen

Bei der Bestimmung der Relaxationseigenschaften durch Druckversuche an kreisrunden Proben unterschiedlicher Magnesiumdruckgusslegierungen sind hinsichtlich des Vorspannkraftabbaus qualitativ die gleichen Resultate wie bei den Kriechuntersuchungen zu erkennen. Die Legierung AZ91 zeigt auch hier die schlechtesten Eigenschaften. Dieses Werkstoffverhalten führt bei Schraubenverbindungen, welche erhöhten Temperaturen unterliegen, zu einem beträchtlichen Klemmkraftverlust [123].

Beinahe alle Arbeiten der aktuellen Fachliteratur beziehen sich auf metrische Stahl- oder Aluminiumschrauben in geschnittene Mg-Gewinde. Chen [24] und Moreno [61] untersuchten das Relaxationsverhalten von metrischen M10 Stahlschrauben in AZ91 und AE42 bei einer Temperatur von 175 °C in Abhängigkeit der Montagevorspannkraft. Es zeigte sich, dass die Legierung AZ91 unabhängig von der Montagevorspannkraft nach 100 h weniger als 10 % Restklemmkraft aufweist. Bei der Legierung AE42 liegen deutlich höhere Rest-

vorspannkraften im Bereich von 30 % bis 75 % bei steigendem relativem Klemmkraftabfall mit zunehmender Montagevorspannkraft vor. Ein zunehmender relativer Vorspannkraftabfall mit steigender Montagevorspannkraft und Temperatur wurde auch zwischen 125 °C und 175 °C nachgewiesen [76].

Die Restklemmkraften von drei verschiedenen Magnesiumlegierungen in Verbindung mit Schrauben unterschiedlicher Steifigkeit bei unterschiedlicher Montagevorspannkraft nach 100 h Auslagerung bei 150 °C sind in Abbildung 2.30 dargestellt. Die kriechbeständigeren

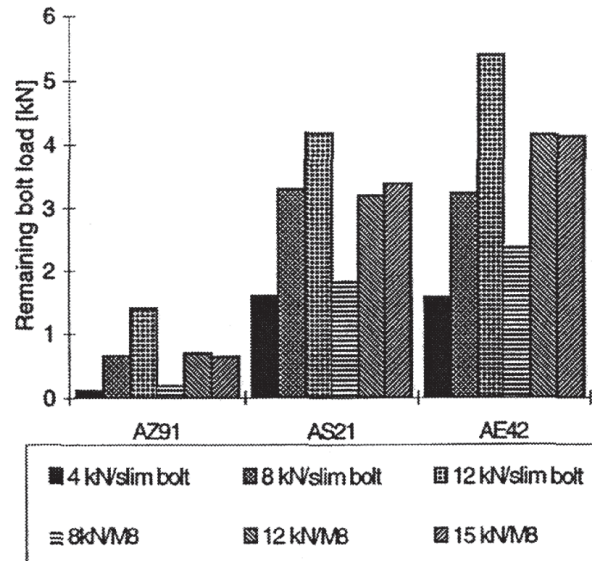


Abbildung 2.30: Verbleibende Restvorspannkraft nach 100 h Auslagerung bei 150 °C [123]

Legierungen AS21 und AE42 zeigen in allen Fällen eine höhere Restklemmkraft. Weiters führt die geringere Steifigkeit der Dehnschaftschrauben zu einem besseren Relaxationsverhalten.

Bei Verwendung von Stahlschrauben verursachen die stark unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten von Stahlschraube ($\alpha_{St} = 11 \cdot 10^{-6} K^{-1}$) und Mg-Klemnteilen ($\alpha_{Mg} = 26 \cdot 10^{-6} K^{-1}$) bei erhöhter Temperatur Zusatzkräfte, welche in weiterer Folge durch Überschreiten der Grenzflächenpressung der Magnesiumbauteile verstärkte Relaxationserscheinungen nach Temperaturentlastung bewirken [44, 75]. Diese Probleme werden bei Verwendung von Aluminiumschrauben weitgehend vermieden wie aus Abbildung 2.31 hervorgeht.

Westphal [75] verzeichnet bei vergleichenden Relaxationsuntersuchungen von metrischen Stahl- und EN AW 6056 Al-Schrauben mit Mg-Klemnteilen aus AZ91 und AS21 bei 120 °C und 150 °C signifikant höhere Restklemmkraften bei Al-Schrauben trotz niedrigerer Montagevorspannkraften. Gleiche Resultate berichtet auch Rosenberger [69] bei Relaxationsversuchen mit metrischen Stahl- und EN AW 6056 Al-Schrauben in AZ91 und AE42 bei 150 °C. Rosenberger zeigt weiters, dass der verwendete Mg-Werkstoff die maßgebliche Einflussgröße auf das Relaxationsverhalten ist, während eine Variation der geometri-

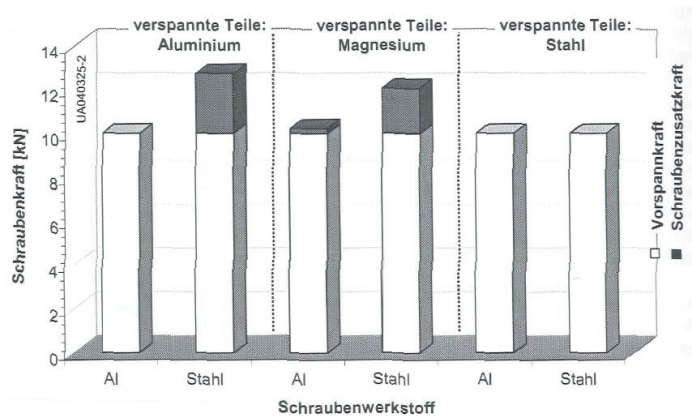


Abbildung 2.31: Schraubenzusatzkräfte infolge thermischer Beanspruchung während der Aufheizphase bei unterschiedlichen Werkstoffkombinationen, $\Delta T=130\text{ }^{\circ}\text{C}$

schen Parameter der Einschraubverbindung wie Außendurchmesser des Klemmkörpers, Klemmlänge oder Einschraubtiefe keine signifikanten Veränderungen bewirkt.

Die meisten Untersuchungen beziehen sich auf metrische Al-Schrauben der Legierung EN AW 6056. Auf Grund der begrenzten Festigkeit dieser Legierung ist eine Gewindefurchverschraubung ohne Randschichtbehandlung nicht möglich, während Schrauben der Legierung EN AW 7075 auf Grund der höheren Festigkeit ohne vorherige Randschichtbehandlung in alle Mg-Legierungen direktverschraubbar sind [43]. Den besseren Festigkeitseigenschaften und der Möglichkeit des Gewindefurchens der EN AW 7075 Legierung steht die mäßige thermische Beständigkeit und der damit verbundene höhere Klemmkraftabfall bei erhöhter Temperatur gegenüber [6].

Bertilsson [59] simulierte das Relaxationsverhalten von metrischen, in geschnittene Gewinde verschraubte, EN AW 6056 Schrauben im Zustand T6 in Mg-Al-RE- (AE44, AE35) und Mg-Al-Sr- (AJ52, AJ62) Legierungen. Er fand an Hand einer Pareto Analyse durch Variation unterschiedlicher Parameter wie Einschraubtiefe, Schraubenkopfdurchmesser und Temperatur heraus, dass das Kriechverhalten der Al-Schraube von entscheidender Bedeutung ist und einen wesentlichen Anteil zum Gesamtvorspannkraftabfall beiträgt.

Heinrich [26] spricht von einer thermischen Stabilität der Legierung EN AW 6056 bis $150\text{ }^{\circ}\text{C}$, während laut Hersteller die Legierung EN AW 7075 eine Einsatzgrenze von $120\text{ }^{\circ}\text{C}$ aufweist. Relaxationsuntersuchungen mit Schrauben der Legierung EN AW 6056 und EN AW 7075 in AZ91 Muttermaterial zeigen eine bessere Relaxationsbeständigkeit der 6056 Schraube [114].

Arz [113] untersuchte den Einfluss einer Auslagerung von 1000 h bei Temperaturen im Bereich von $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ bis $150\text{ }^{\circ}\text{C}$ auf das Festigkeitsverhalten der höchstfesten Aluminiumschrauben EN AW 7075, EN AW 7349 und EN AW 7449. Die unterschiedlichen Aluminiumlegierungen zeigten keine Veränderung der mechanischen Eigenschaften bis $100\text{ }^{\circ}\text{C}$, während ab einer Temperatur von $130\text{ }^{\circ}\text{C}$ deutliche Festigkeitsverluste im Bereich von 25 % - 45 % zu verzeichnen waren, einhergehend mit beträchtlichen Vorspannkraftverlu-

sten in Mg- und Al-Muttermaterialien zwischen 50 % - 80 %.

Das Relaxationsverhalten der höchstfesten Al-Gewindefurhschraube EN AW 7075 nach überelastischer Drehwinkelmontage in Mg-Mutterwerkstoffen ist noch weitgehend ungeklärt. Hinteregger [11] und Leitner [51] untersuchten die Relaxationseigenschaften von Gewindefurhschrauben aus Stahl und Aluminium der Legierung EN AW 7075 in AZ91 in Abhängigkeit der Kernlochtoleranz. Es zeigten sich wie bei den metrischen Schrauben geringere Relaxationserscheinungen bei den Al-Schrauben. Nachziehvorgänge führten zu keiner nachhaltigen Erhöhung der Klemmkraft im Schraubverband. Der Einfluss der Kernlochgröße auf den Klemmkraftabfall war nicht signifikant. Eine überlagerte axiale zyklische Betriebskraft bei erhöhter Temperatur führte zu vergleichbaren Vorspannkraftverlusten wie bei reiner Temperaturbeaufschlagung [12].

2.4 Korrosion

2.4.1 Korrosionsverhalten von Magnesium

Alle Korrosionsarten an Magnesiumwerkstoffen basieren auf elektrochemischen Vorgängen. Magnesium ist ein unedles Metall (Standardelektrodenpotenzial -2,34 V) im Vergleich zu anderen technischen Werkstoffen und weist eine hohe Korrosionsneigung in technischen Elektrolyten auf [14, 73]. Magnesiumlegierungen allein sind auf Grund der Bildung einer schützenden Deckschicht durch Oxidation der Bauteiloberfläche durchaus beständig. Dieser Passivfilm ist in wässriger Lösung aber nicht stabil, da die Oxide ein kleineres molares Volumen als das Reinmetall aufweisen und die Oxidschicht dadurch nicht dicht ist [13, 38].

Bei aluminiumhaltigen Magnesiumlegierungen weist die Oxidschicht wegen der höheren Sauerstoffaffinität einen höheren Al-Anteil als die Legierung selbst auf. Dies verursacht laut Schreckenberger [54] ein besseres Korrosionsverhalten von aluminiumhaltigen Legierungen. Ein zunehmender Aluminiumanteil fördert auf der anderen Seite die Bildung von $Mg_{17}Al_{12}$, was an der Oberfläche zur Bildung lokaler Korrosionselemente führen kann. Die in Magnesium auftretenden Korrosionsarten sind Lochfraß aufgrund von Gefügeinhomogenitäten ($Mg_{17}Al_{12}$ im Mg-Mischkristall), Spannungsrisskorrosion bzw. fadenförmige oder grubchenförmige Korrosionsangriffe [89, 92].

In dieser Arbeit wird von Magnesium nur die galvanische Korrosion behandelt, da diese wegen der auftretenden Werkstoffpaarung bei Schraubverbindungen immer auftritt.

Galvanische Korrosion

Kontaktkorrosion tritt dann auf, wenn es bei einer Werkstoffpaarung zu einem leitenden Kontakt zweier Werkstoffe mit unterschiedlichem Potenzial in Kombination mit einem Elektrolyten kommt. Durch den Elektrolyten fließt daraufhin ein galvanischer Strom,

welcher proportional zum Materialabtrag des unedleren Werkstoffes ist. Dieser Korrosionsstrom steigt mit zunehmender Potenzialdifferenz und abnehmendem Widerstand der Werkstoffe an.

Auf Grund der Stellung von Magnesium in der elektrochemischen Spannungsreihe stellt Magnesium bei Kombination mit einem anderen technischen Metall immer den anodischen unedleren Werkstoff dar. Ohne Korrosionsschutzmaßnahmen kommt es folglich zu einem Materialabtrag des Magnesiums. Dieser Mechanismus kann auch innerhalb des Werkstoffes ohne Kontakt mit anderen Metallen auftreten, wenn Schwermetalle (Fe, Cu, Ni) vorhanden sind, welche in weiterer Folge im elektrischen Kontakt mit der Matrix stehen. Kathodisch wirkende Verunreinigungen verringern ab einem bestimmten kritischen Gehalt empfindlich die Korrosionsbeständigkeit (Abbildung 2.32(a)).

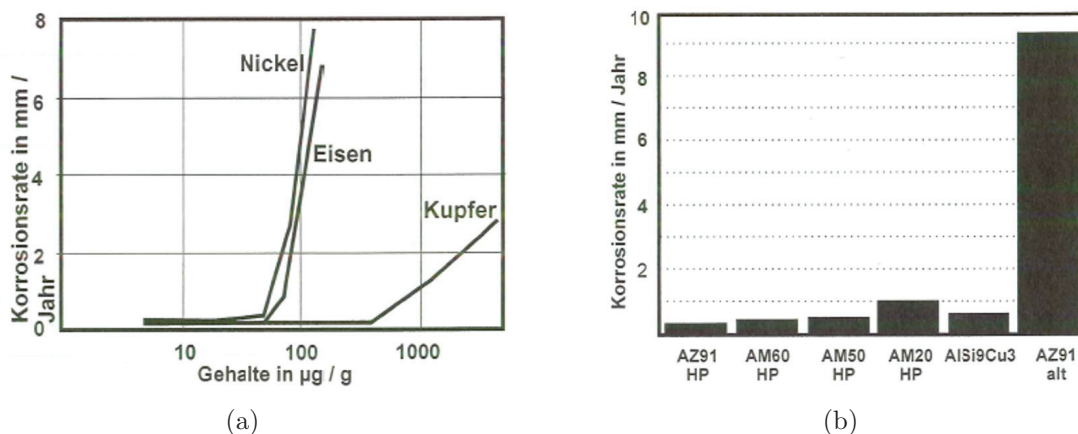


Abbildung 2.32: a) Einfluss von Verunreinigungen auf das Korrosionsverhalten der Legierungen AZ91, b) Korrosionsverhalten unterschiedlicher Legierungen [74]

Dies führte zur Entwicklung der hochreinen (hp = high purity) Magnesiumlegierungen mit stark beschränkten Gehalten von Eisen, Nickel und Kupfer und erhöhter Korrosionsbeständigkeit (Abbildung 2.32(b)) [92, 123].

Senf [70] untersuchte das Korrosionsverhalten der Legierungen AZ91 und AE42 an Hand eines Salzsprühtests nach DIN 50021 und elektrochemischen Untersuchungen nach DIN 50918 zur Bestimmung des freien Korrosionspotenzials. Beim Salzsprühtest zeigte die Legierung AE42 nach 96 h beinahe keinen korrosiven Angriff und ein überlegenes Verhalten im Vergleich zu AZ91. Die elektrochemischen Untersuchungen identifizierten jedoch die Legierung AE42 als unedler im Vergleich zu AZ91.

2.4.2 Korrosionsverhalten von Aluminium

Aluminium ist ein sehr unedles Metall, was sich in seiner Stellung in der elektrochemischen Spannungsreihe mit einem Potenzial von - 1,66 V zeigt. Dennoch sind Al und Al-Legierungen bei praktischem Gebrauch sehr korrosionsbeständig. Diese Korrosionsresistenz ist auf die Bildung einer dünnen und dichten Oxidschicht bei Reaktion mit Sauerstoff

zurück zu führen. Die Dichtigkeit der Oxidschicht beruht auf dem größeren Volumen des Oxids im Vergleich zum Reinmetall. Im Gegensatz zu den Oxidschichten vieler anderer Metalle haftet diese dünne Oxidschicht des Aluminiums sehr fest und bewirkt so einen sicheren Schutz des darunterliegenden Metalls vor weiterer Oxidation.

Das Verhalten von Aluminium in wässrigen Lösungen ist vom pH-Wert des Elektrolyten abhängig. Die das Aluminium schützende Oxidschicht ist im pH-Bereich zwischen 4,5 und 8,5 weitgehend unlöslich. Die natürliche Oxidschicht des Aluminiums widersteht selbst einer aggressiven Industriemilieu, solange sie trocken ist. Durch hohe Luftfeuchtigkeit und starke Temperaturwechsel bilden sich aber auf der Al-Oberfläche Kondenswassertröpfchen, in denen sich Gase und Salze lösen. Der pH-Wert kann in diesen Kondenswassertröpfchen insbesondere durch Schwefelsäurebildung bis auf Werte von 3 und darunter absinken. Bei ausreichend langer Verweilzeit solcher Kondenswassertröpfchen wird zunächst die Oxidschicht besonders an örtlichen Fehlstellen, meist in der Mitte der Berührungsfläche, punktförmig angegriffen und nachfolgend das darunterliegende Aluminium.

Außer von der Art und Konzentration der Legierungselemente sowie dem Korrosionsmittel wird die Korrosionsbeständigkeit zusätzlich von der Verteilung der Legierungsbestandteile beeinflusst. Es ist von Bedeutung, ob die Legierungselemente in Form heterogener Bestandteile oder homogen gelöst im Mischkristall vorliegen. Kupfer beeinträchtigt die Korrosionsbeständigkeit am stärksten, wenn die Löslichkeit überschritten wird und das Legierungselement Cu ausgeschieden vorliegt. Al-Mg-Si-Legierungen zeigen eine deutliche Verschlechterung bei geringer Cu-Beimengung [13, 38].

In dieser Arbeit wird das galvanische und das Spannungsrissskorrosionsverhalten der Legierungen EN AW 6056 und EN AW 7075 untersucht. Vor allem die Spannungsrissskorrosionsbeständigkeit der EN AW 7075 Legierung ist von essentieller Bedeutung für die Einsetzbarkeit als Schraubenwerkstoff in Kombination mit Magnesiumkomponenten. Aus diesem Grund wird folglich nur diese Art der Korrosion näher erläutert.

Spannungsrissskorrosion von Aluminiumlegierungen

Voraussetzung für das Auftreten von Spannungsrissskorrosion (SRK) ist ein gleichzeitiges Einwirken von Zugspannungen auf einen anfälligen Werkstoff innerhalb eines spezifischen Angriffsmittels gemäß Abbildung 2.33 [35].

Es wird zwischen anodischer und kathodischer SRK unterschieden:

- **Anodische SRK:** Das Metall ist meist mit einer oxidischen Deckschicht belegt. An der blanken Risspitze findet lokal eine anodische Polarisation und somit ein beschleunigter Angriff des Metalls statt.
- **Kathodische SRK:** Hier findet im Riss Korrosion statt, wodurch eine Entladung von H^+ -Ionen im kathodischen Teilschritt auftritt und zu einer lokalen Versprödung des Materials führt.

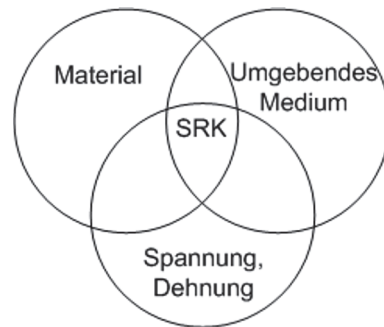


Abbildung 2.33: Voraussetzungen für das Auftreten von Spannungsrissskorrosion (SRK)

Ursache für das Auftreten von SRK ist meistens das örtliche Aufbrechen von Schutzschichten durch Dehnung oder Bildung von Versetzungsstufen. Es gibt verschiedene Modelle, um die Rissbildung und den Rissfortschritt abzubilden, wobei alle Modelle ein Wechselspiel von Aufreißen und Neubildung der Oxidschichten für die Erklärung des Rissfortschritts verwenden. Das Bruchbild bei SRK ist inter- oder transkristallin mit verzweigter Rissausbildung [35].

2.4.3 Korrosion in Schraubverbänden

Bei der Verschraubung von Mg-Komponenten kommt es zu einem erheblichen Abtrag durch Kontaktkorrosion und folglich zum Verlust der Funktionsfähigkeit der Schraubverbindung. Besonders beim Einsatz von Stahlschrauben zum Verbinden von Mg-Bauteilen tritt eine starke anodische Auflösung des Magnesiums auf [113].

Geeignete Oberflächenbeschichtungssysteme auf der Kathode oder der Anode können die entsprechende Teilreaktion der Kontaktkorrosion hemmen und die Korrosionsgeschwindigkeit verringern. Oberflächentechnische Maßnahmen auf Mg-Legierungen sind das Aufbringen von anorganischen (Konversionsschichten) oder organischen Überzügen auf die Mg-Oberfläche durch unterschiedliche Prozesse wie Chromatieren, anodische Oxidation oder Lackieren [45, 92]. Eine Übersicht über mögliche Beschichtungsarten mit den entsprechenden Prozessen zeigt Abbildung 2.34. Galvanisch aufgebraute Schichten haben gegenüber Konversionsschichten eine geringe Bedeutung [123].

Schichtsysteme auf Magnesiumbauteilen im Automobilbau werden im Allgemeinen auf Grund der hohen Kosten und der Verletzlichkeit dieser Schichten nicht oft verwendet. Daher wird in der Praxis vermehrt der Korrosionsschutz auf der Kathodenseite eingesetzt. Dies kann durch Isolierung des Grundwerkstoffes der Stahlschraube mittels eines Schichtsystems und/oder die Verwendung einer Unterlegscheibe oder den Austausch der Stahlschraube durch eine Aluminiumschraube erfolgen. Die Mechanismen sind also entweder die Erhöhung des Korrosionswiderstandes oder die Verminderung der Potenzialdifferenz der beteiligten Partner [45, 123].

	Chemische Behandlung	Elektrochemische Behandlung	Physikalische Methoden
Methoden der Aufbringung anorganischer Überzüge auf der Mg-Oberfläche	Chromatieren	Anodisieren	PVD
	Phosphatieren	Galvanisieren (Zn, Cu, Ni, Cr usw.)	Thermische Spritzverfahren (Flamm- oder Plasmaspritzen)
		außenstromlose Metall- abscheidung wie chem. Ni	
Methoden der Aufbringung organischer Überzüge auf der Mg-Oberfläche bzw. auf den anorganischen Überzug	<div style="border: 1px solid black; padding: 5px; margin: 10px auto; width: fit-content;"> <p>Lackieren</p> <p>Pulverlack</p> <p>Tauchlack (KTL)</p> <p>Gleitlack</p> <p>Nasslack</p> </div>		

Abbildung 2.34: Mögliche Methoden der Oberflächenbehandlung von Magnesium [98]

Koeppen [48, 49] bewertete Stahl- und Aluminiumschrauben mit unterschiedlichen Schichtsystemen in AZ91. Abbildung 2.35 zeigt Abtragsraten von Versuchskörpern aus AZ91 mit Stahlschrauben unterschiedlicher Zink- und Zinklegierungsschichten nach 120 h Salzsprühstest nach DIN 50021.

Üblicherweise eingesetzte kathodisch schützende Beschichtungssysteme zur Vermeidung von Kontaktkorrosion bieten bei Stahlschrauben nur unzureichend Schutz. Isolierende Versiegelungen auf Basis von Zink- und Zinklegierungsschichten zeigen höhere Beständigkeiten, wobei hier Zinksysteme generell ein besseres Verhalten als Zinklegierungssysteme zeigen. Diese Schichten bieten aber wegen einer unvermeidbaren Porosität nur begrenzt Schutz. Weiters kommt es auf Grund der Behandlung der Schraube als Schüttgut bereits während der Produktion sowie bei Handling und Montage zur Beschädigung der Schutzschichten, wodurch die Wirksamkeit des Schutzes stark beeinträchtigt ist [14, 75].

Al-Schrauben sind auf Grund der ähnlichen elektrochemischen Eigenschaften zu Mg eine gute Alternative zur Verbesserung des Korrosionsverhaltens. Zahlreiche vergleichende Korrosionsuntersuchungen mit Stahl- und Al-Schrauben weisen einen deutlich geringeren Angriff des Mg-Muttermaterials bei Verwendung von Al-Schrauben nach [50, 75, 113, 123]. In Abbildung 2.36 ist das Verhalten von Aluminiumschrauben unterschiedlicher Legierungen, blank als auch mit verschiedenen Beschichtungssystemen, in AZ91 zu sehen.

Hierbei weisen die Aluminiumlegierungen Al6013 und AlMgSi1 im blanken Zustand ein

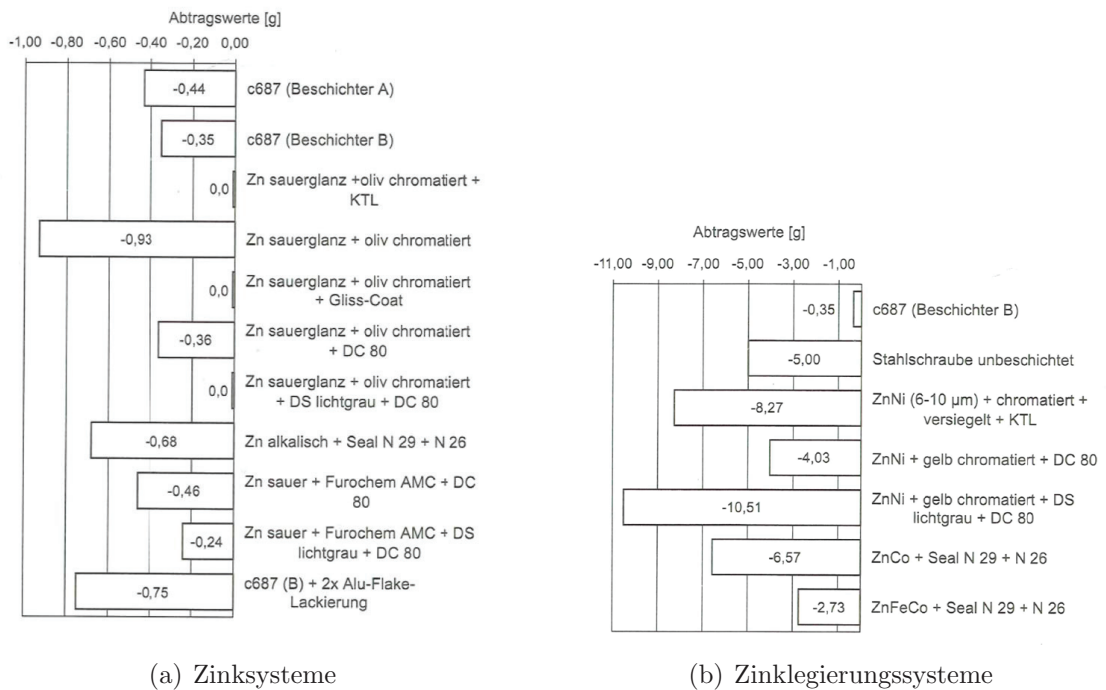


Abbildung 2.35: Abtragswerte von Magnesium durch Kontaktkorrosion nach 120 h gemäß DIN 50021-SS bei Verwendung von Stahlschrauben mit unterschiedlichen Beschichtungssystemen [45]

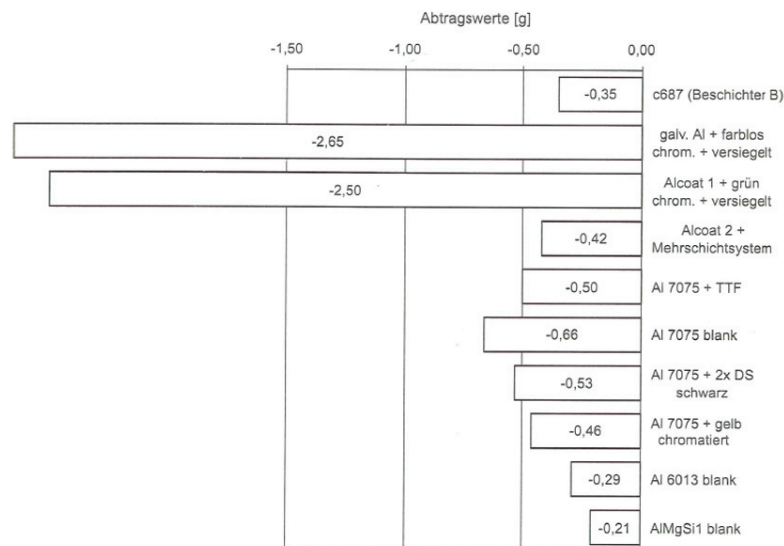


Abbildung 2.36: Abtragswerte von Magnesium durch Kontaktkorrosion nach 120 h gemäß DIN 50021-SS bei Verwendung von Aluminiumschrauben [45]

überlegenes Verhalten im Vergleich zu den beschichteten Stahlschrauben auf. Schrauben der Legierung EN AW 6056 (AlMgSi) werden bereits blank ohne zusätzliche Oberflächenbeschichtung erfolgreich in Motor- und Antriebsstrangkomponenten von BMW und Daimler eingesetzt [8, 25, 26].

Bertilsson [59] untersuchte das Kontaktkorrosionsverhalten der Mg-Legierungsgruppen AJx und AEx in Verbindung mit den Al-Schrauben EN AW 6056 und EN AW 7075 und detektierte den auftretenden Massenverlust der Mg-Legierungen. Da bei galvanischer Korrosion die Tiefe des korrosiven Angriffs eine wichtigere Kenngröße als der gleichmäßige Massenverlust ist, wurde zusätzlich die maximale Angriffstiefe bestimmt. Es zeigte sich ein leicht besseres Korrosionsverhalten der AJ-Legierungsgruppe im Vergleich zu den AE-Legierungen. Die 7075 Schraube verursacht vergleichbare Angriffstiefen im Mg wie Schrauben der 6056 Legierung. Bei der Bewertung des Kontaktkorrosionsverhaltens ist es wichtig, sowohl die Mg-Legierung als auch die Al-Schraube zu berücksichtigen.

Bei Verwendung von Al-Schrauben der 7xxx Legierungsklasse ist zusätzlich die in der Literatur vermerkte Anfälligkeit gegenüber Spannungsrisskorrosion bei der Auslegung der Schraubverbindung in Betracht zu ziehen [31].

Heinrich [26] untersuchte das Verhalten von EN AW 7075 Schrauben und zwei anderen 7xxx Al-Legierungen im höchstfesten Wärmebehandlungszustand T6 und im überalterten Zustand T76. Zusätzlich wurden Schrauben der Legierung EN AW 6056 im Zustand T6 geprüft. Das Anziehen der Schrauben in einem Al-Rahmen erfolgte über die Streckgrenze, um maximale Vorspannkräfte zu generieren und somit kritische Bedingungen hinsichtlich Spannungsrisskorrosion zu schaffen. Anschließend wurden die Proben einem Salzsprühtest nach DIN 50021 unterzogen und die Zeitdauer bis zum Bruch der Schrauben detektiert. Alle Schrauben der 7xxx Legierung im Zustand T6 wiesen Ausfälle innerhalb der ersten 15 Tage auf. Die 7075 Schrauben im Zustand T76 als auch die Schrauben der Legierung EN AW 6056 im Zustand T6 zeigten über die gesamte Versuchsdauer von 40 Tagen keine Ausfälle. Auf Basis dieser Resultate wurde von Heinrich die Legierungsklasse 7xxx mit höchster Materialfestigkeit für Applikationen wie Motor- oder Antriebsstrangkomponenten, welche wässrigen Salzlösungen ausgesetzt sind, als ungeeignet auf Grund der Anfälligkeit gegenüber Spannungsrisskorrosion erachtet.

Arz [113] untersuchte das Spannungsrisskorrosionsverhalten von EN AW 7075 Schrauben in den Zuständen T6, T79 und T76 im Zuge eines Wechselklimatests nach VDA 621-415. Auch hier wurde beim Anzug auf die Generierung maximaler Klemmkräfte geachtet. 70 % der untersuchten Schrauben im Zustand T6 fielen innerhalb der Prüfdauer von 5 Zyklen (5 Wochen) aus, während bei den Schrauben in den Zuständen T79 und T76 keine Ausfälle zu beobachten waren.

In der Fachliteratur gibt es seit jeher eine Diskussion über die Mechanismen bei Spannungsrisskorrosion in Al-Legierungen. Es gibt zwei maßgebliche Theorien. Die erste Theorie vermutet den Grund in einer bevorzugten Auflösung entlang der Korngrenzen. Dies bedeutet, dass die anodische Auflösung der geschwindigkeitsbestimmende Mechanismus ist [18, 80, 115]. Der zweite Ansatz erachtet die Absorbierung von atomarem Wasserstoff und die Versprödung des Materials als Konsequenz der Rekombination zu molekularem Wasserstoff als Ursache für Spannungsrisskorrosion [110].

2.5 Verschraubung

Die VDI-Richtlinie 2230 enthält erstmals Rechenschritte in systematischer Form für zylindrische Einschraubverbindungen [116]. Die Festlegungen der VDI-Richtlinie 2230 gelten für metrische elastisch angezogene Stahlschrauben mit einem Befestigungsgewinde mit 60° Flankenwinkel in hochbeanspruchten Schraubenverbindungen. In der vorliegenden Arbeit wird die höchstfeste Gewindefurchschraube aus Aluminium Taptite2000[®] EN AW 7075 untersucht. Auf Grund der modifizierten Gewindeflankengeometrie (Kapitel 4.2), dem Werkstoff Aluminium sowie dem Furchen des Mutterngewindes ist eine eingeschränkte Anwendbarkeit der VDI-Richtlinie 2230 zu erwarten.

2.5.1 Grundlagen einer Schraubverbindung

2.5.1.1 Montagezustand

Wird eine Schraube auf eine bestimmte Vorspannkraft F_v , in diesem Fall auf die Montagevorspannkraft F_M , angezogen, so längt sich die Schraube um den Betrag f_{sm} während die verspannten Teile um den Betrag f_{pm} gestaucht werden. Aus dem Verhältnis von Längenänderung f und Kraft F kann die elastische Nachgiebigkeit aus dem Elastizitätsgesetz gemäß Gleichung 2.42 formuliert werden.

$$\delta = \frac{f}{F} = \frac{l}{E \cdot A} \quad (2.42)$$

In diesem Zusammenhang ist l die Ausgangslänge, E der E-Modul und A die Fläche. In weiterer Folge können die Nachgiebigkeiten von Schraube und verspannten Teilen bestimmt und das Verspannungsdreieck durch Auftragung der Vorspannkraft F über die Längenänderung f konstruiert werden (Abbildung 2.37).

Die Nachgiebigkeit der Schraube ist hierbei eine Summe aus Teilnachgiebigkeiten von Kopf, freiem Gewindeteil und eingeschraubtem Gewindeteil. Die Nachgiebigkeit der verspannten Teile ist abhängig von den geometrischen Ausmaßen der Klemmteile und der sich ausbildenden Druckverteilung. Für die genaue Berechnung sei hier auf die VDI-Richtlinie 2230 verwiesen [116].

2.5.1.2 Setzen

Das plastische Einebnen von Oberflächenrauigkeiten in den Auflageflächen, den belasteten Flanken der Gewinde und sonstigen Trennfugen während und nach der Montage entspricht dem Setzen einer Schraubverbindung. Die erzielte Montagevorspannkraft F_M wird nur durch die nach der Montage auftretenden Verformungen f_z um den Betrag F_z vermindert (Abbildung 2.38). F_z ist hierbei von der Verformung f_z und den elastischen

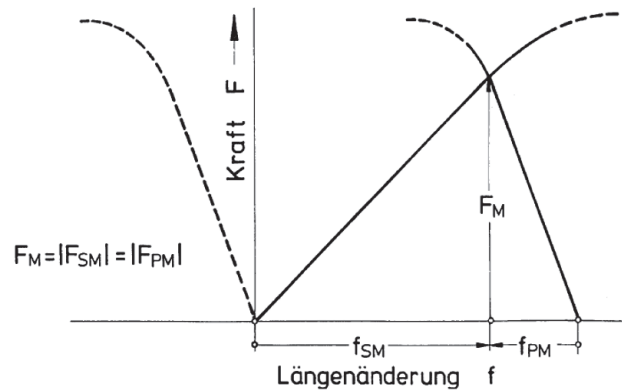


Abbildung 2.37: Verspannungsschaubild einer Schraubenverbindung nach Montage [55]

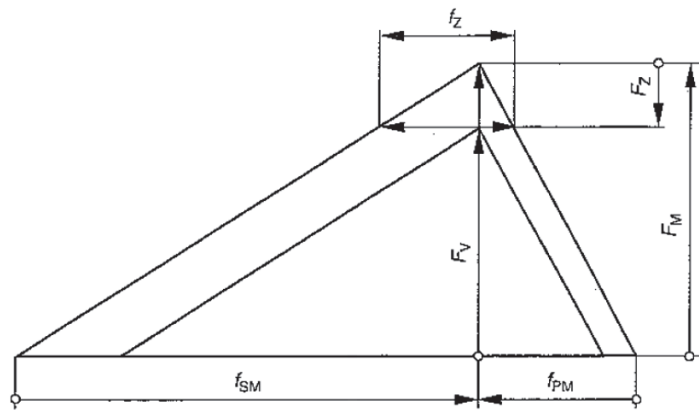


Abbildung 2.38: Vorspannkraftminderung F_z einer Schraubenverbindung auf Grund einer Verformung um den Setzbetrag f_z [116]

Nachgiebigkeiten der Schraube δ_S und verspannten Platten δ_P abhängig (Gleichung 2.43).

$$F_z = \frac{f_z}{\delta_S + \delta_P} \quad (2.43)$$

Der Setzbetrag ist von der Art der Betriebsbelastung, der Anzahl der Trennfugen, der Rauigkeit der gepaarten Oberflächen und dem Material abhängig. Bei Aluminiumwerkstoffen sind die Setzbeträge größer als bei Stahl. Für Magnesium gibt es keine Literaturwerte. Weitere Informationen finden sich in der VDI-Richtlinie 2230 [116].

2.5.1.3 Betriebslast

Zur Darstellung grundlegender Beziehungen zwischen Kraft und Verformung wird eine zentrisch angreifende axiale Betriebskraft in der Ebene der Schraubenkopf- bzw. Mut-

ternauflagefläche vorausgesetzt. Bei Überlagerung einer äußeren Betriebskraft F_A wird die Schraube um den Betrag f_{SA} zusätzlich gelängt, während sich die zusammengedrückten Teile um den Betrag f_{PA} entspannen. Damit erhöht sich die Schraubenkraft um F_{SA} während die Trennfugenkraft um F_{PA} auf die Restklemmkraft F_{KR} abnimmt (Abbildung 2.39).

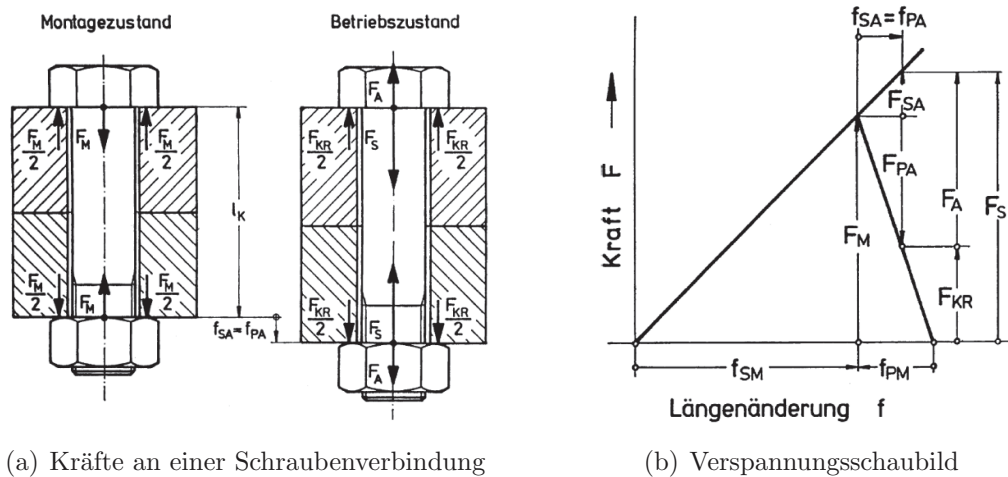


Abbildung 2.39: Kräfteschaubild einer verspannten und betriebsbeanspruchten Verschraubung mit zugehörigem Verspannungsschaubild [55]

Für eine genaue Berechnung sei auf die VDI-Richtlinie 2230 verwiesen [116].

2.5.1.4 Temperaturabhängigkeit der Vorspannkraft

Durch temperaturabhängige Änderungen der E-Moduli und unterschiedliche thermische Ausdehnungskoeffizienten von Schraube und Klemmteilen kommt es zu Vorspannkraftänderungen. Der thermische Ausdehnungskoeffizient α_T beschreibt nach Gleichung 2.44 die thermische Längenänderung einer Komponente mit Länge l bei einer Temperaturänderung ΔT .

$$f_T = \alpha_T \cdot l \cdot \Delta T \quad (2.44)$$

Ist der Ausdehnungskoeffizient der Schraube größer als jener der verspannten Teile, so nimmt die Vorspannkraft entsprechend dem Unterschied der Längenänderung ab. Verlängert sich die Schraube weniger im Vergleich zu den verspannten Teilen, so steigt die Vorspannkraft an. Auf Grund der bei üblichen Werkstoffen mit zunehmender Temperatur sinkenden E-Moduli, verringert sich die Vorspannkraft auch bei gleicher Wärmedehnung von Schraube und verspannten Teilen mit zunehmender Temperatur [55].

2.5.2 Montage von Schraubenverbindungen

Schraubenverbindungen werden im Allgemeinen durch Drehen der Mutter oder des Schraubenkopfes vorgespannt, wobei die Reibung an den Gewindeflanken und unter der Kopf- bzw. Mutterauflagefläche Momente verursacht, welche beim Anzug überwunden werden müssen. Die heute üblichen Anziehverfahren erfassen die generierte Vorspannkraft in der Schraube indirekt als Funktion des Anziehdrehmomentes, der elastischen Längenänderung, des Drehwinkels oder durch die Ermittlung des Fließbeginns der Schraube.

Montagevorspannkraft und Anziehdrehmoment

Das zur Vorspannkrafterzeugung notwendige Anziehdrehmoment M_A setzt sich aus dem Gewindemoment M_G und dem Kopfreibungsmoment M_K zusammen (Gleichung 2.45).

$$M_A = M_G + M_K \quad (2.45)$$

Hergeleitet aus den Gleichgewichtsbedingungen der schiefen Ebene ergibt sich mit dem Flankendurchmesser d_2 , dem Steigungswinkel des Gewindes φ und dem Gewindereibungswinkel ρ' der Zusammenhang zwischen dem im Gewinde wirkenden Torsionsmoment M_G und der sich aufbauenden Montagevorspannkraft F_M nach Gleichung 2.46.

$$M_G = F_M \cdot \frac{d_2}{2} \cdot \tan(\varphi + \rho') \quad (2.46)$$

In Kombination mit dem zur Überwindung der Reibung zwischen Auflage und Schraubenkopf bzw. Mutter erforderlichen Moment M_K (Gleichung 2.47)

$$M_K = F_M \cdot \frac{(d_W + d_{Ki})}{4} \cdot \mu_K \quad (2.47)$$

ergibt sich der in Gleichung 2.48 dargestellte Zusammenhang zwischen Montagevorspannkraft F_M und Gesamtanzugsmoment M_A für metrische in geschnittene Gewinde verschraubte Schrauben [116].

$$F_M = \frac{M_A}{\left(\frac{d_2}{2} \cdot \tan(\varphi + \rho')\right) + \left(\frac{(d_W + d_{Ki})}{4} \cdot \mu_K\right)} \quad (2.48)$$

2.5.3 Anziehverfahren

Die drei wichtigsten Anziehverfahren sind das drehmomentgesteuerte Anziehen, das drehwinkelgesteuerte Anziehen und das streckgrenzengesteuerte Anziehen. In dieser Arbeit wird beinahe ausschließlich die Drehwinkelmontage angewendet, weshalb in weiterer Folge nur auf dieses Verfahren näher eingegangen wird.

Drehwinkelgesteuertes Anziehen

Bei der Drehwinkelmontage wird die Vorspannkraft indirekt durch Verlängerungsmessung bestimmt. Die Gesamtlängenänderung von Schraube und verspannten Teilen errechnet sich nach Gleichung 2.49.

$$f_S + f_P = \frac{\theta \cdot P}{360^\circ} \quad (2.49)$$

Um die verspannten Teile bei diesem Verfahren vollständig zur Auflage zu bringen, wird die Verbindung zuerst auf ein entsprechendes Fügемoment (Schwellmoment) angezogen. Anschließend wird die Schraubverbindung durch Drehen der Schraube bzw. der Mutter um den Nachdrehwinkel θ verspannt. In der Praxis wird üblicherweise ein Nachdrehwinkel gewählt, bei dem die Streckgrenze der Schraube überschritten wird. Dann hat dieses Verfahren die größte Genauigkeit, da sich Winkelfehler wegen des annähernd horizontalen Verlaufs der Verformungskennlinie im überelastischen Bereich kaum auf die Vorspannkraft auswirken (Abbildung 2.40). Weiters hat die Reibung in den Auflageflächen keinen Einfluss auf die erreichte Montagevorspannkraft. Im elastischen Bereich verursachen Winkelfehler beachtliche Streuungen der Vorspannkraft.

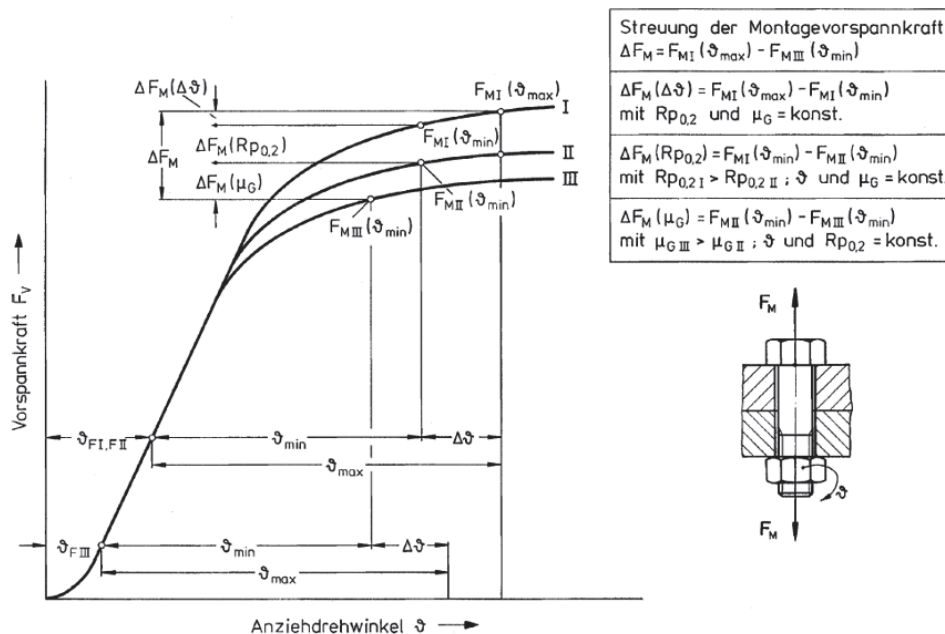


Abbildung 2.40: Schwankungen der Montagevorspannkraft F_M bei der Drehwinkelmontage durch Schwankungen des Drehwinkels θ , des Gewindereibungskoeffizienten μ_G und der Streckgrenze der Schraube $R_{p0,2}$ [55]

Die bei der überelastischen Drehwinkelmontage auftretenden Vorspannkraftschwankungen basieren auf Streuungen der Schraubenstreckgrenze $R_{p0,2}$, des Drehwinkels θ und der Gewindereibungszahl μ_G . Sie sind vergleichbar mit jenen des streckgrenzengesteuerten Anziehens (Abbildung 2.40). Die Drehwinkelmontage ist in der Automobilindustrie Stand der Technik. Folgende Punkte sind besonders zu beachten:

- Fügемoment und Drehwinkel sollten in Versuchen am Originalbauteil ermittelt werden, um die Nachgiebigkeiten der Konstruktion richtig zu erfassen.
- Dieses Verfahren ist nur bei ausreichendem Verformungsvermögen der Schraube anwendbar.
- Die Wiederverwendbarkeit der Schrauben ist durch das Überschreiten der Streckgrenze eingeschränkt.

Die Vorteile dieses Anziehverfahrens sind eine optimale Ausnutzung des Vorspannkraftpotenzials bei geringen Vorspannkraftschwankungen. Bisherige Auslegungsrechnungen berücksichtigen nur eine elastische Montage. Die Berechnung der Vorspannkraft überelastisch angezogener Schraubverbindungen ist an Hand der VDI-Richtlinie 2230 nicht möglich. In der Literatur sind nur vereinzelt Regelwerke für eine Berechnung vorhanden.

Friedrich stellt in [9] einen Berechnungsalgorithmus zur Festlegung einer überelastischen Anziehvorschrift, bestehend aus Schwellmoment (Fügемoment) und Drehwinkel, vor. Diese Berechnungsvorschrift wurde bisher aber nur an metrischen Verbindungen mit Stahlschrauben verifiziert und ist somit nur bedingt auf Gewindefurchverschraubungen übertragbar. Im Folgenden werden hier nur die elementaren Berechnungsschritte vorgestellt. Eine genaue Auflistung der Rechenschritte findet sich in Friedrich [9].

Das Fügемoment wird elastisch in Anlehnung an die VDI 2230 nach Gleichung 2.50 berechnet.

$$M_{AF} = F_{MF} \left[0,16 \cdot P + 0,58 \cdot d_2 \cdot \mu_G + \frac{D_{km}}{2} \mu_K \right] \quad (2.50)$$

In weiterer Folge wird die Vorspannkraft F_M nach der Drehwinkelmontage nach Gleichung 2.51 ermittelt.

$$F_M = A_S \cdot R_m \cdot \frac{k_{ue}}{k_\sigma} \quad (2.51)$$

Der Faktor k_{ue} dient zur Festlegung der Plastifizierung beim überelastischen Anzug, k_σ ist ein Spannungsfaktor und dient zur Umrechnung der in der Schraube vorherrschenden Vergleichsspannung in die axial wirkende Spannung. Nach Durchführung weiterer Rechenschritte zur Berechnung der Schraubenverlängerung bzw. Bauteilverkürzung, kann aus den zuvor ermittelten Einzelergebnissen der Drehwinkel θ bestimmt werden (Gleichung 2.52).

$$\theta = \theta_{\min} + \frac{k_{ue} \cdot R_m - R_{p0,2}}{R_m - R_{p0,2}} [\theta_{\max} - \theta_{\min}] \quad (2.52)$$

Dabei ist θ_{\min} der Mindestdrehwinkel, bei dem die Schraube ihre Streckgrenze erreicht, und θ_{\max} der maximale Drehwinkel, bei dem die Schraube bis an ihre Festigkeitsgrenze belastet wird.

2.5.4 Gewindefurchen

Der in der Literatur etablierte Begriff "Gewindefurchen" bedeutet, dass die Schraube während des Anziehprozesses das Gewinde selbsttätig in ein vorgegossenes Kernloch formt. Eine Gewindefurchschaube ist demnach eine Kombination von Werkzeug und Verbindungselement. Das Verfahren Gewindefurchen ist in der DIN 8583 genormt.

Die Verwendung von selbstfurchenden Schrauben in Massivbauteilen gewinnt zunehmend an Bedeutung. Grund dafür ist das beträchtliche Kosteneinsparungspotenzial durch die Einsparung der Arbeitsschritte Bohren, Schneiden und Waschen der Kernlöcher. Das Formen der Gewinde und der Verschraubprozess werden in einem Arbeitsgang durchgeführt. Die Technologie des Gewindefurchens erfordert eine entsprechende Auslegung des zu verschraubenden Werkstücks. Enge Toleranzen im Guss bei Schwindung und Form des Kernlochs sind wesentlich, da diese Parameter die Reproduzierbarkeit der Schraubverbindung bestimmen. Der Durchmesser des Kernlochs ist nach oben durch einen Mindestgewindeüberdeckungsgrad begrenzt, welcher für die Tragfähigkeit der Schraubverbindung maßgeblich ist. Andererseits werden die Furchmomente bei zu kleinen Kernlochdurchmessern zu groß, was in einer unzureichenden Klemmkraftgenerierung resultiert [85, 96].

Bei der Auslegung einer innovativen Gewindefurchschaubverbindung sind Furchmoment, Vorspannkraft über der Lebensdauer der Verbindung, Versagenssicherheit gegenüber Auszug und Bruch, Lösesicherheit und Wiederholverschraubbarkeit die bestimmenden Faktoren. Die einzuhaltenden Fertigungstoleranzen wirken sich auf alle Verschraubungsparameter aus und müssen im betrachteten Materialsystem berücksichtigt werden [10]. Stand der Technik sind Gewindefurchschauben aus Stahl in Aluminium Druckgusskomponenten.

2.5.4.1 Prozessablauf

Gewindefurchen ist ein druckumformendes Verfahren, bei welchem das Innengewinde durch ein Werkzeug, in diesem Fall die Schraube, geformt wird. Im Gegensatz zum Gewindeschneiden wird das Innengewinde beim Gewindefurchen bei ausreichender Umformbarkeit des Werkstoffes spanlos hergestellt bei gleichzeitiger Verfestigung des Mutterwerkstoffes am Gewinde. In niedrig legierten Stählen als auch in Aluminiumlegierungen wird dieses Verfahren bereits erfolgreich eingesetzt [84, 122].

Die Keile des Gewindefurchwerkzeuges drücken sich schraubenförmig in das Werkstoffmaterial ein. Der Querschnitt eines Gewindeformers ist nicht rund, sondern polygonal mit drei oder mehreren abgeflachten Eckbereichen (Abbildung 2.41). Durch diese charakteristische Geometrie entstehen Freiräume, welche den verdrängten Werkstoff aufnehmen. Zusätzlich weist diese Form bessere Reibungseigenschaften auf, was in geringeren Reibmomenten resultiert. Das beim Furchen verdrängte Material fließt vorwiegend radial an den Flanken in die Zwischenräume des Furchers. Mit zunehmender Umformung fließt der Werkstoff immer weiter in die Zahnücken des Furchers, wodurch die für das Gewindefur-

chen typischen Zipfel entstehen (Abbildung 2.41).

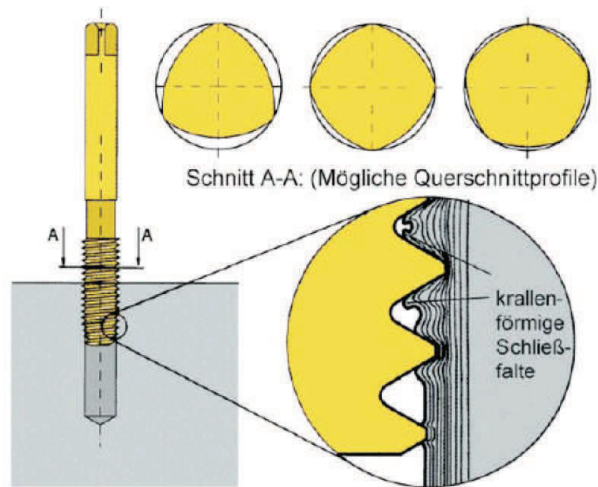


Abbildung 2.41: Ausbildung des Muttergewindes beim Gewindefurchen und unterschiedliche Profile von Gewindefurchwerkzeugen [99]

Gewindeausformung

In Abhängigkeit des Kernlochdurchmessers formt sich das gefurchte Gewinde unterschiedlich aus. Allgemein kann gesagt werden, dass der Gewindeflankendurchmesser mit zunehmendem Kernlochdurchmesser D_K ansteigt. Durch die geringere Verdrängung des Materials entstehen außerdem die charakteristischen Zipfel an den Gewindespitzen gemäß Abbildung 2.42.

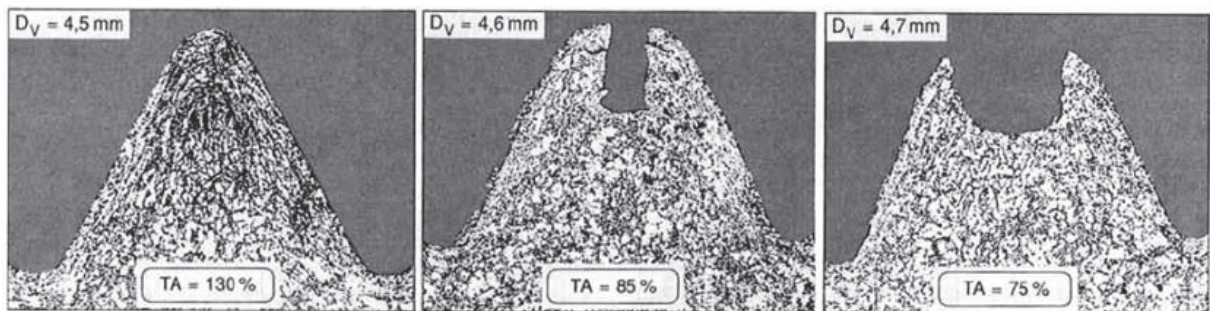


Abbildung 2.42: Ausbildung des Muttergewindes in Abhängigkeit des Vorlochdurchmessers bzw. des Traganteils [121]

Der tragende Anteil der Gewindefurche kann mit Gleichung 2.53 angegeben werden.

$$TA = \frac{D_N - D_{KFurch}}{D_N - D_{Ktheor.}} \times 100 \% \quad (2.53)$$

TA ist hierbei der Traganteil, D_N der Nenndurchmesser, $D_{Ktheor.}$ der theoretische Durchmesser des gefurchten Gewindes und D_{KFurch} der reale Durchmesser des gefurchten Ge-

windes. Eine Flankenüberdeckung von 65 % übersteigt bereits die beim Gewindebohren übliche Tragtiefe. Es ist zu beachten, dass ein Teil der eingebrachten Umformenergie in Form von elastischer Verformung gespeichert wird. Diese elastisch verformten Bereiche können bei Entfernung des Werkzeugs zu geringeren Flankendurchmessern und höheren Traganteilen führen [121].

Furchmoment

Das Furchmoment setzt sich aus dem Umformmoment und dem Reibmoment zusammen. Es besteht ein linearer Zusammenhang zwischen Furchmoment und Kernlochdurchmesser, wobei dieses mit steigendem Lochdurchmesser auf Grund der geringeren Umformarbeit und der geringer werdenden Kontaktfläche abnimmt (Abbildung 2.43) [121].

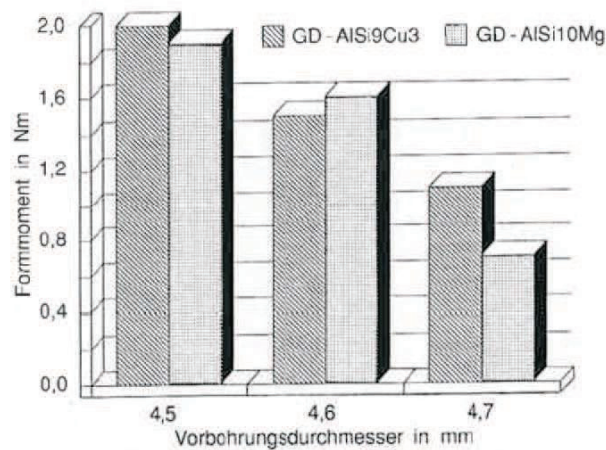


Abbildung 2.43: Furchmoment in Abhängigkeit des Vorlochdurchmessers [121]

Die Auslegung des Kernlochs hinsichtlich Durchmesser und Entformungsschräge stellt einen Kompromiss zwischen möglichst hohem Gewindeüberdeckungsgrad und möglichst geringen Furchmomenten und Rückfederungskräften dar, und muss auf den gewählten Gusswerkstoff abgestimmt sein.

2.5.4.2 Vor- und Nachteile des Gewindefurchens

Gewindefurchende Schrauben besitzen gegenüber metrischen Schraubverbindungen einige Vorteile:

- Durch die Umformung während des Furchens tritt eine Kaltverfestigung des Muttermaterials bei ununterbrochenem Faserverlauf auf, was eine erhöhte Festigkeit von gefurchten Gewinden und ein überlegenes Löseverhalten durch elastische Vorspannung bewirkt.

- Kosteneinsparungspotenzial durch das Eliminieren von Arbeitsschritten wie Bohren, Gewindeschneiden und Waschen des Kernlochs.
- Gewichtseinsparung bei richtiger Auslegung unter Berücksichtigung der Werkstoffpaarung.

Diesen Vorteilen stehen folgenden Nachteile gegenüber:

- Erhöhtes notwendiges Drehmoment.
- Verfahren nur bei gut umformbaren Werkstoffe mit ausreichender Dicke möglich.
- Nur Gewinde kleinerer Dimension gewindefurchend herstellbar.

Hinteregger [10] diskutiert die Nachteile beim Einsatz von Gewindefurchschrauben im Fahrzeuggetriebebau und gibt die notwendige exakt definierte Kernlochgeometrie mit engen Toleranzen sowie das notwendige Umformvermögen des Mutterwerkstoffes als wesentliche Nachteile an. Das Muttermaterial darf nicht zur "Chips"-Bildung neigen, da sonst beim Öffnen der Verbindung (z. B. Reparatur) Späne ins Getriebe fallen können.

Kapitel 3

Konzept zur Ermittlung der Gebrauchseigenschaften von Al-Gewindefurhschrauben in Mg-Mutternmaterialien

In dieser Arbeit wird die Einsetzbarkeit der höchstfesten Al-Gewindefurhschraube EN AW 7075 mit Taptite2000[®] Geometrie in Abhängigkeit des Wärmebehandlungs- und Endbearbeitungszustandes in Mg-Mutternmaterialien für Antriebsstrangkomponenten in salzhaltiger Umgebung untersucht. Zur Feststellung der Gebrauchseigenschaften gilt es, sämtliche für die Einsetzbarkeit relevanten Aspekte zu betrachten. In der Literatur [123] werden eine genügend hohe Klemmkraft im Schraubverband über die gesamte Lebensdauer der Komponente, sowie ein ausreichender Korrosionswiderstand als die wichtigsten Anforderungen an einen Schraubverband erachtet.

Der Abbau der Vorspannkraft bei erhöhter Temperatur beruht auf Relaxationseffekten, welche wiederum auf Kriechmechanismen basieren. Die Untersuchung der Kriechbeständigkeit der Komponenten im Schraubverband und die Bestimmung des Relaxationsverhaltens bei für Antriebsstrangkomponenten relevanten Belastungsverhältnissen sind folglich essentiell.

Hinsichtlich Korrosion ist bei Schraubverbänden wegen der vorherrschenden Werkstoffpaarung vor allem der Mechanismus der Kontaktkorrosion (Galvanische Korrosion) relevant. Weiters ist die Anfälligkeit der 7xxx Al-Legierungen gegenüber Spannungsrißkorrosion zu berücksichtigen.

Bei gewindefurchenden überelastisch angezogenen Schraubverbindungen mit Aluminiumschrauben existiert kein gültiges Regelwerk zur Auslegung. Folglich ist es wichtig, das Verschraubverhalten an Hand von maßgeblichen Parametern wie Furchmoment, erzielbarer Vorspannkraft und Abreißwinkel zu untersuchen. Dies ermöglicht die Festlegung einer geeigneten überelastischen Montagevorschrift. An Hand dieser Überlegungen wurde das

in Abbildung 3.1 dargestellte Konzept zur Ermittlung der Gebrauchseigenschaften des untersuchten Schraubverbandes erstellt und im Zuge dieser Arbeit angewendet.

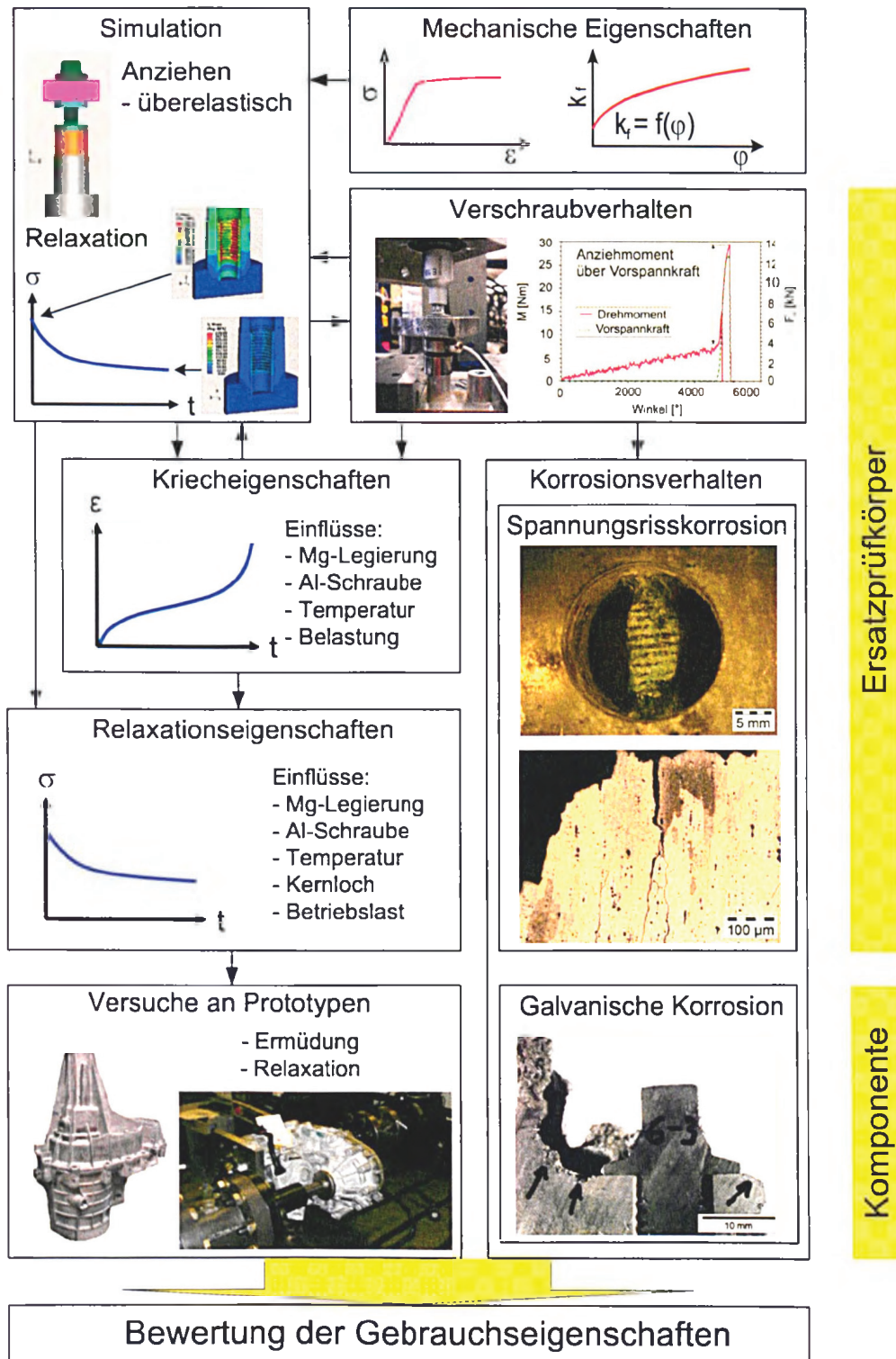


Abbildung 3.1: Konzept zur Ermittlung der Gebrauchseigenschaften von höchstfesten Al-Gewindeschrauben in Mg-Muttermaterialien

Die Ermittlung der mechanischen Eigenschaften umfasst quasistatische Zugversuche an den verwendeten Mg-Legierungen sowie an den Al-Schrauben und wird in Kapitel 4 behandelt. Ergänzend wurden Fließkurven der Mg-Legierungen bei Raumtemperatur ermittelt. Diese Festigkeitskennwerte dienen in weiterer Folge zur Beschreibung des elastischen und plastischen Werkstoffverhaltens des Mg-Muttermaterials bzw. der Al-Schraube im Simulationsmodell.

In Kapitel 5 wird das Verschraubverhalten des untersuchten Schraubverbandes in Abhängigkeit des Mg-Muttermaterials, der Kernlochgröße und der Festigkeitseigenschaften der Al-Schraube ermittelt. Diese Untersuchungen ermöglichen die Festlegung einer geeigneten Anziehvorschrift bei überelastischer Drehwinkelmontage sowie die Auswahl der dafür geeigneten Al-Schraube. Die Ergebnisse dieser Verschraubversuche dienen weiters zur Verifikation des Simulationsmodells.

Der Korrosionswiderstand der eingesetzten Materialien ist gemeinsam mit dem Relaxationsverhalten die wichtigste Materialeigenschaft hinsichtlich Einsetzbarkeit des untersuchten Schraubverbandes. Das Kapitel 6 umfasst die Bewertung der Kontaktkorrosionseigenschaften von Stahl- und Aluminiumschrauben mit unterschiedlichen Korrosionsschutzsystemen in AZ91 in salzhaltigen Umgebungsmedien. Weiters wird das Spannungsrissskorrosionsverhalten der höchstfesten Gewindefurchschraube Taptite2000[®] EN AW 7075 in unterschiedlichen Muttermaterialien untersucht, um den geschwindigkeitsbestimmenden Mechanismus bei Spannungsrissskorrosion in Aluminiumlegierungen zu identifizieren.

In Kapitel 7 werden die thermische Beständigkeit der Komponenten im Schraubverband an Hand von Kriechversuchen an Mg-Legierungen und Al-Schrauben bestimmt. Diese Untersuchungen dienen einerseits zur Modellierung des Kriechverhaltens für das Simulationsmodell und sollen weiters ein fundiertes Verständnis über das Materialverhalten der Komponenten im Schraubverband bei erhöhter Temperatur ermöglichen. Die daraus gewonnenen Erkenntnisse dienen als Grundlage für die Interpretation der Relaxationsuntersuchungen.

Das Relaxationsverhalten des Schraubverbandes bei für Antriebsstrangkomponenten relevanten Belastungsverhältnissen in Abhängigkeit maßgeblicher Parameter wie Kernlochgröße, thermische Beständigkeit der Mg-Legierung und der Al-Schraube und überlagerter Betriebslast wird in Kapitel 8 betrachtet. Diese Untersuchungen werden an Ersatzprüfkörpern durchgeführt.

Zur Übertragung der daraus gewonnenen Erkenntnisse auf eine reale Komponente beinhaltet Kapitel 10 Ergebnisse von mehrstufigen betriebsnahen Relaxationsversuchen an vollständigen Verteilergetrieben mit unterschiedlichen Schraubentypen.

Das Simulationsmodell in Kapitel 9 bildet den Vorgang des Gewindefurchens und den Aufbau der Vorspannkraft im Schraubverband nach Erreichen der Kopfauflage bei überelastischer Drehwinkelmontage ab. Nach Montage wird auf Basis experimenteller Kriechversuche der Vorspannkraftabbau bei erhöhter Temperatur durch Relaxation berechnet.

Die Verifikation dieses Simulationsmodell erfolgt durch Vergleich mit Versuchsergebnissen von Verschraub- und Relaxationsuntersuchungen.

An Hand der aus den diversen Untersuchungen gewonnenen Erkenntnisse werden die Gebrauchseigenschaften der höchstfesten Gewindefurhschaube Taptite2000[®] EN AW 7075 in den Mg-Muttermaterialien AZ91 und AE44 in Abhängigkeit der Belastungsverhältnisse in Kapitel 11 bewertet.

Kapitel 4

Charakterisierung der verwendeten Werkstoffe

In diesem Kapitel werden die verwendeten Mg- und Al-Legierungen beschrieben und die chemischen und mechanischen Eigenschaften der verwendeten Werkstoffe dargestellt.

4.1 Mg-Legierungen

Im Zuge dieser Arbeit wurden Ersatzprüfkörper der vier kommerziell verfügbaren Mg-Legierungen AZ91, AE44, MRI153 und AJ62 in einem Kaltkammerdruckgussprozess am Österreichischen Gießereinstitut (ÖGI) in Leoben abgegossen. Abbildung 4.1 zeigt die Geometrie des Ersatzprüfkörpers mit den Verschraubdomen. Die Festlegung der Kernlochdimensionen hinsichtlich Durchmesser und Entformungsschräge erfolgte in Zusammenarbeit mit dem ÖGI und ARNOLD Umformtechnik GmbH Co.KG. Abbildung 4.2 zeigt die Abmessungen des Verschraubdomes im Detail.

Die chemische Zusammensetzung wurde am Gussstück bestimmt. Weiters erfolgten an Proben des Ersatzprüfkörpers statische und dynamische Festigkeitsuntersuchungen, um grundlegende Informationen über die mechanischen Eigenschaften der verwendeten Legierungen zu erhalten.

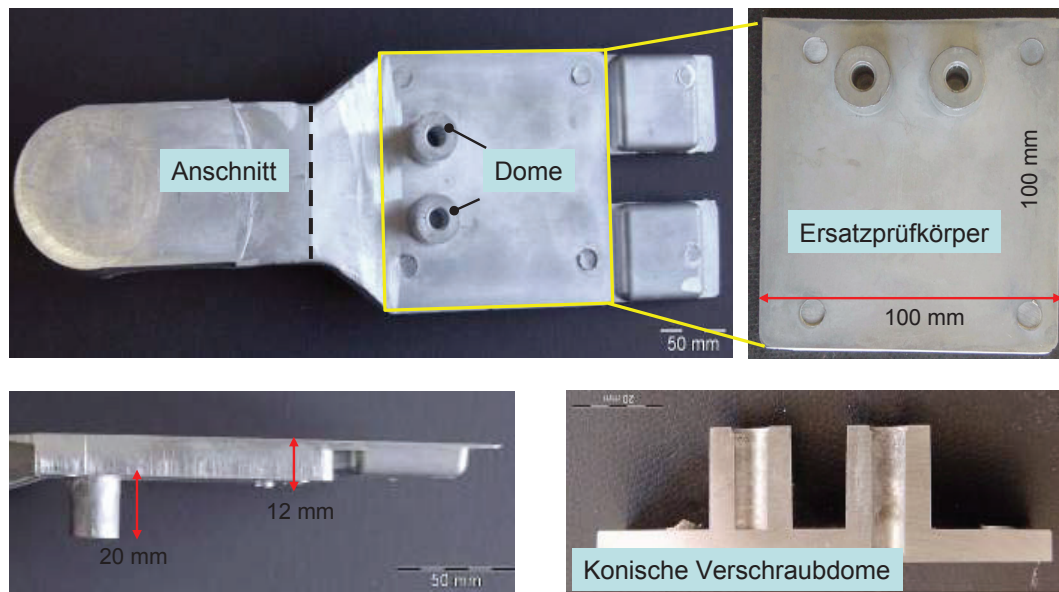


Abbildung 4.1: Im Kaltkammerdruckgussprozess abgegossener Ersatzprüfkörper mit Verschraubungsstellen

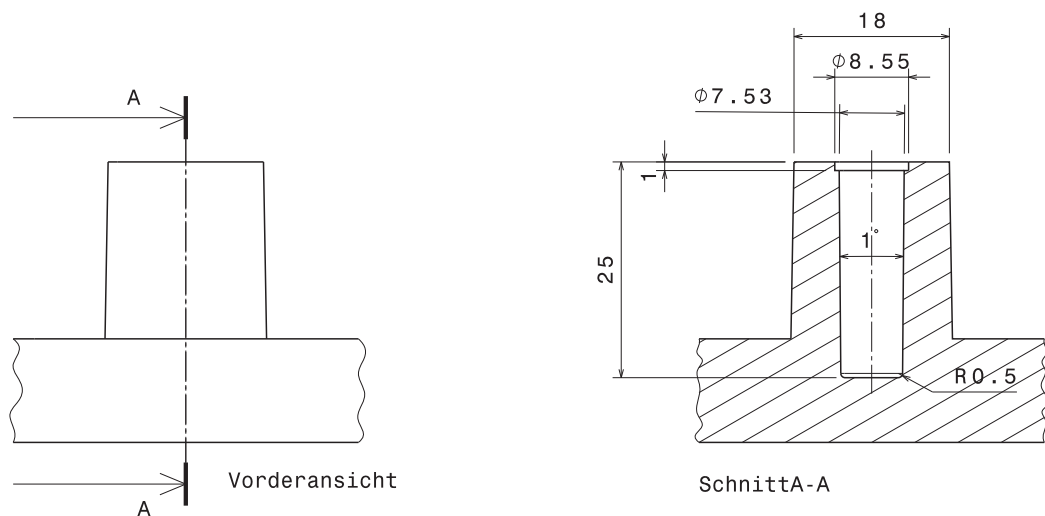


Abbildung 4.2: Abmessungen des Verschraubdomes

4.1.1 Chemische Zusammensetzung

Zur Ermittlung und Überprüfung der chemischen Zusammensetzung wurden nasschemische Untersuchungen am Ersatzprüfkörper mittels Plasmaemissionsspektrometrie (ICP Varian VISTA MPX) durchgeführt. Tabelle 4.1 zeigt die chemische Zusammensetzung der vier untersuchten Legierungen AZ91, AE44, MRI153 und AJ62. Die chemische Zusammensetzung der Legierung AZ91 entspricht der Norm nach EN 1753:1997. Bei den

Leg.	Al	Zn	Mn	Si	Fe	Cu	Ni	RE	Ca	Sr
AZ91	8,67	0,67	0,23	<0,02	<0,002	0,001	0,002	0,40	-	-
AE44	4,12	0,02	0,30	0,03	<0,002	0,002	0,001	3,97	-	-
AJ62	6,20	0,04	0,32	<0,02	0,003	0,004	0,001	-	-	2,48
MRI153	7,20	0,01	0,21	<0,002	<0,002	0,001	0,001	<0,04	0,96	0,29

Tabelle 4.1: Chemische Zusammensetzung der Mg-Legierungen AZ91, AE44, AJ62 und MRI153 in Gewichts- %

übrigen neueren Legierungen existieren keine Normzusammensetzungen.

Auf Grund der mäßigen Gießbarkeit der Legierung AJ62 und strategischen Gründen seitens des Projektpartners Magna Powertrain AG & Co KG, wurden die Legierungen AZ91 und AE44 für weitere fundierte Untersuchungen ausgewählt, während die Legierungen AJ62 und MRI153 nur vereinzelt vergleichend betrachtet wurden.

4.1.2 Mikrostruktur und Porosität

In Abbildung 4.3 ist die Mikrostruktur der Mg-Legierungen AZ91 und AE44 nach Abguss im Kaltkammerdruckgussprozess zu sehen. Beide Legierungen zeigen eine feine Mikrostruktur mit einer vergleichbaren Korngröße im Bereich von 20 - 30 μm .

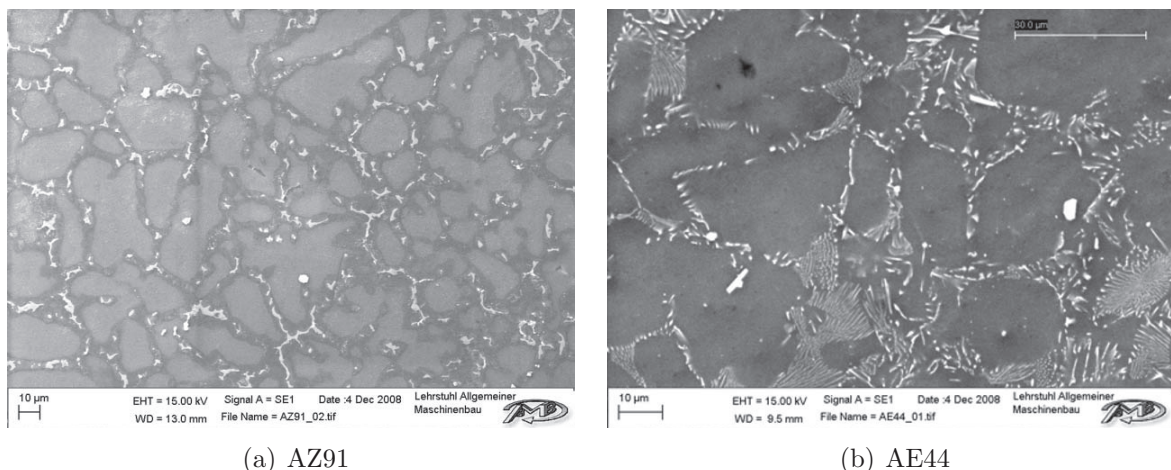


Abbildung 4.3: Mikrostruktur der Mg-Legierungen AZ91 und AE44

Um die Porosität an den Verschraubungsstellen zu bewerten, wurden stichprobenweise Schiffe angefertigt und die Porosität in Anlehnung an das VDG-Merkblatt P201 "Volumendefizite von Gussstücken aus Nichteisenmetall" ausgewertet. Die Porosität liegt im

Bereich von 1,0 - 2,5 %. Abbildung 4.4 zeigt die Porositätsverteilung in der Legierung AZ91 an den Verschraubungsstellen.

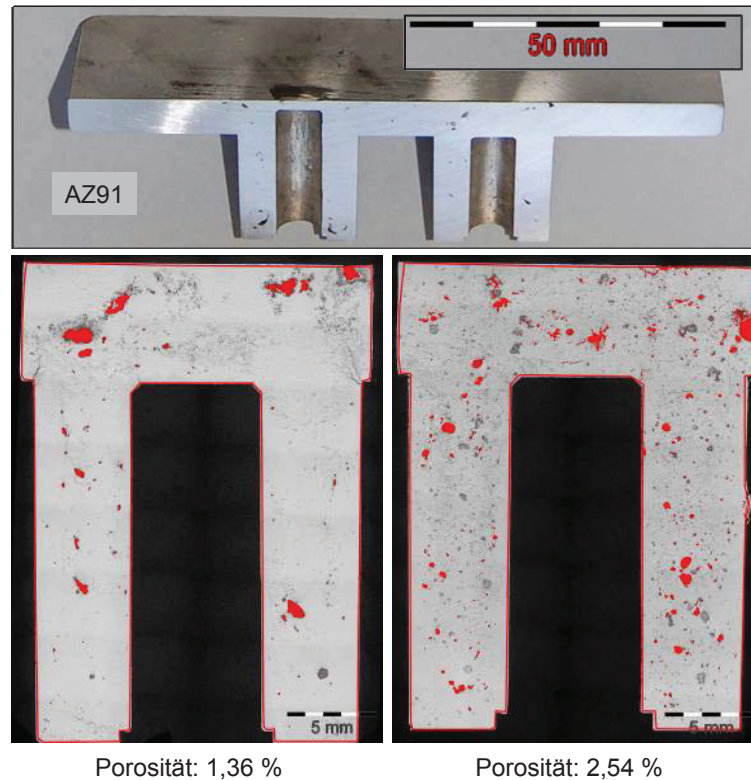


Abbildung 4.4: Porositätsverteilung der Legierung AZ91 im Bereich der Verschraubdome nach Abguss der Ersatzprüfkörper im Kaltkammerdruckgussprozess

Ein Vorteil des Gewindefurchens im Vergleich zu Verschraubungen in geschnittenen Gewinden liegt darin, dass vorhandene Poren im Oberflächenbereich der Bohrung durch die Verdrängung des Muttermaterials während des Furchprozesses geschlossen werden. Diese Verdichtung des Materials gewährleistet eine gute Stabilität des Muttergewindes, während bei metrischen Schraubverbindungen beim Gewindegewinden die Poren freigelegt werden, was in einer Verschlechterung der Gewindeüberdeckung resultiert.

4.1.3 Statische und dynamische Festigkeitseigenschaften

Es wurden Zugversuche auf einem servohydraulischen Prüfstand INSTRON 8802 (100 kN dynamisch) mit Instron FastTRACK-8800 Regelung durchgeführt. Die Dehnungsmessung erfolgte mit einem Instron Extensometer mit einer Messlänge von 37,5 mm. Es wurde eine formschlüssige Verbindung mittels Gewinde gewählt. Die Dehnrates betrug $1,3E-4s^{-1}$.

Zur Bewertung der dynamischen Festigkeitseigenschaften erfolgte die Bestimmung

der Umlaufbiegewechselfestigkeiten der drei Mg-Legierungen AZ91, AE44 und MRI153 an ungekerbten Proben auf einer 4-Punkt-Umlaufbiegemaschine. Die Proben mit einer Länge von 100 mm und einem Prüfdurchmesser von 7,5 mm wurden am Rand des Ersatzprüfkörpers entnommen. Der relative Spannungsgradient χ^* errechnet sich bei ungekerbten Proben nach [19] mit $2/d$ zu 0,27. Abbildung 4.5 stellt die Ergebnisse der durchgeführten Festigkeitsuntersuchungen dar.

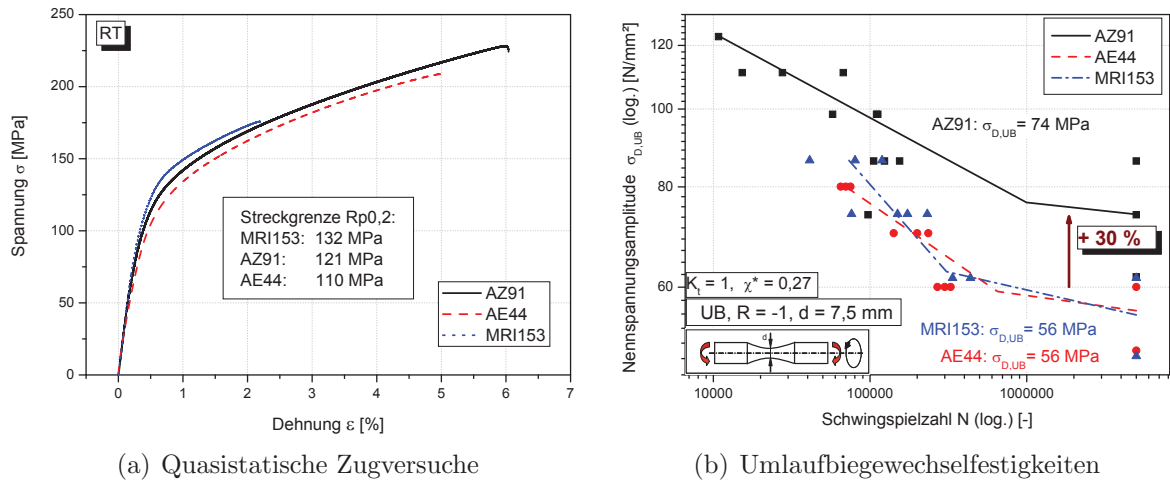


Abbildung 4.5: Statische und dynamische Festigkeitseigenschaften der Legierungen AZ91, AE44 und MRI153

Die Legierung MRI153 hat die höchsten statischen Festigkeiten mit einer Streckgrenze $R_{p0,2}$ von 132 MPa, gefolgt von AZ91 mit einer Streckgrenze $R_{p0,2}$ von 121 MPa. Die Legierung AE44 weist die geringste statische Festigkeit mit 110 MPa auf (Abbildung 4.5(a)). Diese Beobachtungen stimmen mit der Literatur überein [58, 86].

Die Legierung AZ91 zeigt eine 30 % höhere Umlaufbiegewechselfestigkeit als AE44 und MRI153. Trotz höchster statischer Festigkeit von MRI153 ist die Schwingfestigkeit bei dynamischer Beanspruchung vergleichbar mit jener von AE44.

4.2 Al-Schrauben

Die im Zuge dieser Arbeit verwendeten und untersuchten Al-Schrauben wurden von der Fa. ARNOLD Umformtechnik GmbH Co.KG zur Verfügung gestellt. Die EN AW 6056 Schrauben haben ein metrisches Profil, während die höchstfeste EN AW 7075 Schraube die charakteristische Taptite2000[®] Geometrie (TT2000) aufweist, welche ein effizientes Gewindefurchen ermöglicht (Abbildung 4.6).

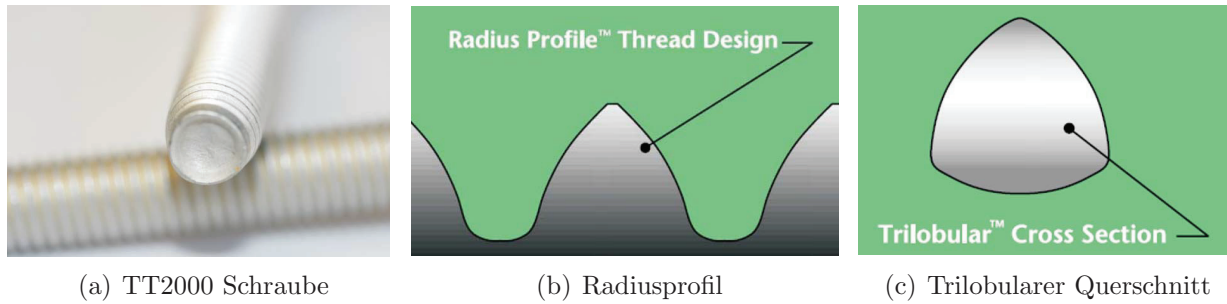


Abbildung 4.6: a) EN AW 7075 Gewindefurchschraube mit Taptite2000® Geometrie
 b) Balliges Radiusprofil der Gewindeflanken c) Trilobularer Querschnitt

4.2.1 Chemische Zusammensetzung

In Tabelle 4.2 ist die chemische Zusammensetzung der zwei untersuchten Al-Knetlegierungen EN AW 6056 und EN AW 7075 zu sehen. Die festgestellten Zusammensetzungen entsprechen den nach DIN EN 573-3 [21] (Stand Nov. 2007) festgelegten Anforderungen.

Legierung	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr
EN AW 6056	1,09	0,20	0,67	0,52	0,88	0,00	0,19	0,03	0,12
EN AW 7075	0,09	0,18	1,24	0,03	2,55	0,18	5,83	0,01	0,01

Tabelle 4.2: Chemische Zusammensetzung der Al-Knetlegierungen EN AW 6056 und EN AW 7075 in Gewichts- %

4.2.2 Mikrostruktur

Abbildung 4.7 gibt die Mikrostruktur der untersuchten Al-Schraubentypen EN AW 7075 und EN AW 6056 im Zustand T6 wieder. Beide Schraubentypen weisen eine vergleichbare Korngröße von ca. 50 μm auf.

4.2.3 Statische Festigkeitseigenschaften

Tabelle 4.3 zeigt die statischen Festigkeitskennwerte Zugfestigkeit R_m , Streckgrenze $R_{p0,2}$ und Bruchdehnung A_5 der Schrauben EN AW 6056 und EN AW 7075 in den unterschiedlichen Wärmebehandlungszuständen T6 und T7x sowie Endbearbeitungszuständen

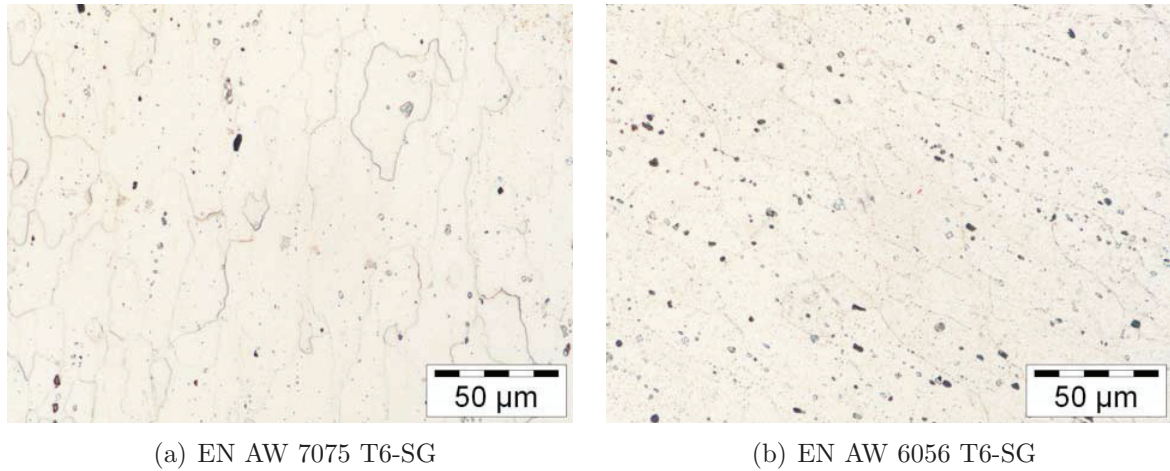


Abbildung 4.7: Mikrostruktur der Al-Schrauben EN AW 7075 und EN AW 6056 schlusserollt im Zustand T6

Legierung / Zustand	Zugfestigkeit R_m [MPa]	Streckgrenze $R_{p0,2}$ [MPa]	Bruchdehnung A_5 [%]
EN AW 6056 T6-SG	420 - 430	402 - 412	11,1 - 12,58
EN AW 7075 T6-SG	570 - 575	525 - 535	3,1 - 3,7
EN AW 7075 T6-SW	530 - 540	475 - 485	7,4 - 8,4
EN AW 7075 T7x-SG	520 - 530	470 - 480	7,4 - 8,7
EN AW 7075 T7x-SW	480 - 490	415 - 426	10,6 - 12,0

Tabelle 4.3: Statische Festigkeitskennwerte der Schrauben EN AW 6056 und EN AW 7075 in unterschiedlichen Wärmebehandlungs- und Endbearbeitungszuständen

schlussgerollt (SG) und schlusswärmebehandelt (SW).

Diese Kennwerte wurden durch quasistatische Zugversuche an Schrauben bei der Fa. AR-NOLD Umformtechnik GmbH Co.KG ermittelt.

Kapitel 5

Verschraubverhalten

In diesem Kapitel wird das Verschraubverhalten der höchstfesten Al-Gewindefurhschraube Taptite2000[®] EN AW 7075 in Mg-Druckgusslegierungen an Hand von statischen Verschraubversuchen bei Raumtemperatur untersucht. Es existieren keine definierten Mindestanforderungen hinsichtlich Vorspannkraft und Wiederholverschraubbarkeit für Gewindefurchverschraubungen mit Aluminiumschrauben in Magnesiumdruckgusskomponenten.

An Hand von Verschraubversuchen werden maßgebliche Verschraubungsparameter wie Furchmoment, Vorspannkraft und Abreißwinkel in Abhängigkeit der Kernlochgröße, der verwendeten Mg-Legierung und der mechanischen Eigenschaften der Al-Schraube quantifiziert, um das Verschraubverhalten der verwendeten höchstfesten Aluminiumschraube in Magnesiummuttermaterialien zu bewerten.

5.1 Versuchsaufbau und Versuchsdurchführung

Die Verschraubungen an den Ersatzprüfkörpern wurden mit einem stationären Schraubautomat der Firma Reckengineering mit Steuerung und Spindeln von Bosch Rexroth und Messgerät Active 9000 von der Fa. Holger Claasen bei Fa. ARNOLD Umformtechnik GmbH Co.KG in Forchtenberg, Deutschland, durchgeführt (Abbildung 5.1(b)). Abbildung 5.1(a) zeigt den untersuchten Schraubverband. Die Messung der Vorspannkraft erfolgte mittels einer Kraftmessdose. Während der Montage wurden der Verlauf des Anziehdrehmoments und der Vorspannkraft über dem Drehwinkel aufgezeichnet. Die Kernlöcher der Ersatzprüfkörper wurden vor der Verschraubung mit einem Innenfeinmessgerät vermessen, um die Toleranzen zu überprüfen.

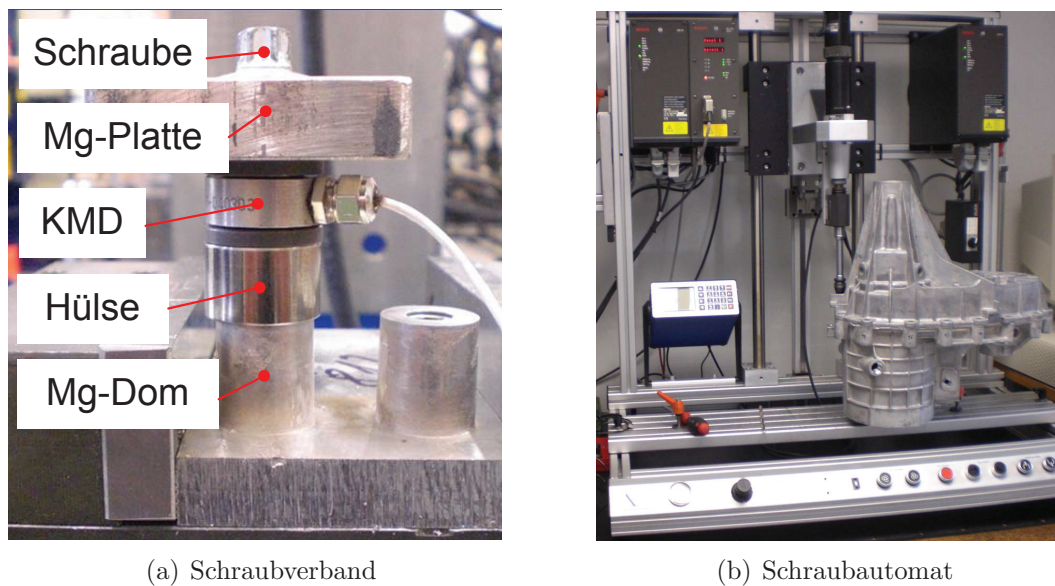


Abbildung 5.1: a) Untersucher Schraubverband und b) verwendeter stationärer Schraubautomat zur Durchführung der statischen Verschraubversuche

5.2 Abreißversuche

Bei den Abreißversuchen wird nach Erreichen des Schwell- oder Fügемoments der Schraubverband bis zum Versagen angezogen. Im Allgemeinen erfolgt die Auslegung einer Schraubverbindung so, dass bei Überlastung der Verbindung ein Bruch der Schraube im freien belasteten Gewindeteil auftritt. Ein Ausreißen des Muttergewindes sollte verhindert werden, um die Reparatur einer schadhafte Komponente zu ermöglichen. Reine Werkstoffkennwerte des Mg-Mutternmaterials bzw. der Al-Schraube sind nicht ohne weiteres auf die Beanspruchbarkeit des Schraubverbandes übertragbar. Vielmehr sind die Betrachtung des Verschraubprozesses und die Quantifizierung wesentlicher Kennwerte für eine Bewertung der Beanspruchbarkeit notwendig.

5.2.1 Definition der Anziehvorschrift für Drehwinkelmontage

Die überelastische Anziehvorschrift wurde an Hand des Verlaufs von Drehmoment über Drehwinkel einer bis zum Bruch angezogenen Verschraubung definiert. Es muss darauf geachtet werden, dass das Schwellmoment im elastischen Bereich liegt, um einen Bruch der Schraube durch zu starke plastische Längung vor Erreichen des Schwellmoments zu vermeiden. Nach Erreichen des Schwellmoments erfolgt ein definiertes Nachdrehen, um eine plastische Längung der Schraube bzw. einen überelastischen Anzug zu gewährleisten. Üblicherweise wird ein Nachdrehwinkel im Bereich von 90° gewählt, um eine einfache manuelle Montage zu ermöglichen.

Es ist zu beachten, dass die Anziehvorschrift bei Verwendung einer anderen Schraubenlänge modifiziert werden muss, da die Verdrehung nach Erreichen des Schwellmoments auf die gesamte freie Klemmlänge wirkt. Eine Erhöhung der freien Klemmlänge führt demnach bei gleicher Anziehvorschrift zu einer geringeren plastischen Längung. Die hier verwendete Anziehvorschrift wurde für die Schraube Taptite2000[®] M8 x 60 festgelegt.

Im Folgenden werden Ergebnisse von bis zum Versagen des Schraubverbandes angezogenen Schrauben dargestellt und diskutiert. Die Vorspannkraften werden beim Schwellmoment, nach der festgelegten Drehwinkelmontage sowie beim Versagen des Schraubverbandes betrachtet.

5.2.2 Einfluss des Mg-Muttermaterials

Abbildung 5.2 zeigt den Einfluss der verwendeten Mg-Druckgusslegierung auf wesentliche Kennwerte zur Beurteilung der Verschraubung. Es wurden schlussgerollte (SG) Gewindefurchschrauben Taptite2000[®] der Legierung EN AW 7075 im Temperaturzustand höchster Festigkeit T6 überelastisch bis zum Versagen der Schraubverbindung in AZ91 Muttermaterial angezogen. Dokumentiert sind das Furchmoment M_F , die Vorspannkraft F_{v22Nm} bei 22 Nm Schwellmoment, die Vorspannkraft $F_{v22Nm+90}$ bei 22 Nm + 90° Drehwinkel, die Vorspannkraft beim Versagen des Schraubverbandes F_B sowie der Abreißwinkel $\alpha_{Abreiß}$. Dieser wird beginnend beim Schwellmoment bis zum Versagen der Schraubverbindung gemessen.

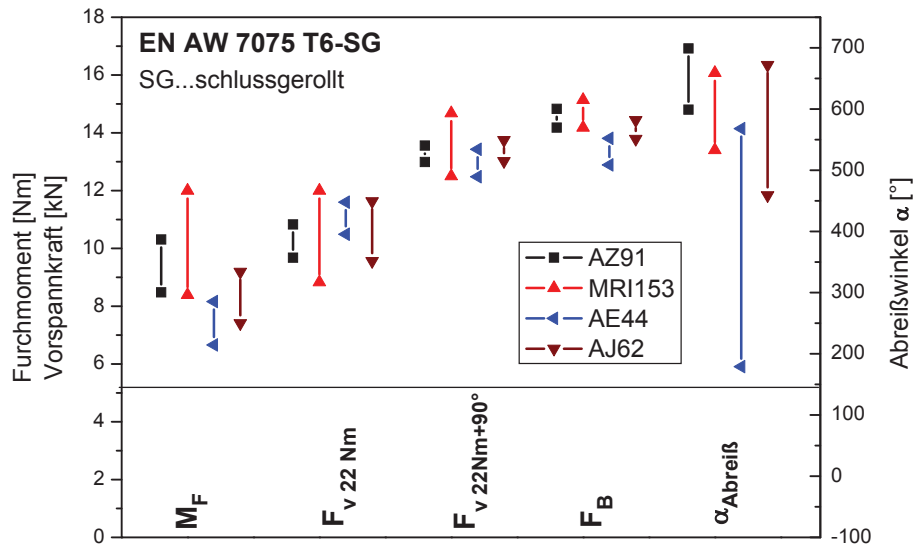


Abbildung 5.2: Einfluss der Magnesiumlegierung auf wesentliche Kennwerte der Verschraubung

Furchmoment M_F

Es ist ein deutlicher Einfluss der Festigkeit der Mg-Legierung auf die Höhe des Furchmoments erkennbar. Mit zunehmender Festigkeit der Mg-Legierung muss mehr Drehmoment zur Überwindung der Furcharbeit und zur Formung des Muttergewindes im Magnesium aufgewendet werden. Die Legierung MRI153 mit der höchsten statischen Materialfestigkeit bei Raumtemperatur zeigt die größten Furchmomente mit durchschnittlich 10,0 Nm, während bei AE44 mit mäßiger Materialfestigkeit bei Raumtemperatur geringere Momente von 7,4 Nm bis zum Erreichen der Kopfauflage überwunden werden müssen.

Vorspannkraft F_V

Nach Erreichen der Kopfauflage baut sich eine Vorspannkraft im Schraubverband auf. Es ist kein signifikanter Einfluss der Mg-Legierung auf die Höhe der detektierten Vorspannkraft erkennbar. Beim Schwellmoment von 22 Nm liegen die Klemmkraften im Bereich zwischen 8,8 und 12 kN. Durch das Nachdrehen um 90° erfolgt eine deutliche Steigerung der Vorspannkraft auf ca. 13 kN, während bei weiterer Verdrehung bis zum Bruch keine maßgebliche Steigerung mehr erreicht werden kann. Dies zeigt, dass nach Beendigung der überelastischen Anziehvorschrift von 22 Nm + 90° bereits eine Plastifizierung der Schraube vorherrscht, welche bei fortschreitendem Anzug einen weiteren Aufbau der Vorspannkraft verhindert. Bei sämtlichen Verschraubversuchen ist Versagen durch Schraubenbruch eingetreten.

Abbildung 5.3 zeigt schematisch den Momentenverlauf einer gewindefurchenden überelastischen Drehwinkelmontage mit entsprechendem Vorspannkraftverlauf.

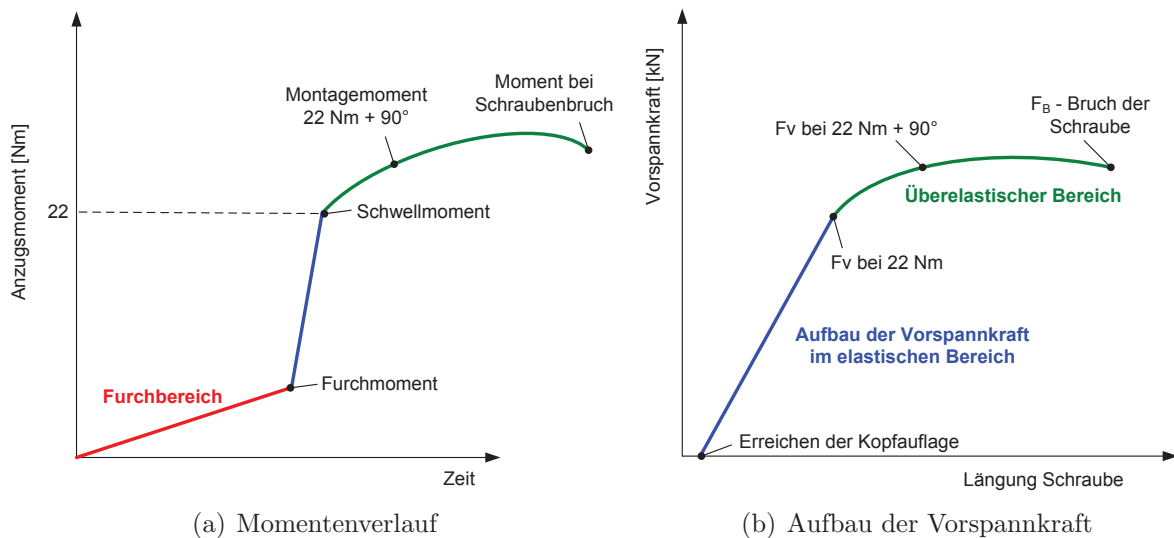


Abbildung 5.3: Momenten- und Vorspannkraftverlauf bei gewindefurchender überelastischer Drehwinkelmontage

Bei der Betrachtung der Vorspannkraften vom Schwellmoment bis zum Bruch der Schraube ist zu erkennen, dass die Streuung mit fortschreitendem Anzug abnimmt. Dies kann an

Hand des in Abbildung 5.3 dargestellten überelastischen Verspannungsschaubildes erklärt werden. Das Schwellmoment von 22 Nm entspricht noch einem elastischen Anzug, da hier eine rein elastische Längung der Schraube vorherrscht. Variationen der Reibungsverhältnisse in den Trennfugen und Kontaktflächen von Schraube und Muttermaterial, welche auf Grund des Produktionsprozesses und der Behandlung der Schraube als Schüttgut unvermeidbar sind, bewirken erhöhte Streuungen der Vorspannkraft. Durch die plastische Längung der Schraube beim überelastischen Anzug stellt sich ein horizontaler Verlauf der Vorspannkraft ein. Dies bewirkt einen verminderten Einfluss der Reibung auf die Streuung der Montagevorspannkraft gemäß Abbildung 5.3.

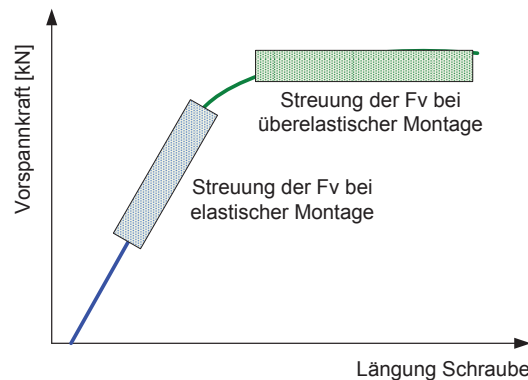


Abbildung 5.4: Einfluss der Reibung auf die Streuung der Montagevorspannkraft bei elastischer und überelastischer Montage

Abreißwinkel $\alpha_{\text{Abreiß}}$

Bei der Bewertung der Verschraubeigenschaften ist der Abreißwinkel $\alpha_{\text{Abreiß}}$ zu berücksichtigen. Während die Legierungen AZ91, MRI153 und AJ62 Abreißwinkel in der Größenordnung von 600° zeigen, tritt bei Verwendung von AE44 der Bruch der Schraube bereits deutlich früher bei durchschnittlich 300° Verdrehwinkel ein. Grund dafür könnte ein früheres Plastifizieren des Muttergewindes auf Grund der geringen Festigkeit sein, was in weiterer Folge die Reibungsverhältnisse im Verband negativ beeinflusst und ein früheres Abreißen der Schraube bewirkt.

Die unterschiedlichen Festigkeiten der Mg-Legierungen haben bei der untersuchten Kernlochgröße nur einen geringen Einfluss auf das Niveau der erreichbaren Vorspannkraft bis zum Bruch der Schraube. Dies lässt den Schluss zu, dass die Materialfestigkeit der Schraube die limitierende Größe beim Aufbau der Vorspannkraft im Schraubverband ist. Die hier verwendete Kernlochgröße stellt das untere Grenzmuster des festgelegten Toleranzintervalls dar. Bei weiterer Verkleinerung steigen die Furchmomente stark an, wodurch keine ausreichenden Vorspannkraft mehr bei der Montage erzielt werden können. Mit ansteigender Kernlochgröße ist zu erwarten, dass das Plastifizieren der Mg-Muttergewindeflanken während der Montage einen zunehmenden Einfluss auf das Niveau der erzielbaren Vorspannkraft hat.

5.2.3 Einfluss der Kernlochgröße

Beim Gewindefurchen formt die Schraube selbsttätig ein Gewinde in ein vorgegossenes Kernloch während des Verschraubprozesses. Eine möglichst konstante Kernlochgröße ist äußerst wichtig, um einen reproduzierbaren Verschraubungsprozess und eine sichere Montage zu gewährleisten. Während des Gießprozesses kommt es zu Abnützungerscheinungen der Stifteinsätze, was in Schwankungen der Kernlochgröße resultiert. Gemeinsam mit Gießexperten wurde ein reproduzierbares Toleranzintervall der Kernlochgröße, angelehnt an erzielbare Toleranzen im Aluminiumdruckguss, definiert. Um den Einfluss einer zunehmenden Kernlochgröße auf das Verschraubverhalten zu untersuchen, wurden die auf untere Kernlochtoleranz abgegossenen Kernlöcher mit einem konischen Bohrer, mit vergleichbarer Konizität zum ursprünglichen Kernloch, vergrößert. Die so erhaltenen Kernlochgrößen werden als obere (OKT) bzw. mittlere Kernlochtoleranz (MKT) bezeichnet. Kernlöcher der oberen Kernlochtoleranz sind um 0,2 mm im Durchmesser größer als jene der ursprünglichen Geometrie (Abbildung 4.2).

Die Kernlochgröße hat einen direkten Einfluss auf den sich ausbildenden Gewindeüberdeckungsgrad. Untere Kernlochtoleranz bedeutet den größten durchschnittlichen Gewindeüberdeckungsgrad, während bei zunehmender Kernlochgröße die Überdeckung von Schrauben- und Muttergewinde abnimmt (Abbildung 5.5).

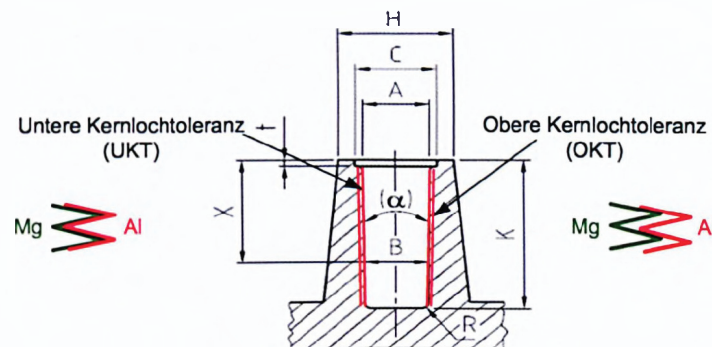


Abbildung 5.5: Schematische Darstellung der Gewindeüberdeckung bei UKT und OKT

Abbildung 5.6 zeigt den Einfluss des Gewindeüberdeckungsgrades bzw. der Kernlochgröße auf die bereits beschriebenen Kennwerte der Verschraubung. Die Furchmomente nehmen mit zunehmender Kernlochgröße signifikant ab, da während des Furchens weniger Material von der Schraube verdrängt werden muss. Beim Schwellmoment von 22 Nm ist bei allen Kernlochgrößen das Niveau der Vorspannkräfte vergleichbar. Bei Anwendung des überelastischen Anzugs durch Nachdrehen um 90° zeigt sich deutlich der Einfluss des Gewindeüberdeckungsgrades auf die erzielbaren Montagevorspannkräfte. Die Vorspannkräfte sinken mit abnehmendem Gewindeüberdeckungsgrad bzw. zunehmender Kernlochgröße.

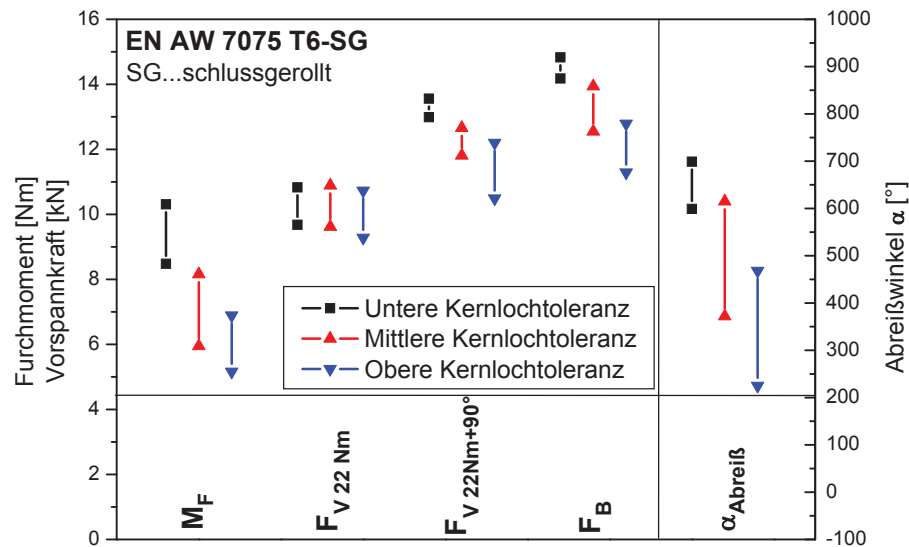


Abbildung 5.6: Einfluss der Kernlochgröße auf wesentliche Kennwerte der Verschraubung

Da die verwendeten Schrauben alle die gleiche Materialfestigkeit aufweisen, basieren die Schwankungen der Vorspannkraft auf dem Gewindeüberdeckungsgrad.

Ein geringer Gewindeüberdeckungsgrad zwischen Schrauben- und Muttergewinde bewirkt lokal hohe Spannungen, welche in weiterer Folge zu Plastifizierungen des Muttergewindes führen und den Aufbau der Vorspannkraft limitieren.

Aus Abbildung 5.6 ist ersichtlich, dass die Abreißwinkel signifikant mit zunehmender Kernlochgröße abnehmen. Auf Grund der verstärkten Plastifizierungen des Muttergewindes bei abnehmender Gewindeüberdeckung kommt es zu einer Verschlechterung der Reibungsverhältnisse. Dies bewirkt während der weiteren Verschraubung eine Zunahme der Torsionsspannungen und in weiterer Folge Versagen der Schraube. Die Vergleichsspannung für duktile Werkstoffe kann an Hand der Gestaltänderungsenergiehypothese nach Mises gemäß Gleichung 5.1 errechnet werden, bei welcher die Schubspannungen mit Faktor drei eingehen.

$$\sigma_{v, \text{Mises}} = \sqrt{\sigma^2 + 3 \cdot \tau^2} \quad (5.1)$$

Auf Grund der Zunahme der Torsionsspannungen kommt es früher zu einer Überschreitung der Schraubenmaterialfestigkeit, was in weiterer Folge zu kleineren Abreißwinkeln führt. Bei oberer Kernlochtoleranz treten minimale Abreißwinkel von ca. 200° auf. Dies ist äußerst kritisch zu betrachten, da somit bereits während des überelastischen Anzugs von 22 Nm + 90° Schraubenbrüche auftreten können. Eine prozesssichere überelastische Drehwinkelmontage ist folglich nicht gewährleistet. Weiters ist davon auszugehen, dass bei der Originalverschraubung ohne Kraftmessdose und Distanzhülse die Abreißwinkel weiter sinken.

Aus diesem Grund wurden zusätzliche Versuchsreihen mit einer Klemmlänge von 15 mm durchgeführt, welche näherungsweise gut jener der Originalverschraubung entspricht. Alle Verschraubungen waren Kernlöcher oberer Toleranz, um den kritischen Fall zu erfassen (Abbildung 5.7).

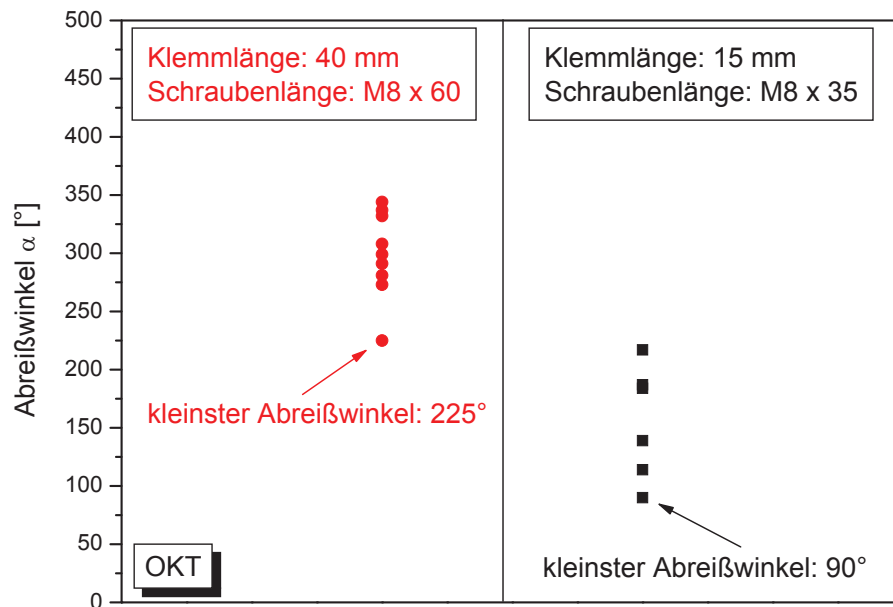


Abbildung 5.7: Einfluss der Schraubenlänge auf den Abreißwinkel

Die Abreißwinkel bei verringerter Klemmlänge zeigen Werte in der Größenordnung des Nachdrehwinkels von 90°. Folglich ist die Gewindefurchschraube Taptite2000® EN AW 7075 im Zustand T6 auf Grund der unzureichenden Duktilität nicht für einen überelastischen Anzug geeignet. Es ist ratsam die Wärmebehandlung zu modifizieren, um bessere Duktilitätseigenschaften zu erreichen.

5.2.4 Einfluss des Wärmebehandlungs- und Endbearbeitungszustandes der Schraube

Wie in Kapitel 5.2.3 erläutert, ist für einen überelastischen Anzug eine Schraube mit genügender Duktilität notwendig, um ausreichend hohe Abreißwinkel zu gewährleisten und Schraubenbrüche während der Montage zu vermeiden. Schrauben in einem definiert überalterten Zustand, hier bezeichnet als T7x, mit der Wärmebehandlung als letztem Prozessschritt (SW), wurden verschraubt und die Ergebnisse mit jenen der schlussgerollten Schrauben im Zustand T6-SG verglichen.

Abbildung 5.8 zeigt wesentliche Kennwerte der untersuchten überelastisch angezogenen Verschraubung in Abhängigkeit des Wärmebehandlungs- und Endbearbeitungszustandes der Schraube bei unterer und oberer Kernlochtoleranz.

Bei unterer Kernlochgröße zeigt sich kein wesentlicher Einfluss auf das Furchmoment und die Vorspannkraft beim Schwellmoment von 22 Nm. Beim Nachdrehen auf 90° und in weiterer Folge bis zum Bruch kommt es auf Grund der geringeren Materialfestigkeit der Schraube im Zustand T7x-SW (Kapitel 4.2.3) zu geringeren Vorspannkraften. Die verbes-

serten Duktilitätseigenschaften des überalterten Zustandes T7x bewirken eine Steigerung der Abreißwinkel.

Bei oberer Kernlochtoleranz zeigt die Taptite2000[®] EN AW 7075 im Zustand T7x-SW trotz verringerter Festigkeit sowohl im elastischen Bereich bei einem Anzugsmoment von 22 Nm, als auch im überelastischen Bereich bei 22 Nm + 90° vergleichbare Vorspannkkräfte. Anders als bei unterer Kernlochtoleranz ist bei geringen Gewindeüberdeckungsgraden nicht die Materialfestigkeit der Schraube für die Höhe der erreichbaren Vorspannkkräfte maßgeblich, sondern die Festigkeit der Mg-Legierung.

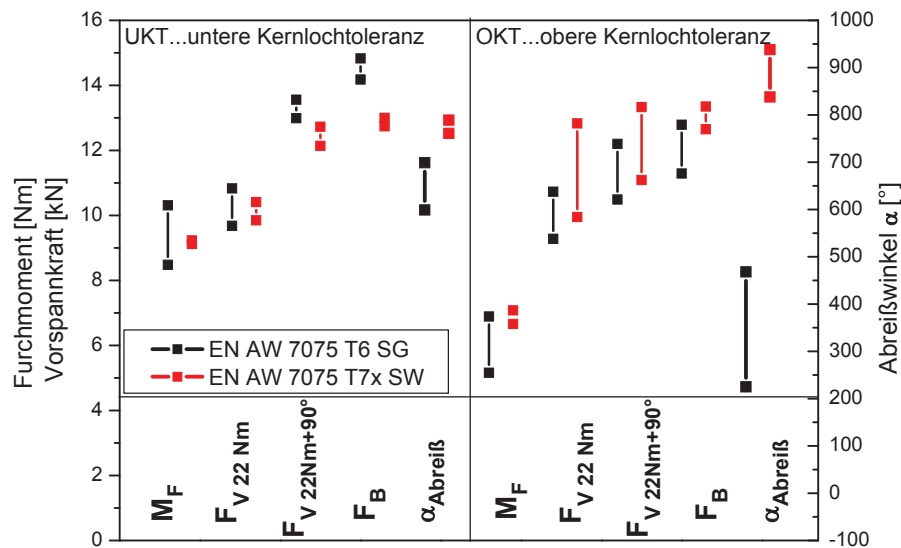


Abbildung 5.8: Einfluss des Wärmebehandlungs- und Endbearbeitungszustandes der Schraube bei UKT und OKT

Bei vergleichbaren Bruchkräften weist die EN AW 7075 Schraube im Zustand T7x-SW Abreißwinkel von mindestens 800° auf im Vergleich zu 200° im Zustand T6-SG. Die Gewindefurchschraube Taptite2000[®] EN AW 7075 im Zustand T7x-SW ist auf Grund des ausreichend großen Drehwinkels zwischen Plastifizierung der Schraube und Versagen des Schraubverbandes für eine überelastische Drehwinkelmontage geeignet.

Der Abreißwinkel wird durch die Bruchdehnung der Schraube und die Reibungsverhältnisse bestimmt. Normative Anforderungen an die Bruchdehnung für glatte Proben des Werkstoffes EN AW 7075 sind in der ISO 8839 angeführt. Diese Normanforderungen der Festigkeitskennwerte (Bruchdehnung, Zugfestigkeit und Streckgrenze) sind nur bedingt auf Schrauben übertragbar.

Nach bestehenden Vorschriften von Automobilherstellern ist für die metrische A19 Schraube der Legierung EN AW 6056 im Zustand T6 eine minimale Bruchdehnung von 8 % erforderlich. Die einzige normative Bestrebung zur Festlegung der Mindestbruchdehnung von EN AW 7075 Schrauben betrifft den Zustand T73 mit min. 6 % bei einer Mindestzugfestigkeit $R_{m,min}$ von 490 MPa und einer Mindestdehngrenze $R_{p0,2min}$ von 420 MPa.

Diese Betrachtungen zeigen, dass nicht die Materialfestigkeit einer einzigen Kompenen-

te des Schraubverbandes, sondern in Abhängigkeit unterschiedlicher Randbedingungen, wie dem Gewindeüberdeckungsgrad, das Zusammenwirken der einzelnen Komponenten das Verhalten des Schraubverbandes bestimmen. Bei unterer Kernlochtoleranz ist die Schraubenmaterialfestigkeit maßgeblich, da ausreichende Gewindestabilität vorherrscht, während mit zunehmender Kernlochgröße vor allem die Festigkeit der Mg-Legierung entscheidend für die erreichbaren Vorspannkkräfte im Schraubverband ist.

5.3 Wiederholverschraubversuche

Es gibt keine normativen Anforderungen für Gewindefurchverschraubungen hinsichtlich der Anzahl der zu erfüllenden Wiederholverschraubungen und der dabei geforderten Mindestklemmkraft. Deshalb wurden folgende Anforderungen an die Wiederholverschraubbarkeit gestellt:

- 5-fache Wiederholverschraubbarkeit.
- Bruch der Schraube bei der 6. Verschraubung bei Überlastung.
- Annähernd konstanter Vorspannkraftverlauf über Anzahl der Verschraubungen.

Ziel ist es, eine Montagevorschrift zu definieren, mit welcher diese Anforderungen erfüllt werden.

5.3.1 5-fache überelastische Drehwinkelmontage

Auf Grund der größeren Verfügbarkeit wurde der Großteil der Versuche mit der Schraube im höchstfesten Zustand T6 durchgeführt. Abbildung 5.9 zeigt den Verlauf wesentlicher Kenngrößen über die Anzahl der Verschraubungen in AZ91 bei oberer Kernlochtoleranz (OKT) bei Verwendung der Schraube im höchstfesten Zustand T6-SG.

Die Verschraubung wurde fünf Mal mit der überelastischen Anziehvorschrift $22 \text{ Nm} + 90^\circ$ angezogen und anschließend bei der sechsten Verschraubung bis zum Versagen belastet. Dokumentiert sind das Furchmoment, die Vorspannkraft F_v bei 22 Nm , bei $22 \text{ Nm} + 90^\circ$, das Lochbrechmoment beim Lösen der Verschraubung und das Montagemoment bei $22 \text{ Nm} + 90^\circ$. Bei der sechsten Verschraubung wird die Bruchkraft F_B und das Bruchmoment M_B bzw. Überdrehmoment M_{UE} erfasst.

Nach Überwindung des Furchmoments bei der ersten Verschraubung sinkt das Furchmoment bei den übrigen Wiederholverschraubungen auf ca. $1,5 \text{ Nm}$ ab. Die Vorspannkraft beim Schwellmoment von 22 Nm bleibt annähernd konstant bei ca. $8,6 \text{ kN}$, die Montagevorspannkraft bei $22 \text{ Nm} + 90^\circ$ zeigt ebenfalls konstante Werte von ca. $12,5 \text{ kN}$.

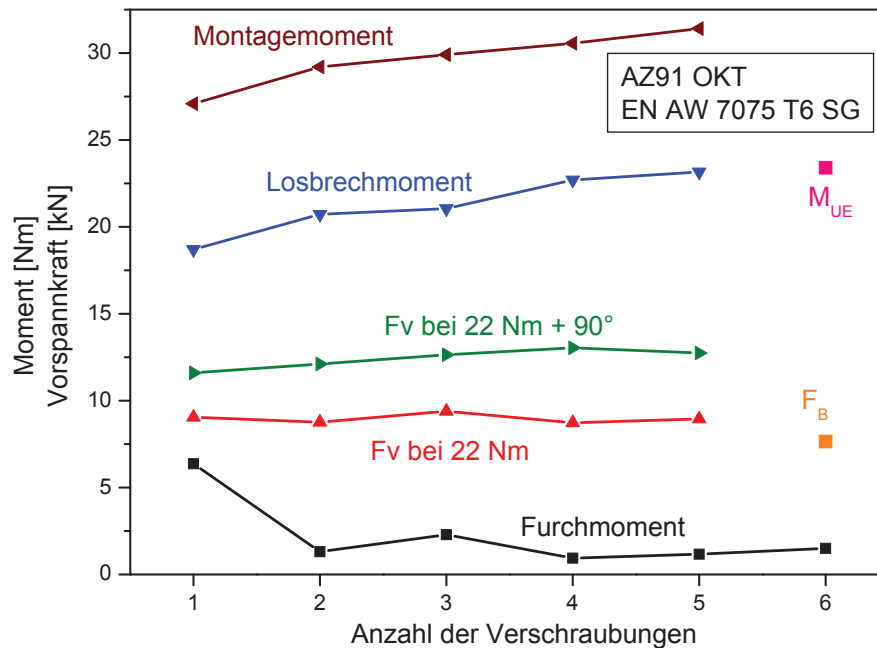


Abbildung 5.9: 5-fache überelastische Drehwinkelmontage in AZ91 bei OKT

Die Losbrech- und Montagemomente steigen kontinuierlich an, was an der zunehmenden Schädigung des Muttergewindes und der damit einhergehenden Verschlechterung der Reibungsverhältnisse im Schraubverband liegt. Bei der sechsten Verschraubung erfolgt bereits bei 7,6 kN und einem Moment von 23,4 Nm (M_{UE}) das Versagen des Schraubverbandes durch Muttergewindeauszug. Das Muttergewinde war durch den wiederholten überelastischen Anzug bereits so stark vorgeschädigt, dass kein ordnungsgemäßes Versagen des Schraubverbandes durch Schraubenbruch gewährleistet werden konnte.

Es wurde eine geringere Kernlochgröße gewählt (MKT), wodurch eine Verbesserung des Wiederholverschraubverhaltens anzunehmen ist (Abbildung 5.10). Trotz Erhöhung des Gewindeüberdeckungsgrades trat bei der sechsten Verschraubung bis zum Versagen wieder Ausziehen des Muttergewindes auf.

Da nach wiederholtem überelastischem Anziehen der Anforderung nach Schraubenbruch bei Überbelastung des Schraubverbandes nicht Rechnung getragen werden kann, wurde in weiterer Folge das Anziehverfahren modifiziert.

5.3.2 Kombinierte überelastische-elastische Montage

Um eine zu starke Schädigung des Muttergewindes durch das wiederholte überelastische Anziehen zu vermeiden, wird nur mehr bei der ersten Verschraubung bei Überwindung der Furcharbeit vermindert überelastisch mit 20 Nm + 80° angezogen. Die übrigen Ver-

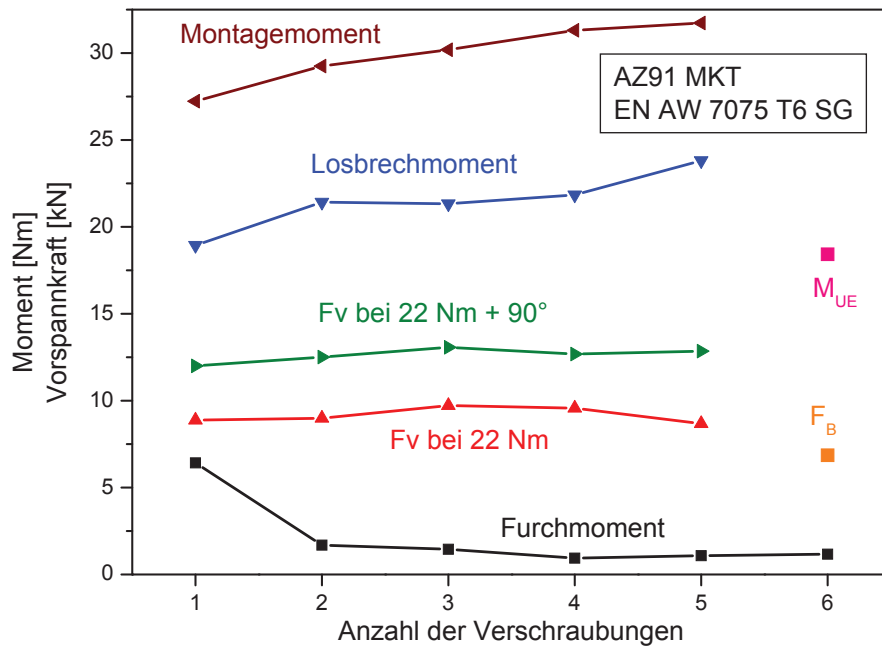


Abbildung 5.10: 5-fache überelastische Drehwinkelmontage in AZ91 bei MKT

schraubungen erfolgen elastisch mit 22 Nm (Abbildung 5.11).

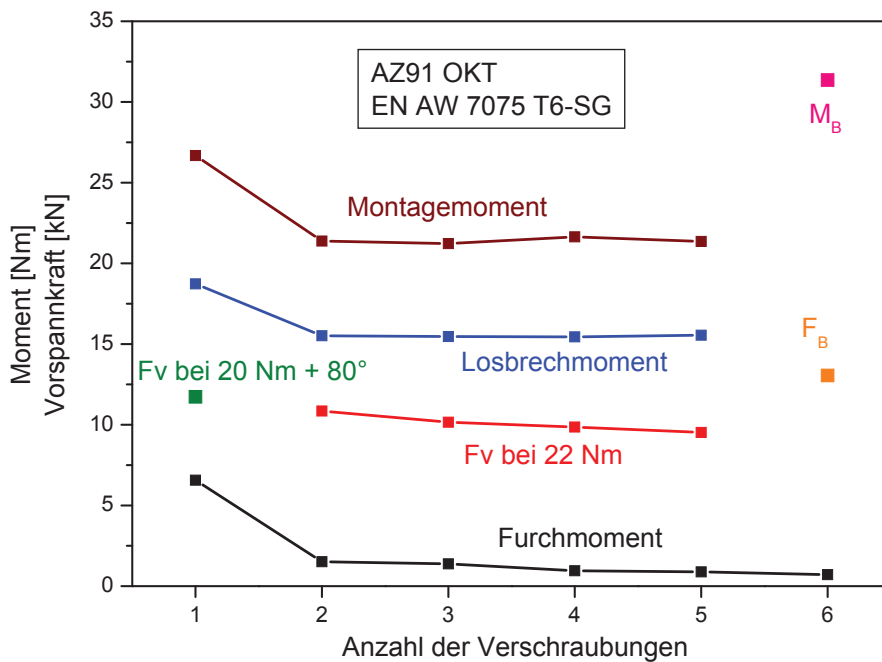


Abbildung 5.11: Überelastische Drehwinkelmontage bei Erstverschraubung mit anschließender elastischen Montage in AZ91 bei OKT

Beim ersten verminderten überelastischen Anzug ($20 \text{ Nm} + 80^\circ$) wird eine Vorspannkraft von ca. 12 kN erreicht, vergleichbar zu jener bei $22 \text{ Nm} + 90^\circ$. Dies bedeutet, dass die Anziehvorschrift $22 \text{ Nm} + 90^\circ$ keine Vorspannkraftsteigerung mehr bewirkt und demnach zu hoch ist. Bei den nachfolgenden elastischen Verschraubungen wird durch die Momentensteuerung das Montagemoment konstant bei 22 Nm gehalten. Auch das Losbrechmoment bleibt annähernd gleich bei $15,5 \text{ Nm}$. Die Vorspannkraft bei 22 Nm sinkt leicht von $10,8 \text{ kN}$ auf $9,3 \text{ kN}$ ab, was einem Verlust von 14% entspricht.

Bei der sechsten Verschraubung bis zum Versagen der Verbindung zeigt sich, dass der elastische Anzug deutlich schonender auf das Muttergewinde wirkt. Bei einer Vorspannkraft F_v von 13 kN und einem Bruchmoment M_B von 31 Nm tritt Versagen durch Schraubenbruch ein. Da die Schraube im höchstfesten Zustand T6-SG auf Grund der geringen Duktilität nicht für den überelastischen Anzug geeignet ist, wurden die Wiederholverschraubungen auch mit der Schraube im definiert überalterten Zustand T7x-SW durchgeführt (Abbildung 5.12).

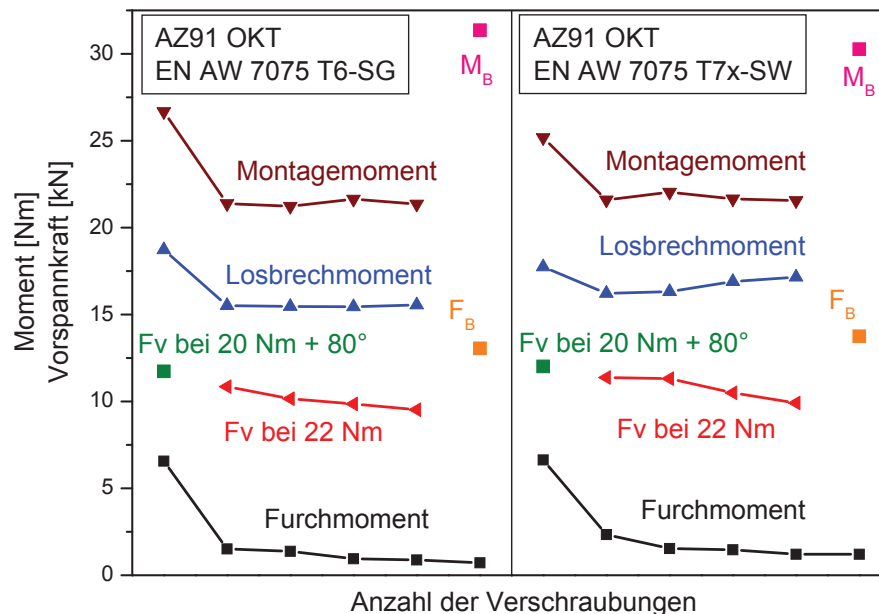


Abbildung 5.12: Einfluss des Wärmebehandlungs- und Endbearbeitungszustandes der Schraube bei überelastischer Drehwinkelmontage mit anschließender elastischer Montage in AZ91 bei OKT

Wie bereits bei den Abreißversuchen in Abbildung 5.8 dargestellt, weist die Schraube im Zustand T7x vergleichbare Montagevorspannkraft zu jener im Zustand T6 auf. Weiters tritt bei Überbelastung des Schraubverbandes Versagen durch Schraubenbruch auf. Ergänzende Untersuchungen bei unterer Kernlochtoleranz zeigten den gleichen positiven Effekt des kombinierten überelastisch-elastischen Anziehverfahrens (Abbildung 5.13). Der Unterschied zur oberen Kernlochtoleranz sind leicht erhöhte Montagevorspannkraft einhergehend mit höheren Losbrechmomenten.

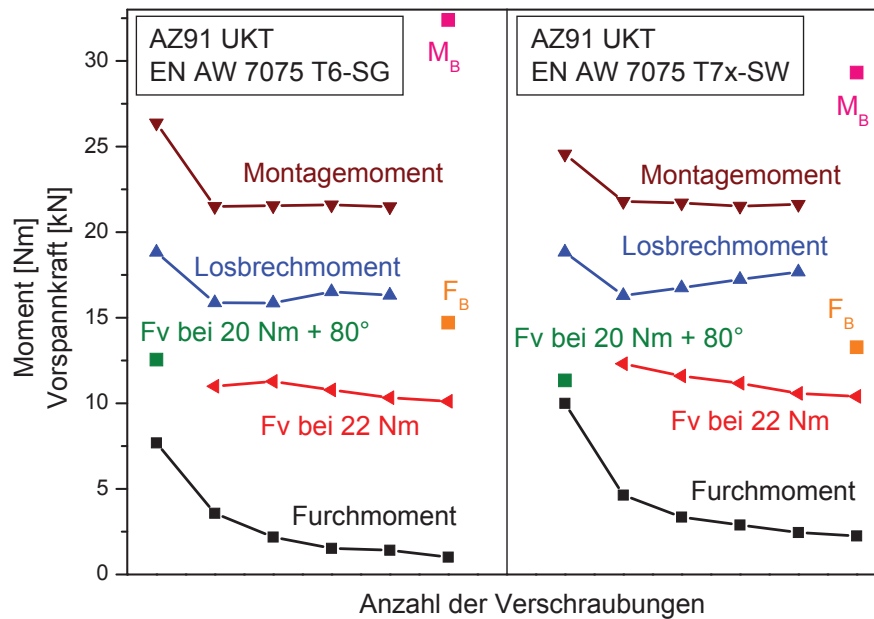


Abbildung 5.13: Einfluss des Wärmebehandlungs- und Endbearbeitungszustandes der Schraube bei überelastischer Drehwinkelmontage mit anschließender elastischer Montage in AZ91 bei UKT

Abschließend kann gesagt werden, dass für den Werkstoff Magnesium auf Grund der beschränkten Umformbarkeit kein wiederholtes überelastisches Anziehen zu empfehlen ist. Ein mehrmaliger überelastischer Anzug bewirkt eine Vorschädigung des Muttergewindes einhergehend mit einer Verschlechterung der Reibungsverhältnisse und resultiert in einer verminderten Tragfähigkeit des Muttergewindes.

Eine Kombination aus überelastischem Erst-Anzug und elastischem Folge-Anzug ist zu empfehlen. Bei der ersten Verschraubung wird das Muttergewinde durch den überelastischen Anzug vollständig geformt. Bei den Wiederholverschraubungen in das bereits gefurchte Gewinde bewirkt ein elastischer Anzug vergleichbare Vorspannkraft. Das effektive, für den Aufbau der Vorspannkraft zur Verfügung stehende, Anziehmoment ist demnach annähernd konstant über die gesamte Anzahl der Verschraubungen.

5.4 Bewertung des gefurchten Muttergewindes

Das Muttergewinde der Legierung AZ91 bei UKT und OKT wurde nach überelastischer Drehwinkelmontage im verschraubten als auch entschaubten Zustand bewertet, um den Einfluss der beschränkten Umformbarkeit des Magnesiums bei der Gewindeausbildung zu untersuchen.

5.4.1 Verschraubter Zustand

Abbildung 5.14 zeigt die Gewindeüberdeckung von Schrauben- und gefurchtem Mutterngewinde am Schaftende der Schraube als auch am oberen Domende bei UKT und OKT.

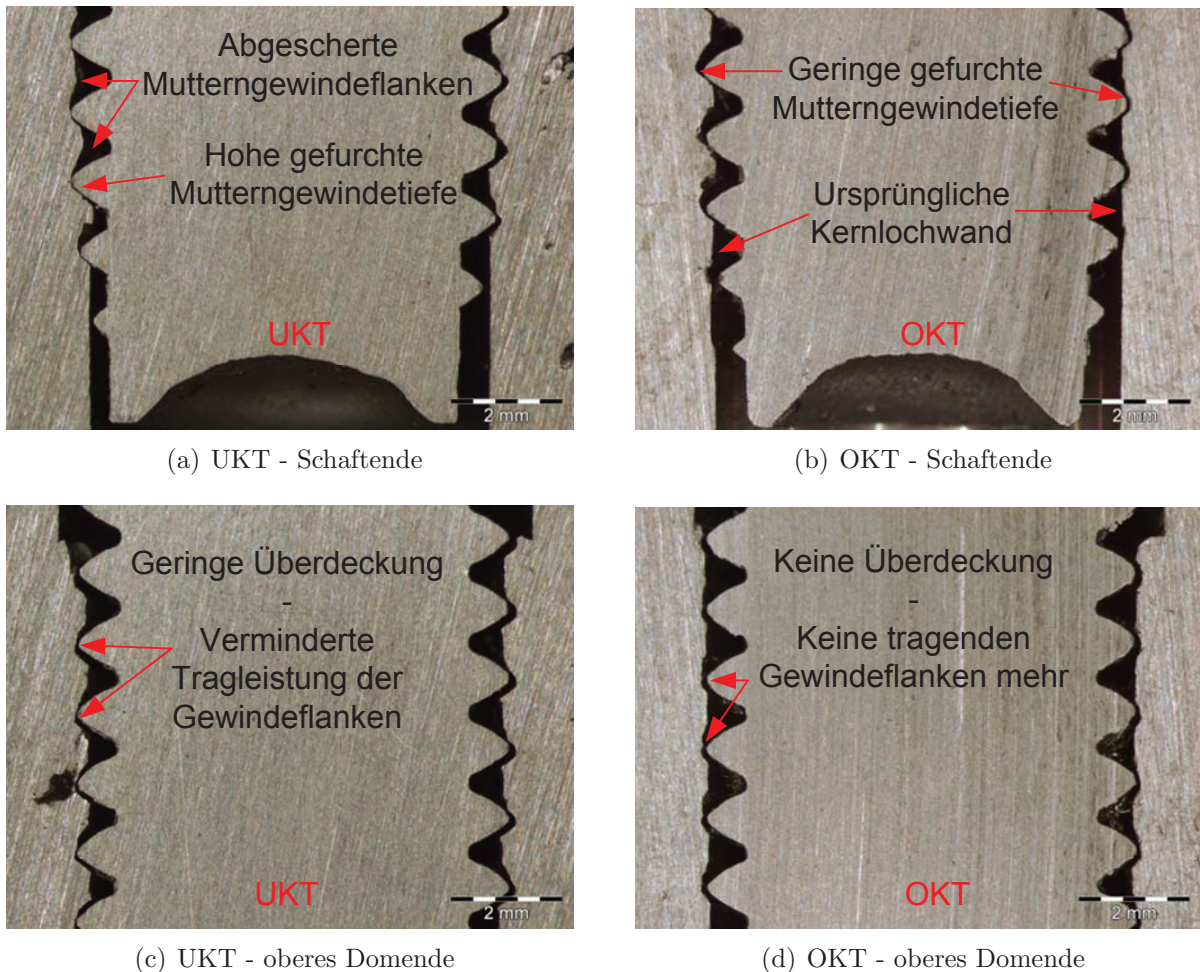


Abbildung 5.14: Gewindeüberdeckung von Schrauben- und Mutterngewinde bei UKT und OKT im verschraubten Zustand

Da die drei Hochpunkte auf Grund der trilobularen Form der Schraube jeweils um 120° versetzt sind, kann bei einem Schnitt durch die Schraubenmitte nur ein Hochpunkt erfasst werden. Die linke Seite der in Abbildung 5.14 dargestellten Gewinde entspricht einem solchen Hochpunkt und repräsentiert die maximale Gewindeüberdeckung, während die rechte Seite der Gewindeüberdeckung am restlichen Umfang entspricht.

Am Schaftende der Schraube bei UKT ist eine hohe Gewindeüberdeckung von Schrauben- und Mutterngewinde erkennbar. Die große Materialverdrängung beim Furchen resultiert in einem lokalen Überschreiten der Umformbarkeit des Magnesiums und folglich in einem Abscheren der Mutterngewindeflanken entsprechend Abbildung 5.14(a). Dies beein-

trächtigt die Tragfähigkeit des Gewindes. Bei OKT (Abbildung 5.14(b)) sind auf Grund der geringeren Gewindetiefe des gefurchten Gewindes keine abgescherten Gewindezähne zu erkennen. Die Tragfähigkeit des Gewindes ist durch die geringe Überdeckung jedoch geringer.

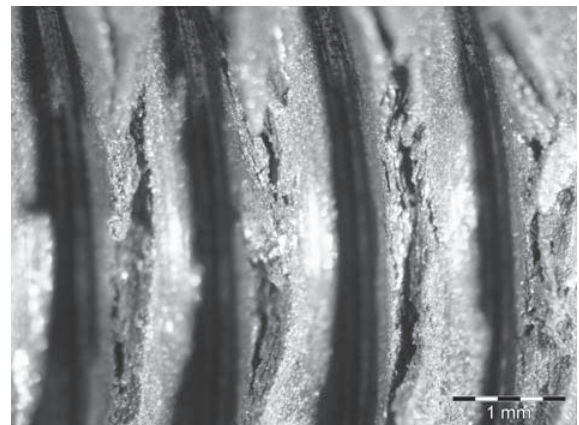
Am oberen Domende ist bei UKT (Abbildung 5.14(c)) nur mehr eine leichte Überdeckung von Schrauben- und Mutterngewinde erkennbar, während bei OKT (Abbildung 5.14(d)) keine Überdeckung mehr vorherrscht. Dies zeigt, dass bei einem konischen Kernloch mit zylindrischer Schraubenform vorwiegend die unteren Gewindgänge die Tragfähigkeit bewirken. Eine zunehmende Kernlochgröße verursacht demnach eine Abnahme des tragenden Gewindeteils und führt zu verstärktem Mutterngewindeauszug bei Überbelastung.

5.4.2 Entschraubter Zustand

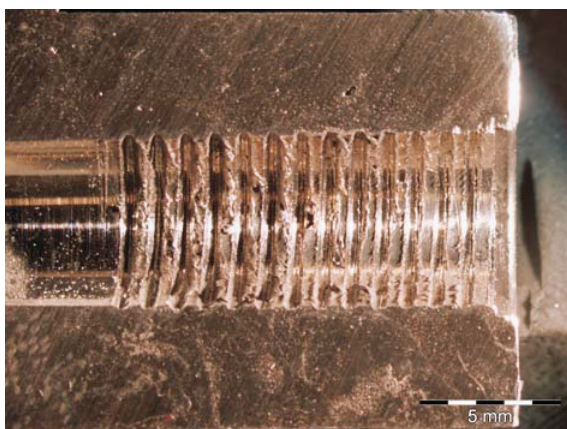
Abbildung 5.15(a) zeigt das gefurchte Mutterngewinde bei UKT. Über die gesamte Ein-



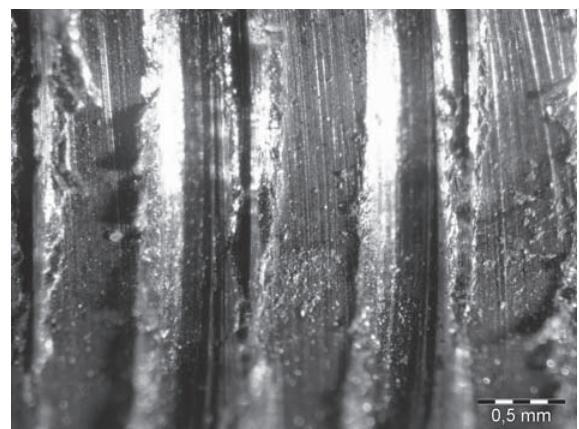
(a) UKT



(b) UKT - Detail



(c) OKT



(d) OKT - Detail

Abbildung 5.15: In AZ91 gefurchtes Gewinde bei UKT und OKT

schraubtiefe sind Risse und Brüche an den Gewindespitzen zu erkennen gemäß Abbildung 5.15(b). Das Muttergewinde bei OKT weist diese Risse vorwiegend am unteren Ende des gefurchten Gewindes auf (Abbildung 5.15(c)), da die gefurchte Gewindetiefe im oberen Kernlochbereich so gering ist, dass die ursprünglichen Kernlochwände noch erkennbar sind (Abbildung 5.15(d)).

Bei Betrachtung der Gewindezähne ist ersichtlich, dass diese Rissbildung entsprechend Abbildung 5.16 auf Spanbildung an den Gewindespitzen durch lokales Überschreiten der Umformbarkeit des Magnesiums während des Gewindefurchens basiert.

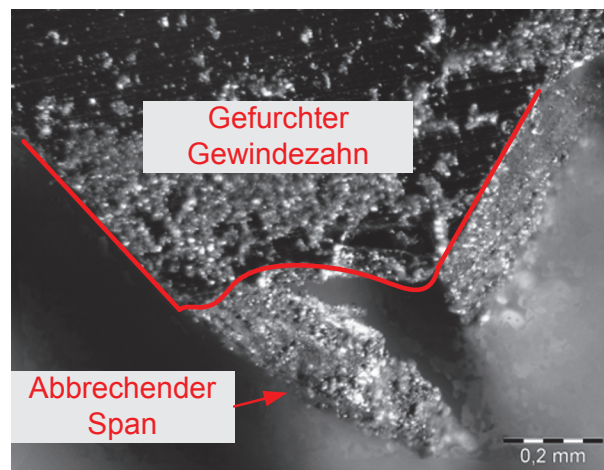


Abbildung 5.16: Gefurchter Gewindezahn mit brechendem Span an Zahnspitze

Die nach Entschrauben an der Schraube haftenden bzw. im Dom zurückbleibenden Späne sind exemplarisch in Abbildung 5.17 dargestellt.

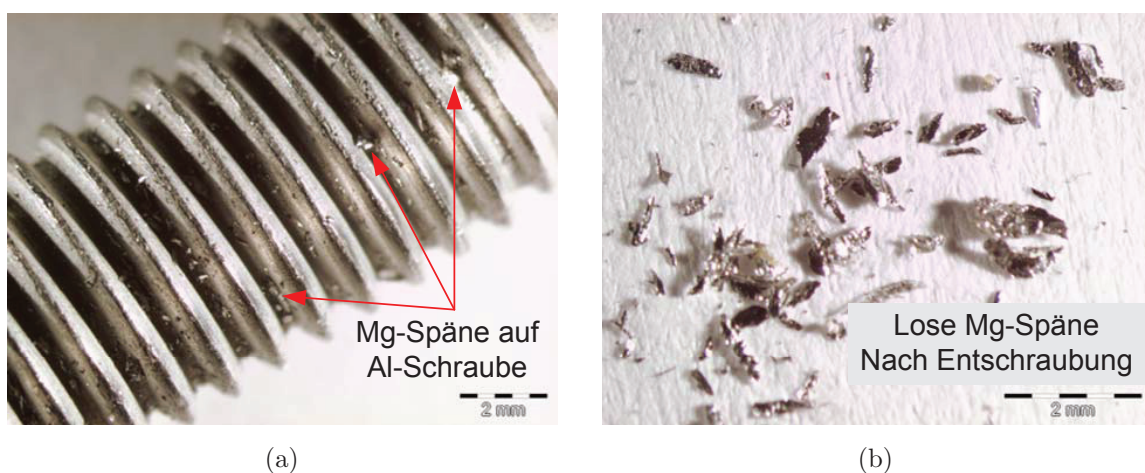


Abbildung 5.17: Mg-Späne nach Entschrauben a) an der Al-Schraube und b) im Kernloch

5.5 Berechnung

Die Festlegungen der Richtlinie VDI 2230 gelten für metrische elastisch angezogene Stahlschrauben in hochbeanspruchten Schraubenverbindungen. Bei der hier untersuchten Schraubverbindung handelt es sich um eine höchstfeste Aluminium Gewindefurhschraube mit Taptite2000[®] Geometrie, welche überelastisch in Mg-Druckgusslegierungen verschraubt wird. Es ist anzunehmen, dass die VDI 2230 nur bedingt Gültigkeit besitzt. Die Anwendbarkeit dieser Richtlinie soll im Folgenden überprüft und auf alternative Regelwerke, welche vereinzelt in der Literatur vorhanden sind, zurückgegriffen werden.

5.5.1 Vorspannkraft am Fügemoment

Die Vorspannkraft wird bis zum Schwellmoment von 20 Nm in Anlehnung an die Richtlinie VDI 2230 berechnet. Im Folgenden wird kurz auf die grundsätzlichen Berechnungsschritte eingegangen. Der Zusammenhang von Montagevorspannkraft F_M und Anziehungsmoment M_A nach Gleichung 5.2 ist bereits aus Kapitel 2.5.2 bekannt.

$$F_M = \frac{M_A}{\left(\frac{d_2}{2} \cdot \tan(\varphi + \rho')\right) + \left(\frac{(d_w + d_{Ki})}{4} \cdot \mu_K\right)} \quad (5.2)$$

Beim Gewindefurhen muss ein Teil des Gesamtanzugmoments, anders als bei einer metrischen Verschraubung, für die Verformung des Mutterngewindes während des Einschraubens aufgewandt werden. Dieser für das Furhen des Mutterngewindes notwendige Teil des Gesamtanzugmoments wird als Furchmoment M_F bezeichnet. Das Gesamtanzugmoment ist demnach die Summe aus Gewindereibmoment M_G , Unterkopfreibmoment M_K und Furchmoment M_F (Gleichung 5.3).

$$M_A = M_G + M_K + M_F \quad (5.3)$$

Abbildung 5.18 zeigt exemplarisch einen Verlauf von Drehmoment über Drehwinkel einer gewindefurhenden Verschraubung mit Aufbau der Vorspannkraft nach Erreichen der Kopfauflage.

Hierbei wurde die Schraube Taptite2000[®] EN AW 7075 im Zustand T6-SG überelastisch in AZ91 Muttermaterial verschraubt. Jener Teil, der zur Überwindung der Furcharbeit aufgewandt werden muss, steht nicht zum Aufbau der Vorspannkraft zur Verfügung. Das Furchmoment als auch das zur Generierung der Vorspannkraft zur Verfügung stehende Anziehungsmoment sind vermerkt.

Das zum Aufbau der Vorspannkraft nutzbare Gesamtanzugmoment verringert sich somit um das Furchmoment M_F auf das effektive Anziehungsmoment M_{Aeff} . Bei Verringerung des Anziehungsmoments auf Grund der zu überwindenden Furcharbeit müssen aber folgende Überlegungen mit einbezogen werden.

Das Furchmoment wird an Hand des Momentenverlaufs beim Anzug der Schraube im Zeitpunkt der Kopfauflage bestimmt. Nach Erreichen der Kopfauflage baut sich die Vorspannkraft im Schraubverband kontinuierlich bis zum Überschreiten der Proportionalitätsgrenze

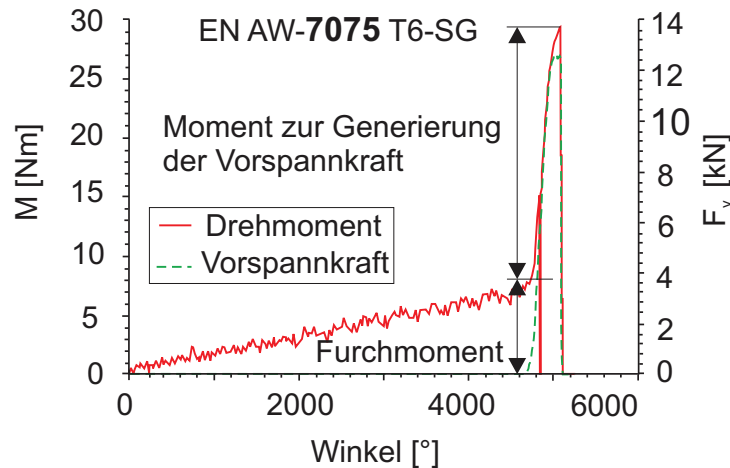


Abbildung 5.18: Effektives Anziehmoment zur Generierung der Vorspannkraft bei einer Gewindefurchverschraubung

der Schraube gemäß Abbildung 5.18 auf. Bei ausreichender Gewindeflankenstabilität und Umformbarkeit des Muttergewindes kommt es während des Vorspannkraftaufbaus zu einer Abnahme des Furchmoments, da die lastabgewandte Flankenseite zunehmend entlastet wird und sich so die Kontaktfläche zwischen Gewinde der Schraube und Muttergewinde verkleinert. Dies kann im optimalen Fall zu einem finalen Furchmoment führen, welches zu einer metrischen Schraube in geschnittenen Gewinden vergleichbar ist. Bei dem hier untersuchten Schraubverband ist auf Grund der mangelnden Umformbarkeit des Magnesiums eine verstärkte Spanbildung zu beobachten. Es kann deshalb nicht von einer ausreichenden Flankenstabilität ausgegangen werden.

Angesichts dieser Überlegungen erscheint es nicht sinnvoll, das Furchmoment M_F linear vom Anziehmoment M_A abzuziehen, um das effektive Anziehmoment zum Aufbau der Vorspannkraft F_v zu erhalten.

Im Zuge von statischen Verschraubversuchen, durchgeführt bei ARNOLD Umformtechnik GmbH Co.KG, wurden die Reibungskoeffizienten für Unterkopf- und Gesamtgewindereibung für die verwendete Gewindefurchschraube Taptite2000[®] separat bestimmt (Tabelle 5.1). Als Gesamtgewindereibung wird hier sowohl die klassische Gewindereibung, als auch der Beitrag des Furchens verstanden.

μ_G	μ_K
0,16 - 0,20	0,11 - 0,13

Tabelle 5.1: Reibungskoeffizienten für Unterkopf- μ_K und Gewindereibung μ_G

In weiterer Folge soll nun durch Abgleich der Berechnungsvorschrift nach VDI 2230 mit Versuchsergebnissen das effektiv wirkende Furchmoment $M_{F_{eff}}$ während des Vorspann-

kraftaufbaus nach Gleichung 5.4 bestimmt werden.

$$M_{Aeff} = M_A - M_{Feff} \quad (5.4)$$

Einsetzen von Gleichung 5.4 in Gleichung 5.2 ergibt Gleichung 5.5.

$$F_{MF} = \frac{M_{AF} - M_{Feff}}{\left(\frac{d_2}{2} \cdot \tan(\varphi + \rho')\right) + \left(\frac{(d_w + d_{Ki})}{4} \cdot \mu_K\right)} \quad (5.5)$$

Hierbei ist F_{MF} die Montagevorspannkraft beim Fügемoment M_{AF} . Nach Einsetzen der experimentell bestimmten Reibungskoeffizienten und der Vorspannkraft am Fügемoment ergibt sich ein effektives Furchmoment M_{Feff} von 4 Nm. Das bei Erreichen der Kopfauf-
lage vorherrschende Furchmoment an Hand des Momentenverlaufs bei der Gewindefurch-
verschraubung beträgt 7,5 Nm gemäß Abbildung 5.19. Nach Erreichen der Kopfauf-
lage während des Vorspannkraftaufbaus verringert sich demnach das Furchmoment von 7,5 Nm
auf 4 Nm.

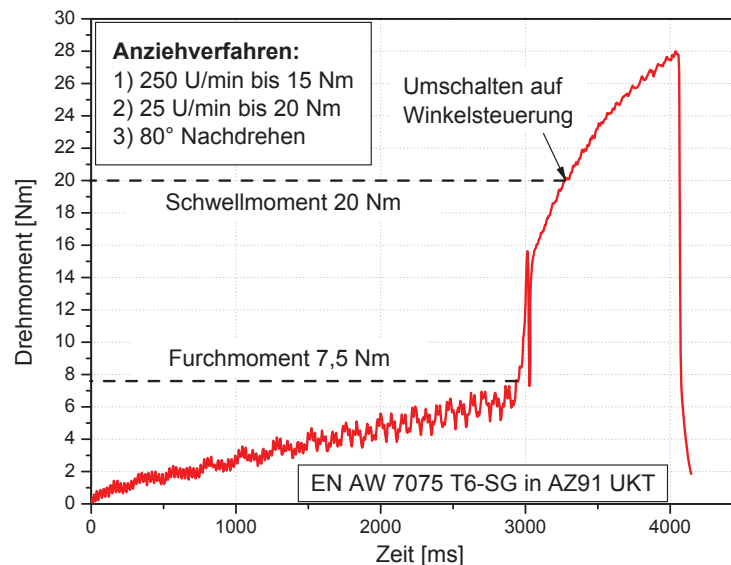


Abbildung 5.19: Momentenverlauf einer EN AW 7075 T6-SG Schraube in AZ91 bei UKT

5.5.2 Elastische Vorspannkraft nach Drehwinkelmontage

Nach Erreichen des Schwellmoments von 20 Nm bringt der Verschraubungsapparat eine Verdrehung um den zuvor festgelegten Winkel θ in der Höhe von 80° auf. Auf Basis der elementaren Festigkeitslehre kann unter Annahme eines rein elastischen Verhaltens der Schraube sowie vollständiger Gewindeflankenstabilität die zusätzlich durch das Nachdrehen generierte Vorspannkraft an Hand der Gewindesteigung errechnet werden. Die rein

5.5.3 Spannungszustand in der Schraube

Der Spannungszustand in der Schraube besteht aus

- Axialen Zugspannungen auf Grund der Vorspannkraft und
- Torsionsspannungen auf Grund des Gesamtgewindereibmoments.

Dieser soll nun mittels der gemessenen Vorspannkraftwerte beim Schwellmoment von 20 Nm als auch nach Beendigung der Drehwinkelmontage von 20 Nm + 80° errechnet werden.

5.5.3.1 Spannung am Fügемoment

Das Schwellmoment wurde an Hand des Momentenverlaufs so gewählt, dass der in der Schraube vorherrschende Spannungszustand im elastischen Bereich unterhalb der Proportionalitätsgrenze liegt. Die axialen Zugspannungen errechnen sich durch die beim Schwellmoment vorherrschenden Vorspannkraft bezogen auf den Spannungsquerschnitt der Schraube zu 252 MPa gemäß Gleichung 5.10. Näherungsweise wurde hier der Spannungsquerschnitt einer metrischen Schraube gewählt.

$$\sigma_F = \frac{F_{MF}}{A_s} = 252 \text{ MPa} \quad (5.10)$$

Das Gesamtanziehmoment M_A verringert um das Unterkopfreibmoment M_K verursacht Torsionsspannungen im Schraubenquerschnitt entsprechend Gleichung 5.11.

$$\tau_F = \frac{M_A - M_K}{W_p} = 203 \text{ MPa} \quad (5.11)$$

Zur Berechnung der Vergleichsspannung wurde die Gestaltänderungsenergiehypothese nach Mises für duktile Werkstoffe wie Aluminium verwendet (Gleichung 5.12).

$$\sigma_{v, \text{ Mises}} = \sqrt{\sigma_F^2 + 3 \cdot \tau_F^2} = 432 \text{ MPa} \quad (5.12)$$

Beim Schwellmoment von 20 Nm wirkt in der Schraube eine elastische Spannung von 432 MPa, welche unterhalb der Streckgrenze von 532 MPa der Schraube liegt (Tabelle 4.3).

5.5.3.2 Spannung nach Drehwinkelmontage

Die Bestimmung des Spannungszustandes nach der Drehwinkelmontage erfolgte analog. Hier wurde das durchschnittliche gemessene Montagemoment zur Berechnung der Torsi-

onsspannung entsprechend den Gleichungen 5.13 bis 5.15 verwendet.

$$\sigma = \frac{F_M}{A_s} = 344 \text{ MPa} \quad (5.13)$$

$$\tau = \frac{M_A - M_K}{W_p} = 264 \text{ MPa} \quad (5.14)$$

$$\sigma_{\text{Mises}} = \sqrt{\sigma^2 + 3 \cdot \tau^2} = 570 \text{ MPa} \quad (5.15)$$

Nach Beendigung der überelastischen Montagevorschrift herrscht in der Schraube eine Vergleichsspannung von 570 MPa. Dies bedeutet, dass bereits eine plastische Verformung durch Überschreiten der Proportionalitätsgrenze der Schraube stattgefunden hat. Bei vollständiger Plastifizierung des Schraubenquerschnitts (Abbildung 5.21) ist das modifizierte polare Widerstandsmoment W_{p-pl} gemäß Gleichung 5.16 zu verwenden [55].

$$W_{p-pl} = \frac{d^3 \cdot \pi}{12} \quad (5.16)$$

Dies wurde von Pfaff [52] bestätigt. Er zeigte an Hand von überelastischen Montage-

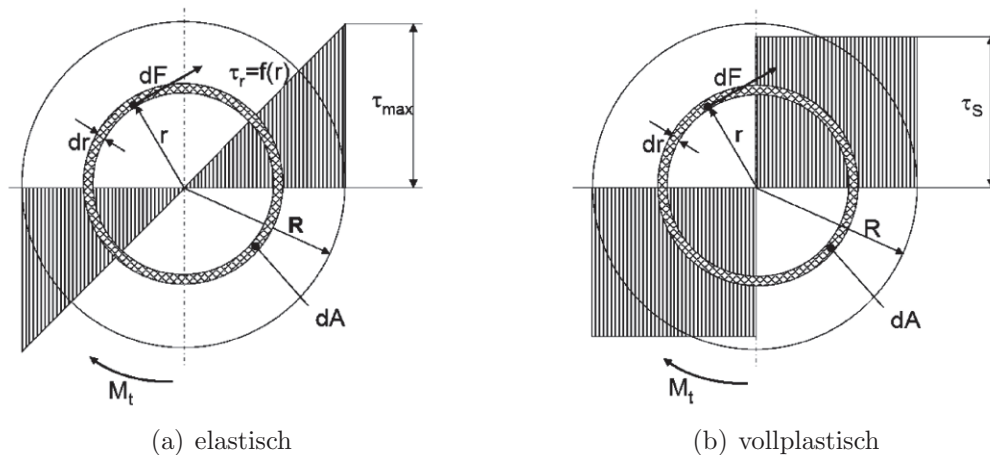


Abbildung 5.21: Verlauf der Torsionsspannungen im Schraubenquerschnitt

versuchen an metrischen M10 Schrauben, dass bei Verwendung des plastischen polaren Widerstandsmoments W_{p-pl} eine genauere Vorausbestimmung der erzielbaren Montagevorspannkraft an der Fließgrenze der Schraube möglich ist.

Die Verwendung des vollplastischen polaren Widerstandsmoments bei der Berechnung der Vergleichsspannung in der Schraube nach der Montage ergibt eine verringerte Spannung von 485 MPa. Die Streckgrenze der verwendeten Schraube (532 MPa) liegt zwischen elastisch und voll plastisch berechneter Vergleichsspannung. Der Querschnitt der Schraube ist somit durch den überelastischen Anzug teilplastifiziert (Abbildung 5.22).

Neben dem rechnerischen Nachweis der Plastifizierung der Schraube ist dies auch durch den Momentenverlauf bei der überelastischen Drehwinkelmontage in Abbildung 5.19

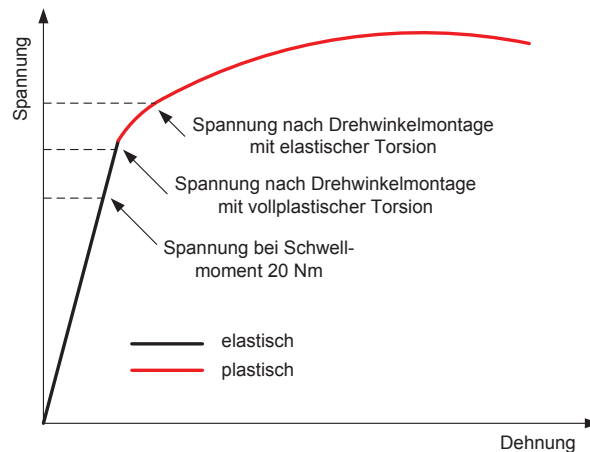


Abbildung 5.22: Spannungszustände in der Schraube beim Schwellmoment sowie nach Drehwinkelmontage mit elastischem und vollplastischem polarem Widerstandsmoment

ersichtlich. Nach Umschaltung auf Winkelsteuerung beim Schwellmoment von 20 Nm ist ein Abweichen vom linearen Zeit-Momentenverlauf bei ca. 25 Nm erkennbar.

Die signifikante Überschätzung der Montagevorspannkraft bei rein elastischer Berechnung als auch der rechnerische Nachweis der Plastifizierung der Schraube verlangen nach einem geeigneten Berechnungskonzept für den überelastischen Anzug. Die VDI 2230 enthält keine Richtlinie zur Berechnung überelastisch angezogener Schraubverbindungen.

5.5.4 Verifikation des Modells nach Friedrich

Friedrich stellt in [9] einen Berechnungsalgorithmus zur Festlegung einer überelastischen Anziehvorschrift, bestehend aus Schwellmoment und Drehwinkel, vor (Kapitel 2.5.3). Da bei den hier vorgestellten Untersuchungen die Anziehvorschrift auf Basis von Verschraubversuchen festgelegt wurde, soll nun mit gegebener Anziehvorschrift die Genauigkeit des vorgestellten Berechnungsalgorithmus durch Vergleich mit Versuchsergebnissen bewertet werden.

Die Vorspannkraftwerte bei $R_{p0,2}$ sowie an der Festigkeitsgrenze R_m der Schraube errechnen sich nach den Gleichungen 5.17 und 5.18.

$$F_{vRp0,2} = \frac{A_S \cdot R_{p0,2}}{k_\sigma} = 12,86 \text{ kN} \tag{5.17}$$

$$F_{vRm} = \frac{A_S \cdot R_m}{k_\sigma} = 14,37 \text{ kN} \tag{5.18}$$

Ausgehend vom Verdrehwinkel von 80° ergibt sich ein Anziehungsfaktor k_{ue} von 0,95 und in weiterer Folge eine errechnete Vorspannkraft nach der Drehwinkelmontage von 13,36 kN

gemäß Gleichung 5.19.

$$F_v = A_S \cdot R_m \cdot \frac{k_{ue}}{k_\sigma} = 13,36 \text{ kN} \quad (5.19)$$

Die hier vorgestellte Anziehvorschrift wurde für metrische Stahlverbindungen bereits verifiziert. Bei der Berechnung des Verdrehwinkels wird Gewindestabilität vorausgesetzt. Die im Versuch gemessenen Montagevorspannkraft nach der Drehwinkelmontage von 20 Nm + 80° war 12,55 kN. Laut Berechnungsvorschrift wurde eine Montagevorspannkraft von 13,36 kN prognostiziert und ein Plastifizieren ab 12,86 kN. Es ist anzunehmen, dass diese rechnerische Überschätzung der Vorspannkraft auf der Vernachlässigung der Plastifizierungen des Muttergewindes basiert.

Abbildung 5.23 zeigt bei Abreißversuchen gemessene Vorspannkraften beim Versagen der Schraube in Abhängigkeit der Mg-Legierung. Es ist ersichtlich, dass die berechnete maximale Vorspannkraft an der Festigkeitsgrenze der Schraube gut mit den gemessenen Versuchswerten korreliert.

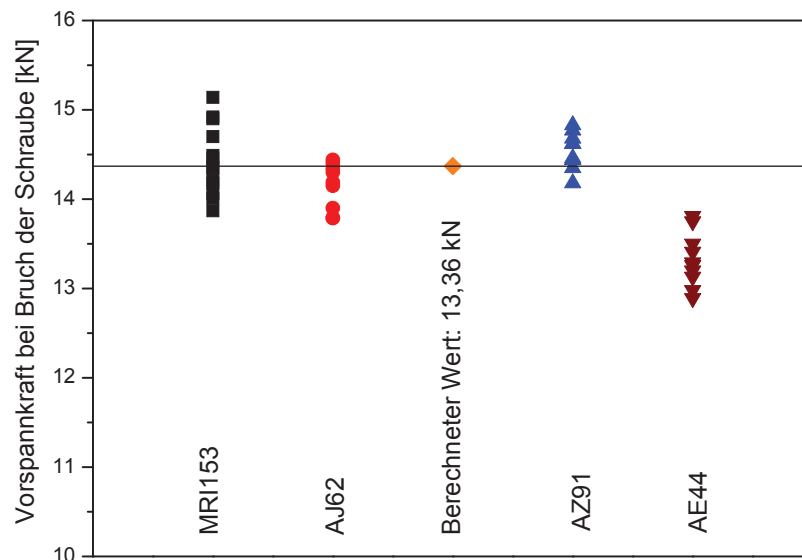


Abbildung 5.23: Vergleich der berechneten Montagevorspannkraft nach Drehwinkelmontage nach Friedrich [9] mit Versuchswerten

Abschließend kann gesagt werden, dass der hier vorgestellte Berechnungsansatz zur Festlegung der Anziehvorschrift bzw. Berechnung der Vorspannkraft bei überelastischer Drehwinkelmontage ein gutes Instrument für die Auslegung überelastisch angezogener Schraubverbindungen darstellt. Bei Anwendung der Gewindefurchtechnologie und insbesondere bei Verwendung von Magnesium als Muttermaterial, treten zusätzlich Effekte wie Furchmoment, Spanbildung und Muttergewindeflankennachgiebigkeit auf, welche die Genauigkeit dieser Berechnungsmethode insbesondere bei geringen Gewindeüberdeckungsgraden beeinträchtigen können.

5.5.5 Ansatz zur Abschätzung der Vorspannkraft nach Drehwinkelmontage

Der hier vorgestellte Berechnungsansatz zur Berechnung der Montagevorspannkraft bei Drehwinkelmontage beruht auf dem statischen Verformungsverhalten der Schraube. Der E-Modul wird als reiner Gradient des technischen σ - ε -Diagramms der Schraube angesehen (Abbildung 5.24). Nach Erreichen der 0,2 % Dehngrenze sinkt die Steigung der

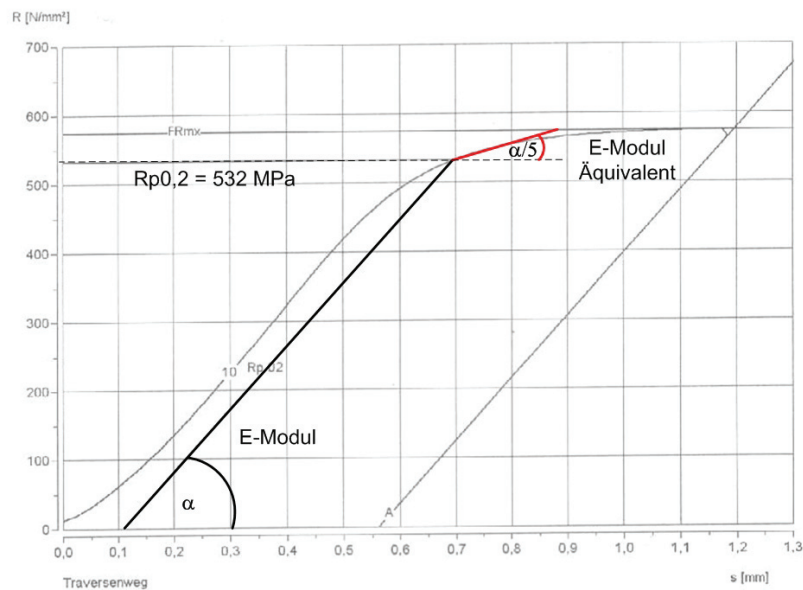


Abbildung 5.24: Spannungs-Weg-Diagramm der EN AW 7075 T6-SG Schraube mit Verhältnissen der E-Moduli

Spannungs-Dehnungskurve im plastischen Verformungsbereich stark ab. Der klassische E-Modul wird durch einen E-Modul-Äquivalent E_{Equ} ersetzt, welcher nun eine Funktion der Dehnung ist. Die durch die Verdrehung bei der Drehwinkelmontage entstehende Dehnung kann an Hand von Gleichung 5.20 über das E-Modul Äquivalent in die dadurch in der Schraube entstehende Spannung umgerechnet werden.

$$\sigma_{\theta} = \varepsilon_{\theta} \cdot E_{Equ} \quad (5.20)$$

Der E-Modul des Schraubenwerkstoffes EN AW 7075 ist 75 GPa. Daraus ergibt sich ein E-Modul-Äquivalent von 15 GPa. Die Montagevorspannkraft nach der überelastischen Anziehvorschrift errechnet sich aus der Summe der Vorspannkraft beim Schwelldmoment F_{MF} und der beim Verdrehen entstehenden Vorspannkraft F_{θ} nach Gleichung 5.21.

$$F_v = F_{MF} + F_{\theta} = 13,10 \text{ kN} \quad (5.21)$$

Dieser Wert korreliert ausreichend gut mit dem gemessenen Versuchswert von 12,55 kN. Auch bei diesem Ansatz werden der Einfluss der Festigkeit des Magnesiummuttermaterials sowie ein Absinken der Vorspannkraft durch ein etwaiges Nachgeben der Muttergewindeflanken nicht berücksichtigt. Ausgehend von ausreichender Gewindeflankenstabilität

des Muttergewindes und der Schraubenfestigkeit als limitierende Größe zum Aufbau der Vorspannkraft ermöglicht dieser Ansatz eine schnelle Abschätzung der Montagevorspannkraft bei überelastischer Drehwinkelmontage.

Kapitel 6

Korrosion

Bei Verwendung von Al-Schrauben der 7xxx-Legierungs-kategorie ist laut Literatur [26, 31] die Anfälligkeit gegenüber Spannungsrissskorrosion der kritische Faktor hinsichtlich Einsetzbarkeit dieser Al-Schraube in salzhaltigen Medien. Im Betriebsfall muss zuerst ein massiver galvanischer korrosiver Angriff des Mg-Gehäuses eintreten, bevor der vorhandene Elektrolyt in Kontakt mit dem Gewinde der Schraube kommen und Spannungsrissskorrosion auftreten kann. Für die Bewertung der Einsetzbarkeit des untersuchten Schraubverbandes, bestehend aus der höchstfesten Al-Gewindefurchschraube Taptite2000[®] EN AW 7075 in den Mg-Legierungen AZ91 und AE44, gilt es demnach, sowohl das Kontakt- als auch das Spannungsrissskorrosionsverhalten zu untersuchen.

6.1 Galvanische Korrosion

6.1.1 Versuchsaufbau und Versuchsdurchführung

Salzsprühtest

Um das galvanische Korrosionsverhalten zu untersuchen, wurden Stahlschrauben der Festigkeitsklassen 9.8 und 10.9, sowie Al-Schrauben der Legierungen EN AW 6056 und EN AW 7075, mit unterschiedlichen Beschichtungssystemen in Getriebegehäuse der Legierung AZ91 verschraubt. Anschließend erfolgte ein Salzsprühtest nach DIN 50021 (5 %iger NaCl-Nebel bei 35 °C) über eine Zeitdauer von 720 h. Der 720 h Salzsprühtest wird als repräsentativ für die Gesamtlebensdauer eines Fahrzeuges erachtet.

Nach dem Versuch erfolgte eine Bewertung des korrosiven Angriffs des Mg-Gehäuses und der Schraube durch optische Mikroskopie. Zusätzlich wurden Längsschliffe an der Stelle des tiefsten Angriffs im Gehäuse gemacht und die Angriffstiefe bestimmt. Abbildung 6.1 zeigt beispielhaft ein mit St- und Al-Schrauben verschraubtes Gehäuse vor dem Test.

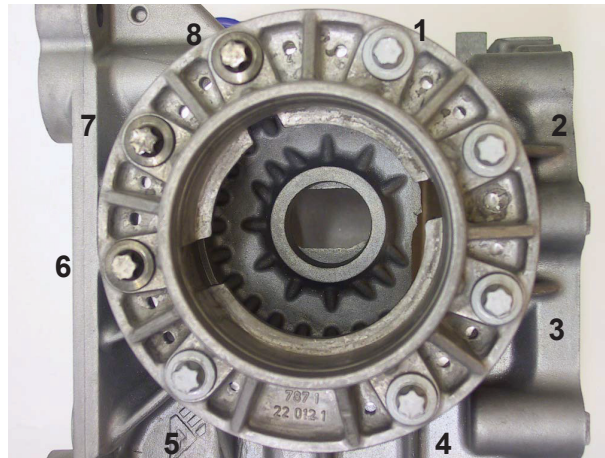


Abbildung 6.1: Versuchskörper für galvanische Korrosionsversuche: 8 Schrauben der Legierung EN AW 7075 im Zustand T6 wurden fixiert, Schrauben Nr. 1 - 5 unbeschichtet, Nr. 6 - 8 beschichtet

Die abgebildete Oberfläche in Abbildung 6.1 wurde dem Salzsprühstest ausgesetzt. In das Getriebegehäuse gebohrte Löcher gewährleisteten ein Abfließen der Testlösung, um eine Veränderung des Elektrolyten während des Tests zu vermeiden. Eine vollständige Auflistung der untersuchten Schrauben mit den entsprechenden Beschichtungssystemen ist in Tabelle 6.1 angeführt.

Material	Dimension	Beschichtung	Anzahl
AW 6056	M8	-	7
AW 7075	M8	-	7
AW 7075	M8	2x M. T06E-GZ	5
St. 9.8	M10	A. Zn-Dickschichtpassivierung	6
St. 10.9	M8	A. Zn-Dickschichtpassivierung+ 2x M. E10a	4
St. 10.9	M8	M. B46 + 2x M. T06E GZ + elektrostatisch Nylon	3

Tabelle 6.1: Übersicht der bei den galvanischen Korrosionstests verwendeten Schrauben

Alle getesteten Al-Schrauben waren im Zustand T6. Es wurden keine Schrauben im Zustand T7x untersucht, da nicht anzunehmen ist, dass der Wärmebehandlungszustand einen Einfluss auf das galvanische Korrosionsverhalten hat.

Im Folgenden werden die einzelnen Beschichtungssysteme kurz beschrieben:

- M. T06E-GZ: Organische Deckschicht mit hohem Al-Anteil und Titan als Bindemit-

tel. Ein Trockenschmiermittel zur Verbesserung der Korrosions- und der Reibungseigenschaften ist integriert (Fa. MAGNI).

- A. Zn-Dickschichtpassivierung: Galvanische Verzinkung mit zusätzlicher Dickschichtpassivierung zur Verbesserung des Korrosionswiderstandes (Fa. ARNOLD).
- M. B46: Zinklamellengrundschrift bestehend aus Zink und Aluminium in einem Titanbinder (Fa. MAGNI).
- Elektrostatisch Nylon: Nicht leitende Nylonbeschichtung als Barriere zur Verbesserung des Korrosionswiderstandes.
- MAGNI E10a: Aluminiumpartikel eingebettet in ein organisches Bindemittel (Fa. MAGNI).

Die Auswahl der hier verwendeten Beschichtungssysteme erfolgte in Zusammenarbeit mit ARNOLD Umformtechnik GmbH Co.KG.

Elektrochemische Potenzialmessungen

Eine genaue Erfassung des korrosiven Angriffs ist bei Durchführung des Salzsprühtests an Getriebegehäusen auf Grund der starken Versuchsschwankungen nur begrenzt möglich. Um die bei galvanischer Korrosion auftretenden elektrochemischen Vorgänge quantitativ besser bestimmen zu können, wurden an Hand von elektrochemischen Messungen in einer Vier-Elektroden-Zelle das elektrochemische Potenzial und der sich ausbildende Korrosionsstrom bestimmt. Diese Kenngrößen quantifizieren die der Korrosion zugrunde liegenden Prozesse und ermöglichen eine bessere quantitative Bewertung der Mg-Legierungen bzw. Al-Schrauben. Der prinzipielle Aufbau dieser Messungen ist in Abbildung 6.2 dargestellt.

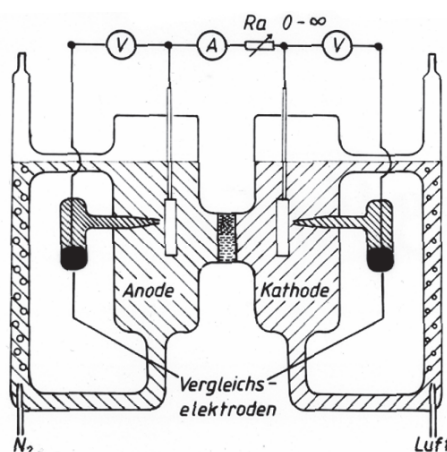


Abbildung 6.2: Versuchsaufbau für elektrochemische Potenzialmessungen

Bei den Messungen wurde der Schraubenkopf (erste Arbeitselektrode) in die Versuchslösung eingetaucht. Eine 5 %ige NaCl-Lösung bei einer Temperatur von 35 °C diente als Elektrolyt. Plättchen der beiden Mg-Legierungen AZ91 und AE44 mit den Abmessungen 5x20x50 mm waren geschliffen und poliert. Diese Mg-Plättchen stellen die zweite Arbeitselektrode dar und repräsentieren das Mg-Getriebegehäuse. Der auftretende galvanische Strom zwischen der Schraube und dem Mg-Plättchen wurde mit einem Amperemeter gemessen. In weiterer Folge wurde ein ohmscher Widerstand zwischen die beiden Elektroden geschaltet und dieser im Bereich von 0 bis 10⁵ Ohm variiert. Bei jedem Widerstand erfolgte die Bestimmung des Potentials und des galvanischen Stroms nach 1 Stunde.

Der Einfluss der verwendeten Mg-Legierung und der verwendeten Schraube auf den sich ausbildenden Korrosionsstrom wurden im Zuge dieser Messungen bewertet. Dieser lässt in weiterer Folge Schlussfolgerungen auf das galvanische Korrosionsverhalten der einzelnen Materialkombinationen zu, wodurch einerseits bestehende Versuchsergebnisse erklärt, und andererseits das Verhalten alternativer Materialkombinationen abgeschätzt werden kann. Tabelle 6.2 zeigt eine Übersicht der im Zuge der elektrochemischen Tests untersuchten Materialpaarungen.

Schraube	Beschichtung	Mg-Legierung
EN AW 6056	-	AZ91
EN AW 7075	-	
10.9 Stahl	verzinkt	
10.9 Stahl	-	
EN AW 6056	-	AE44
EN AW 7075	-	
10.9 Stahl	verzinkt	
10.9 Stahl	-	

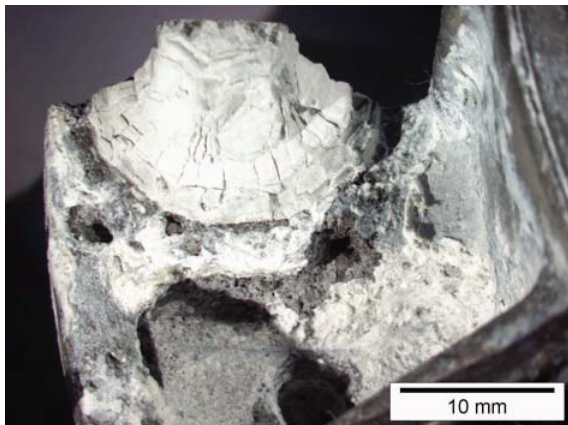
Tabelle 6.2: Untersuchte Materialpaarungen bei den elektrochemischen Messungen

6.1.2 Ergebnisse der Galvanischen Korrosionsversuche

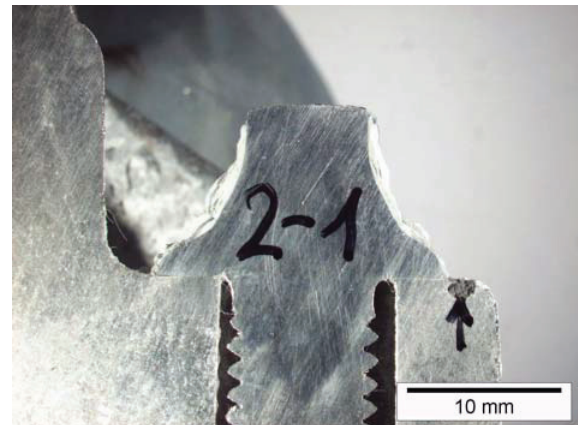
6.1.2.1 Salzsprühtest nach DIN 50021

Abbildung 6.3 zeigt das Erscheinungsbild der Schrauben und den größten detektierten Angriff des Mg-Gehäuses bei Verwendung der unterschiedlichen Al-Schrauben gemäß Tabelle 6.1. Der Angriff des Mg-Gehäuses ist durch Pfeile gekennzeichnet.

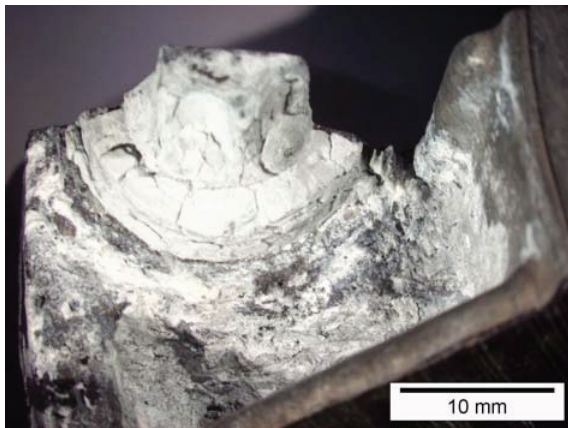
Abbildung 6.4 zeigt die Resultate bei Verwendung der untersuchten Stahlschrauben.



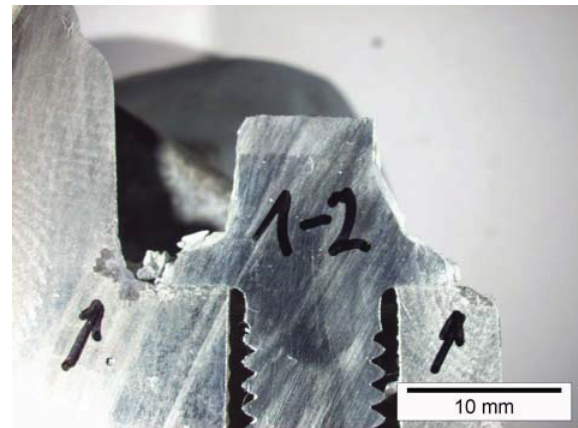
(a) AW 6056 unbeschichtet - Oberfläche



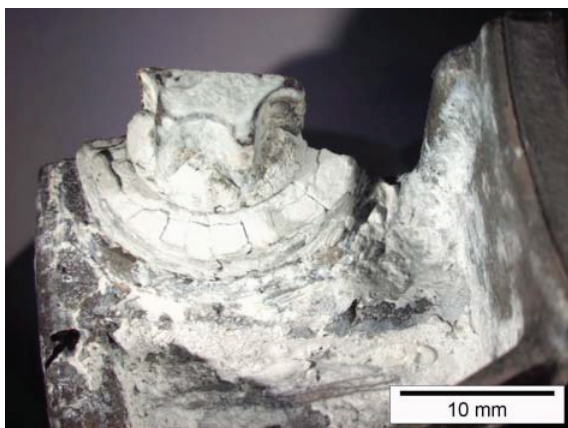
(b) AW 6056 unbeschichtet - Schnitt



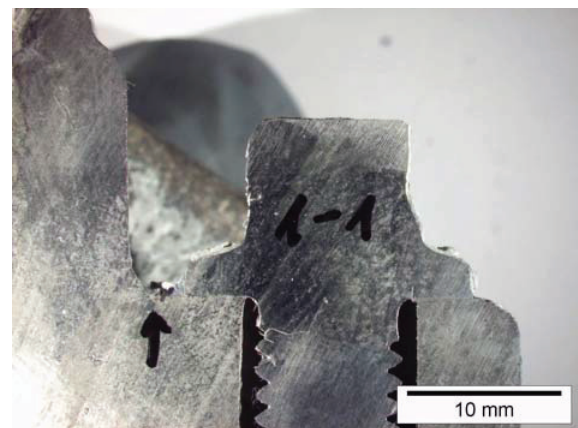
(c) AW 7075 unbeschichtet - Oberfläche



(d) AW 7075 unbeschichtet - Schnitt



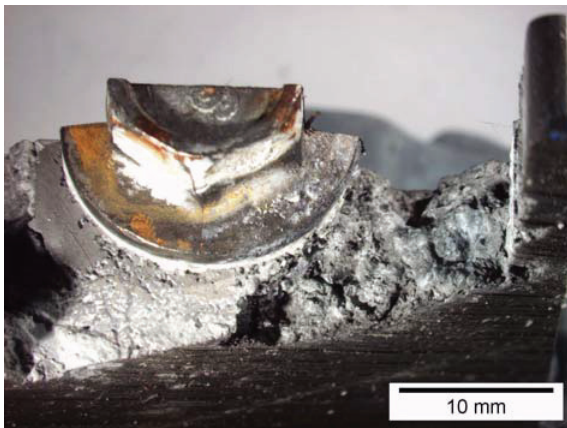
(e) AW 7075 M. T06E-GZ - Oberfläche



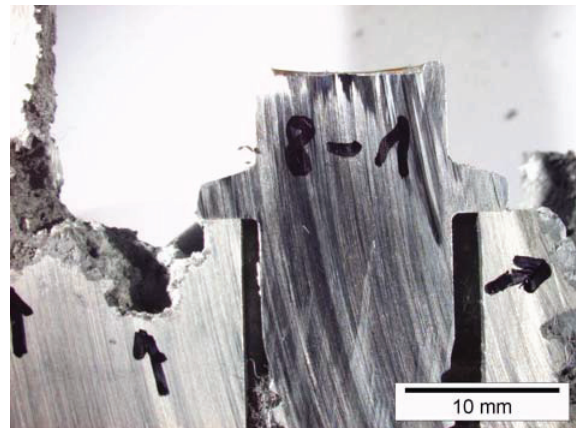
(f) AW 7075 M. T06E-GZ - Schnitt

Abbildung 6.3: Erscheinungsbild der untersuchten Al-Schraubenköpfe nach 720 h Salzsprühstest

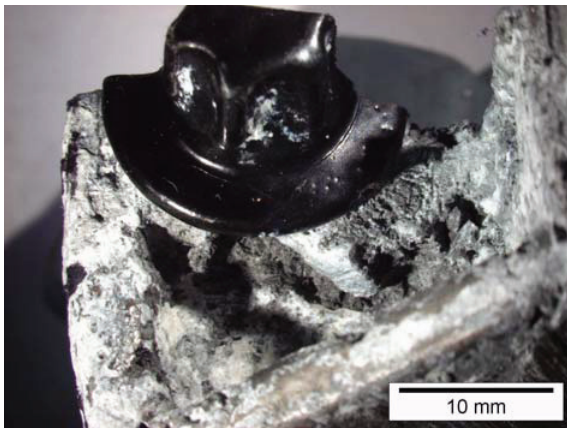
Die Tiefe des korrosiven Angriffs am Mg-Gehäuse und an den untersuchten Schraubenköpfen ist in Tabelle 6.3 zusammengefasst. Es ist ersichtlich, dass die unbeschichteten



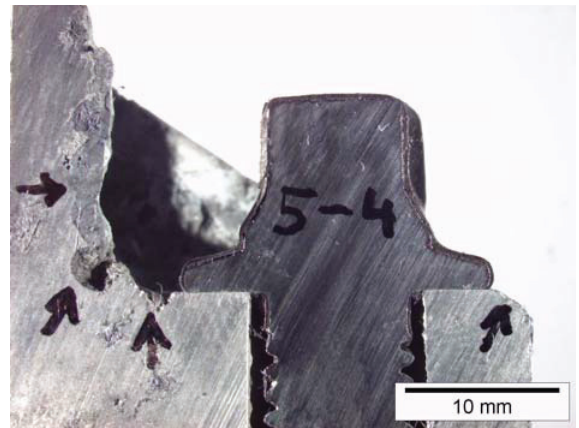
(a) St. 9.8: Zn-Pass. - Oberfläche



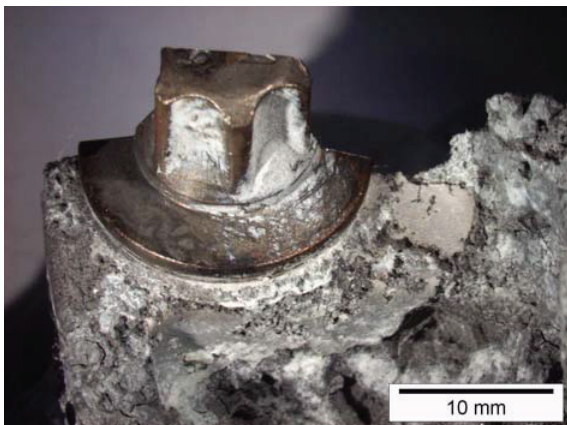
(b) St. 9.8: Zn-Pass. - Schnitt



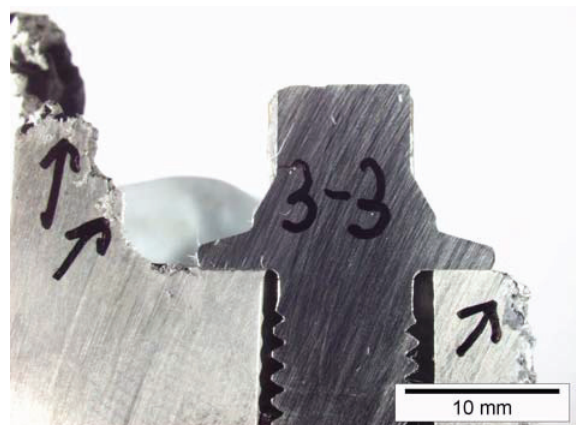
(c) St. 10.9: B46 + 2x T06E-GZ + elektrostatisch Nylon - Oberfläche



(d) St. 10.9: B46 + 2x T06E-GZ + elektrostatisch Nylon - Schnitt



(e) St.10.9: Zn-Dickschichtpass. + 2xE10a - Oberfläche



(f) St.10.9: Zn-Dickschichtpass. + 2xE10a - Schnitt

Abbildung 6.4: Erscheinungsbild der untersuchten St-Schraubenköpfe nach 720 h Salzsprühstest

Schraube	Beschichtung	Angriff des Gehäuses [mm/Monat]	Angriff der Schraube [mm/Monat]
Al6056	-	1 - 3	0,3 - 1
Al7075	-	1 - 3	0,3 - 1
Al7075	2x M. T06E-GZ	0,1 - 0,3	0,1 - 0,3
St. 9.8	A. Zn-Dickschichtpass.	3 - 10	0,1
St. 10.9	M. B46 + 2x M. T06E GZ + elektrostatisch Nylon	1 - 3	~ 0
St. 10.9	A. Zn-Dickschichtpass. + 2x M. E10a	3 - 10	0,1

Tabelle 6.3: Maximale Angriffstiefe des Mg-Gehäuses und der Schraubenköpfe nach 720 h Salzsprühstest

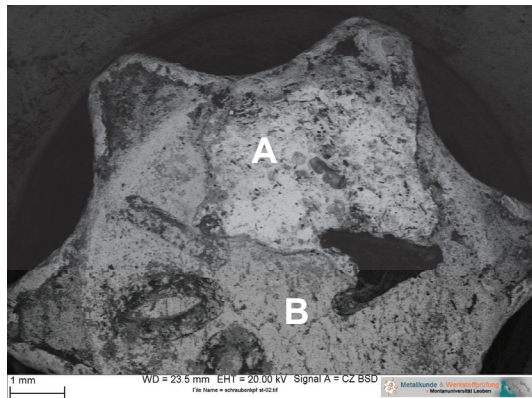
Al-Schrauben einen signifikant geringeren Angriff des Mg-Gehäuses bewirken als sämtliche Stahlschrauben. Durch Verwendung der Beschichtungssysteme "B46 + 2x T06E-GZ + elektrostatisch Nylon" und "Zn-Dickschichtpass. + 2x M. E10a" auf Stahlschrauben (Abbildungen 6.4(d) und 6.4(f)) kann der Angriff des Gehäuses im Vergleich zu der rein verzinkten Stahlschraube (Abbildung 6.4(b)) deutlich gesenkt werden. Die Aluminiumschraube EN AW 7075 mit dem untersuchten organischen Beschichtungssystem "T06E-GZ" in Abbildung 6.3(f) zeigt ein überlegenes Korrosionsverhalten im Vergleich zu den unbeschichteten Varianten und allen Stahlschrauben.

Hinsichtlich Erscheinungsbild der Schraubenköpfe weisen die Al-Schrauben einen größeren korrosiven Angriff als die Stahlschrauben auf (Abbildungen 6.3(a), 6.3(c) und 6.4(e)). Der Angriff der Al-Schrauben kann durch Verwendung der untersuchten Beschichtung "T06E-GZ" wesentlich gesenkt werden, wie in Abbildung 6.3(e) ersichtlich ist. Trotz des erheblichen korrosiven Angriffs konnten alle untersuchten Al-Schrauben nach Beendigung des Tests mit einem durchschnittlichen Moment von 10 - 12 Nm gelöst werden. Diese Ergebnisse lassen den Schluss zu, dass beschichtete Al-Schrauben einen ausreichenden Korrosionswiderstand gegenüber Kontaktkorrosion aufweisen und auch unbeschichtet einen geringeren Angriff des Mg-Gehäuses verursachen als alle untersuchten beschichteten St-Schrauben. Die unbeschichteten Al-Schrauben der Legierung EN AW 7075 zeigen vergleichbare Ergebnisse zu den unbeschichteten EN AW 6056 Schrauben, welche bereits blank erfolgreich im Serieneinsatz sind. Die Einsetzbarkeit der EN AW 7075 Schraube kann damit als gewährleistet erachtet werden.

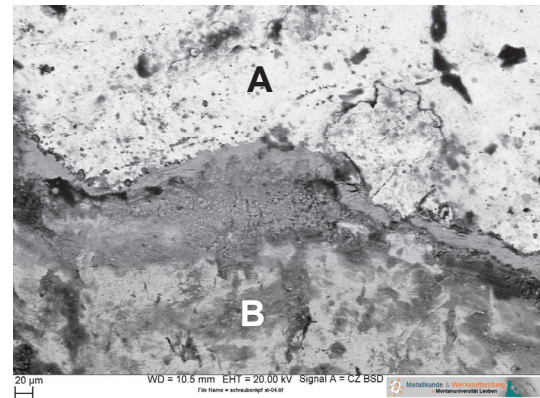
Der kathodische Effekt von verzinkten Stahlschrauben tritt sehr ausgeprägt auf und verursacht einen deutlich größeren korrosiven Angriff des Mg-Gehäuses im Vergleich zu den Al-Schrauben. Obwohl Zink in der verwendeten NaCl-Lösung unedler als die Aluminiumlegierungen ist, stellt es auf Grund der nicht leitenden dichten Passivschicht der

Aluminiumlegierungen eine intensivere Kathode dar und führt zu einer massiveren anodischen Auflösung des Mg. Diese Überlegungen konnten an Hand der Ergebnisse beim Salzsprühstest bestätigt werden.

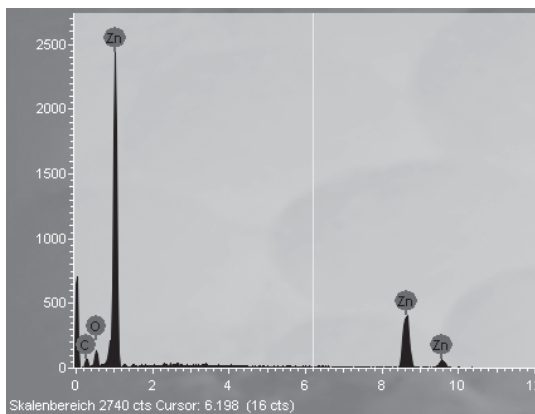
Die Stahlschrauben wurden nach Beendigung des 720 h Salzsprühstest näher betrachtet. Abbildungen 6.5(a) und 6.5(b) zeigen das Erscheinungsbild einer verzinkten Stahlschraube nach dem Auslagerungstest.



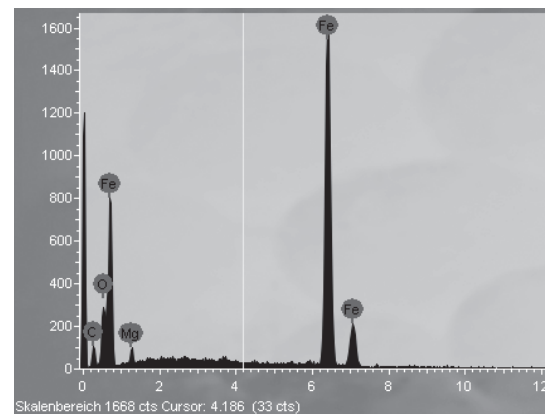
(a) Übersicht Schraubenkopf



(b) Detail Schraubenkopf



(c) EDX Analyse der hellen Zone A



(d) EDX Analyse der dunkelgrauen Zone B

Abbildung 6.5: Untersuchung der Oberfläche und EDX-Analyse von verzinkten 9.8 Stahlschrauben nach 720 h Salzsprühstest

Die Schrauben waren teilweise mit einer hellen, grau erscheinenden Beschichtung bedeckt, während andere Bereiche des Schraubenkopfes ein dunkles Erscheinungsbild zeigten. Untersuchungen im Rasterelektronenmikroskop zur Bestimmung der chemischen Zusammensetzung der beiden Bereiche zeigten eine vollständige Auflösung der Zinkbeschichtung an den dunklen Stellen (Abbildungen 6.5(c) und 6.5(d)).

Das bedeutet, dass es während des Salzsprühstests zu einer vollständigen Auflösung der Zinkbeschichtung kommt und die blanken Stahloberfläche in Kontakt mit dem Mg-Gehäuse tritt. Blanker Stahl ist eine noch bessere Kathode im Vergleich zu Zink und bewirkt einen verstärkten korrosiven Angriff des Magnesiums.

6.1.2.2 Elektrochemische Potenzialmessungen

Der Einfluss der Mg-Legierung und des verwendeten Schraubenwerkstoffes auf den auftretenden Korrosionsstrom wurden untersucht. Auf Grund der beobachteten Auflösung der Zn-Schicht im Salzsprühtest erfolgte zusätzlich zu der verzinkten Stahlschraube ein Test mit einer blanken Schraube, um die Auswirkungen der Zinkschichtauflösung auf das elektrochemische Potenzial und den Korrosionsstrom zu untersuchen (Tabelle 6.2).

Einfluss des Schraubenwerkstoffes

Abbildung 6.6 zeigt die Ergebnisse der elektrochemischen Messungen der vier unterschiedlichen Schraubentypen in Kombination mit AZ91 in Form von Evans-Diagrammen.

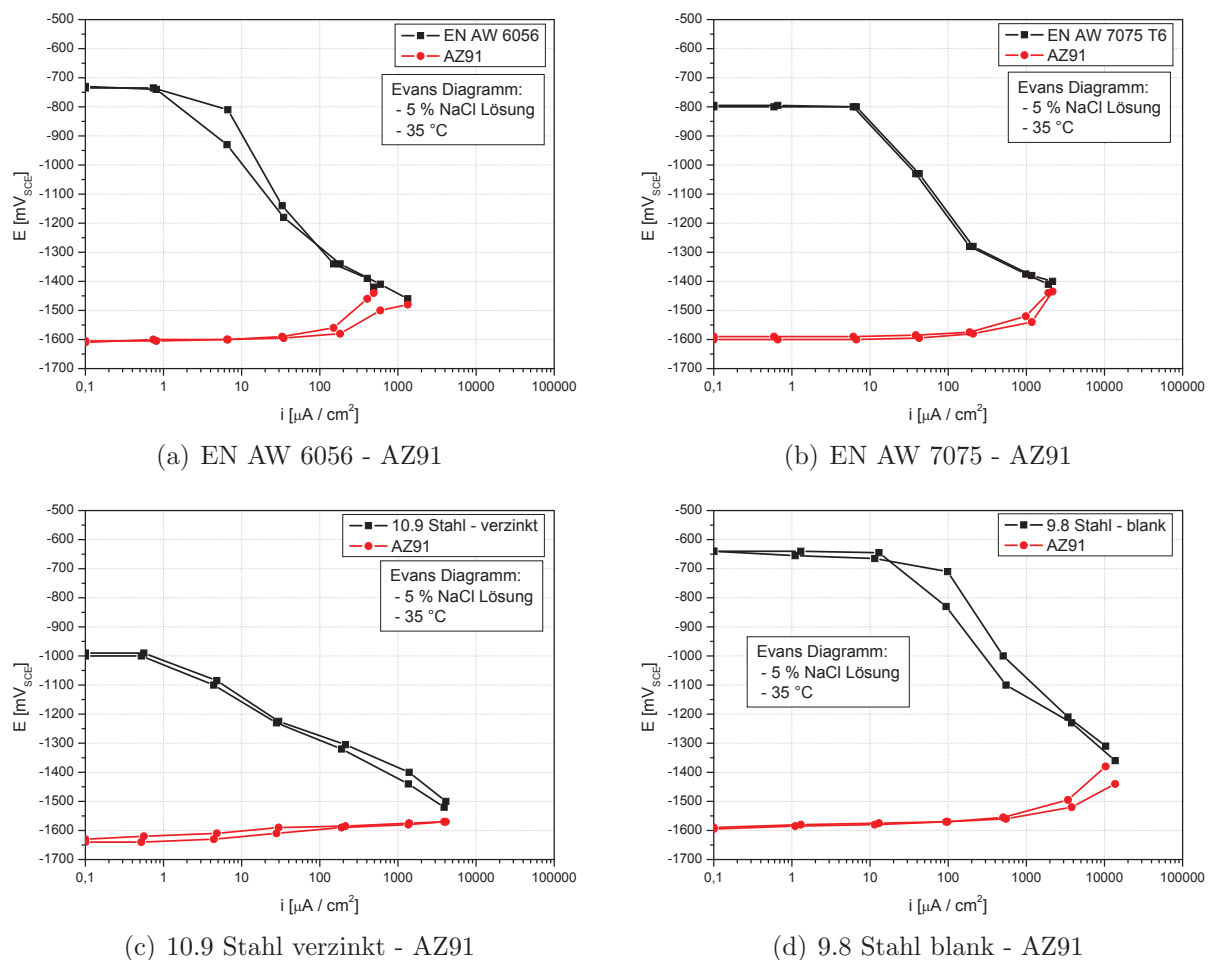


Abbildung 6.6: Stromdichte-Potenzial Kurven (Evans-Diagramme) der unterschiedlichen Schraubentypen mit der Mg-Legierung AZ91

Evans-Diagramme stellen das elektrochemische Potenzial über der Stromdichte in Abhängigkeit des Widerstandes zwischen zwei Arbeitselektroden dar. Bei annähernd unendlich großem Widerstand zwischen Mg-Plättchen und Schraube stellt sich das Ruhe-

potenzial, hier als Ordinatenabschnitt ablesbar, ein. Bei sukzessiver Verringerung dieses Widerstandes nimmt die Stromdichte kontinuierlich zu, bis sich beim Kurzschluss eine bestimmte Stromdichte einstellt, welche der maßgebliche Parameter zur Bewertung des Kontaktkorrosionsverhaltens ist.

Die Al-Schrauben EN AW 7075 und EN AW 6056 (Abbildungen 6.6(a) und 6.6(b)) weisen ein vergleichbares Ruhepotenzial von ca. 790 mV bzw. 730 mV auf. Im Kurzschluss stellt sich bei der EN AW 7075 eine Stromdichte i von ca. 2 mA/cm² im Vergleich zu ca. 1,5 mA/cm² bei der Schraube EN AW 6056 ein. Dies ist auf Grund der starken Versuchsstreuung kein signifikanter Unterschied. Den beiden Al-Schraubenwerkstoffen EN AW 7075 und EN AW 6056 kann ein vergleichbares Verhalten mit leichten Vorteilen zugunsten der 6xxx-Legierung zugesagt werden.

Die verzinkte Stahlschraube weist im Vergleich zu den untersuchten Al-Schrauben eine höhere Stromdichte von ca. 4 mA/cm² gemäß Abbildung 6.6(c) auf. Dieser leicht erhöhte Wert im Vergleich zu den Al-Schrauben erklärt aber nicht das signifikant schlechtere Korrosionsverhalten der Stahlschrauben bei den Salzsprühtests. Die signifikant höheren Stromdichten der blanken Stahlschraube im Bereich von 10 - 14 mA/cm² (Abbildung 6.6(d)) beweist, dass der massive korrosive Angriff bei Verwendung der verzinkten Stahlschraube auf der kontinuierlichen Auflösung der Zinkschicht während des Auslagerungstests und dem damit verbundenen Anstieg des Korrosionsstroms basiert.

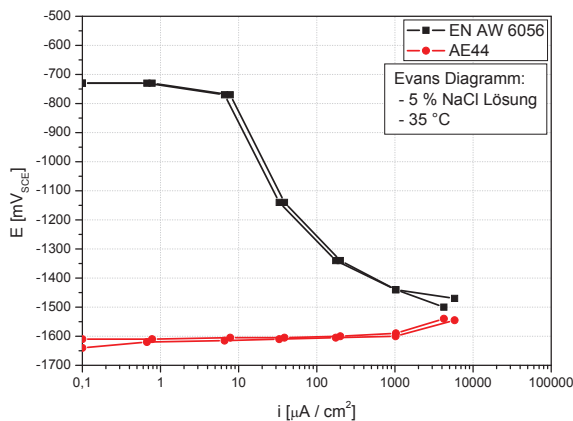
Einfluss der Mg-Legierung

Die Ergebnisse bei Verwendung der Mg-Legierung AE44 stellt Abbildung 6.7 dar. Bei Verwendung der EN AW 6056 Schraube zeigen sich deutlich erhöhte Stromdichten im Bereich von 4,2 - 5,8 mA/cm², während die Schrauben der Legierung EN AW 7075 vergleichbare bzw. unwesentlich höhere Stromdichten als bei AZ91 aufweisen. In Verbindung mit Stahlschrauben ist kein signifikanter Unterschied zwischen den beiden Mg-Legierungen AZ91 und AE44 erkennbar.

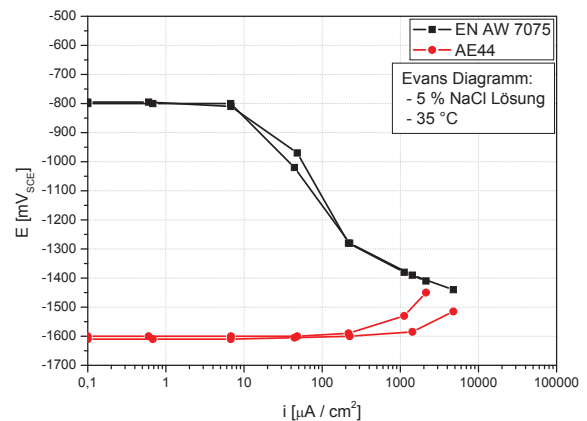
Der Vergleich der beiden untersuchten Mg-Legierungen AZ91 und AE44 zeigt ein ähnliches Verhalten mit leichten Vorteilen der Legierung AZ91.

6.2 Spannungsrissskorrosion

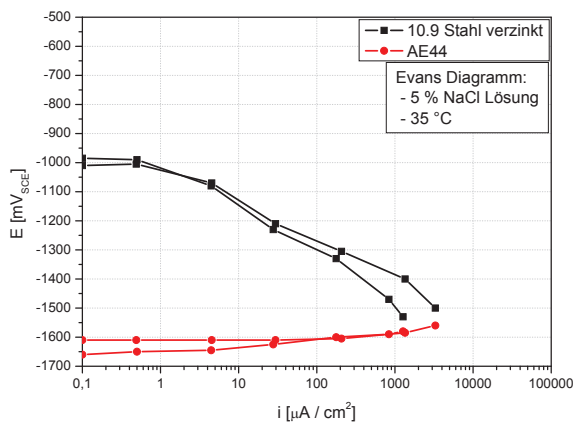
Um die Einsetzbarkeit der hier untersuchten Al-Gewindefurchschraube Taptite2000[®] EN AW 7075 zu gewährleisten, ist ein ausreichender Widerstand gegen Spannungsrissskorrosion erforderlich und gegebenenfalls eine Optimierung durch Variation des Wärmebehandlungs- und Endbearbeitungszustandes notwendig.



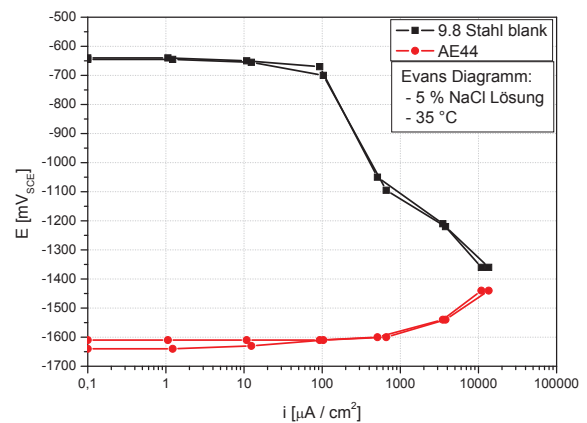
(a) EN AW 6056 - AE44



(b) EN AW 7075 - AE44



(c) 10.9 Stahl verzinkt - AE44



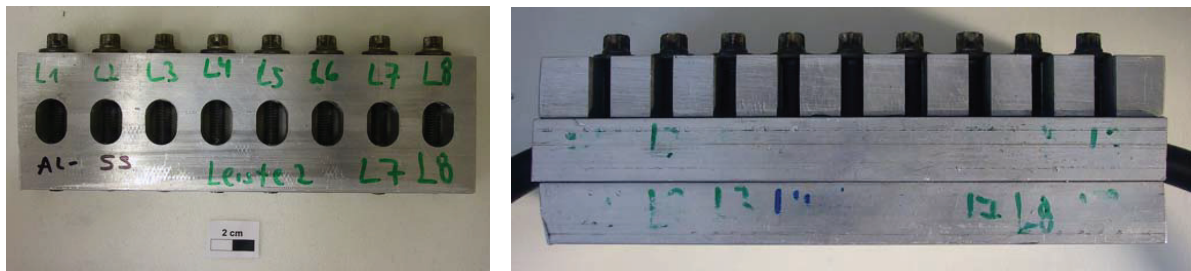
(d) 9.8 Stahl blank - AE44

Abbildung 6.7: Stromdichte-Potenzial Kurven (Evans-Diagramme) der unterschiedlichen Schraubentypen mit der Mg-Legierung AE44

6.2.1 Versuchskörper und Versuchsdurchführung

Schrauben der Legierung EN AW 7075 in den Wärmebehandlungszuständen T6 und T7x mit unterschiedlichen Endbearbeitungszuständen wurden untersucht. Die Schrauben im Zustand T6 waren schlussgerollt (SG), während jene im Zustand T7x schlusswärmebehandelt (SW) waren. Es ist zu erwarten, dass sich die beiden Schraubenvarianten wesentlich im Eigenspannungszustand unterscheiden, welcher das Spannungsrissskorrosionsverhalten maßgeblich beeinflussen kann. Untersuchungen mit beiden Schraubenvarianten in Kombination mit der Bestimmung des Eigenspannungszustandes im Gewindegrund sollen Erkenntnisse über den Einfluss vorhandener Eigenspannungen auf das Spannungsrissskorrosionsverhalten bringen.

Angelehnt an Heinrich [26] wurden Klemmkörper aus der Al-Legierung EN AW 6060 gemäß Abbildung 6.8(a) gefertigt. Die Verschraubung der Schrauben erfolgte überelastisch mittels Drehwinkelmontage mit 20 Nm + 65° in vorgeschliffene Gewinde, um maximale



(a) Al-Rahmen mit 7075 T6 Schrauben

(b) beheizter Al-Rahmen mit 7075 T6 Schrauben

Abbildung 6.8: Versuchskörper für SRK ohne (a) und mit (b) Beheizung

Klemmkräfte zu generieren. Die EN AW 7075 Schraube im Zustand T6 in Kombination mit hohen Klemmkraften stellt den kritischsten Fall hinsichtlich Spannungsrissskorrosion dar. Im Betrieb unterliegen Antriebsstrangkomponenten dauerhaft Temperaturen von ca. 120 °C. Um den betriebsnahen Fall möglichst genau abzubilden, wurden zusätzlich beheizte Prüfkörper untersucht (Abbildung 6.8(b)). Die Beheizung erfolgte mittels 120 °C heißen Glycerins, welches durch einen Vitonschlauch gepumpt wurde.

Um den Einfluss des Potentials zu untersuchen, wurden die beiden Schraubensvarianten in Kombination mit unterschiedlichen Einschraub- bzw. Klemmmaterialien getestet. Durch Variation des Mutterwerkstoffes soll jener Mechanismus identifiziert werden, welcher bei Spannungsrissskorrosion in Al-Legierungen geschwindigkeitsbestimmend ist. Folgende galvanische Materialkombinationen wurden untersucht:

- EN AW 7075 in EN AW 6060 Rahmen (Abbildung 6.9(a))
- EN AW 7075 in Mg AZ91 Klemmteil (Abbildung 6.9(b))
- EN AW 7075 in Edelstahlrahmen SS304 (Abbildung 6.9(c))



(a) Al-Rahmen 6060

(b) Mg-Rahmen AZ91

(c) Edelstahlrahmen SS 304

Abbildung 6.9: Versuchskörper für Spannungsrissskorrosion: EN AW 7075 Schrauben in Aluminium- (a), Magnesium- (b) und Edelstahlrahmen (c)

Die unterschiedlichen Versuchskörper wurden einem Salzsprühtest nach DIN 50021 bzw. einem Wechselklimatetest nach VDA 621-415 zur Bewertung der Anfälligkeit gegenüber

Spannungsrissskorrosion unterzogen. Die Zeitdauer bis zum Ausfall der Schrauben wurde detektiert. Der genaue Prüfablauf des Wechselklimatests nach VDA 621-415 ist wie folgt:

- 1 Tag Salzsprühtest bei 35 °C
- 4 Tage 100 % Luftfeuchtigkeit bei 50 °C mit 1 Feucht-Trockenzyklus/Tag
- 2 Tage trockene Luft bei Raumtemperatur

Die Gesamtdauer eines Zyklus ist eine Woche. Nach Beendigung der Tests wurden das Erscheinungsbild der Schraubengewinde und -köpfe, sowie die Bruchflächen der ausgefallenen Schrauben mittels optischer Mikroskopie und Rasterelektronenmikroskopie bewertet.

6.2.2 Ergebnisse der Spannungsrissskorrosionsversuche

Im Folgenden werden die Ergebnisse des Salzsprühtests nach DIN 50021 und Wechselklimatests nach VDA 621-415 dargestellt und diskutiert.

6.2.2.1 Salzsprühtest nach DIN 50021

Tabelle 6.4 zeigt die Anzahl der Schrauben, die während des Salzsprühtests durch Spannungsrissskorrosion gebrochen sind. Ein Schraubenbruch ist durch ein X gekennzeichnet. Es ist ersichtlich, dass nur eine einzige Schraube von insgesamt 22 getesteten Schrauben gebrochen ist. Die ausgefallene Schraube EN AW 7075 im Zustand T7x war schlusswärmebehandelt (SW) und versagte nach 5 Wochen Salzsprühtest.

Da laut Literatur Schrauben im überalterten Zustand T7x eine geringere Anfälligkeit gegenüber Spannungsrissskorrosion aufweisen als jene im Zustand T6, hat offensichtlich die Prozessreihenfolge bei der Schraubenherstellung einen wesentlichen Einfluss. Axiale Druckeigenstressungen im Gewindegrund wurden an den Schrauben EN AW 7075 im schlussgerollten und schlusswärmebehandelten Zustand mittels Röntgendiffraktometrie bestimmt (Abbildung 6.10).

Bei den schlussgerollten Schrauben werden durch das abschließende Gewinderollen nach der Wärmebehandlung Druckeigenstressungen induziert. Diese Druckeigenstressungen wirken einer applizierten Zugbelastung entgegen, wodurch die effektiv wirkende resultierende Spannung herabgesetzt wird. Da die Höhe der effektiv einwirkenden Zugspannung eine wesentliche Einflussgröße bei Spannungsrissskorrosion ist, verursacht das Schlussrollen und die Induzierung von Druckeigenstressungen eine Erhöhung des Widerstandes gegen Spannungsrissskorrosion. Eine Wärmebehandlung nach dem Gewinderollen bewirkt einen Abbau der induzierten Druckeigenstressungen und resultiert in einer verstärkten Anfälligkeit gegen Spannungsrissskorrosion.

Dauer [Wochen]	Nicht beheizt (35 °C)		Beheizt (80 °C)
	7075 T6-SG	7075 T7x-SW	7075 T6-SG
1			
2			
3			
4			
5		X	
6			
7			
8			
9			
# Schrauben	10	4	8

Tabelle 6.4: Durch Spannungsrisskorrosion ausgefallene Schrauben im Salzsprühtest (X...Schraube ausgefallen)

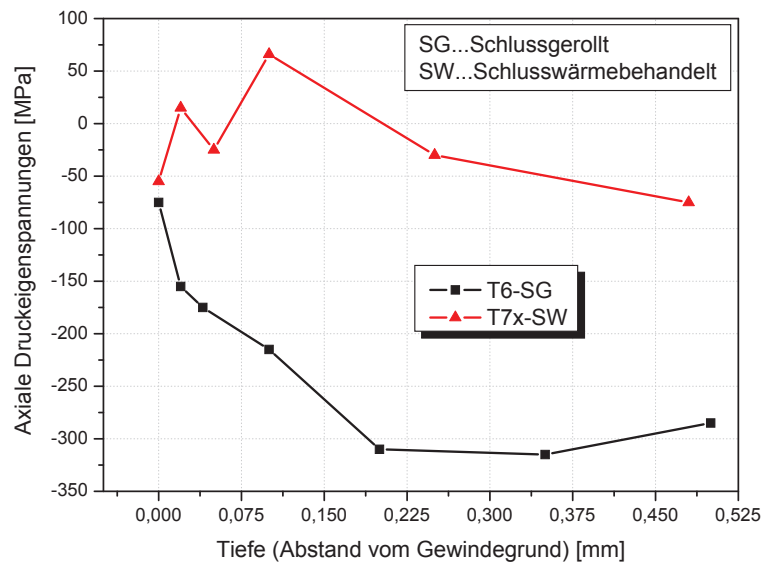


Abbildung 6.10: Axiale Druckeigenstressungen im Gewindegund der Schrauben EN AW 7075 im Zustand T6-SG und T7x-SW

Ein Aufheizen des Al-Rahmens während des Salzsprühtests führt zu keinem Ausfall. Zuerst wurde der Versuchskörper auf 120 °C aufgeheizt. Diese Temperatur führte zu einer Eintrocknung des Salznebels beim Auftreffen auf den Prüfkörper. Da ohne Elektrolyt keine elektrochemischen Vorgänge ablaufen können, wurde die Versuchstemperatur auf 80 °C gesenkt, um eine zu schnelle Verdampfung des Wassers zu vermeiden. Auch nach

Absenkung der Temperatur auf 80 °C war die Oberfläche des Versuchskörpers vorwiegend trocken. Keine Schraube versagte durch Spannungsrisskorrosion. Es ist anzunehmen, dass die Betriebstemperaturen in Getriebegehäusen zu kürzeren Nasszeiten führen und deshalb die Bedingungen für Spannungsrisskorrosion entschärfen.

6.2.2.2 Wechselklimatetest nach VDA 621-415

Im Zuge weiterer Untersuchungen wurde der Einfluss des Potenzials auf das Spannungsrisskorrosionsverhalten durch galvanische Kopplung mit anderen Materialien bestimmt. Tabelle 6.5 zeigt die beobachteten Resultate.

Anzahl Testzyklen	Edelstahlrahmen SS 304 mit Schrauben der Legierung AW			Al-Rahmen mit Schrauben der Legierung AW			Mg Rahmen mit Schrauben der Legierung AW		
	6056 T6	7075 T6	7075 T7x	6056 T6	7075 T6	7075 T7x	6056 T6	7075 T6	7075 T7x
1		X							
2		XXX	X						
3		X				X			
4		XX							
5		X							
6									
# Schrauben	2	10	4	2	10	4	2	10	4

Tabelle 6.5: Durch Spannungsrisskorrosion ausgefallene Schrauben im Wechselklimatetest (X...Schraube ausgefallen)

Bei Al-Schrauben in Verbindung mit Edelstahl traten häufig Brüche der Schrauben auf. In Kombination mit Mg AZ91 war kein einziger Ausfall einer Schraube zu verzeichnen. Beim Test von Al-Schrauben in Al-Klemmteilen fiel eine Schraube EN AW 7075 im Zustand T7x-SW nach drei Wochen VDA 621-415 Wechselklimatetest aus. Dieses Ergebnis bestätigt die Resultate des Salzsprühtests und beweist, dass beide Arten von Tests vergleichend zur Bestimmung des Spannungsrisskorrosionsverhaltens herangezogen werden können.

Der Kontakt der Al-Schrauben mit dem Edelstahlgehäuse SS304 führte zu massiver anodischer Auflösung (Abbildungen 6.11(a) und 6.11(b)) der Al-Schrauben und zu häufigen Ausfällen (Tabelle 6.5). Diese Tatsache unterstützt die Theorie, dass die anodische Auflösung, und nicht die Aufnahme von Wasserstoff, der geschwindigkeitsbestimmende

Schritt bei Spannungsrisskorrosion in Aluminiumlegierungen ist. Bei flächenzentrierten Kristallstrukturen wie Aluminium erscheint dies auf Grund der höheren Löslichkeit für Wasserstoff und der größeren Anzahl von Gleitsystemen sinnvoll. Vergleichende Untersuchungen von austenitischen und ferritisch/martensitischen Stählen bestätigen diesen Einfluss der Kristallstruktur auf das Spannungsrisskorrosionsverhalten.

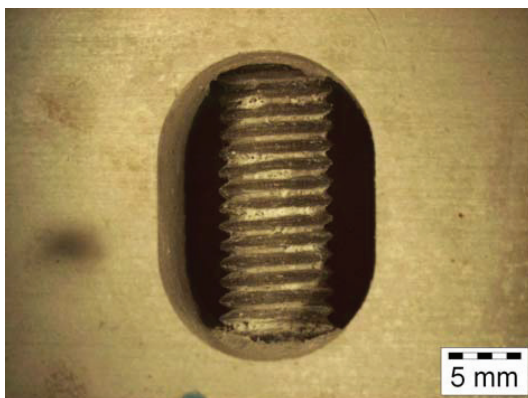
Die Identifikation der anodischen Auflösung als geschwindigkeitsbestimmenden Mechanismus bedeutet nicht, dass die Aufnahme von Wasserstoff den Prozess der Spannungsrisskorrosion nicht beschleunigt.



(a) 7075-T6 Schraube in SS304 Edelstahl-Rahmen (4 Zyklen)



(b) 7075-T6 Schraube in SS304 Edelstahl-Rahmen (10 Zyklen)



(c) 7075-T6 Schraube in Aluminium-Rahmen (10 Zyklen)

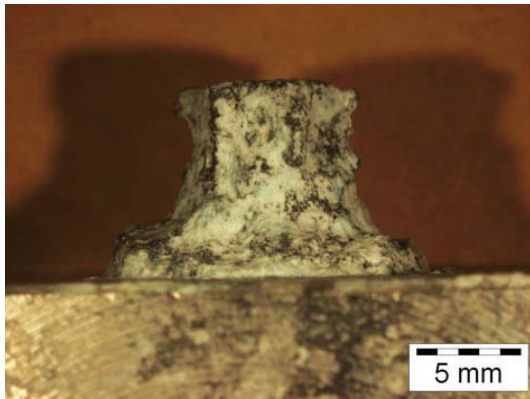


(d) 7075-T6 Schraube in Magnesium-Rahmen (10 Zyklen)

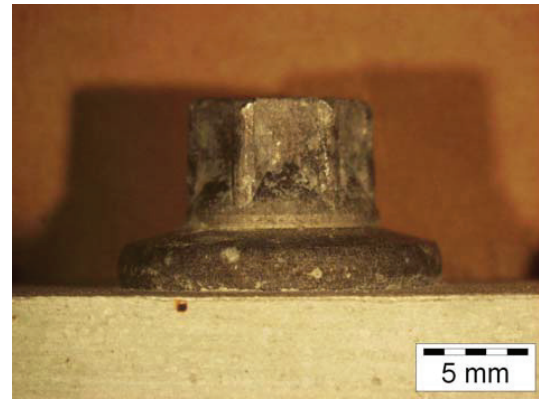
Abbildung 6.11: Schraubengewinde nach Wechselklimatetest VDA 621-415

Im Gegensatz zu den Resultaten mit den Edelstahlgehäusen kam es zu keinem Ausfall in Mg AZ91 (Abbildung 6.11(d)), bzw. zu nur einem Ausfall im Aluminiumrahmen (Abbildung 6.11(c)). Mg schützt demnach die Al-Schrauben kathodisch. In Kontakt mit Aluminium ist beinahe kein Angriff der Al-Schraubengewinde erkennbar. In Kombination mit dem Mg-Klemmteil weisen sowohl die Al-Schrauben als auch das Magnesium einen ausgeprägten korrosiven Angriff auf.

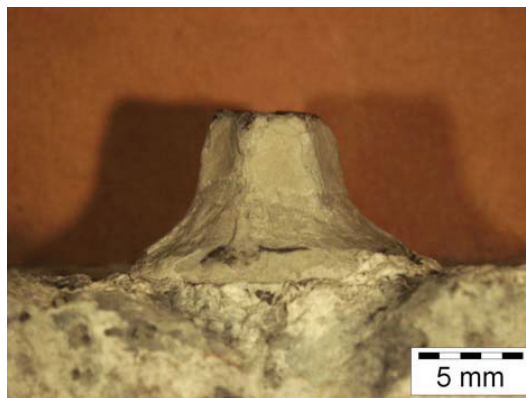
Bei Betrachtung der Schraubenköpfe kann dasselbe Verhalten beobachtet werden. Abbildung 6.12 stellt Schraubenköpfe einer EN AW 7075 T6 Schraube nach Beendigung des Wechselklimatests in Kombination mit den drei unterschiedlichen Rahmenmaterialien dar.



(a) 7075-T6 Schraube in SS304 Edelstahl-Rahmen (4 Zyklen)



(b) 7075-T6 Schraube in Aluminium-Rahmen (10 Zyklen)



(c) 7075-T6 Schraube in Magnesium-Rahmen (10 Zyklen)

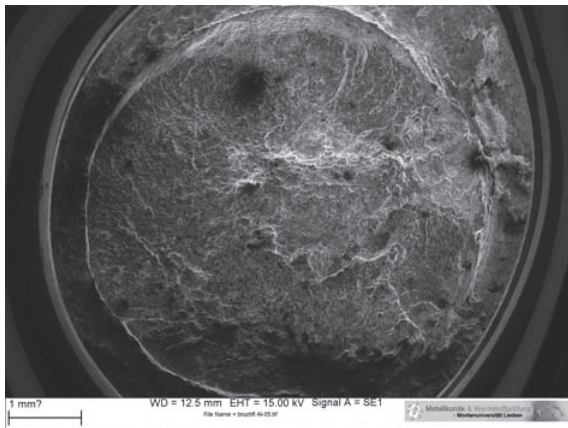
Abbildung 6.12: Schraubenköpfe nach Wechselklimatest VDA 621-415

Der Schraubenkopf im Edelstahlverband SS304 zeigt bereits nach 4 Zyklen massive Korrosionsspuren (Abbildung 6.12(a)). Der Schraubenkopf im Mg-Klemmteil weist nach 10 Zyklen ebenfalls beträchtlich korrosive Angriffspuren auf (Abbildung 6.12(c)). Auf Grund des einhergehenden Massenverlustes war ein Lösen der Schraubverbindungen in diesen Rahmenmaterialien nicht mehr möglich. Schraubenköpfe im Al-Rahmen zeigen auch nach 10 Zyklen Wechselklimatest beinahe keine korrosiven Angriffspuren und ließen sich problemlos lösen (Abbildung 6.12(b)).

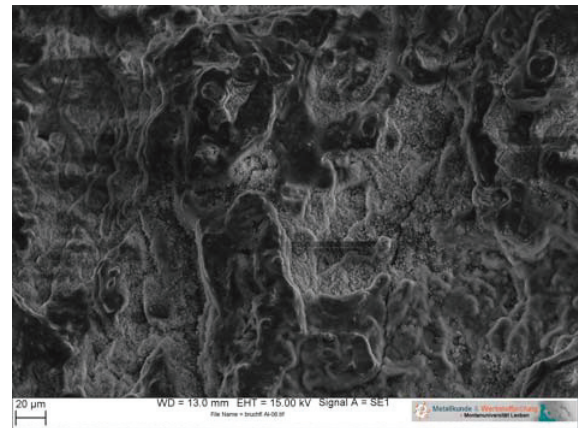
Im Falle der Al-Schraube im Edelstahlverband kann der massive korrosive Angriff durch die elektrochemische Polarisation erklärt werden. Je anodischer die Schraube ist, desto stärker ist der korrosive Befall. Bei den Al-Schrauben in den Mg-Klemmteilen tritt eine beträchtliche Menge an $\text{Mg}(\text{OH})_2$ -Korrosionsprodukten auf, welche den Schraubenkopf

und das Gewinde bedecken. In weiterer Folge kann dadurch das Aluminium unterhalb dieser Korrosionsprodukte durch Spaltkorrosion angegriffen werden.

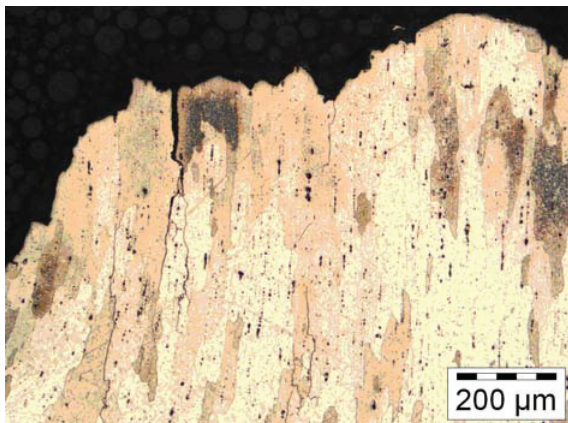
Die Bruchflächen waren mit einer Schicht von Korrosionsprodukten belegt, wodurch keine genaue Bruchanalyse durch Rasterelektronenmikroskopie möglich war (Abbildungen 6.13(a) und 6.13(b)). Im Zuge von metallographischen Untersuchungen konnten die



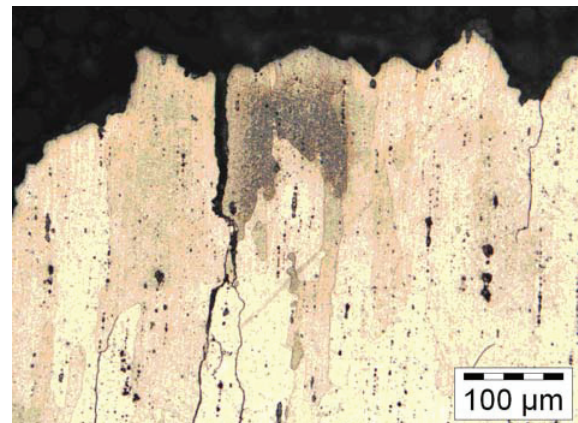
(a) Bruchfläche Schraube - Überblick



(b) Bruchfläche Schraube - Detail



(c) Schliff an Bruchfläche



(d) Schliff an Bruchfläche - Detail

Abbildung 6.13: Intergranularer, verzweigter Bruch einer durch SRK gebrochenen EN AW 7075 Schraube im Zustand T6

verzweigten interkristallinen Brüchen, welche typisch sind für Spannungsrisskorrosion in Aluminiumlegierungen, nachgewiesen werden (Abbildungen 6.13(c) und 6.13(d)).

Die hier gemachten Untersuchungen zeigen deutlich, dass die anodische Auflösung der Schraube der geschwindigkeitsbestimmende Mechanismus beim Risswachstum bei Spannungsrisskorrosion ist. Alle Testresultate indizieren, dass für die im Realfall auftretende Materialkombination von Al-Schraube im Mg-Rahmen keine Anfälligkeit der Schrauben der Legierung EN AW 7075 im Zustand T6-SG gegeben ist. Es ist anzunehmen, dass diese Unempfindlichkeit auf den hohen induzierten Druckeigenstressungen durch

das Gewinderollen basiert. Vereinzelt auftretende Brüche von Schrauben EN AW 7075 im Zustand T7x-SW bestärken die Erkenntnis, dass nicht der Wärmebehandlungszustand, sondern der Endbearbeitungszustand und der damit verbundene Eigenspannungszustand der Schraube im Gewindegrund maßgeblich das Spannungsrisskorrosionsverhalten beeinflussen.

6.3 Zusammenfassung und Diskussion

Die Ergebnisse der Kontaktkorrosionsuntersuchungen lassen sich wie folgt zusammenfassen:

- Die untersuchten Al-Schrauben EN AW 6056 und EN AW 7075 verursachen im unbeschichteten Zustand signifikant geringere Angriffe des AZ91 Mg-Gehäuses als beschichtete Stahlschrauben.
- Die unbeschichtete Schraube EN AW 7075 zeigt ein vergleichbares galvanisches Korrosionsverhalten wie die unbeschichtete Schraube EN AW 6056, welche in dieser Form bereits erfolgreich in Motor- und Antriebsstrangkomponenten eingesetzt wird.
- Ein Beschichten der EN AW 7075 Schraube bewirkt eine weitere Verringerung des korrosiven Angriffs des AZ91 Mg-Gehäuses.
- Verzinkte Stahlschrauben ohne zusätzlichen Korrosionsschutz verursachen einen massiven korrosiven Angriff des AZ91 Mg-Gehäuses durch kontinuierliche Auflösung der Zn-Beschichtung.
- Ein Beschichten der Stahlschraube verbessert das Korrosionsverhalten wesentlich.
- Das beste hier untersuchte Beschichtungssystem einer Stahlschraube ist "B46 + 2x T06E-GZ + elektrostatisch Nylon". Es besteht aus einer Zn-Grundsicht, einer organischen Deckschicht und einer zusätzlichen Nylonbeschichtung. Dieses Beschichtungssystem bewirkt eine deutliche Verringerung des korrosiven Angriffs des Mg-Gehäuses.
- Die Stahlschrauben selbst zeigen einen geringeren korrosiven Angriff im Vergleich zu den Al-Schrauben. Ein Lösen der Al-Schrauben nach dem Test war möglich.

Auf Basis dieser Resultate kann abgeleitet werden, dass bei Mg-Mutternmaterialien Al-Schrauben hinsichtlich galvanischer Korrosion Stahlschrauben vorzuziehen sind. Weiters ist es möglich, auf Grund des vergleichbaren Verhaltens der EN AW 7075 zur EN AW 6056 Schraube die höchstfeste Gewindefurchschraube Taptite2000[®] EN AW 7075 als einsetzbar zu erachten.

Die Ergebnisse der Spannungsrissskorrosionsuntersuchungen lassen sich wie folgt zusammenfassen:

- Es waren keine Ausfälle von Al-Schrauben in Mg-Klemmteilen durch Spannungsrissskorrosion zu verzeichnen.
- Zwei Al-Schrauben in Al-Klemmteilen von insgesamt 38 getesteten Schrauben versagten durch Schraubenbruch. Beide waren im Zustand T7x-SW.
- Ein Aufheizen der Prüfkörper auf 120 °C bzw. 80 °C führte zum Eintrocknen des Elektrolyten und zu keinen Ausfällen von Schrauben.
- Bei Al-Schrauben im Edelstahlverband SS304 kam es auf Grund der anodischen Polarisation und der damit verbundenen Auflösung der Al-Schrauben zu häufigen Ausfällen.
- Die durch das Gewinderollen induzierten Druckeigenstressungen verringern die Anfälligkeit gegenüber Spannungsrissskorrosion beträchtlich.

Hinsichtlich Einsetzbarkeit der untersuchten Al-Schrauben EN AW 7075 in den Zuständen T6-SG und T7x-SW können folgende Aussagen getroffen werden.

Auf Grund der vereinzelt Ausfälle im schlusswärmebehandelten Zustand ist der schlussgerollte Endbearbeitungszustand zu empfehlen. In der relevanten Materialkombination herrscht ein ausreichend hoher Widerstand gegen Spannungsrissskorrosion der untersuchten Schrauben vor. Es kann gesagt werden, dass die hier untersuchten Al-Schrauben EN AW 7075 T6 und T7x im schlussgerollten Zustand in Verbindung mit Mg-Klemmteilen einen ausreichenden Widerstand gegen Spannungsrissskorrosion aufweisen.

Weiters muss als Voraussetzung für Spannungsrissskorrosion eine massive anodische Auflösung des Mg-Getriebegehäuses auftreten, die einen Kontakt des Elektrolyten mit dem Schraubengewinde ermöglicht. Ein so massiver galvanischer korrosiver Angriff konnte im Zuge der Kontaktkorrosionsuntersuchungen bei keinem Schraubentyp beobachtet werden.

Kapitel 7

Kriechen

7.1 Kriechversuche an Mg-Druckgusslegierungen

Eine der größten Herausforderungen bei der Verwendung von Magnesium im Automobilbau ist der Einsatz in Motor- und Antriebsstrangkomponenten, wo Einsatztemperaturen bis zu 170 °C vorherrschen können [100]. Dieses Ziel war und ist der Antrieb für die Entwicklung zahlreicher neuer Legierungssysteme durch Zugabe bestimmter Legierungselemente wie Si, Erdalkalielemente wie Ca, oder auch Seltener Erden wie Ce, La, Nd und Pd, welche verbesserte Warmtemperatureigenschaften bewirken und eine Einsetzbarkeit bis über 150 °C ermöglichen sollen [90, 100]. Die Legierung AE44 mit seltenen Erden ist eine denkbare Alternative zu AZ91 für Komponenten, welche im Betrieb Einsatztemperaturen bis zu 150 °C unterliegen.

In weiterer Folge soll das Kriechverhalten der beiden Mg-Legierungen AZ91 und AE44 in Abhängigkeit der Parameter Spannung und Temperatur untersucht und bewertet werden. Ziel ist es, die Grenzen der thermischen Einsetzbarkeit der Legierung AZ91 genau zu definieren, um im nächsten Schritt bei Kenntnis der vorherrschenden thermischen und mechanischen Belastungen eine Auswahl der geeigneten Mg-Legierung treffen zu können.

7.1.1 Versuchsaufbau und Versuchsdurchführung

Die Kriechversuche an den unterschiedlichen Mg-Druckgusslegierungen wurden an einem Prüfstand durchgeführt, welcher am Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinenbau entwickelt und gebaut wurde (Abbildung 7.1). Das Konzept basiert auf einer klassischen Umsetzung mittels Hebelarm und Gewichten. Im Hebel sind Bohrungen für unterschiedliche Hebelverhältnisse von 1:10 und 1:20 vorgesehen. Die Probe wird formschlüssig mittels Gewinde M12 x 1,5 eingespannt. Die Absenkung des Hebelarms bzw. die Belastung der

Probe erfolgt mit einer Feingewindespindel, um eine kontinuierliche Kraftaufbringung zu gewährleisten. Zur Datenerfassung wird ein Messsystem MGC150 eingesetzt. Anschlüsse

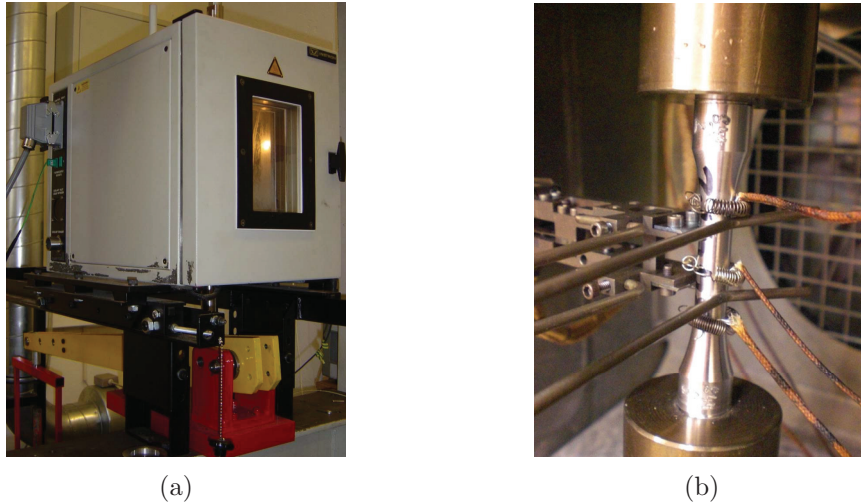


Abbildung 7.1: a) Kriechprüfstand mit Wärmekammer, b) Mittels Gewinde eingespannte Probe mit Thermoelementen und Extensometer

für Thermoelemente ermöglichen eine dauerhafte Temperaturmessung an unterschiedlichen Positionen der Probe. Ein Extensometer der Firma Epsilon Tech, welches bis 550 °C direkt an der Probe in der Wärmekammer verwendbar ist, wurde zur Erfassung der Kriechdehnung verwendet (Abbildung 7.1(b)). Die Probe wird in die Einspannung eingeschraubt und mittels Bolzen mit dem Gestänge verbunden. Drei Thermoelemente werden über die Länge des Prüfquerschnitts gleichmäßig verteilt und der Extensometer montiert. Nach Erreichen der Maximaltemperatur der lufttemperaturgeregelten Wärmekammer wird 15 Minuten gewartet, um eine homogene Temperaturverteilung an der Probe und eine vollständige Durchwärmung zu gewährleisten. Nach Starten der Messdatenerfassung erfolgt eine gleichmäßige und möglichst ruckfreie Lastaufbringung. Auf eine genaue Versuchsdurchführung wurde großer Wert gelegt.

7.1.2 Versuchsmatrix

Tabelle 7.1 zeigt eine Übersicht der durchgeführten Kriechversuche der beiden Magnesiumdruckgusslegierungen AZ91 und AE44 bei unterschiedlichen Temperatur- und Belastungsniveaus. Die Wahl der Temperaturstufen erfolgte in Anlehnung an den in Antriebsstrangkomponenten relevanten Bereich zwischen 120 °C und 150 °C. Aus Zeitgründen wurden nicht alle Proben bis zum Bruch geprüft.

Last	AZ91				AE44			
	120 °C	135 °C	150 °C	180 °C	120 °C	135 °C	150 °C	180 °C
65 MPa		X	X			X	X	
82 MPa	X		X	X	X		X	X
85 MPa		X				X		
89 MPa			X		X		X	
97 MPa	X		X		X		X	
112 MPa	X		X		X		X	
127 MPa	X		X		X			

Tabelle 7.1: Prüfmatrix der durchgeführten Kriechversuche an Mg-Legierungen

7.1.3 Ergebnisse

Im Folgenden werden die Ergebnisse der Kriechversuche der Mg-Legierungen AZ91 und AE44 dargestellt und bewertet.

7.1.3.1 Versuche bei 120 °C

In Abbildung 7.2 sind Kriechkurven der beiden untersuchten Legierungen AZ91 und AE44 bei einer Temperatur von 120 °C bei unterschiedlichen Spannungsniveaus dargestellt. Eine Farbe entspricht einem Spannungsniveau. Zum Vergleich der Legierungen muss die durchgezogene Linie (AE44) der strichlierten Linie (AZ91) gegenübergestellt werden. Bei hohen Spannungen von 127 MPa und 112 MPa zeigt die Legierung AZ91 eine deutlich bessere Beständigkeit gegen Kriechen in Form von kleineren minimalen Kriechraten und höheren Kriechbruchzeiten. Die Unterschiede in der minimalen Kriechrate zwischen AZ91 und AE44 nehmen mit sinkender Spannung ab. Bei 97 MPa ist eine vergleichbare minimale Kriechrate von AZ91 und AE44 erkennbar, wobei AZ91 hinsichtlich Bruchzeit und Primärkriechdehnungsbetrag Vorteile zeigt. Bei weiterer Senkung der Spannung auf 82 MPa weist die Legierung AE44 erstmals ein besseres Kriechverhalten als AZ91 auf. Das Aufbringen der Last bewirkt eine größere Spontandehnung bei AE44. Trotz dieser höheren Primärdehnung kommt es auf Grund der kleineren minimalen Kriechrate im stationären Bereich bei ca. 140 h zu einem Schnittpunkt der beiden Kurven.

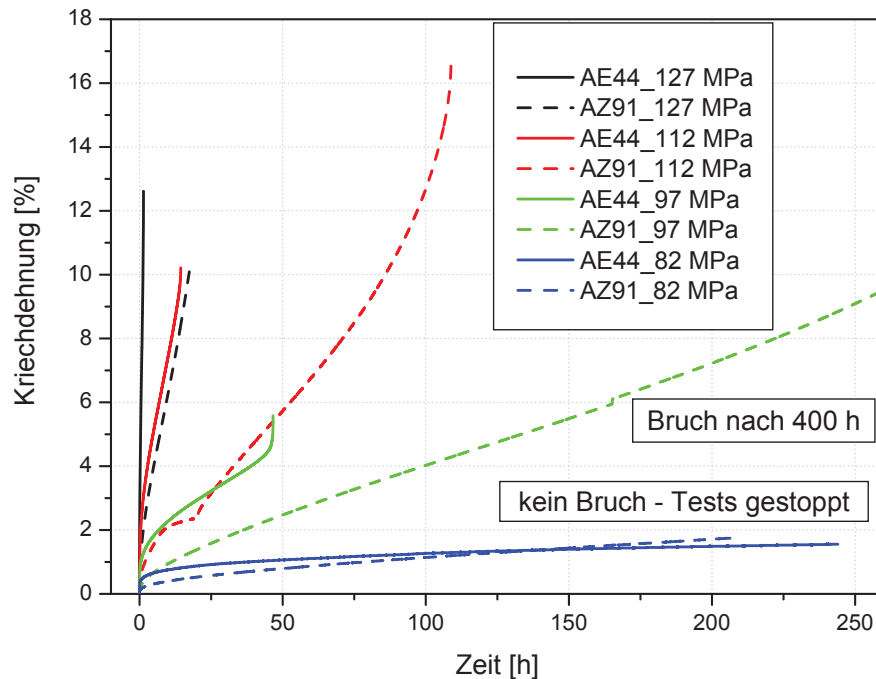


Abbildung 7.2: Vergleich des Kriechverhaltens von AZ91 und AE44 bei 120 °C

7.1.3.2 Versuche bei 135 °C

Laut v. Buch [29] entspricht eine Belastung von 85 MPa bei einer Temperatur von 135 °C den Belastungsverhältnissen in einem Getriebe. Dies wurde an Hand von Kriechversuchen untersucht. Abbildung 7.3 zeigt Kriechkurven von AZ91 und AE44 bei einer Temperatur von 135 °C und Belastungen von 85 MPa bzw. 65 MPa. Bei beiden Belastungsniveaus ist erkennbar, dass die Legierung AE44 direkt nach Aufgabe der Belastung höhere Dehnungen im Primärkriechdehnungsbereich aufweist als die Legierung AZ91. Die sich einstellenden minimalen Kriechraten von AE44 sind bei den untersuchten Belastungen geringer als jene von AZ91. Dies führt analog wie bei 120 °C und 82 MPa zu einem Schnittpunkt der Versuchskurven. Die Legierung AE44 weist bei den untersuchten Belastungen eine bessere Kriechbeständigkeit als AZ91 auf.

7.1.3.3 Versuche bei 150 °C

Bei hohen Belastungen ist ein ähnliches Bild wie bei 120 °C erkennbar. AZ91 weist bei 112 MPa und 97 MPa eine bessere Kriechbeständigkeit auf, erkennbar an längeren Kriechbruchzeiten und kleineren minimalen Kriechraten im Vergleich zu AE44 (Abbildung 7.4). Wie bei 120 °C wird der Unterschied zwischen AZ91 und AE44 mit sinkender Belastung geringer wie in Abbildung 7.5 ersichtlich ist. Bei 89 MPa ist die minimale Kriechrate und auch die Kriechbruchzeit bei beiden Legierungen beinahe gleich.

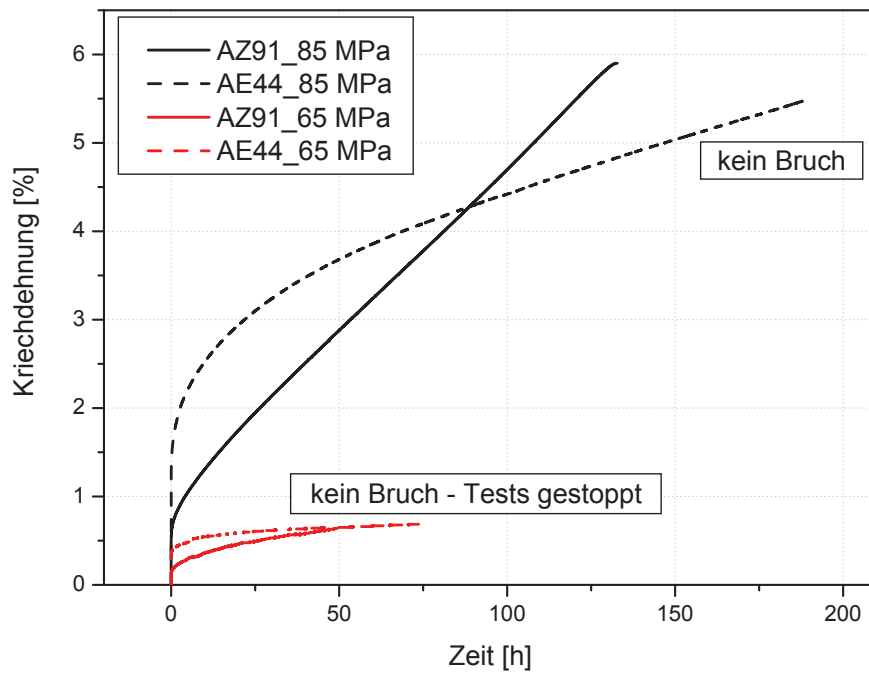


Abbildung 7.3: Vergleich des Kriechverhaltens von AZ91 und AE44 bei 135 °C

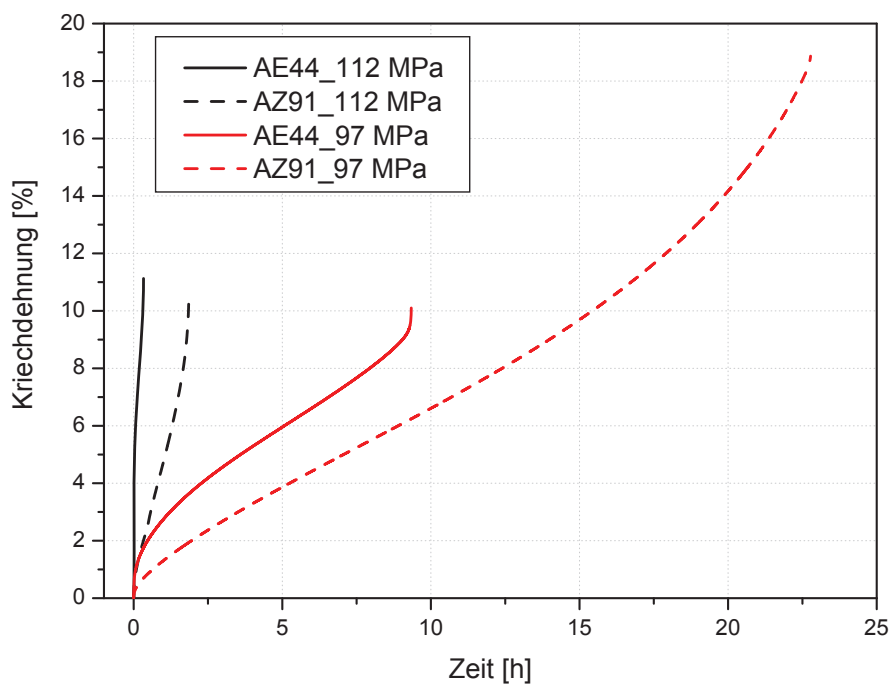


Abbildung 7.4: Vergleich des Kriechverhaltens von AZ91 und AE44 bei 150 °C und hohen Belastungen

Wird die Last auf 82 MPa gesenkt, so zeigt die Legierung AE44 nach höherer Spontan-
dehnung eine deutlich geringere minimale Kriechrate. Während die Legierung AZ91 nach
100 h bei dieser Belastungskombination versagt, ist bei AE44 noch kein Bruch eingetre-
ten. Bei einer Belastung von 65 MPa kommt es bei AZ91 zu einem Versagen nach 195 h,
während bei AE44 der Versuch nach 300 h ohne Bruch auf Grund begrenzter Versuchs-
kapazitäten beendet wurde.

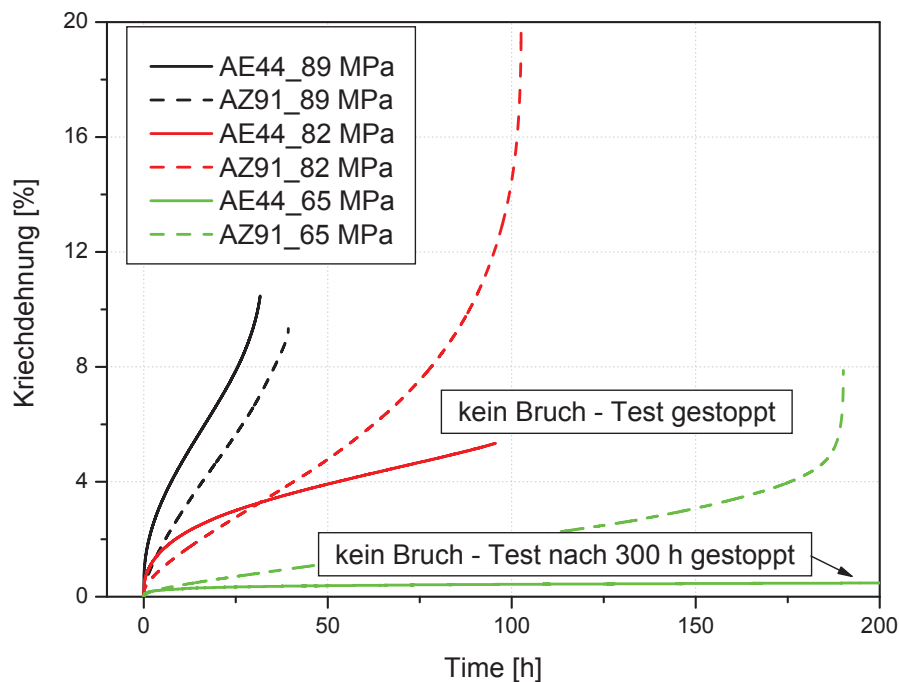


Abbildung 7.5: Vergleich des Kriechverhaltens von AZ91 und AE44 bei 150 °C und nied-
rigen Belastungen

7.1.3.4 Versuche bei 180 °C

Bei 180 °C zeigt die Legierung AE44 kleinere Kriechraten und demnach eine bessere
Kriechbeständigkeit als AZ91 (Abbildung 7.6). Die kurze Bruchzeit von ca. 6 h bedeutet,
dass bei dieser Temperatur 82 MPa ein hohes Lastniveau darstellt.

7.1.3.5 Zusammenfassung und Bewertung der Ergebnisse

- Bei allen untersuchten Temperaturstufen zeigt AZ91 bei hohen Spannungsniveaus
eine bessere Kriechbeständigkeit, erkennbar an kleineren minimalen Kriechraten und
längeren Kriechbruchzeiten.

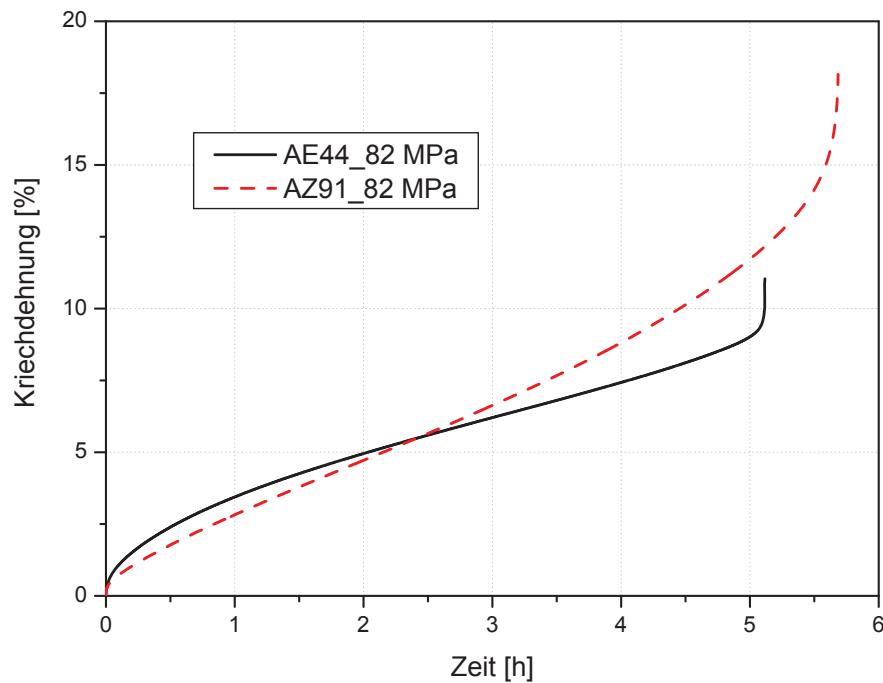


Abbildung 7.6: Vergleich des Kriechverhaltens von AZ91 und AE44 bei 180 °C

- Die Primärkriechdehnungsbeträge der Legierung AZ91 sind bei allen untersuchten Belastungskombinationen kleiner im Vergleich zu AE44.
- Mit abnehmender Last nähern sich die Kriechraten im stationären Bereich der beiden Legierungen AZ91 und AE44 an.
- Es existiert ein bestimmtes Lastniveau bzw. ein bestimmtes Belastungsintervall, wo die bessere Kriechbeständigkeit von einer Legierung auf die andere wechselt.
 - 120 °C: ca. 82 MPa
 - 135 °C: ca. 85 MPa
 - 150 °C: ca. 82 MPa
 - 180 °C: ca. 82 MPa

Diese Belastung ist weitgehend unabhängig von der Temperatur. Um diesen Belastungsbereich weiter einschränken zu können, sind zahlreiche kosten- und zeitintensive Versuchsreihen notwendig. Es wurden daher Überlegungen angestellt, um auf Basis der bestehenden Versuchsreihen das vorherrschende Lastintervall weiter einzuschränken (Abbildung 7.7).

Bei 150 °C zeigt die AE44 bei 82 MPa überlegene Kriech Eigenschaften, während bei 89 MPa die Legierung AZ91 noch eine leicht bessere Kriechbeständigkeit aufweist. Da bei

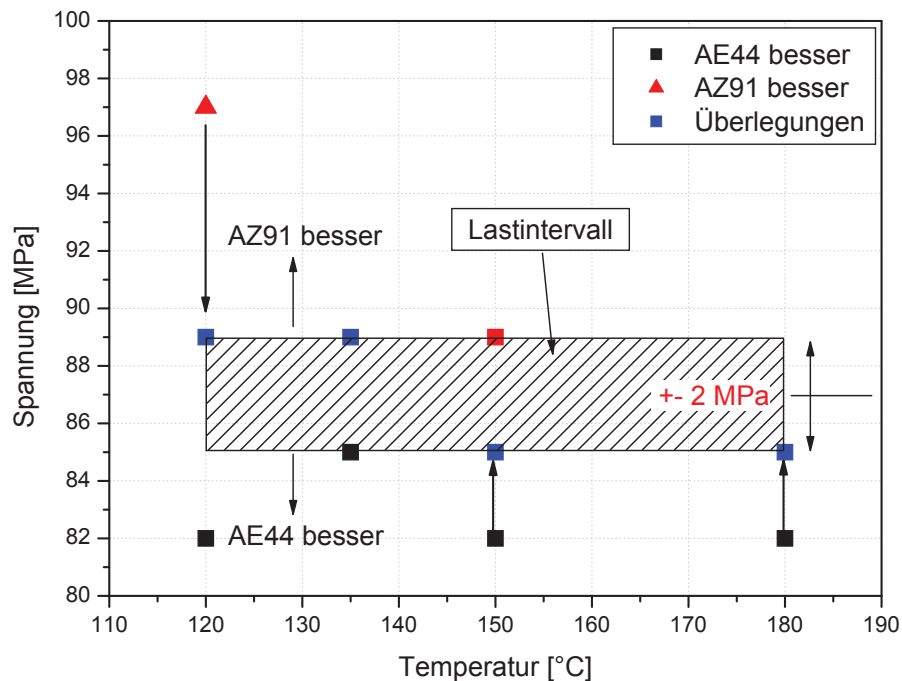


Abbildung 7.7: Vergleich der Kriechbeständigkeit in Abhängigkeit der Belastung

135 °C die Legierung AE44 bei 85 MPa noch immer einen höheren Kriechwiderstand aufweist, kann unter der Annahme, dass mit steigender Temperatur die temperaturbeständigere Legierung AE44 bis zu höheren Temperaturen besser ist, auch bei 150 °C und 180 °C als untere Intervallgrenze 85 MPa definiert werden. Gleiche Überlegungen gelten auch bei der oberen Intervallgrenze, welche bei 120 °C und 135 °C mit 89 MPa festgelegt werden kann.

Folglich kann das Belastungsintervall, bei welchem die bessere Kriechbeständigkeit von AZ91 auf AE44 wechselt, in Abhängigkeit der Temperatur ausreichend genau definiert werden. Es soll nun versucht werden, das charakteristische Kriechverhalten an Hand bekannter Parameter zu beschreiben, um in weiterer Folge die Extrapolation der experimentell gewonnenen Kriechdaten zu ermöglichen.

7.2 Bewertung nach Larson-Miller und Sherby-Dorn

Die Parameter nach Larson-Miller und Sherby-Dorn kombinieren die Temperatur und die Zeitdauer bis zum Versagen der Probe (Kapitel 2.3.6). Beide Parameter wurden auf Basis der Versuchsdaten der Mg-Druckgusslegierungen AZ91 und AE44 berechnet, um deren Gültigkeit und Genauigkeit für fehlerbehaftete Gusswerkstoffe zu überprüfen. Quasistatische Zugversuche der Mg-Legierungen zeigen einen starken Einfluss von Gefügeengänzen auf die Bruchdehnung (Abbildung 7.8). Untersuchungen der Bruchfläche beweisen, dass

etwaige vorhandene Gefügefehler, wie in diesem Fall Poren, die Bruchdehnung im Vergleich zur nicht betroffenen Probe stark herabsetzen.

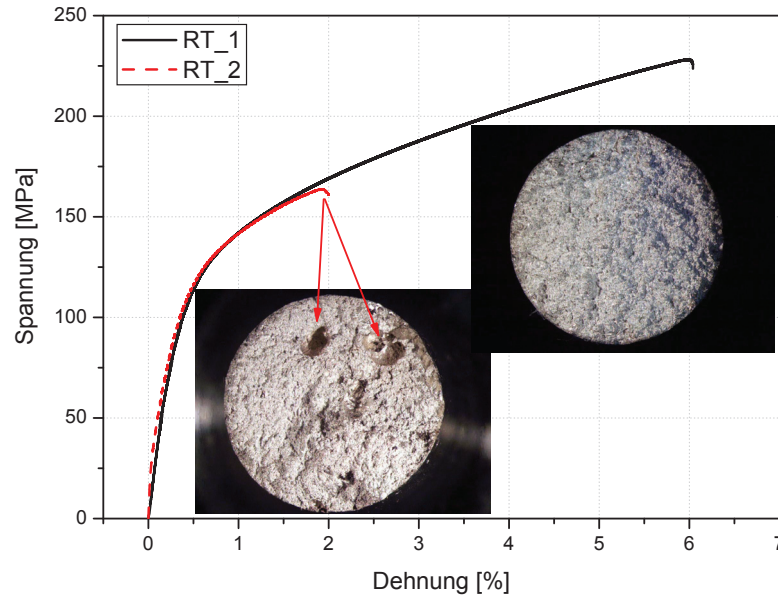


Abbildung 7.8: Einfluss von Gefügeengänzen auf die Bruchdehnung bei quasistatischen Zugversuchen der Legierung AZ91 bei Raumtemperatur

Es ist nun anzunehmen, dass diese Gefügeengänzen auch die Kriechbruchdehnung verringern, was in weiterer Folge die Kriechbruchzeit beeinflusst. Wird nun die Zeitdauer bis zum Bruch als Bewertungsgröße herangezogen, wie dies bei Zeit-Temperatur-Parametern wie Larson-Miller und Sherby-Dorn der Fall ist, können dadurch Verfälschungen entstehen. Diese Überlegungen sollen in weiterer Folge untersucht werden.

Abbildung 7.9 zeigt die logarithmierte Kriechbruchzeit t_r in Sekunden über der inversen Temperatur $1/T$ in Kelvin.

Bei Richtigkeit der getroffenen Annahmen von Sherby-Dorn und Larson-Miller, müssten die Linien der Versuchspunkte die gleiche Steigung (Sherby-Dorn), bzw. einen gemeinsamen Schnittpunkt auf der Ordinate aufweisen (Larson-Miller). Beide Tendenzen sind nur mäßig erkennbar. Die Versuche können mit diesen Ansätzen nicht gut beschrieben werden.

Nach Berechnung der Parameter nach Larson-Miller und Sherby-Dorn erfolgt die Darstellung der Versuchsspannung über den jeweiligen Parameter gemäß Abbildung 7.10. Die errechneten Parameter nach Larson-Miller und Sherby-Dorn zeigen einen guten linearen Zusammenhang mit der beim Versuch angelegten Spannung. An Hand dieser Darstellung kann bei bekannter Temperatur und erforderlicher Kriechbruchzeit die ertragbare Grenzspannung berechnet werden.

In dieser Form ist die Identifikation der hinsichtlich Kriechbeständigkeit zu bevorzugenden

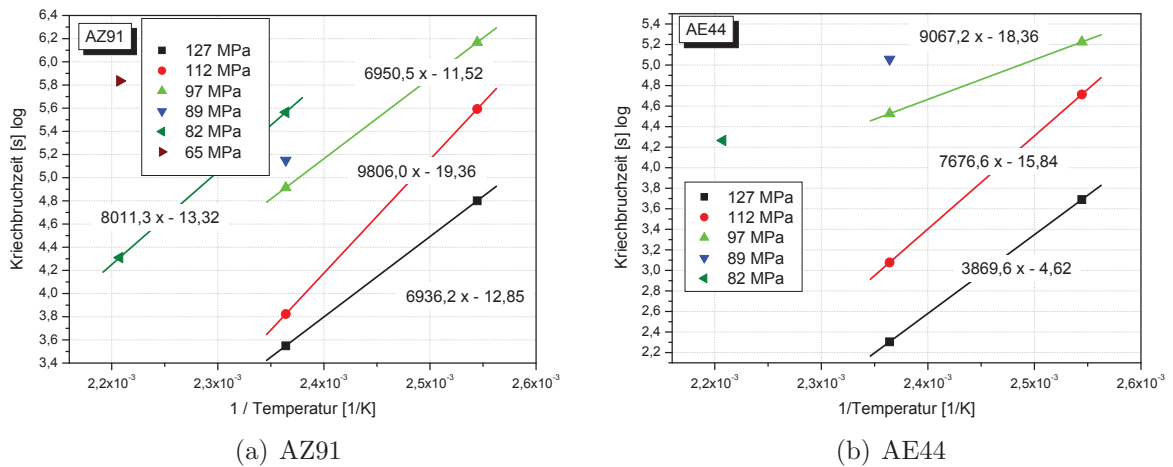


Abbildung 7.9: Zusammenhang von Kriechbruchzeit t_r und inverser Temperatur $1/T$ nach Larson-Miller und Sherby-Dorn der Legierungen AZ91 (a), und AE44 (b)

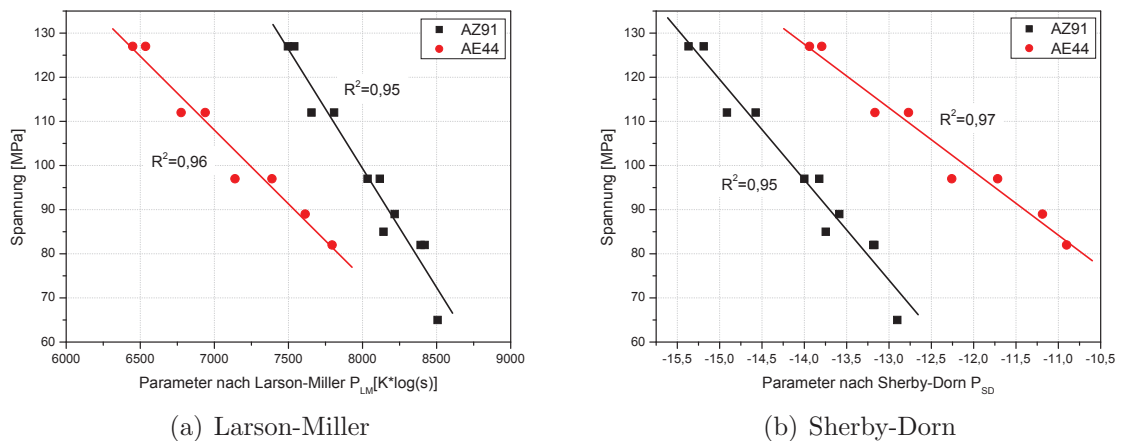


Abbildung 7.10: Zusammenhang der Zeit-Temperatur-Parameter nach Larson-Miller (a), und Sherby-Dorn (b), mit der Versuchsspannung

Legierung nicht möglich. Um eine Bewertung bzw. einen Vergleich der beiden Legierungen vornehmen zu können, muss auf die Kriechbruchzeit t_r rückgerechnet werden. Mit Hilfe des linearen Zusammenhangs der Parameter nach Larson-Miller und Sherby-Dorn wurde bei unterschiedlichen Temperaturniveaus der Verlauf der Bruchzeit in Abhängigkeit der Spannung berechnet.

Abbildung 7.11 zeigt Kurven der nach Larson-Miller und Sherby-Dorn ertragbaren Grenzspannung bei unterschiedlichen Temperaturniveaus der Legierungen AZ91 und AE44. Es ist ersichtlich, dass die Kurven der einzelnen Temperaturniveaus Schnittpunkte bei unterschiedlichen Spannungen aufweisen. Bei 180 °C ist eine Spannung von 87 MPa der Schnittpunkt der beiden Linien, was bedeutet, dass bis zu dieser Spannung die Legierung AE44 längere Bruchzeiten bzw. eine bessere Kriechbeständigkeit aufweist. Steigt die Spannung über dieses Niveau von 87 MPa, so zeigt die Legierung AZ91 bessere Kriechigenschaften bzw. längere Bruchzeiten.

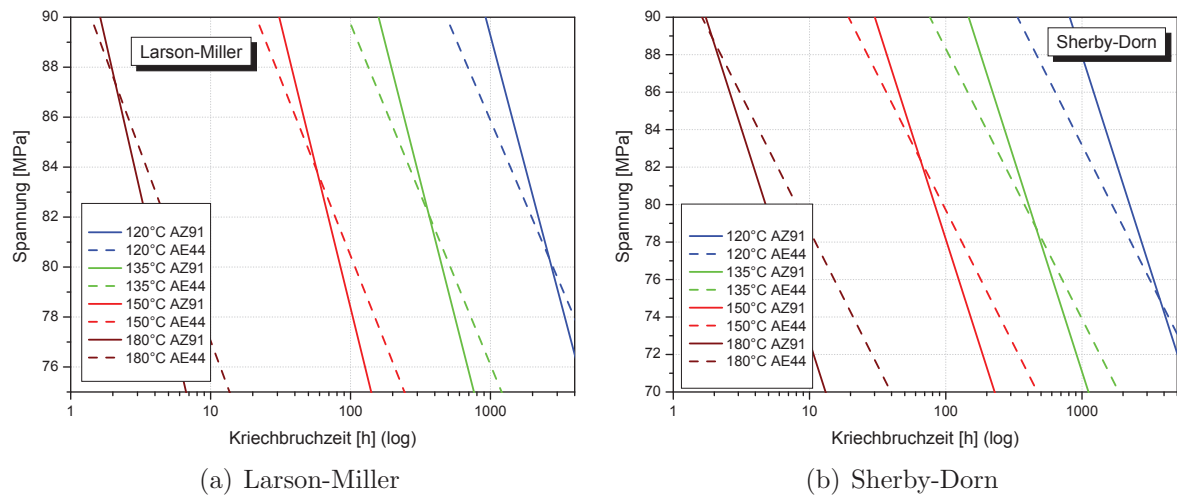


Abbildung 7.11: Kriechbruchzeit in Abhängigkeit der Spannung bei unterschiedlichen Temperaturniveaus nach Larson-Miller (a), und Sherby-Dorn (b)

Larson-Miller und Sherby-Dorn prognostizieren mit sinkender Temperatur einen Abfall der Spannungsschnittpunkte der Linien von AE44 und AZ91. Dies bedeutet, dass mit sinkender Temperatur die Legierung AZ91 bis zu kleineren Belastungen hin eine größere Kriechbeständigkeit aufweist. In Abbildung 7.12 ist der Verlauf der Grenzspannungsschnittpunkte in Abhängigkeit der Temperatur nach Larson-Miller und Sherby-Dorn dargestellt.

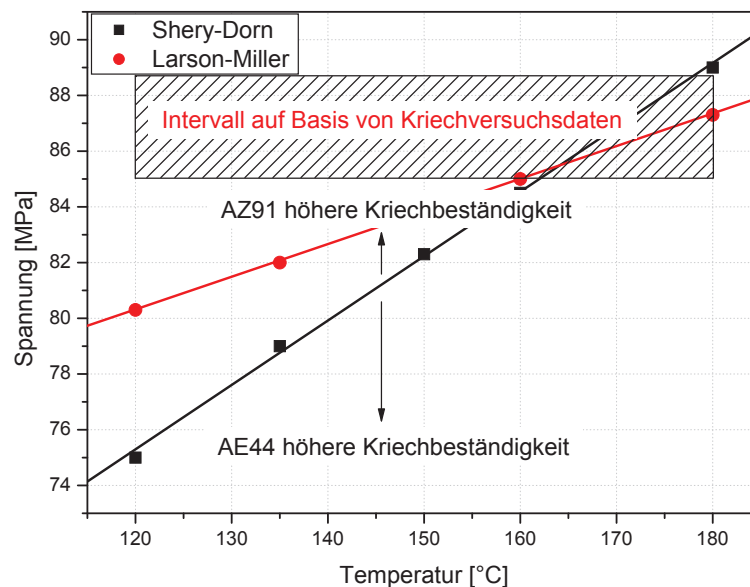


Abbildung 7.12: Verlauf der Grenzspannungsschnittpunkte nach Larson-Miller und Sherby-Dorn in Abhängigkeit der Temperatur im Vergleich mit experimentellen Kriechdaten

Es ist ersichtlich, dass sowohl Larson-Miller und Sherby-Dorn eine zu starke Abhängigkeit der Grenzspannung von der Temperatur prognostizieren und demnach das charakteristische Kriechverhalten der beiden Legierungen AZ91 und AE44 in Abhängigkeit der Belastungsverhältnisse nicht richtig abbilden.

Wie bereits erwähnt, ist zur Berechnung und Anwendung dieser Parameter die Zeitdauer bis zum Bruch notwendig. Die Bruchzeit bei fehlerbehafteten Werkstoffen unterliegt (Druckguss) auf Grund des starken Einflusses solcher Gefügeungängen auf die Bruchdehnung starken Schwankungen. Diesem Effekt wird zwar bei Larson-Miller und Sherby-Dorn durch Logarithmieren der Bruchzeit entgegengewirkt, wodurch die Schwankungen der Grenzspannungen gering gehalten werden können. Trotzdem erscheint die Bewertung der Kriechbeständigkeit auf Basis der Bruchzeit als fragwürdig.

Auf Grund dieser Überlegungen wurde ein alternativer Bewertungsparameter zur genauen Abbildung des Kriechverhaltens von AZ91 und AE44 entwickelt.

7.3 Minimale Kriechrate als Bewertungskriterium

Die minimale Kriechrate als Bewertungsgröße erscheint unter mehreren Gesichtspunkten sinnvoll. Es ist nicht nötig, den Versuch bis zum Bruch der Probe durchzuführen, da der stationäre Kriechbereich relativ schnell erreicht wird, was erhebliche Zeit- und Kostenersparnis bedeutet. Weiters ist anzunehmen, dass die minimale Kriechrate weniger stark von vorhandenen Fehlstellen abhängt als die Bruchdehnung.

7.3.1 Spannungs- und Temperaturabhängigkeit der minimalen Kriechrate

7.3.1.1 Auswertung des Norton-Ansatzes

Der Zusammenhang zwischen minimaler Kriechrate und der vorherrschenden Spannung nach Gleichung 7.1 ist in Abbildung 7.13 bei den untersuchten Mg-Legierungen AZ91 und AE44 klar erkennbar.

$$\dot{\epsilon}_s = K \cdot \sigma^n \quad (7.1)$$

Bei der Legierung AZ91 liegen die beobachteten Spannungsexponenten n zwischen 8,7 bei 135 °C und 9,9 bei 150 °C. Die Exponenten der Legierung AE44 bewegen sich zwischen 16,9 bei 135 °C und 19,5 bei 120 °C und sind demnach deutlich höher.

In der Literatur finden sich zahlreiche Referenzwerte, die teilweise erheblich voneinander abweichen. Dargusch [83] fand bei vergleichbaren Belastungen einen Spannungsexponent

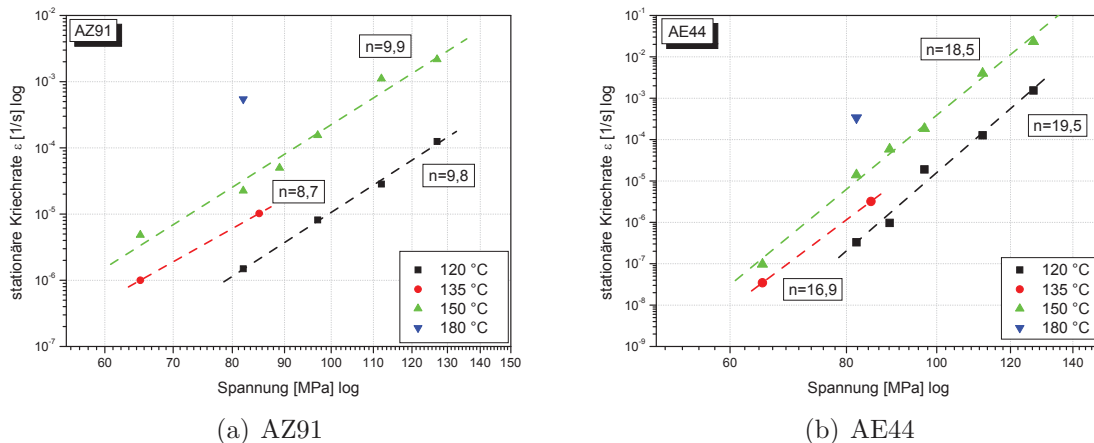


Abbildung 7.13: Überprüfung des Potenzansatzes nach Norton für AZ91 (a) und AE44 (b)

von $n = 5$ bei den Legierungen AZ91, AE42 und AS21. Andere Autoren veröffentlichten Spannungsexponenten zwischen $n = 4,0$ und $n = 6,9$ der Legierung AZ91 im Temperaturbereich von 150 °C bis 250 °C [28]. Die Legierung MRI153 zeigt Werte von $n = 6$ [100]. Über die Legierung AE44 gibt es in der Literatur noch sehr wenige Untersuchungen, weshalb die hier festgestellten Werte mit Literaturwerten der Legierung AE42 verglichen werden. Es ist anzunehmen, dass diese beiden Legierungen ein ähnliches Kriechverhalten aufweisen. Moreno [62] fand bei der Legierung AE42 eine starke Spannungsabhängigkeit der minimalen Kriechrate bei Werten von n zwischen 19 und 37. Chen [24] beschreibt einen Spannungsexponenten von $n = 16,1$ bei der Untersuchung von AE42. Dies stimmt gut mit den hier beobachteten Werten überein.

7.3.1.2 Auswertung des Arrhenius-Ansatzes

Die Temperaturabhängigkeit der minimalen Kriechrate kann mit einem exponentiellen Ansatz nach Arrhenius durch Gleichung 7.3 beschrieben werden.

$$\dot{\epsilon}_s = A \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (7.2)$$

Dieser Zusammenhang wurde an Hand der Versuchsdaten der beiden Mg-Legierungen verifiziert. Bei Versuchen ohne Probenbruch erfolgte die Bestimmung der Kriechrate im letzten Bereich der aufgenommenen Dehnungskurve.

Durch Auftragen der minimalen Kriechrate über der reziproken Temperatur lässt sich aus der Regressionsgeraden die Aktivierungsenergie für Kriechen gemäß Abbildung 7.14 berechnen. Diese entspricht der mittleren Aktivierungsenergie aller beteiligten Kriechmechanismen. Abbildung 7.15 zeigt, dass bei den untersuchten Mg-Legierungen AZ91 und AE44 die Abhängigkeit der stationären Kriechrate von der Temperatur gut durch den Arrhenius-Ansatz abgebildet werden kann.

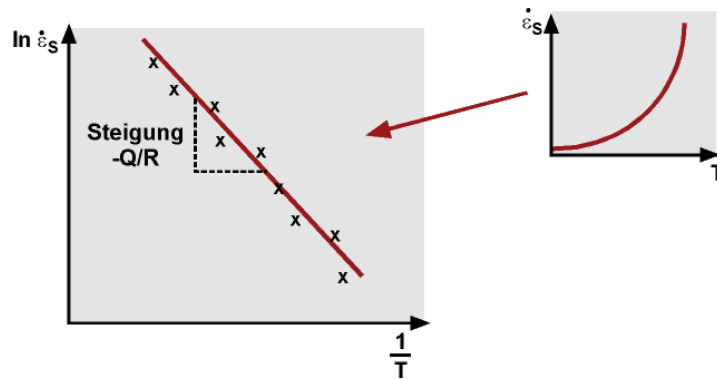


Abbildung 7.14: Temperaturabhängigkeit der minimalen Kriechrate [39]

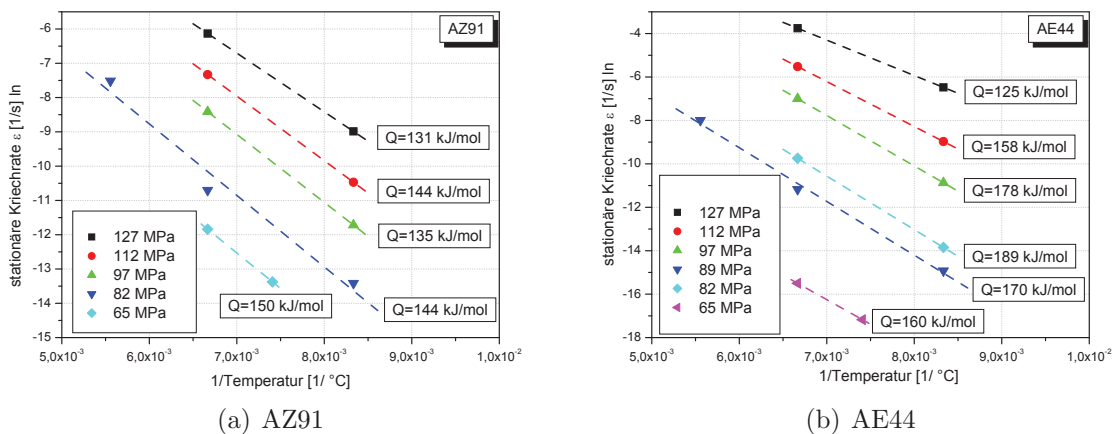


Abbildung 7.15: Überprüfung des exponentiellen Ansatzes nach Arrhenius und Bestimmung der Aktivierungsenergie für AZ91 (a) und AE44 (b)

Die Aktivierungsenergien liegen bei AZ91 zwischen 131 kJ/mol und 150 kJ/mol, bei AE44 zwischen 125 kJ/mol und 189 kJ/mol.

Auch hinsichtlich der Aktivierungsenergie differieren die Literaturwerte beträchtlich. Mor-dike [28] gibt Werte zwischen 92 kJ/mol und 139 kJ/mol für unterschiedlich hergestellte Mg-Legierungen an. Blum [119] fand Aktivierungsenergien von 135 kJ/mol für die Legierungen AZ91, AE42, AS21, AS41 und AM60 im Bereich von 70 °C bis 150 °C. Gleiche Werte detektierte Agnew [103] für die Legierung AM60B. Dargusch publiziert in [83] 94 kJ/mol für AZ91 und AE42, während Dieringa [41] für die Legierung AE42 149 kJ/mol angibt, was gut mit den hier detektierten Werten übereinstimmt. Zhu [100] untersuchte die Legierung MRI153 und fand 155 kJ/mol.

Die Großzahl der Werte für Mg-Legierungen in der Literatur liegen zwischen 90 kJ/mol und 145 kJ/mol. Für die Legierung AE44 gibt es in der Literatur noch keine Angaben.

Die bestimmten Werte der Aktivierungsenergie für die Legierungen AZ91 und AE44 sind

im Bereich (AZ91) bzw. höher (AE44) als die Aktivierungsenergie für Selbstdiffusion in Magnesium mit 135 kJ/mol. Für den hier untersuchten thermischen und mechanischen Belastungsbereich wird in der Fachliteratur davon ausgegangen, dass diffusionskontrolliertes Klettern von Versetzungen der geschwindigkeitsbestimmende Kriechmechanismus ist [28, 100, 103].

7.3.1.3 Kriechrate-Temperatur-Parameter

Der neue Parameter soll die Kenngrößen Temperatur T und minimale Kriechrate $\dot{\epsilon}_s$ in Zusammenhang bringen und geeignet gewichten.

$$P_{\dot{\epsilon}} \approx \ln(\dot{\epsilon}_s) \cdot T^x \quad (7.3)$$

Der so errechnete Parameter wird über der Spannung aufgetragen und der quadratische Fehler der Regressionsgeraden zum Versuchswert mittels iterativer Variation des Temperaturexponenten x minimiert (Abbildung 7.16). Für die Legierung AZ91 ist über den gesamten geprüften Belastungsbereich ein guter linearer Zusammenhang zwischen dem Parameter $P_{\dot{\epsilon}}$ und der Versuchsspannung zu erkennen. Zur Beschreibung des Verhaltens der Legierung AE44 wurde ein Polynomansatz 2. Ordnung verwendet.

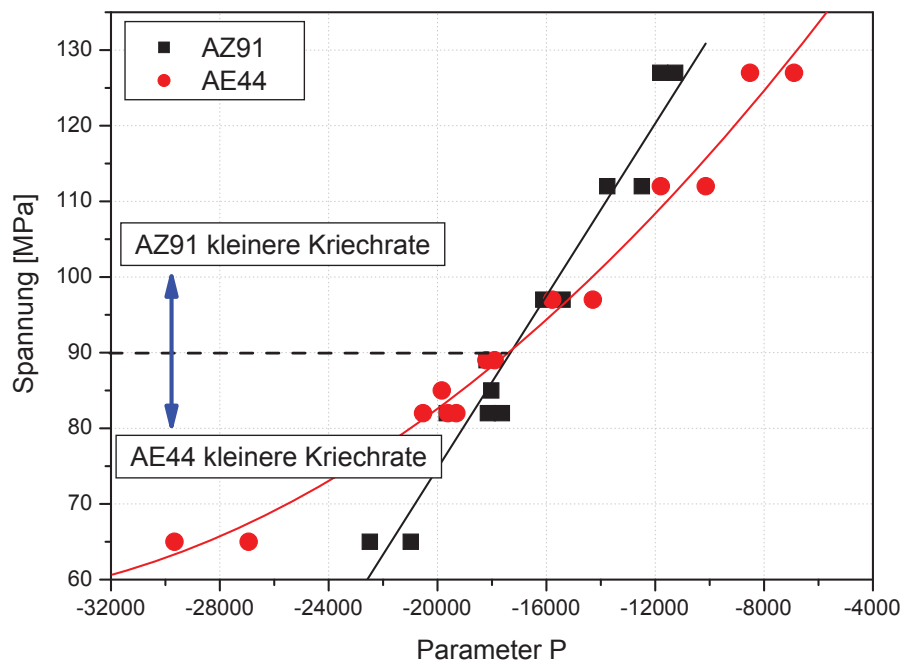


Abbildung 7.16: Zusammenhang von Versuchsspannung und Kriechrate-Temperatur-Parameter $P_{\dot{\epsilon}}$

An Hand dieses Parameters kann bei bekannter Spannung und Temperatur die minimale Kriechrate berechnet werden. Der Schnittpunkt liegt bei ca. 90 MPa. Dies bedeutet, dass

bis zu einer Spannung von 90 MPa die Legierung AE44 kleinere minimale Kriechraten und somit eine bessere Kriechbeständigkeit aufweist. Über diesem Spannungsniveau zeigt laut diesem Modell die AZ91 Vorteile.

Die Gültigkeit des Modells ist an Hand der Kriechversuchsdaten der Legierungen AZ91 und AE44 festzustellen. Bei 97 MPa weist die Legierung AZ91 eine kleinere Kriechrate als AE44 auf, während bei 82 MPa die Legierung AE44 ein deutlich überlegenes Kriechverhalten zeigt. Beim Lastniveau von 89 MPa ist die minimale Kriechrate beider Legierungen annähernd gleich mit leichten Vorteilen der AZ91 (Abbildung 7.17).

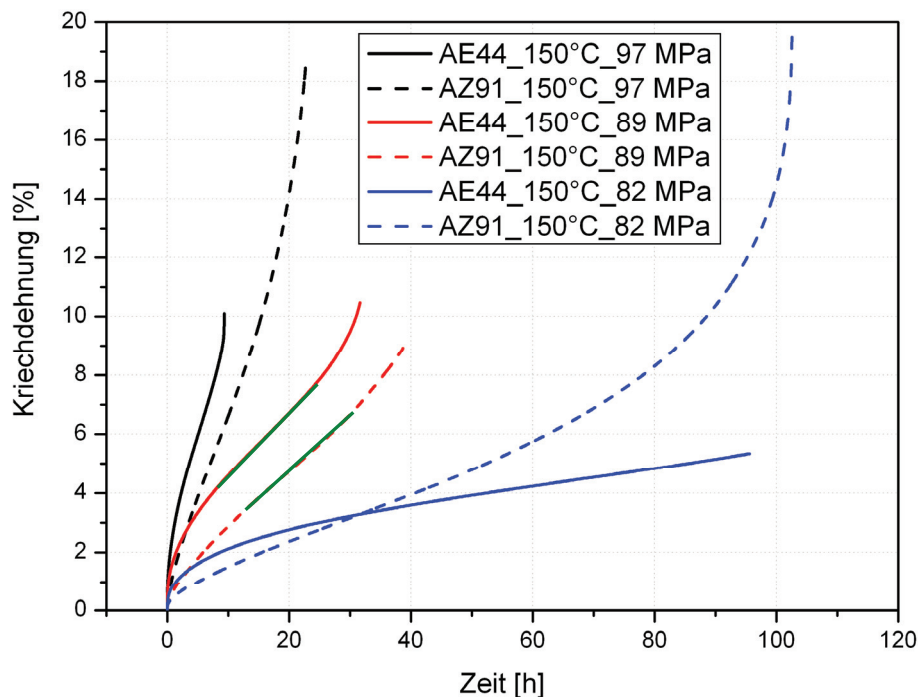


Abbildung 7.17: Verifikation des neuen Parameters durch Vergleich mit experimentellen Kriechdaten

Es kann gesagt werden, dass der Parameter auf Basis der minimalen Kriechrate als maßgebliche Bewertungsgröße der Kriechbeständigkeit das experimentell nachgewiesene Verhalten der beiden Legierungen gut abbildet. An Hand dieses Modells ist bei Kenntnis der vorliegenden Spannung eine Auswahl der zu bevorzugenden Mg-Legierung möglich. Weiters erlaubt die einfache Darstellung einen schnellen Vergleich zwischen unterschiedlichen Legierungen.

7.4 Kriechversuche an Al-Schrauben

Konventionelle Aluminiumlegierungen haben eine Einsatzgrenze von 120 °C bis 150 °C, da bei diesen Temperaturen mikrostrukturelle Vorgänge wie die Vergrößerung von Aus-

scheidungsphasen auftreten und sich als Konsequenz daraus die mechanischen Eigenschaften verschlechtern. Neben der Verminderung der Festigkeitskennwerte treten bei diesen Temperaturen Krieeffekte auf, was bei Schraubverbindungen zu Klemmkraftabfällen führt [6].

Die aktuelle Fachliteratur lässt keinen Zweifel offen, dass die thermische Stabilität der verwendeten Al-Schraube bzw. deren Kriechverhalten für die Einsetzbarkeit einer Schraubverbindung hinsichtlich des Vorspannkrafterhalts von wesentlicher Bedeutung ist (Kapitel 2.3.10).

Der im Zuge dieser Arbeit untersuchte Schraubverband beinhaltet die höchstfeste Al-Schraube der Legierung EN AW 7075. Um das Kriech- bzw. Relaxationsverhalten des gesamten Schraubverbandes besser verstehen zu können, ist es notwendig, sämtliche Komponenten im Verband hinsichtlich der thermischen Beständigkeit zu untersuchen. Aus diesem Grund erfolgten einstufige Zugkriechversuche an Al-Schrauben. Der Wärmebehandlungs- und Endbearbeitungszustand wurde variiert, um deren Einfluss auf das Kriechverhalten zu quantifizieren.

7.4.1 Versuchsaufbau und Versuchsdurchführung

Zur Durchführung der Kriechversuche an den Al-Schrauben diente der gleiche Prüfstand wie bei den Mg-Legierungen verwendet. Auf die Versuchsdurchführung und die Datenerfassung wird deshalb nicht mehr weiter eingegangen. Zur Fixierung der Al-Schrauben wurde ein Adapter konstruiert (Abbildung 7.18), in welchen die Schraube schaftseitig formschlüssig mittels eines M8 x 1,25 Gewindes fixiert wird. Die Fixierung des Schrau-

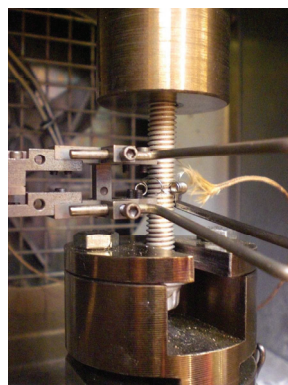


Abbildung 7.18: Probeneinspannung mit Extensometer und Thermoelement bei Kriechversuchen an Al-Schrauben

benkopfes erfolgt durch eine axiale Nut. Um einen zur Serienverschraubung vergleichbaren Spannungszustand unter dem Schraubenkopf zu gewährleisten, wurde eine Beilagscheibe der gleichen Größe wie die Schraubenkopfauffläche verwendet.

7.4.2 Versuchsmatrix

Da die Legierung EN AW 6056 laut Literatur besser thermisch beständig ist, aber auf Grund zu geringer Festigkeit nicht als Gewindefurchschraube verwendet werden kann [43], erfolgte für eine vergleichende Bewertung zusätzlich die Untersuchung des Kriechverhaltens der Schraube EN AW 6056 im Zustand T6-SG. Insgesamt wurden fünf unterschiedliche Schraubentypen bewertet:

- TT2000 M8 EN AW 7075 im Zustand T6-SG
- TT2000 M8 EN AW 7075 im Zustand T6-SW
- TT2000 M8 EN AW 7075 im Zustand T7x-SG
- TT2000 M8 EN AW 7075 im Zustand T7x-SW
- M8 EN AW 6056 im Zustand T6-SG

Auf Grund der großen Anzahl von Versuchen betrug die Versuchsdauer 50 h pro Versuch. Eine Übersicht der durchgeführten Versuche zeigt Tabelle 7.2.

T [°C]	120				150			
F_v [kN]	6	8	10	12	4	6	8	10
σ [MPa]	164	218	272	340	109	164	218	272
7075 T6-SG	X	X	X	X	X	X	X	X
7075 T6-SW	X	X	X	X	X	X	X	X
7075 T7x-SG	X	X	X	X	X	X	X	X
7075 T7x-SW	X	X	X	X	X	X	X	X
6056 T6-SG	X	X	X	X	X	X	X	X

Tabelle 7.2: Prüfmatrix der durchgeführten Kriechversuche an Al-Schrauben

7.4.3 Ergebnisse

7.4.3.1 Versuche bei 120 °C

Abbildungen 7.19(a) bis 7.19(d) zeigen die Kriechkurven der fünf untersuchten Schraubentypen bei einer Temperatur von 120 °C bei unterschiedlichen Belastungen. Die Belastungsniveaus wurden in Anlehnung an den bei Relaxationsversuchen mittels Kraftmessdose gemessenen Bereich gewählt.

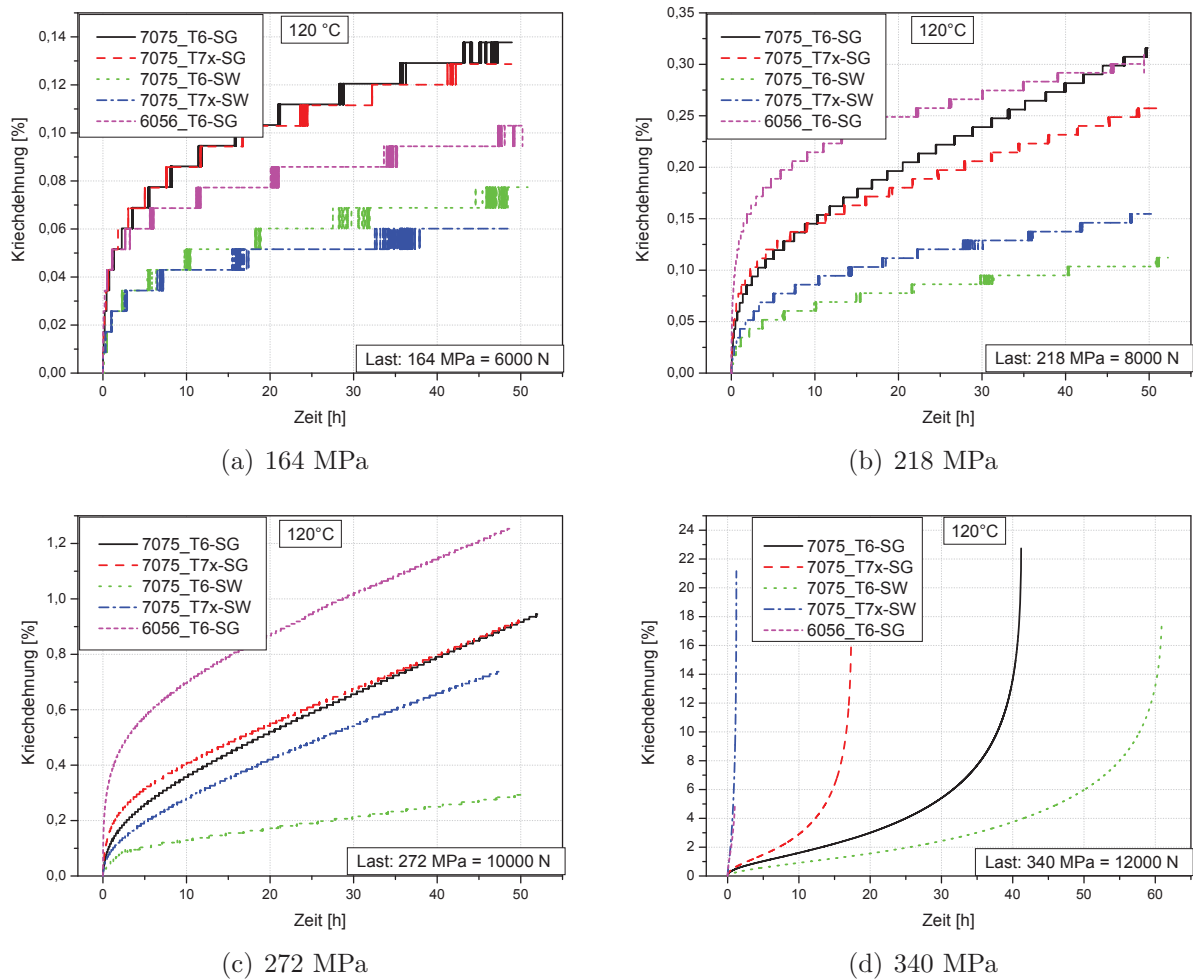


Abbildung 7.19: Kriechversuche an Al-Schrauben bei 120 °C und unterschiedlichen Belastungen

Al-Schrauben im schlusswärmebehandelten (SW) Zustand zeigen eine deutlich bessere Kriechbeständigkeit als schlussgerollte (SG) Schrauben über den gesamten Lastbereich. Es ist kein signifikanter Einfluss des Wärmebehandlungszustandes auf die Kriechbeständigkeit zu erkennen. Lediglich bei sehr hohen Belastungen (340 MPa) zeigt die Schraube T6-SG auf Grund der höchsten Materialfestigkeit aller Schrauben längere Kriechbruchzeiten.

Die Schrauben T6-SW und T7x-SW weisen bei 164 MPa ein ähnliches Kriechverhalten auf. Bei steigender Belastung bewirkt die deutlich höhere Materialfestigkeit der T6-SW Schraube eine überlegene Kriechbeständigkeit. Die metrischen 6056 Schrauben zeigen bei mäßigen Belastungen ein vergleichbares Verhalten wie die schlusswärmebehandelten Schrauben. Hohe Lasten bewirken auf Grund der niedrigeren Festigkeit der 6056 Schraube höhere Kriechdehnungen.

7.4.3.2 Versuche bei 150 °C

Die Kriechversuche bei 150 °C zeigen analog zu 120 °C eine überlegene Kriechbeständigkeit der schlusswärmebehandelten Schrauben der Legierung EN AW 7075 im Vergleich zu der schlussgerollten Variante (Abbildung 7.27). Weiters ist erkennbar, dass der Wärme-

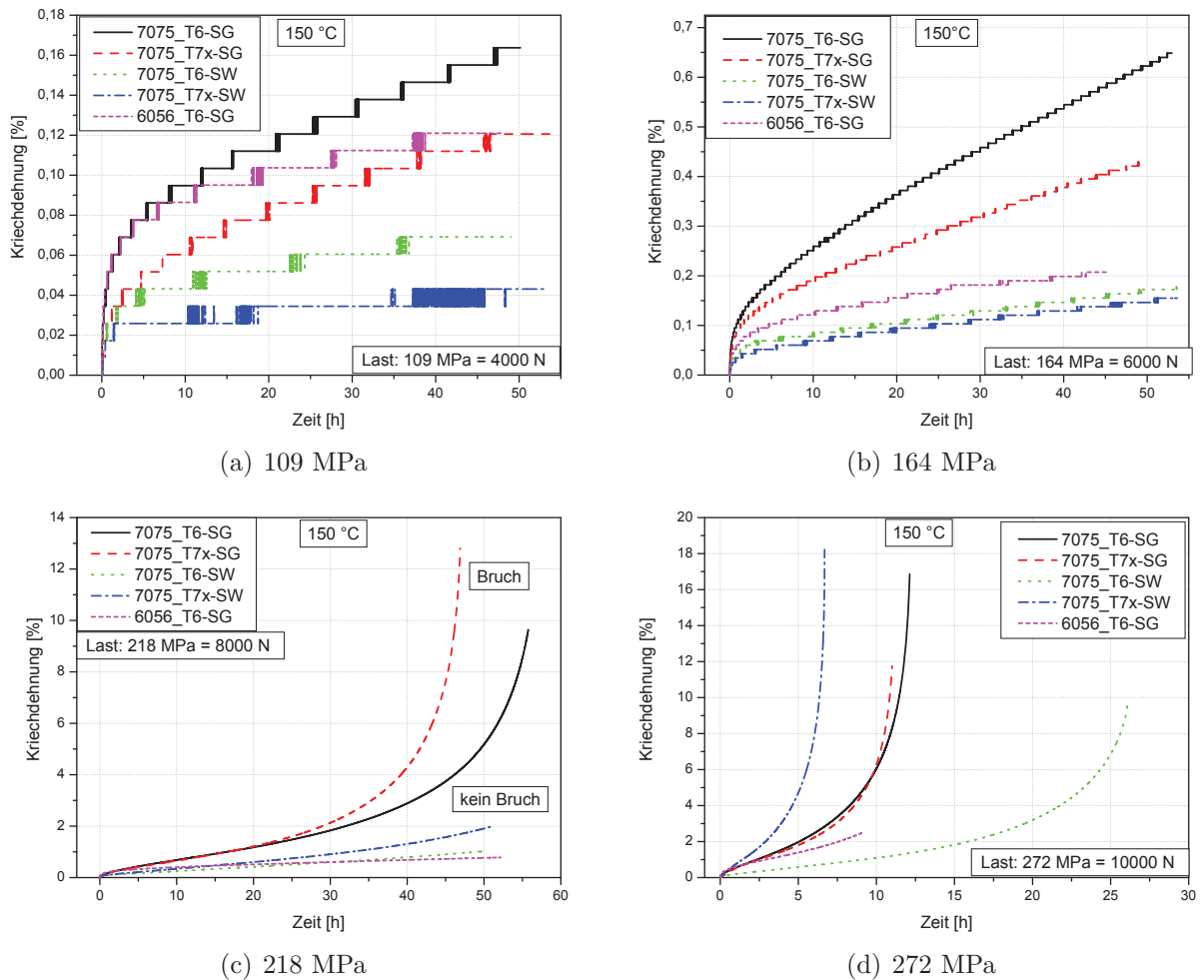


Abbildung 7.20: Kriechversuche an Al-Schrauben bei 150 °C und unterschiedlichen Belastungen

behandlungszustand T7x bei mäßigen Belastungen eine bessere Kriechbeständigkeit im Vergleich zum Zustand T6 bewirkt (Abbildungen 7.20(a) und 7.20(b)). Mit zunehmender Belastung wird analog zu 120 °C die Grundfestigkeit der Schrauben die das Kriechverhalten bestimmende Größe (Abbildungen 7.20(c) und 7.20(d)).

7.4.3.3 Auswertung des Norton-Ansatzes

Die Darstellung der minimalen Kriechrate in Abhängigkeit der Spannung nach Norton ermöglicht eine einfache Bewertung der einzelnen Schraubentypen.

Bei 120 °C stellt sich bei Spannungen bis 250 MPa ein eindeutiger Zusammenhang zwischen ermittelter minimaler Kriechrate und Spannung ein, beschreibbar mit dem Norton Potenzansatz (Abbildung 7.21(a)). Die auftretenden Exponenten liegen zwischen $n = 3,5$ und $n = 3,9$. Bei hohen Spannungen über 250 MPa weisen die Kurven bei allen Schraubentypen eine Veränderung der Steigung auf, wobei diese verstärkte Spannungsabhängigkeit in Abhängigkeit der Schraubenmaterialfestigkeit unterschiedlich stark ausgeprägt ist. Die Schrauben T7x-SW und 6056 haben die niedrigste Materialfestigkeit und zeigen die stärkste Veränderung der Kriechrate mit Exponenten von $n = 26$. Die restlichen Schrauben verzeichnen einen mäßigeren Anstieg der minimalen Kriechrate oberhalb von 250 MPa und weisen Exponenten zwischen 10,3 und 13,4 auf.

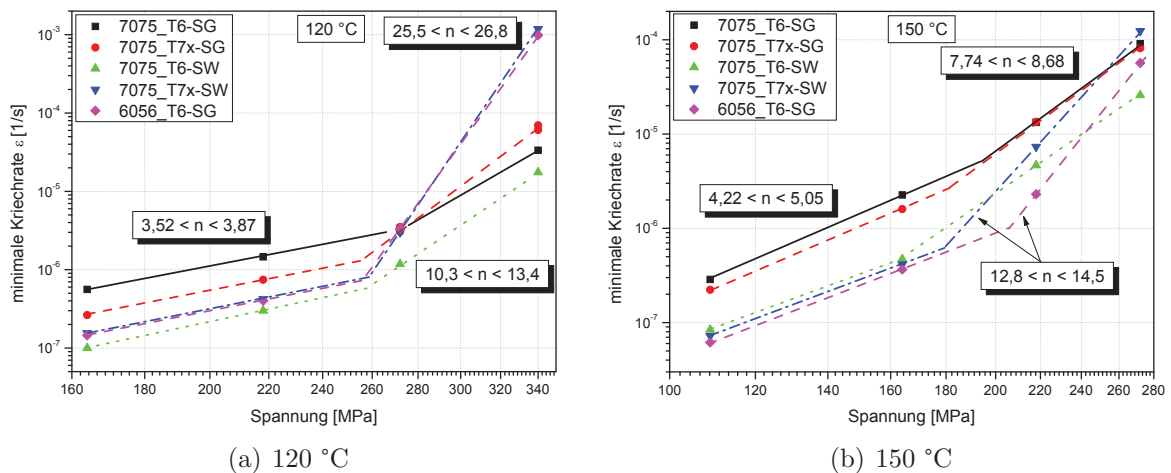


Abbildung 7.21: Überprüfung des Norton-Ansatzes für die untersuchten Al-Schrauben

Auch bei 150 °C ist eine Veränderung des Spannungsexponenten (Power-Law Breakdown) gemäß Abbildung 7.21(b) erkennbar. Diese ist nicht so stark ausgeprägt wie bei 120 °C.

Diese Beobachtungen lassen den Schluss zu, dass bis zu einer von der Temperatur abhängigen Grenzspannung, der Endbearbeitungszustand und die Art der Schraubenlegierung das Kriechverhalten maßgeblich bestimmen, während bei Überschreitung dieser Grenzspannung die Materialfestigkeit die wichtigste Einflussgröße darstellt. Der große Einfluss der Materialfestigkeit der Schraube macht eine Darstellung des Kriechverhaltens in Abhängigkeit der relativen Spannung, bezogen auf die Streckgrenze, gemäß Abbildung 7.22 sinnvoll.

Die Abhängigkeit der minimalen Kriechrate von der relativen Belastung zeigt, dass die Schrauben T7x-SW und 6056 über den gesamten thermischen und mechanischen Belastungsbereich die beste Kriechbeständigkeit aufweisen, gefolgt von T6-SW. Die schlussgerollten Schrauben T6-SG und T7x-SG weisen die mäßigste Kriechbeständigkeit auf.

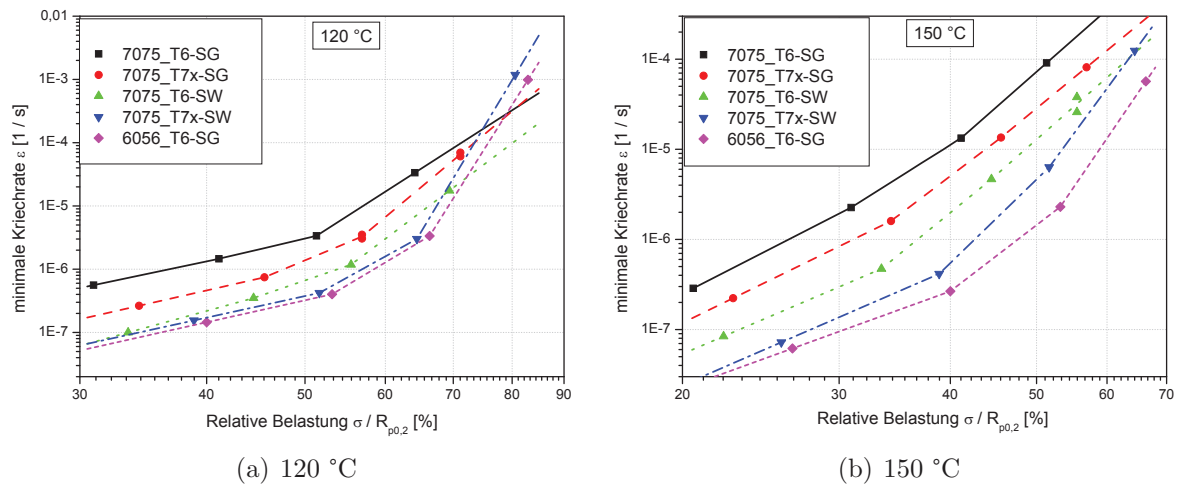


Abbildung 7.22: Minimale Kriechrate in Abhängigkeit der relativen Belastung für die untersuchten Al-Schrauben

7.5 Metallographische Untersuchungen

7.5.1 Mg-Druckgusslegierungen AZ91 und AE44

Das charakteristische Kriechverhalten der untersuchten Mg-Druckgusslegierungen AZ91 und AE44 soll an Hand ihrer Mikrostruktur bzw. der mikrostrukturellen Veränderungen während der Kriechbelastung diskutiert werden.

7.5.1.1 Ausgangszustand

Die Abbildungen 7.23 und 7.24 zeigen die Mikrostruktur der Legierungen AZ91 und AE44 im Ausgangszustand nach dem Druckgussprozess. Die Legierung AZ91 besteht aus den folgenden drei Phasen (Abbildung 7.23(b)):

- Voreutektisch erstarrter Mg-Mischkristall ($Mg_{(SS)}$)
- Eutektisch erstarrter mit Al-übersättigter Mg-Mischkristall ($Mg_{(SSSS)}$)
- Eutektisch erstarrte β - $Mg_{17}Al_{12}$ -Phase

Aluminium besitzt eine höhere Affinität zu Seltenen Erden als zu Magnesium, was zur Bildung der intermetallischen Phasen Al_xRE_y führt. Die genaue stöchiometrische Zusammensetzung dieser intermetallischen Phasen hängt von der Menge der Seltenen Erden bzw. vom Verhältnis der Menge Aluminium zu Seltenen Erden ab. Bakke [91] untersuchte die

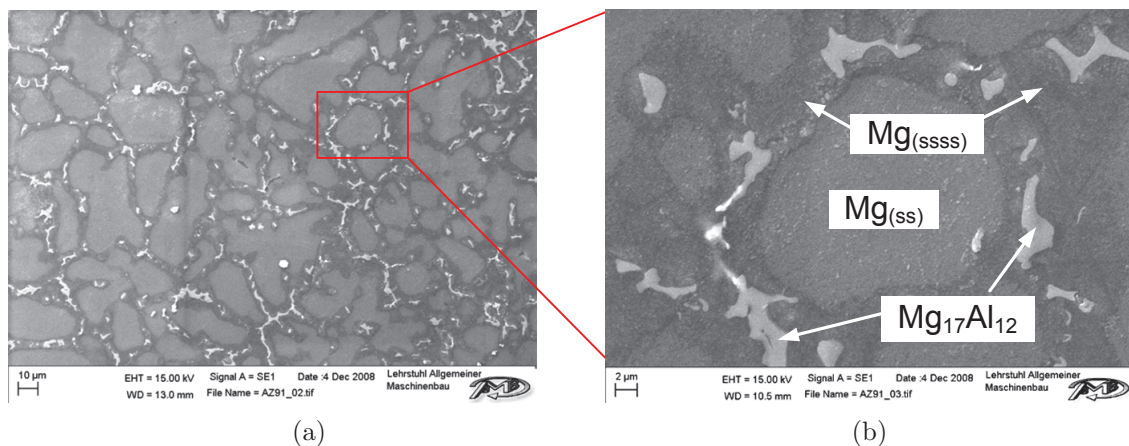


Abbildung 7.23: Mikrostruktur der Legierung AZ91

Legierungen AE42 und AE44. Bei AE42 ist die intermetallische Phase $Al_{11}RE_3$ dominant, während bei steigendem Gehalt an Seltenen Erden (AE44) die Phase Al_2RE überwiegt. Er gibt folgende drei Phasen als Hauptbestandteile der Mikrostruktur von AE44 an:

- Voreutektisch erstarrter Mg-Mischkristall ($Mg_{(ss)}$)
- Die lamellare Korngrenzenphase als Mischung der intermetallischen Phasen Al_3RE , $Al_{11}RE_3$ und Al_2RE
- Kleine Anzahl von polygonalen Ausscheidungen

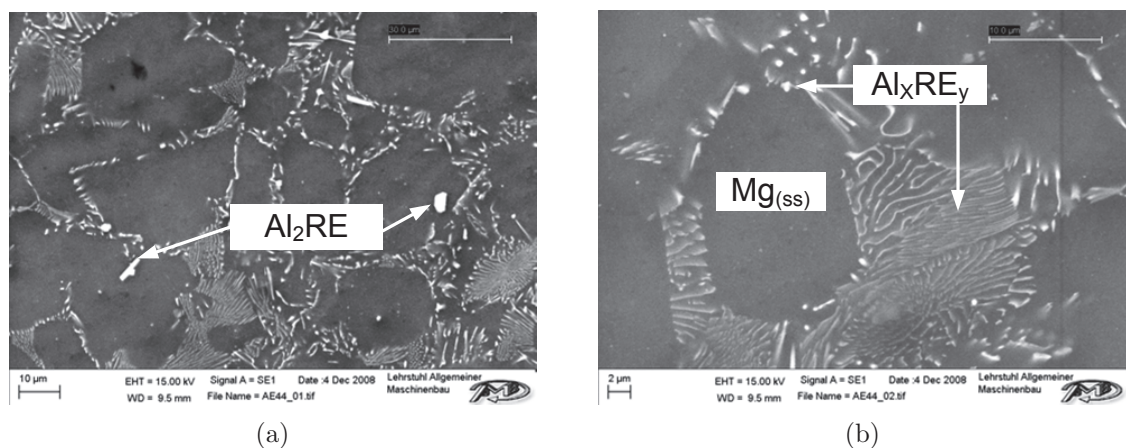


Abbildung 7.24: Mikrostruktur der Legierung AE44

Die chemische Zusammensetzung der polygonalen Ausscheidungen wurde mittels EDX bestimmt. Sie weisen einen überwiegenden Anteil an Cer und Lanthan mit einer stöchiometrischen Zusammensetzung von Al_2RE auf.

7.5.1.2 Mikrostrukturelle Veränderungen bei Kriechbelastung

Die aktuelle Fachliteratur (Kapitel 2.3.9.1) erklärt die mäßige Kriechbeständigkeit der Legierung AZ91 durch die kontinuierliche und diskontinuierliche Ausscheidung der β - $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ -Phase aus dem mit Aluminium übersättigten α -Mg-Mischkristall. Abbildung 7.25 zeigt die Mikrostruktur der Legierung AZ91 vor und nach dem Kriechversuch an Hand von Dunkelfeldbildern.

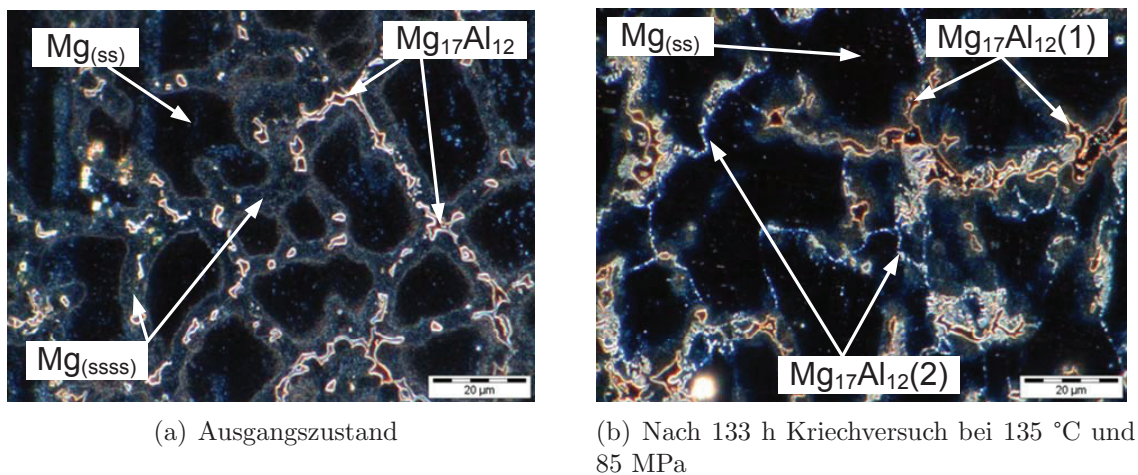


Abbildung 7.25: Veränderung der Mikrostruktur der Legierung AZ91 bei Kriechbelastung

Bei Vergleich der Gefügebilder von AZ91 vor und nach dem Kriechen ist die Ausscheidung der β -Phase aus dem übersättigten Mg-Mischkristall deutlich erkennbar ($\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}(2)$ in Abbildung 7.25(b)). Bei der Bildung der β -Phase wird Al aus den angrenzenden Zonen des übersättigten Mg-Mischkristalls entfernt. Diese mikrostrukturelle Veränderung bewirkt eine zusätzliche Entfestigung der Legierung.

Im Gegensatz zu AZ91 ist bei AE44 keine Veränderung der Mikrostruktur während einer Kriechbelastung erkennbar. Grund dafür ist der geringe Anteil von Aluminium im Mg-Mischkristall durch den hohen Gehalt an Seltenen Erden [102] in Kombination mit der dominanten thermisch stabilen intermetallischen Ausscheidung Al_2RE [91]. Dadurch kommt es zu keiner Freisetzung von gelöstem Aluminium mit anschließender Bildung der Phase $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$.

Die unterschiedliche thermische Stabilität der Mikrostruktur der Legierungen AZ91 und AE44 führt zu charakteristischen Formen der Kriechdehnungskurve wie in Abbildung 7.26 dargestellt. Allgemein folgt nach dem primären Kriechen der stationäre Bereich, erkennbar durch eine konstante Kriechrate auf Grund eines Gleichgewichts von Ver- und Entfestigungsvorgängen. Bei der Legierung AZ91 ist dieser sekundäre Bereich nicht ausgeprägt. Die während der Kriechbeanspruchung auftretenden Ausscheidungen bewirken eine zusätzliche Entfestigung, die eine kontinuierliche Zunahme der Kriechrate bewirkt, erkennbar am ausgeprägten tertiären Kriechbereich in Abbildung 7.26(a).

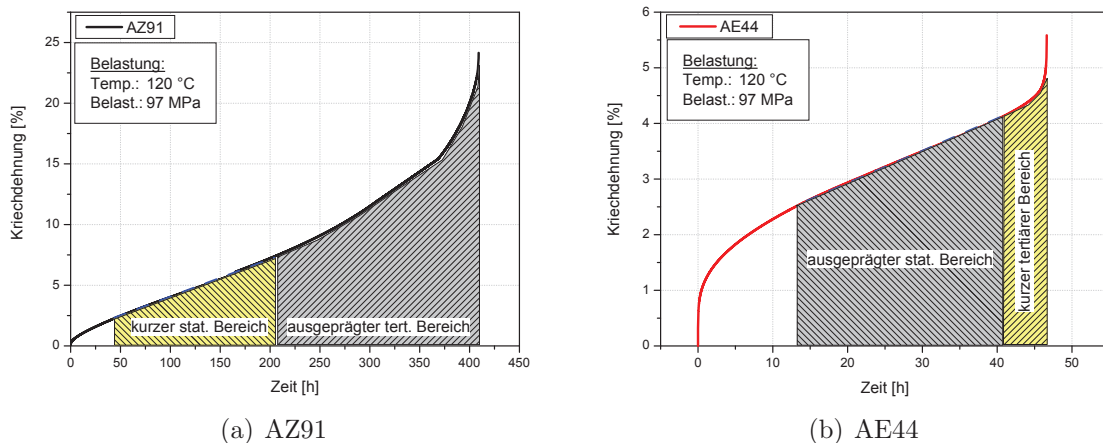


Abbildung 7.26: Einfluss der thermischen Stabilität der Mikrostruktur auf den stationären Bereich der Kriechkurve

Die Legierung AE44 zeigt auf Grund der thermisch stabilen Mikrostruktur einen ausgeprägten stationären Bereich bei konstanter Kriechrate (Abbildung 7.26(b)).

7.5.2 Al-Schrauben TT2000 EN AW 7075

An Hand der Kriechversuche ist ersichtlich, dass der Endbearbeitungszustand bzw. die Prozessreihenfolge einen maßgeblichen Einfluss auf die Kriechbeständigkeit der EN AW 7075 Schrauben hat. Jene Schrauben, die nach dem Gewinderollen wärmebehandelt wurden, erweisen sich im gesamten untersuchten Temperaturbereich zwischen 120 °C und 150 °C als deutlich kriechbeständiger als die schlusserollte Variante. Dies soll in weiterer Folge auf Basis mikrostruktureller Untersuchungen an den Schrauben

- EN AW 7075 T6-SG
- EN AW 7075 T6-SW

evaluiert werden.

Die metallographischen Gefügeschliffe mit Korngrenzenätzung zeigen Unterschiede der Korngröße und -form an der Zahnflanke und im Gewindegrund. Um diese Unterschiede deutlich darzustellen, wurde eine elektrolytische Deckschichtätzung nach Barker angewendet. Diese Art der Ätzung mit nachfolgender optischer Gefügekontrastierung im polarisierten Licht ermöglicht die Identifikation der Korngrenzen.

Die schlusserollten Schrauben weisen auf Grund der Kaltumformung beim Gewinderollen langgestreckte Körner im Gewindegrund gemäß Abbildung 7.27(a) auf. Der hohe lokale Umformgrad durch das Gewinderollen bewirkt bei den schlusserollten Schrauben bei der anschließenden Wärmebehandlung Rekristallisationsvorgänge. Diese

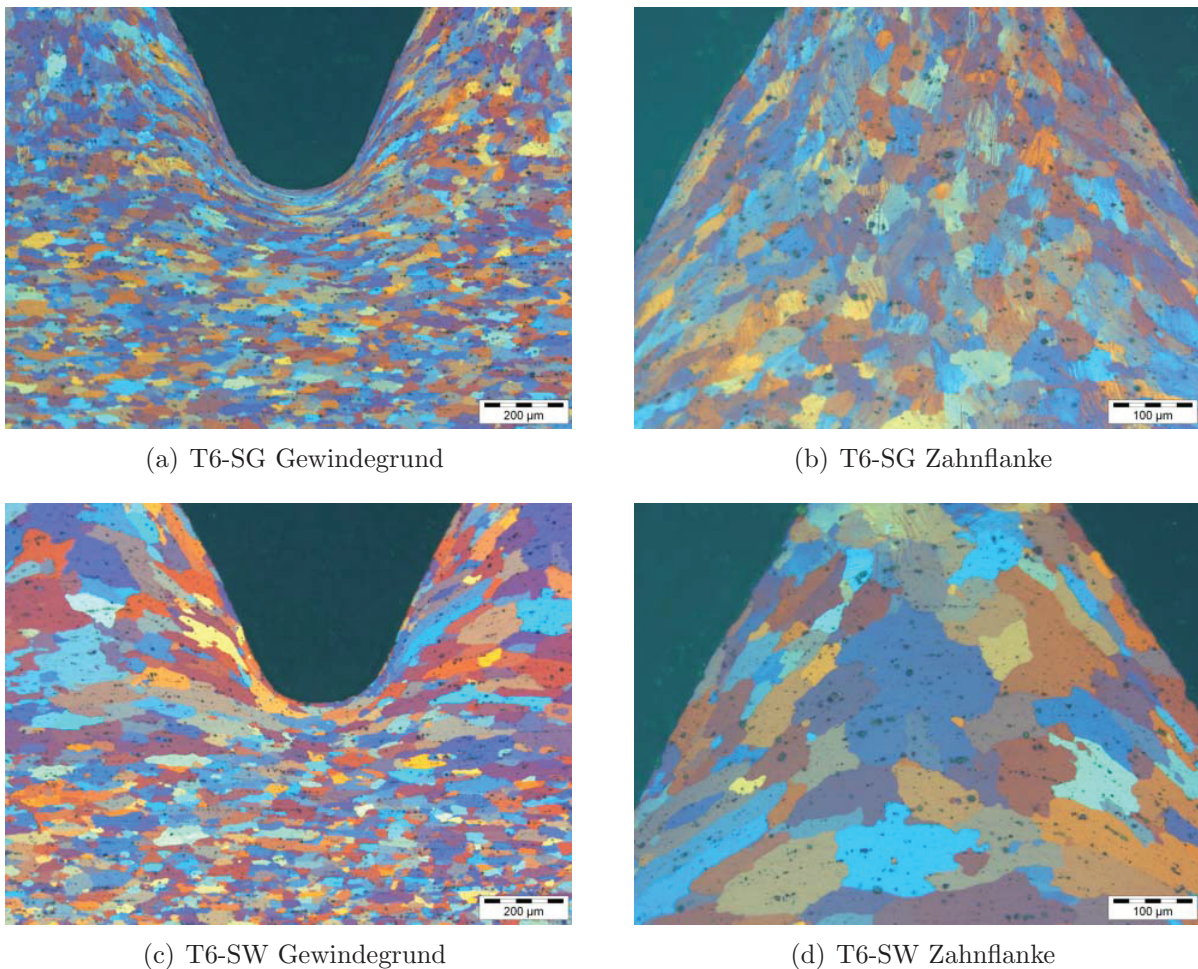


Abbildung 7.27: Elektrolyt. Deckschichtätzung nach Barker an EN AW 7075 Schrauben

diffusionskontrollierten Mechanismen sind eine Funktion der Temperatur und des lokalen Umformgrades und führen zu Kornneubildung [34].

In weiterer Folge kommt es zu einem verstärkten Kornwachstum in den Gewindeflanken und im -grund, wodurch die schlusswärmebehandelten Schrauben (Abbildung 7.27(c) und 7.27(d)) deutlich größere Körner im Vergleich zu den schlussgerollten Varianten aufweisen (Abbildung 7.27(a) und 7.27(b)). Diese Unterschiede der Korngröße beschränken sich auf die Gewindezone und sind in der Mitte des Schraubenquerschnitts nicht nachweisbar. Dies beweist, dass die abschließende Wärmebehandlung bei den schlusswärmebehandelten Schrauben im Gewindegrund und in den Flanken die Kornneubildung bzw. das Kornwachstum bewirkt.

Kriechen basiert auf diffusionskontrollierten Vorgängen. Die Mechanismen Korngrenzendiffusion und Gitterdiffusion zeigen ein starkes Absinken der Kriechrate mit steigender Korngröße (Kapitel 2.3.4.2). Der Grund für das hier bestimmte überlegene Kriechverhalten der schlusswärmebehandelten Schrauben ist folglich die auf der abschließenden Wärmebehandlung basierende größere Korngröße.

Kapitel 8

Relaxation

Eine ausreichend große Klemmkraft im Schraubverband bei erhöhter Temperatur über die gesamte Lebensdauer der Komponente ist in Kombination mit der Höhe der erzielbaren Montagevorspannkraft von großer Bedeutung, um die Funktionalität des Bauteils, wie zum Beispiel die Dichtheit eines Getriebegehäuses, zu gewährleisten.

Relaxationsvorgänge, welche grundsätzlich auf dem Kriechverhalten der verwendeten Komponenten im Schraubverband basieren, können an temperaturbelasteten Verbindungsstellen massive funktionsbeeinträchtigende Klemmkraftverluste bewirken. Insbesondere bei Mg-Muttermaterialien sind bereits bei Temperaturen ab 100 °C erhebliche Vorspannkraftverluste möglich. Zusätzlich ist bei Verwendung von Aluminiumschrauben deren thermische Beständigkeit bzw. Kriechverhalten bei der Auslegung des Schraubverbandes hinsichtlich Relaxationsbeständigkeit zu beachten. Das Relaxationsverhalten einer Verbindung ist gemeinsam mit der Korrosionsbeständigkeit die wichtigste Bewertungsgröße für die Einsetzbarkeit der Schraubverbindung [75, 114, 123].

Die bestehenden Erkenntnisse zeigen, dass die Auslegung eines Schraubverbandes, bestehend aus Al-Schrauben in Mg-Muttermaterialien, die Berücksichtigung der thermischen Beständigkeit aller Komponenten der Verbindung erfordert. Eine isolierte Betrachtung von Schraube und Klemmteilen ist demnach auf Grund der gegenseitigen Abhängigkeit nicht ausreichend.

An Hand der folgenden Untersuchungen wird der Einfluss unterschiedlicher Parameter auf das Relaxationsverhalten des Schraubverbandes, bestehend aus der höchstfesten Al-Gewindefurhschraube Taptite2000[®] EN AW 7075 in Verbindung mit den Mg-Muttermaterialien AZ91, AE44 und MRI153, bewertet (Tabelle 8.1).

Parameter	Varianten
Mg-Legierung	AZ91, AE44, MRI153
Temperatur	80 °C, 120 °C, 150 °C
Temperaturverlauf	Statisch, Zyklisch
Kernlochgröße	Untere Kernlochtoleranz (UKT)
	Obere Kernlochtoleranz (OKT)
Al-Schraube	EN AW 7075 T6-SG
	EN AW 7075 T6-SW
	EN AW 7075 T7x-SG
	EN AW 7075 T7x-SW
Betriebslast	Lasthöhe 1, Lasthöhe 2

Tabelle 8.1: Untersuchte Einflüsse auf das Relaxationsverhalten

8.1 Versuchsaufbau und Versuchsdurchführung

Der Versuchsaufbau ist in Abbildung 8.1 dargestellt. Die Klemmkraft im Schraubverband wird mit temperaturkompensierten Kraftmessdosen der Firma Kaliber mit einer Nennkraft von 40 kN gemessen. Diese wurden im Vorfeld statisch mit Hilfe einer Dynacell-Kraftmessdose einer 100 kN Hydropulsanlage kalibriert.

Die zur Verfügung stehenden Schrauben waren für den Prüfaufbau zu lang, weshalb zusätzlich zu den Kraftmessdosen, inklusive Ausgleichsstahlbeilagen, noch zylindrische Hülsen verwendet wurden.

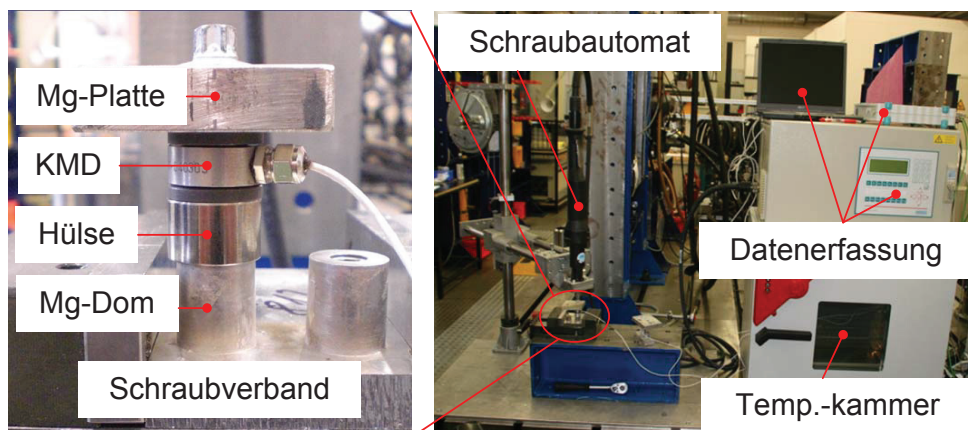


Abbildung 8.1: Versuchsaufbau der statischen Relaxationsuntersuchungen mit Schraubverband, Schraubautomat und Datenerfassung

Als Schraubgerät diente der Schraubautomat ECH69 der Firma Weber mit einem maximalen Drehmoment von 70 Nm und einem WSG100 Steuerungsgerät. Die Datenerfassung erfolgte mit einem Messsystem Spider 8. Anschlüsse für Thermoelemente ermöglichen hierbei eine dauerhafte Temperaturmessung mit einem Thermoelement Typ K, welches direkt am Mg-Prüfkörper angebracht wurde. Die statischen Relaxationsversuche erfolgten in einem Auslagerungssofen, während bei den dynamischen Relaxationsversuchen mit überlagerter Betriebslast eine 100 kN Hydropulsanlage mit Temperaturkammer verwendet wurde.

Bei den Relaxationsversuchen ergibt sich der in Abbildung 8.2 dargestellte charakteristische Prüfverlauf.

Die Schraubverbindung wird bei Raumtemperatur (RT) mittels Drehwinkelmontage überelastisch angezogen (1a). Der durch das Überschreiten der Proportionalitätsgrenze der Schraube auftretende degressive Verlauf des Vorspannkraftaufbaus während der Montage ist hier nur beim Relaxationsverlauf in Abbildung 8.2(b) angedeutet (1b). Unmittelbar nach der Montage führen Setzvorgänge zu einer Minderung der Vorspannkraft um F_z (2). Die Erwärmung des Schraubverbandes auf Prüftemperatur (PT) bewirkt auf Basis der thermischen Dehnung einen Abfall der Klemmkraft im Schraubverband um ΔF_{vT} (3). Die Auslagerung bei der Prüftemperatur und der damit verbundene Vorspannkraftabbau auf Grund von Relaxationseffekten wird durch (4) angedeutet. Im Anschluss an die Auslagerung bewirkt die Abkühlung auf Raumtemperatur einen Anstieg der Klemmkraft um ΔF_{vTc} (5). Der hier vermerkte Vorspannkraftabbau während der Aufheizphase ΔF_{vT} ist durch Überlagerung von Relaxationseffekten und Materialerweichungen größer als die Erhöhung der Vorspannkraft ΔF_{vTc} durch das Abkühlen. Nach Abkühlung auf Raumtemperatur herrscht im Schraubverband eine verbleibende Klemmkraft von F_v vor.

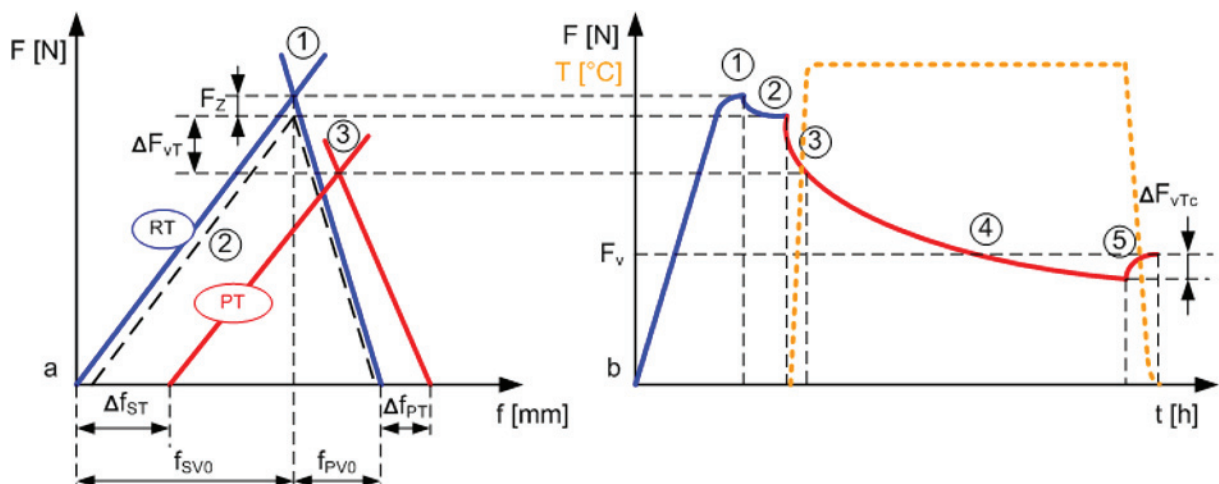


Abbildung 8.2: Prüfverlauf der Relaxationsuntersuchungen

Bei den dynamischen Relaxationsversuchen wird während des Aufheizens, der Auslagerung und des Abkühlens, eine schwelende axiale Betriebslast überlagert. Die Aufbringung der Betriebslast erfolgt mit einer Prüffrequenz von 12 Hz.

8.2 Messtechnische Überlegungen

Bei auftretenden Temperaturschwankungen verändern sich in Abhängigkeit der Temperaturhöhe die Kraftverhältnisse in der Schraubverbindung. Dies tritt besonders bei stark unterschiedlichen thermophysikalischen und mechanischen Eigenschaften der Komponenten im Schraubverband auf.

Mit steigender Temperatur verringern sich die E-Moduli der Komponenten, wodurch sich die Steifigkeiten im Schraubverband und die vorherrschende Vorspannkraft verändern (Abbildung 8.3(a)). Abhängig von den thermophysikalischen Eigenschaften der Schraube und der Klemmteile bewirken die auftretenden Wärmedehnungen eine Minderung oder eine Erhöhung der Vorspannkraft (Abbildung 8.3(b)).

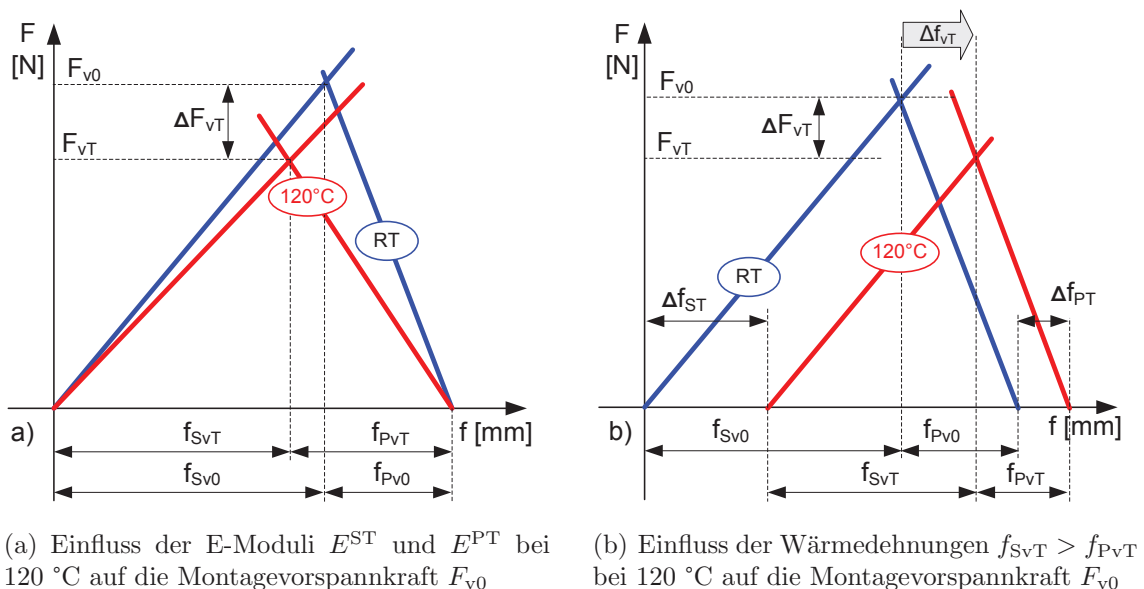


Abbildung 8.3: Einfluss erhöhter Temperatur auf das Verspannungsdreieck

Die bei erhöhter Temperatur verminderten E-Moduli der Schraube E^{ST} und der Klemmteile E^{PT} führen zu einem Absinken der Vorspannkraft von F_{v0} bei Raumtemperatur um ΔF_{vT} auf F_{vT} bei einer für Antriebsstrangkomponenten relevanten Betriebstemperatur von 120 °C (Abbildung 8.3(a)).

Die Abkürzungen f_{Sv0} , f_{Pv0} bzw. f_{SvT} und f_{PvT} bezeichnen die Dehnungen bzw. Stauchungen der Schraube und verspannten Teile bei Raumtemperatur 120 °C . Bei der hier untersuchten Schraubverbindung weist die Al-Schraube insgesamt eine größere Wärmedehnung (Δf_{ST}) auf als die Summe der Wärmedehnungen der Klemmteile (Δf_{PT}), bestehend aus der Mg-Klemmplatte, der Aluminiumhülse und der Stahl-Kraftmessdose. Dies bewirkt eine Verminderung der Vorspannkraft bei Erwärmen auf Prüftemperatur um den Betrag (ΔF_{vT}).

Weiters verändert sich durch die Verwendung der Kraftmessdose und der Distanzhülse das Verhalten des Schraubverbandes bei erhöhter Temperatur. Um den Einfluss dieser zusätzlich eingebrachten Komponenten quantitativ abzubilden, wurden die Verspannungsdrei-

ecke (elastische Nachgiebigkeiten) nach VDI 2230 mit und ohne diese beiden Klemmteile bei RT und 120 °C berechnet (Abbildung 8.4). Wird im in Abbildung 8.1 dargestellten Schraubverband eine Al-Schraube verwendet, so verursacht ein Aufheizen des Schraubverbandes auf 120 °C eine Verringerung der Vorspannkraft um 15 % gemäß Abbildung 8.4(a).

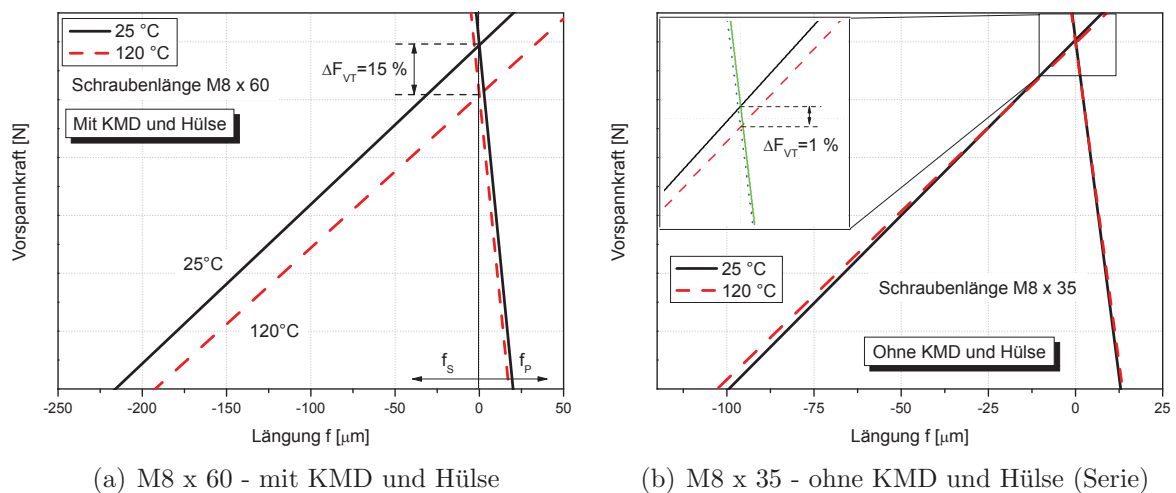


Abbildung 8.4: Einfluss erhöhter Temperatur auf die Klemmkraft im Schraubverband

Bei Berechnung ohne Hülse und KMD ist die Wärmedehnung der Mg-Klemmplatte größer als jene der Al-Schraube und bewirkt eine Zunahme der mechanischen Längung der Schraube bzw. eine Stauchung der Klemmteile (Abbildung 8.4(b)). Dies allein würde zu einem Anstieg der Vorspannkraft führen. Die Abnahme der Vorspannkraft auf Grund der bei erhöhter Temperatur verringerten E-Moduli übersteigt aber die Vorspannkraftzunahme durch die Wärmeausdehnungskoeffizienten. Dies bewirkt einen leichten resultierenden Abfall der Vorspannkraft von Raumtemperatur zu Prüftemperatur. Die Modifikation des Schraubverbandes durch KMD und Hülse resultiert demnach in einem verstärkten Klemmkraftabfall bei steigender Temperatur im Vergleich zur Originalverschraubung.

Dem Nachteil der messtechnisch bedingten Minderung der Vorspannkraft bei erhöhter Temperatur, und des dadurch geringfügig veränderten Relaxationsverhaltens des Schraubverbandes, steht der Vorteil der möglichen kontinuierlichen Klemmkraftmessung bei Verwendung einer Kraftmessdose gegenüber.

8.3 Ergebnisse

Im Folgenden wird das Langzeitverhalten des vorgestellten Schraubverbandes an Hand von Relaxationsversuchen untersucht und die in Tabelle 8.1 aufgelisteten Einflussparameter evaluiert.

8.3.1 Einfluss der verwendeten Mg-Legierung

Der Einfluss der thermischen Beständigkeit der Mg-Legierung als Muttermaterial auf das Relaxationsverhalten des Schraubverbandes wurde an Hand von Relaxationsversuchen mit den Legierungen AZ91 und AE44 untersucht. Um etwaige Kriech- bzw. Relaxationserscheinungen der Schraube ausschließen zu können, wurde eine Stahl-Gewindefurchschraube verwendet, welche auf Grund der hohen Aktivierungsenergie von Stahl für Kriechen als thermisch stabil angenommen werden kann. Die Verschraubung der Prüfkörper erfolgte drehmomentgesteuert elastisch mit einem Anziehmoment von 32 Nm bei oberer Kernlochtoleranz mit einer anschließenden Auslagerung für 90 h bei einer Temperatur von 120 °C bei kontinuierlicher Vorspannkraft- und Temperaturmessung.

Abbildung 8.5 zeigt den Verlauf der Vorspannkraft der Stahlschraube in AZ91 und AE44. Bei Verwendung der Mg-Legierung AZ91 werden um 15 % höhere Montagevorspannkraft als bei AE44 erzielt.

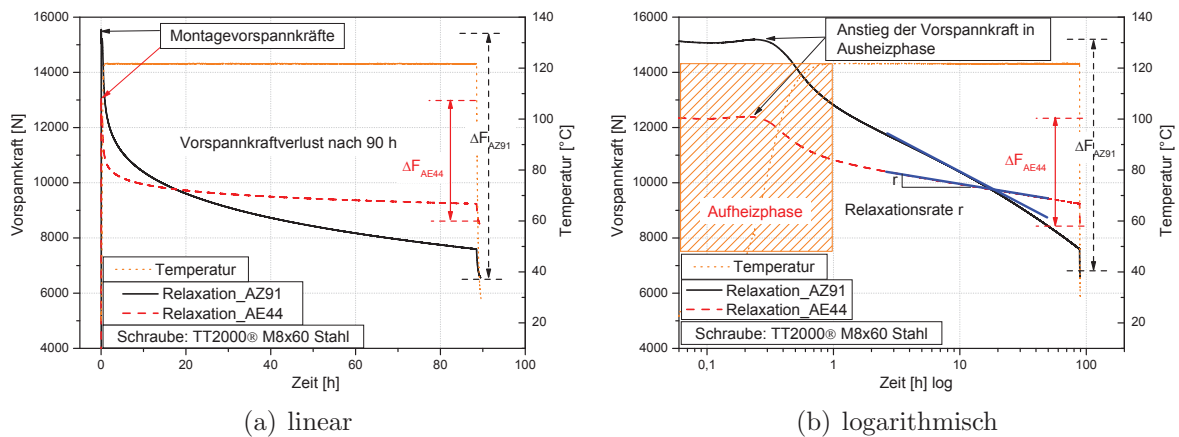


Abbildung 8.5: Relaxationsverlauf der Mg-Legierungen AZ91 und AE44 mit Stahlschraube bei 120 °C

Trotz geringerer Montagevorspannkraft zeigt die thermisch beständigere Legierung AE44 (35 % Klemmkraftverlust) nach dem Versuch höhere Restvorspannkraft als AZ91 (60 % Klemmkraftverlust). Während der Aufheiz- bzw. Abkühlphase kommt es auf Grund der unterschiedlichen Wärmeausdehnungskoeffizienten der Klemmteile und der Stahlschraube zu einem Anstieg bzw. zu einem Abfall der Klemmkraft.

Bei Darstellung des Vorspannkraftabfalles im logarithmischen Zeitmaßstab (Abbildung 8.5(b)), kann die Steigung der Tangente an den Klemmkraftverlauf gut als Bewertungskriterium für die Relaxationsgeschwindigkeit verwendet werden. Im Weiteren wird die Steigung der Tangente im zeitlich logarithmischen Vorspannkraftverlauf als Relaxationsrate r bezeichnet.

Die Legierung AZ91 weist eine deutlich höhere Relaxationsrate im Vergleich zu AE44 auf. Weiters tritt bei AZ91 mit fortschreitender Zeit eine leichte Zunahme der Relaxationsrate auf, erkennbar am Abweichen vom linearen Relaxationsverlauf. Dies kann durch die zusätzlichen Entfestigungseffekte auf Grund der Ausscheidung der β -Phase $Mg_{17}Al_{12}$ aus dem übersättigten α -Mischkristall erklärt werden (Kapitel 2.3.9.1).

Die Legierung AE44 zeigt bei vollständiger thermischer Beständigkeit der Schraube ein deutlich besseres Relaxationsverhalten bei kleineren Relaxationsraten und höheren Restvorspannkraften nach thermischer Belastung.

8.3.2 Einfluss der Temperaturhöhe und des -verlaufs

In Getriebegehäusen wirken im Betrieb Spitzentemperaturen bis zu 150 °C bei Dauertemperaturen von ca. 120 °C. Es wurden Relaxationsversuche bei 80 °C, 120 °C und 150 °C durchgeführt, um den Einfluss steigender Temperaturen auf das Relaxationsverhalten zu quantifizieren. Zusätzlich erfolgte eine Gegenüberstellung von Versuchen mit zyklischer Temperaturführung mit Versuchen bei konstanter Temperatur.

8.3.2.1 Einfluss der Temperaturhöhe

Abbildung 8.6 stellt die Vorspannkraftverläufe von AZ91 und AE44 bei den drei untersuchten Temperaturen bei OKT dar. Die verwendeten Al-Schrauben Taptite2000® EN AW 7075 wurden überelastisch mit 20 Nm + 80° verschraubt.

Die Legierung AZ91 zeigt bei allen Versuchen höhere Montagevorspannkraften. Bereits bei einer Temperatur von 80 °C weist die Legierung AZ91 deutliche größere Vorspannkraftverluste im Vergleich zu AE44 auf, weshalb nach Beendigung des Versuchs das Vorspannkraftniveau bei beiden Legierungen vergleichbar ist (Abbildung 8.6(a)).

Bei den Temperaturen von 120 °C und 150 °C zeigt die Legierung AE44 trotz niedrigerer Montagevorspannkraften höhere Restklemmkraften auf Grund signifikant besserer Relaxationsbeständigkeit im Vergleich zu AZ91 (Abbildungen 8.6(b) und 8.6(c)). Die Legierung AZ91 zeigt bei einer Temperatur von 120 °C bereits einen relativen Vorspannkraftabfall von mehr als 50 %, welcher bei 150 °C auf über 70 % ansteigt, während die Legierung AE44 auch bei 150 °C mehr als 50 % Restklemmkraft hat (Abbildung 8.6(d)).

In Abbildung 8.7(a) sind die Vorspannkraftverläufe der beiden Legierungen bei allen Temperaturen im Vergleich zu sehen. Nach Beendigung der Aufheizphase kann die Relaxationsrate r an Hand der Steigung der Tangente an die logarithmische Relaxationskurve für die beiden Legierungen bei allen Temperaturen bestimmt werden (Abbildung 8.7(b)).

Abbildung 8.8 indiziert, dass die Legierung AZ91 wesentlich empfindlicher auf steigende Temperaturen reagiert als AE44, erkennbar an den stark ansteigenden Relaxationsraten. Hierbei ist der Anstieg der Relaxationsrate bei AZ91 mit fortschreitender Zeit nicht berücksichtigt.

Abschließend kann gesagt werden, dass die thermisch beständigere Legierung AE44 ab Temperaturen von 120 °C signifikante Vorteile hinsichtlich Vorspannkrafterhalt im Vergleich zu AZ91 zeigt. Trotz niedrigerer Montagevorspannkraften führen wesentlich kleine-

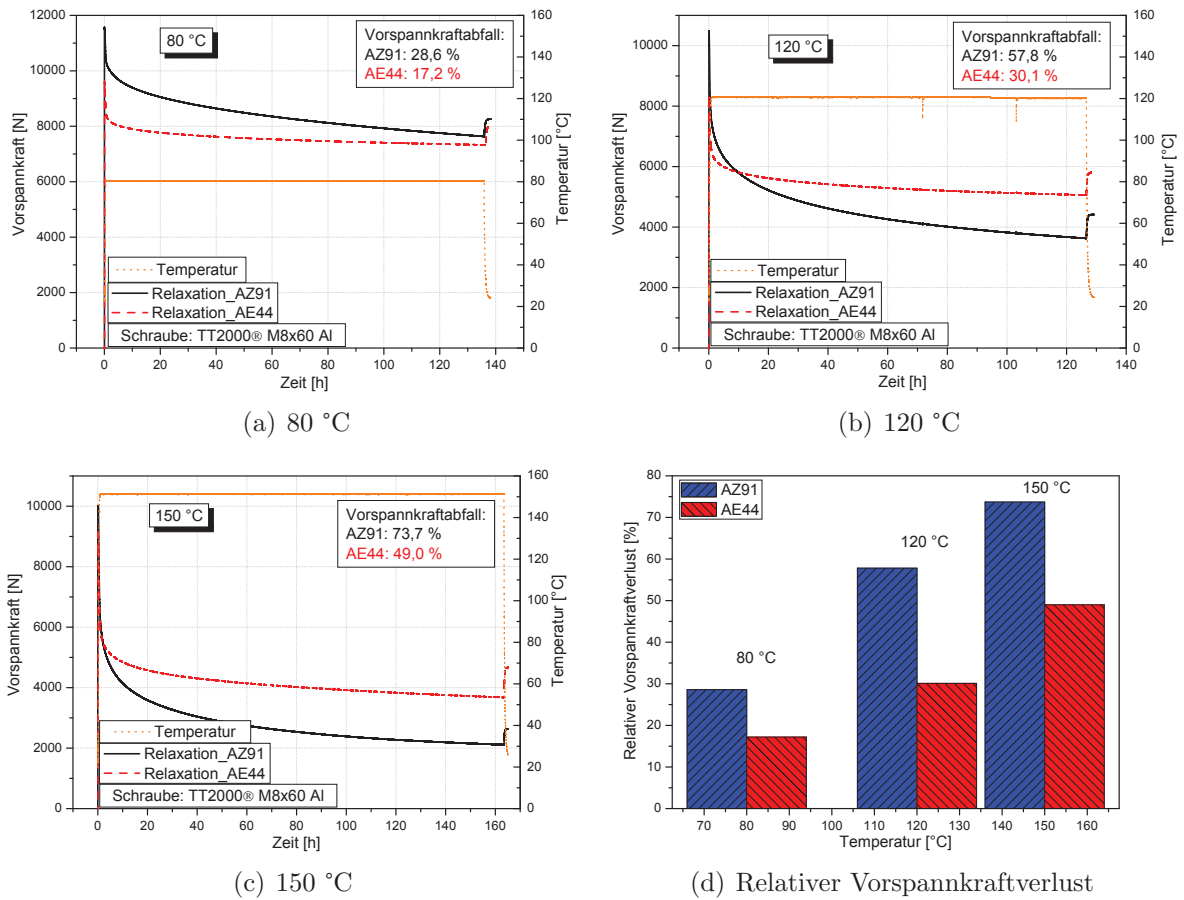


Abbildung 8.6: Verlauf der Relaxationskurven von AZ91 und AE44 bei 80 °C, 120 °C und 150 °C sowie Vergleich der relativen Vorspannkraftverluste

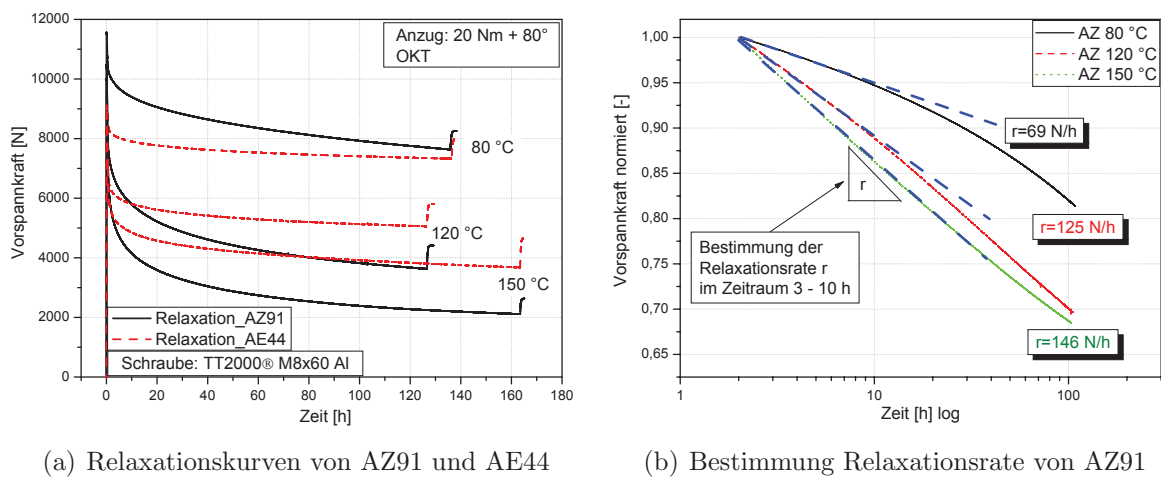


Abbildung 8.7: Logarithmischer Vorspannkraftverlust der Legierungen AZ91 und AE44 bei unterschiedlichen Temperaturen und Bestimmung der Relaxationsrate r nach Erreichen konstanter Prüftemperatur

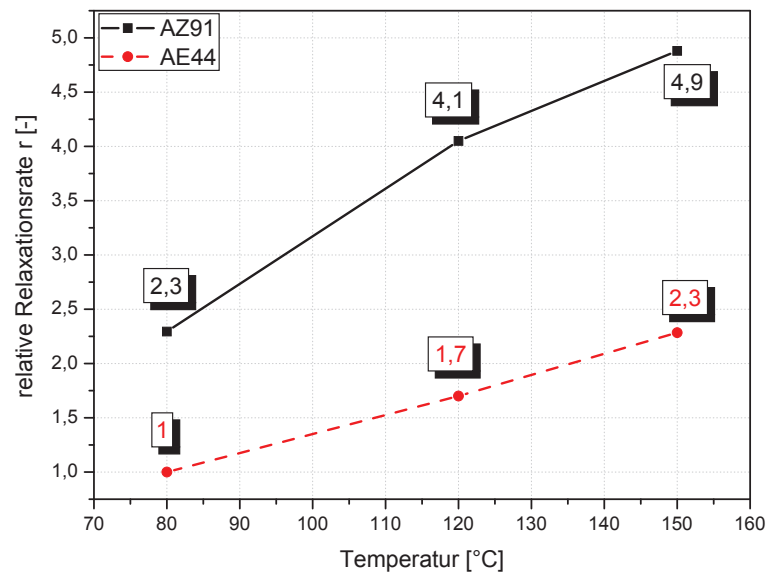


Abbildung 8.8: Relaxationsrate von AZ91 und AE44 in Abhängigkeit der Temperatur

re Relaxationsraten zu höheren Restklemmkraften im Schraubverband. Der Einsatz von AZ91 ab 120 °C kann nicht empfohlen werden, während die kriechfeste Legierung AE44 bei Temperaturen bis 150 °C gute Relaxationseigenschaften aufweist.

8.3.2.2 Einfluss des Temperaturverlaufs

Um den Einfluss einer zyklischen Temperaturführung zu untersuchen, wurden Relaxationsversuche bei wechselnder Temperatur zwischen Raumtemperatur und 150 °C durchgeführt und statischen Versuchen gegenübergestellt. Es zeigt sich kein signifikanter Unterschied im Relaxationsverhalten zwischen zyklischer und statischer Temperaturbeaufschlagung bei den Legierungen AZ91 und AE44 entsprechend Abbildung 8.9(a). Dies stimmt mit den Beobachtungen bei geschnittenen Mg-Innengewinden mit Stahlschrauben von Scheiding [123] überein. Die zyklische Temperaturführung bewirkt einen Anstieg der Vorspannkraft während der Abkühlphase bzw. einen Abfall beim Aufheizen (Abbildung 8.9(b)).

Trotz signifikant unterschiedlicher Montagevorspannkraften bei zyklischer und statischer Temperatur (AZ91) sind die verbleibenden Restvorspannkraften bei beiden Legierungen nach Beendigung des Versuchs vergleichbar. Demnach bewirken höhere Montagevorspannkraften zu Beginn stärkere Relaxationseffekte und größere Vorspannkraftverluste, wodurch sich die Vorspannkraftniveaus nach einer kurzen Zeitdauer angleichen. Chen [24] bestätigt den zunehmenden Klemmkraftverlust mit steigenden Montagevorspannkraften bei Untersuchungen von Stahlschrauben in Aluminiumlegierungen.

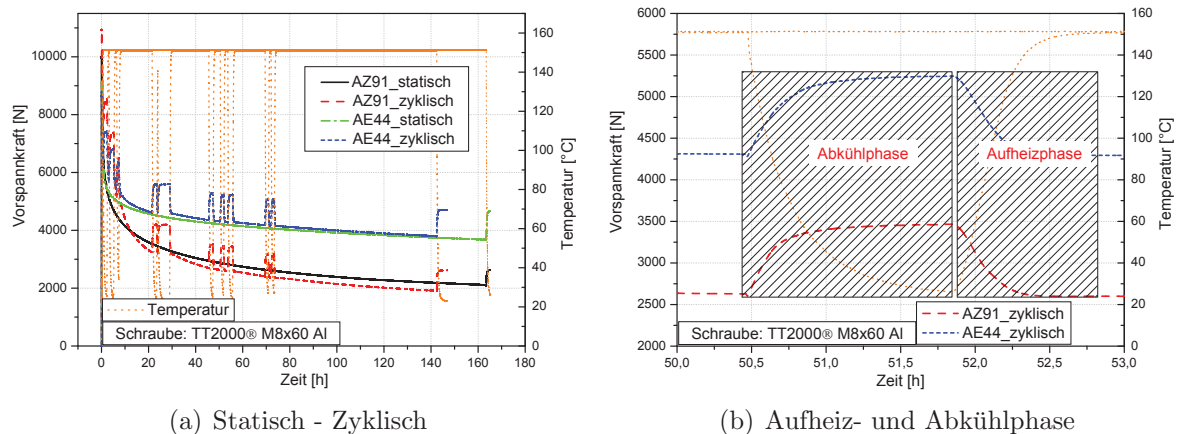


Abbildung 8.9: Einfluss einer zyklischen Temperaturführung auf das Relaxationsverhalten

8.3.3 Einfluss der Kernlochgröße

Abnützungserscheinungen der Stifteinsätze führen zu Variationen der Kernlochgröße. Um den Einfluss dieser Kernlochschwankungen auf das Relaxationsverhalten zu untersuchen, wurden Prüfkörper an der oberen (obere Kernlochtoleranz - OKT) sowie an der unteren Toleranzgrenze (untere Kernlochtoleranz - UKT) untersucht. Eine große Kernlochgröße bewirkt einen geringen Gewindeüberdeckungsgrad von Schrauben- und Muttergewinde, was in weiterer Folge zu hohen lokalen Spannungen an den Gewindekontaktflächen von Mg-Dom und Schraube führt. Eine geringe Kernlochgröße bewirkt hohe Gewindeüberdeckungsgrade und geringere Spannungen an den Kontaktflächen. Die Kernlochgröße ist nach unten hin durch die Forderung nach kleinen Furchmomenten und hohen Vorspannkraften limitiert, während bei zu großen Kernlöchern die Gefahr des Muttergewindeauszugs und hoher Vorspannkraftverluste durch Relaxation besteht.

Im Folgenden wird der Einfluss der Kernlochgröße in Kombination mit der Kriechbeständigkeit des Mg-Muttermaterials auf das Relaxationsverhalten bewertet. Abbildung 8.10 zeigt Relaxationskurven der drei Legierungen AZ91, AE44 und MRI153 bei 120 °C in Kombination mit der höchstfesten Al-Schraube Taptite2000® EN AW 7075 nach Drehwinkelmontage bei unterer Kernlochtoleranz.

Es sind keine nennenswerten Unterschiede im Relaxationsverhalten zwischen den drei Legierungen erkennbar. AE44 und MRI153 weisen tendenziell einen etwas geringeren Vorspannkraftverlust auf gemäß Abbildung 8.10(a).

Im logarithmischen Maßstab ist ersichtlich, dass sich nach der Aufheizphase bei allen Legierungen ein linearer Verlauf der Vorspannkraft einstellt. Erst nach ca. 30 h sind leichte Nichtlinearitäten zu erkennen, wie im Detailbild in Abbildung 8.10(b) zu sehen ist. Auf Grund des vergleichbaren Verhaltens von AE44 und MRI153 wird in weiterer Folge nur die Legierung AE44 einer genaueren Betrachtung unterzogen.

In Abbildung 8.11 ist das Relaxationsverhalten von AZ91 und AE44 bei UKT und OKT bei einer Temperatur von 80 °C nach Drehwinkelmontage dargestellt.

Abbildung 8.11(a) zeigt übereinstimmend mit den statischen Verschraubversuchen in Ka-

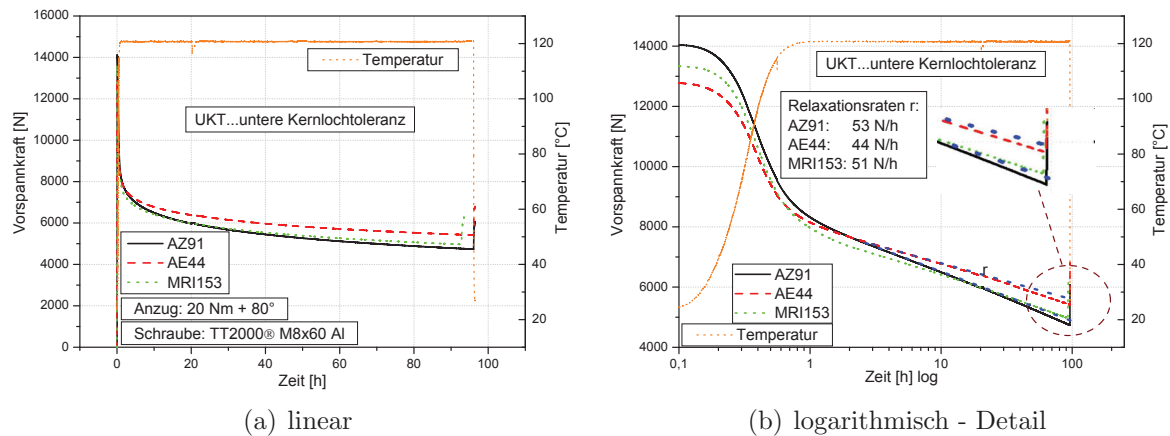


Abbildung 8.10: Relaxation der Legierungen AZ91, AE44 und MRI153 bei 120 °C

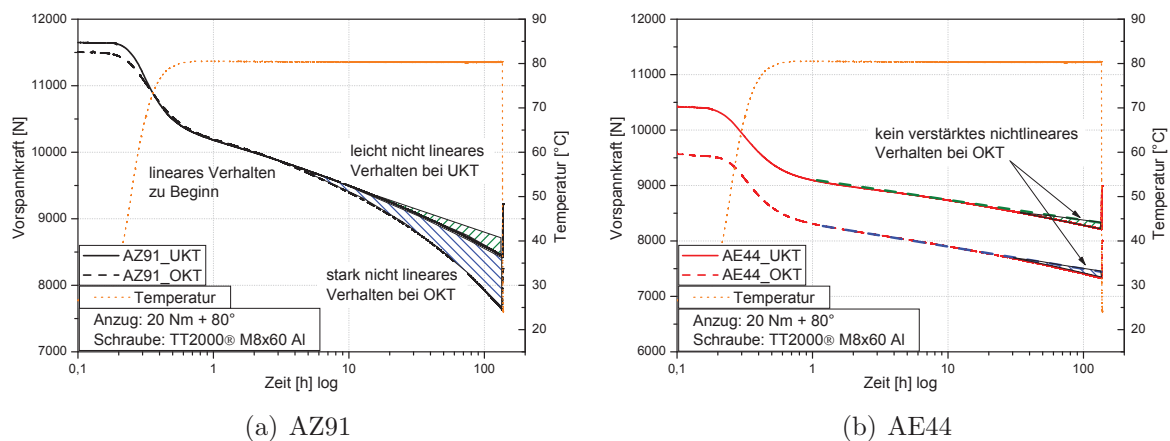


Abbildung 8.11: Einfluss der Kernlochgröße auf den Vorspannkraftabfall der Legierungen AZ91 und AE44 bei 80 °C

pitel 5.2.4, dass die Kernlochgröße bei AZ91 keinen signifikanten Einfluss auf die Höhe der Montagevorspannkraft hat. Nach Erreichen der konstanten Temperatur von 80 °C ist bei AZ91 nur über einen kurzen Zeitraum, abhängig von der Kernlochtoleranz, eine konstante Steigung erkennbar. Bei unterer Kernlochgröße (UKT) kommt es zu einer mäßigen Abweichung vom linearen Verhalten ab etwa 20 h, während bei oberer Kernlochtoleranz (OKT) bereits nach 5 h deutliche Nichtlinearitäten auftreten. Es kommt zu einem stetigen Anstieg der Relaxationsrate r .

Die Legierung AE44 zeigt auf Grund der niedrigeren Materialfestigkeit bei Raumtemperatur kleinere Montagevorspannkraft im Vergleich zu AZ91. Weiters ist ein Absinken der Montagevorspannkraft bei OKT ersichtlich, was auf vorzeitiges Plastifizieren der Muttergewindeflanken auf Grund der geringeren Festigkeit der Legierung AE44 zurück zu führen ist. Nach Erreichen der Prüftemperatur von 80 °C stellt sich ein linearer annähernd konstanter Verlauf über die gesamte Prüfdauer, unabhängig von der Kernlochgröße, ein. Diese Ergebnisse zeigen, dass das Relaxationsverhalten der Legierung AZ91 stark vom

Gewindeüberdeckungsgrad abhängig ist, während die Legierung AE44 weitgehend unempfindlich auf Kernlochschwankungen reagiert.

Bei einem Vergleich der Relaxationsbeständigkeit der Legierungen AZ91 und AE44 in Abhängigkeit der Kernlochgröße an Hand der Relaxationsrate r , muss beachtet werden, dass diese eine Funktion der Temperatur und der Spannung darstellt, basierend auf den Gesetzen des Kriechens.

Ein Vergleich der Relaxationsrate der beiden Legierungen bei einer bestimmten Kernlochgröße ist deshalb nur bei gleicher Temperatur und Spannung zulässig. Die Temperatur ist als Randbedingung des Versuchs bestimmt, wohingegen die lokal vorherrschende Spannung von der Klemmkraft im Schraubverband abhängt. Bei gleicher Vorspannkraft wirken bei einer bestimmten Kernlochgröße in beiden Legierungen unter Voraussetzung ausreichend genauer Kernlochgeometrien gleiche Spannungen. Im Versuch treten auf Grund der unterschiedlichen Montagevorspannkraft keine Schnittpunkte der Relaxationskurven von AZ91 und AE44 auf (Abbildung 8.12). Ein wirksames Instrument ist die Modellierung der im Versuch aufgenommenen Relaxationskurven (Kapitel 2.3.8) mit anschließender Extrapolation auf Basis des Kriechgesetzes nach Norton.

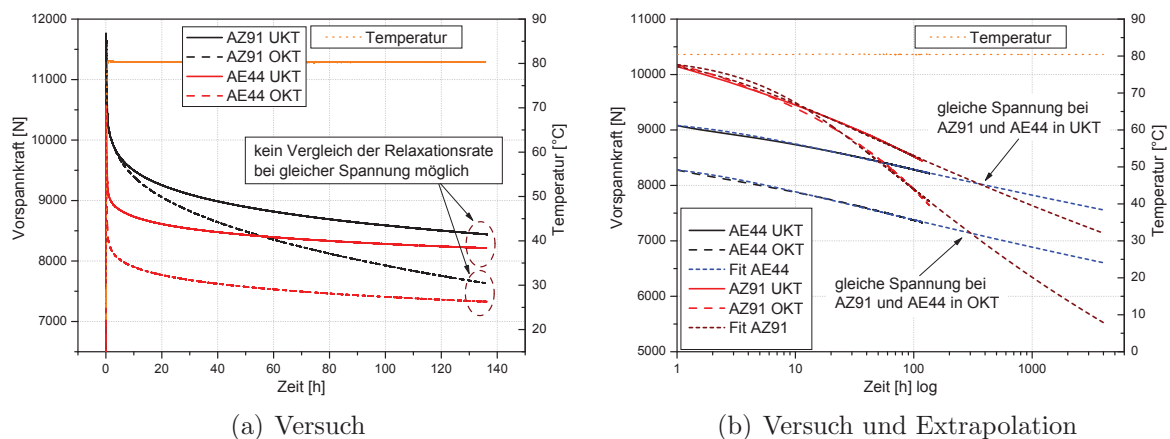


Abbildung 8.12: Extrapolation von Versuchsdaten nach Norton

Auf Grund der unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten der Klemmteile und der Schraube kommt es bei veränderlicher Temperatur zu Vorspannkraftänderungen, welche nicht durch das Kriechgesetz abgebildet werden können. Es wurden deshalb nur die Relaxationsdaten nach Beendigung der Aufheizphase bei konstanter Temperatur bei der Modellierung berücksichtigt. Auf Basis der Versuchsdaten erfolgte eine Extrapolation der Vorspannkraftverläufe bis zu einer Dauer von 4000 h gemäß Abbildung 8.12(b).

Es ist ersichtlich, dass zwischen 300 h und 400 h Schnittpunkte der Relaxationskurven der Legierungen AZ91 und AE44 bei UKT und OKT auftreten, wodurch eine Bestimmung und ein Vergleich der Relaxationsraten bei gleicher wirkender Spannung möglich werden. Abbildung 8.13 zeigt den Verlauf der Relaxationsrate r (Steigung der Relaxationskurven im zeitlich logarithmischen Maßstab) für AZ91 und AE44 während des Versuchs und darüber hinaus auf Basis der extrapolierten Daten.

Die Legierung AE44 weist unabhängig von der Kernlochgröße vergleichbare Relaxationsra-

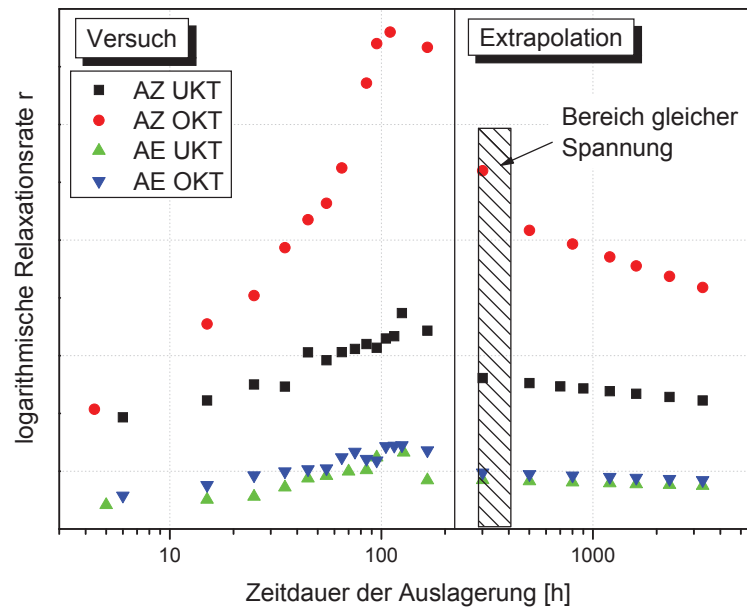


Abbildung 8.13: Vergleich der Relaxationsrate r der Legierungen AZ91 und AE44 bei gleicher Spannung und Temperatur

ten auf, welche bis zum Ende des Versuchs leicht ansteigen. AZ91 weist signifikant höhere Relaxationsraten als AE44 auf. Deutlich erkennbar ist das übermäßige Anwachsen der Relaxationsrate der Legierung AZ91 bei OKT im Vergleich zu UKT mit fortschreitender Versuchsdauer. An Hand der extrapolierten Daten ist ersichtlich, dass das Norton-Modell ein Abnehmen der Relaxationsrate prognostiziert. Dies basiert auf der kontinuierlich sinkenden Klemmkraft im Schraubverband, wodurch die treibende Kraft für Relaxation abnimmt.

Im Bereich gleicher Spannung ist nun ein direkter Vergleich zwischen AZ91 und AE44 bei UKT und OKT möglich. Die Legierung AZ91 weist bei gleicher wirkender Spannung im Schraubverband signifikant höhere Relaxationsraten als AE44 auf. Bei OKT zeigt AZ91 eine um Faktor 4 höhere Relaxationsrate als AE44.

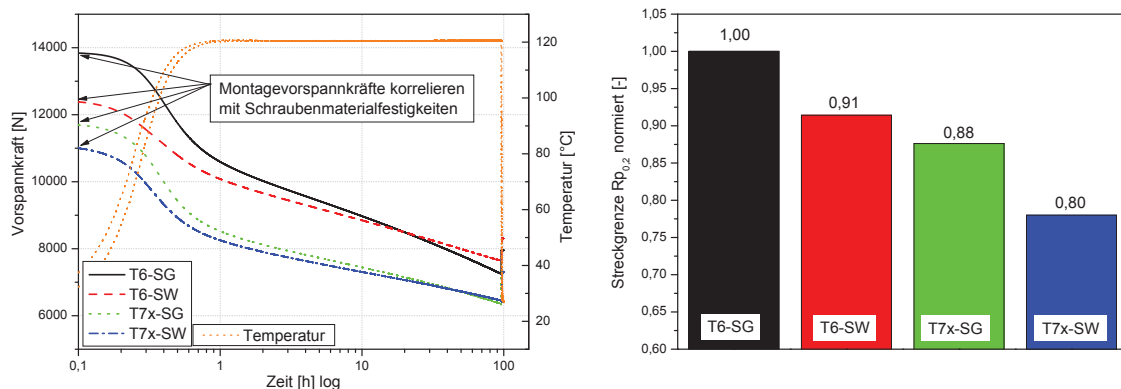
8.3.4 Einfluss des Wärmebehandlungs- und Endbearbeitungszustandes der Al-Schraube

Bei der Untersuchung der Kriecheigenschaften der höchstfesten Al-Schraube Taptite2000[®] EN AW 7075 zeigt sich eine deutliche Abhängigkeit der Kriechbeständigkeit vom Endbearbeitungszustand der Schraube (Kapitel 7.4.3). Der Einfluss dieser unterschiedlichen thermischen Beständigkeit der Schraube auf das Relaxationsverhalten wird im Folgenden dargestellt. Folgende vier Schraubentypen der Legierung EN AW 7075 wurden überelastisch mittels Drehwinkelmontage in die kriechbeständige Legierung

MRI153 bei unterer Kernlochtoleranz (UKT) verschraubt und bei einer Temperatur von 120 °C 100 h lang ausgelagert:

- TT2000[®] EN AW 7075 T6-SG
- TT2000[®] EN AW 7075 T7x-SG
- TT2000[®] EN AW 7075 T6-SW
- TT2000[®] EN AW 7075 T7x-SW

In Abbildung 8.14(a) sind Relaxationskurven der vier Schraubentypen in MRI153 dargestellt. Die Montagevorspannkraften korrelieren mit den Materialfestigkeiten der verwendeten Schrauben, deren auf T6-SG normierte Streckgrenzen in Abbildung 8.14(b) dargestellt sind. Dies zeigt in Übereinstimmung mit den Ergebnissen der statischen Verschraubversuche in Kapitel 5.2.4, dass bei ausreichender Gewindestabilität bei Anwendung einer überelastischen Drehwinkelmontage die Streckgrenze der Schraube die limitierende Größe beim Aufbau der Vorspannkraft ist.



(a) Relaxation der Legierung MRI153 mit unterschiedlichen Schraubentypen

(b) Schraubenfestigkeit

Abbildung 8.14: Einfluss der thermischen und mechanischen Eigenschaften auf Montagevorspannkraft und Relaxationsverlauf

Bei Betrachtung des Relaxationsverhaltens ist zu erkennen, dass unabhängig vom Wärmebehandlungszustand die Schrauben im schlusswärmebehandelten Endbearbeitungszustand geringere Vorspannkraftverluste aufweisen im Vergleich zu den schlussgerollten Schrauben. Ein signifikanter Unterschied im Relaxationsverhalten zwischen den beiden untersuchten Wärmebehandlungszuständen T6 und T7x ist nicht feststellbar. Der Endbearbeitungszustand hat eindeutig einen größeren Einfluss auf den Vorspannkraftverlauf bei erhöhter Temperatur als der Wärmebehandlungszustand. Die Schraube im höchstfesten Zustand T6-SW im schlusswärmebehandelten Zustand weist die beste Kombination aus hoher Materialfestigkeit und Relaxationsbeständigkeit analog zu den Ergebnissen der einaxigen Zugkriechversuche auf.

8.3.5 Einfluss überlagerter Betriebslast

Zahlreiche Komponenten in der Automobilindustrie unterliegen im Betrieb einer dynamischen Belastung. Relaxationsversuche mit überlagerter dynamischer pulsierender Betriebslast wurden durchgeführt, um reale Betriebsbedingungen möglichst genau abzubilden. Abbildung 8.15 stellt den Aufbau des Schraubverbandes sowie die Einleitung der Betriebskraft dar.

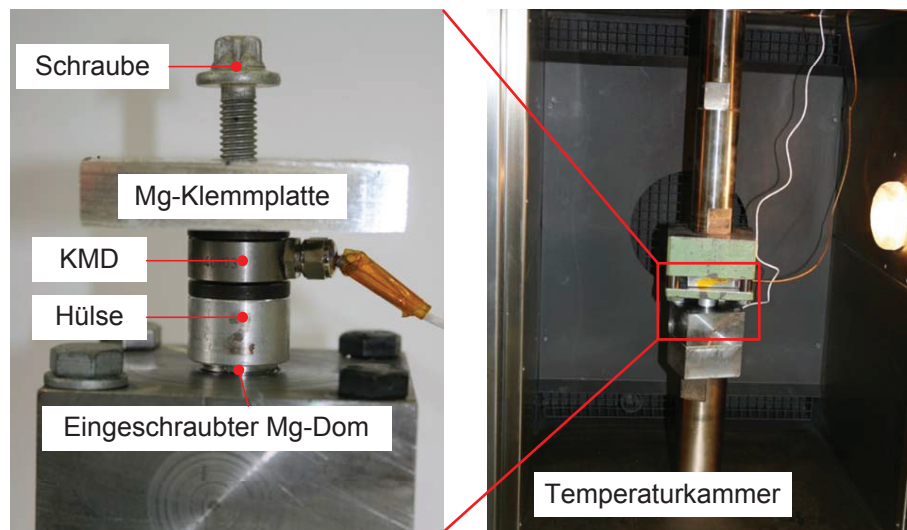


Abbildung 8.15: Verwendeter Schraubverband und Krafteinleitung bei den dynamischen Relaxationsversuchen

Die dynamische pulsierende Belastung wurde zentral unter dem Schraubenkopf mit einer Frequenz von 12 Hz bei einem Spannungsverhältnis von $R = 0,1$ eingeleitet. Folgende Parameter wurden bei überlagerter Betriebslast variiert:

- Mg-Legierung
- Höhe der pulsierenden Belastung
- Kernlochgröße

In Abbildung 8.16 ist schematisch das Messprinzip an Hand eines elastischen Verspannungsschaubildes zu sehen. Der Kraftsensor misst bei der gewählten Versuchsanordnung die Entlastung der Klemnteile. Um das Messsystem zu überprüfen, wurde zu Beginn ein Versuch bei Raumtemperatur durchgeführt. Bei Aufbringung der Mittellast zeigt der Kraftmesssensor einen abrupten Abfall der Klemmkraft. In weiterer Folge erfolgt eine schwingende Beanspruchung um die Mittellast, welche periodisch aufgezeichnet wird. Nach Beendigung der schwingenden Beanspruchung ist bei Wegnahme der Mittellast ein sprunghafter Anstieg der Klemmkraft zu erkennen.

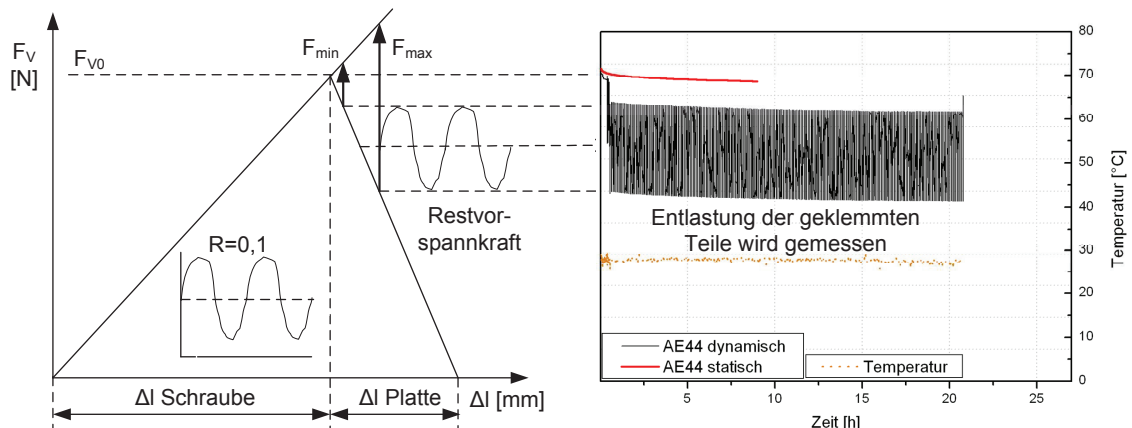


Abbildung 8.16: Messprinzip der dynamischen Relaxationsuntersuchungen am Beispiel eines Versuchs bei RT

8.3.5.1 Einfluss der Mg-Legierung

Abbildung 8.17 zeigt Vorspannkraftverläufe der Legierungen AZ91 und AE44 bei einer Temperatur von 120 °C mit überlagerter Betriebslast. Taptite2000® EN AW 7075 M8 x 60 Schrauben im Zustand T7x-SG wurden überelastisch mittels Drehwinkelmontage in Kernlöcher oberer Toleranz (OKT) verschraubt. Bei der verwendeten Positionierung der Kraftmessdose werden bei maximaler Zugbelastung die Klemmteile entlastet und der Kraftmesssensor erfasst die im Schraubverband verbleibende Klemmkraft. Die im Verband vorherrschende Restklemmkraft kann an Hand der unteren Hüllkurve des Vorspannkraftverlaufs in Abbildung 8.17(a) bewertet werden.

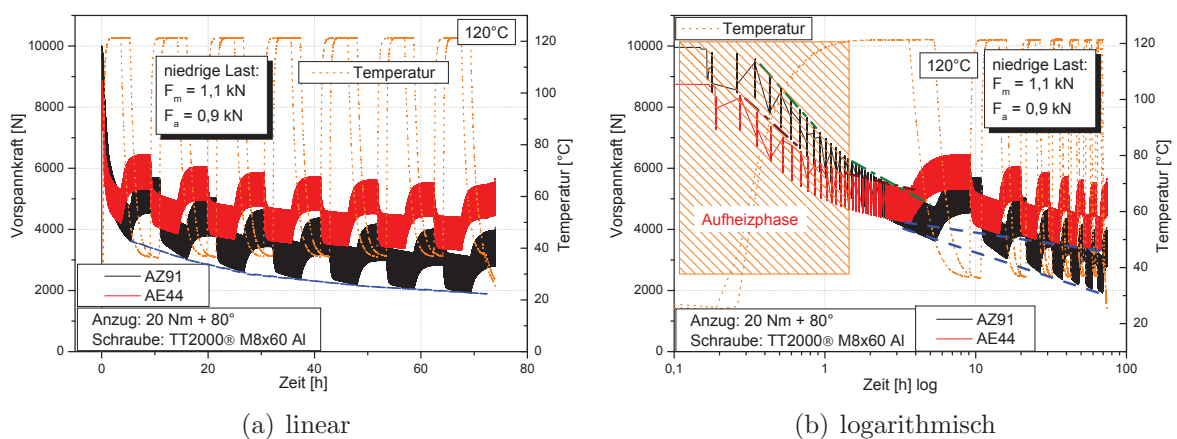


Abbildung 8.17: Einfluss der Mg-Legierung auf den Vorspannkrafterhalt bei kombinierter thermischer und mechanischer Belastung

Die Legierung AE44 weist bei geringeren Montagevorspannkraften im Vergleich zu AZ91 trotz niedrigerer Materialfestigkeit deutlich höhere Restvorspannkraften und somit ein

besseres Relaxationsverhalten als AZ91 auf. Während der Aufheizphase fällt die Vorspannkraft stark ab, bedingt durch auftretende Relaxationseffekte, Materialerweichung auf Grund der steigenden Temperatur einhergehend mit Plastifizierungen sowie auf Grund unterschiedlicher thermischer Wärmedehnungen von Schraube und Klemnteilen. Nach Erreichen konstanter Temperatur sinkt die Relaxationsrate gemäß Abbildung 8.17(b) abrupt ab. Es ist ersichtlich, dass die kriechfeste Legierung AE44 über den gesamten Versuchszeitraum geringere Relaxationsraten als AZ91 aufweist.

8.3.5.2 Einfluss der Höhe der Betriebslast

Abbildung 8.18 zeigt Relaxationsverläufe der Legierung AZ91 mit und ohne überlagerter Betriebslast im Vergleich. Nach einer Dauer von ca. 10 h stellt sich bei allen Versuchen eine vergleichbare Relaxationsgeschwindigkeit, gekennzeichnet durch die strichpunktierten Linien in Abbildung 8.18(a), ein. Die verbleibenden Restklemmkräfte sind dennoch bei hoher Betriebslast am niedrigsten. Grund dafür sind die verstärkten Klemmkraftverluste während der Aufheizphase und in den ersten Stunden nach Erreichen der Prüftemperatur von 120 °C bei überlagerter Betriebslast entsprechend Abbildung 8.18(b).

Diese überlagerten Betriebslasten verursachen durch die kontinuierlich auftretenden Spannungsspitzen auch bei niedrigen Restklemmkraften hohe Relaxationsraten, während bei Versuchen ohne Betriebslast eine höhere Klemmkraft im Schraubverband bei vergleichbaren Relaxationsraten vorherrscht.

Die größten Unterschiede zwischen den statischen und dynamischen Untersuchungen zeigen sich in den ersten Stunden nach Erreichen der Prüftemperatur von 120 °C. Die sich

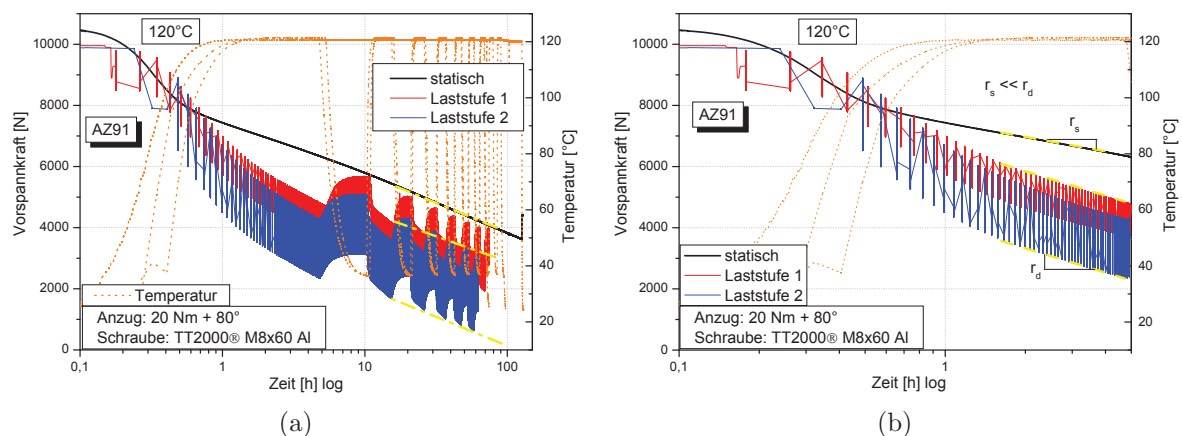


Abbildung 8.18: Einfluss variabler Betriebslast auf das Relaxationsverhalten der Legierung AZ91

einstellende Relaxationsrate direkt nach Erreichen der Prüftemperatur ist beim statischen Versuch deutlich geringer als bei überlagerter Betriebslast, wobei das Niveau der Betriebslast keinen wesentlichen Einfluss hat. Diese Ergebnisse legen den Schluss nahe, dass die Prüftemperatur von 120 °C eine Verschlechterung der mechanischen Eigenschaf-

ten bewirkt, was in weiterer Folge bei Auftreten von Spitzenspannungen lokal zu einem Überschreiten der Fließgrenze des Mg-Muttermaterials führt, und starke Relaxationseffekte bewirkt.

Bei einem Vergleich der Versuche mit und ohne Betriebslast muss außerdem berücksichtigt werden, dass auf Grund der zyklischen Temperaturführung bei den dynamischen Versuchen die maximale Temperatur deutlich kürzer einwirkt als bei der statischen Temperaturführung.

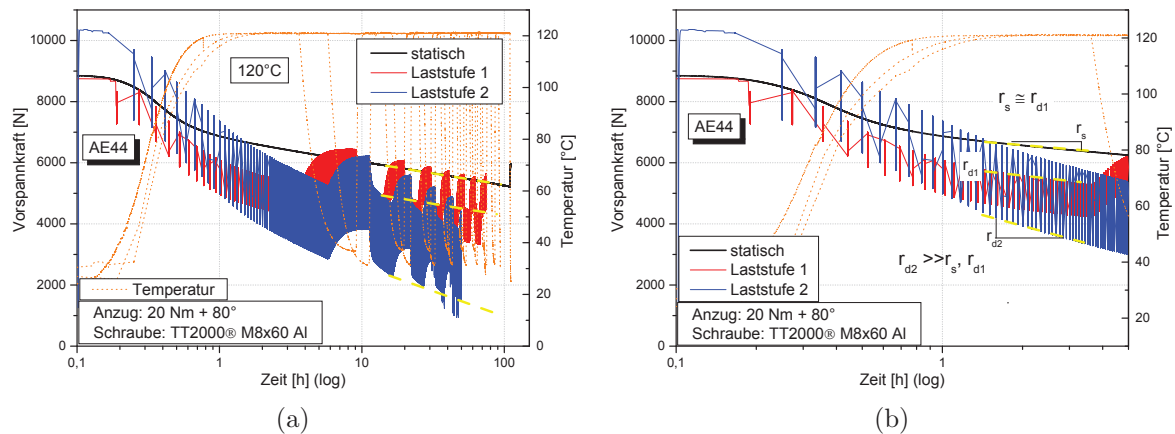


Abbildung 8.19: Einfluss variabler Betriebslast auf das Relaxationsverhalten der Legierung AE44

Die Legierung AE44 erweist sich als tendenziell unempfindlicher gegenüber einer überlagerten Betriebslast (Abbildung 8.19). Bei niedriger überlagerten Betriebslast ist die auftretende Relaxationsrate vergleichbar mit jener des statischen Versuchs (Abbildung 8.19(a)). Auch nach Erreichen der Prüftemperatur ist bei AE44 kein übermäßiger Vorspannkraftverlust im Vergleich zum statischen Versuch zu erkennen. Dies zeigt, dass diese Legierung trotz niedrigerer Materialfestigkeit bei Raumtemperatur überlegene mechanische Warmtemperatureigenschaften besitzt. Wird eine höhere Betriebslast appliziert, so steigt die Relaxationsrate signifikant an (Abbildung 8.19(b)).

Die Legierung AE44 ist im Vergleich zu AZ91 tendenziell unempfindlicher gegenüber einer überlagerten Betriebslast. Unabhängig von der Belastungshöhe, weist die kriechfeste Legierung AE44 höhere Restklemmkraften im Schraubverband auf. Vor allem bei niedrigen Betriebslasten weist AE44 auf Grund der besseren thermischen Beständigkeit ein überlegenes Relaxationsverhalten bei 120 °C auf.

8.3.5.3 Einfluss der Kernlochgröße bei überlagerten Betriebslast

Bei den statischen Relaxationsuntersuchungen zeigt sich in Abhängigkeit der verwendeten Legierung ein Einfluss der Kernlochgröße auf den Klemmkraftabbau. Mit zunehmender Kernlochgröße steigt auf Grund der geringeren Gewindeüberdeckung lokal die Kontaktspannung an. Der Einfluss einer überlagerten Betriebslast in Kombination mit variabler

Kernlochgröße wurde an Hand von Relaxationsuntersuchungen in AE44 bei 120 °C bei UKT und OKT bewertet (Abbildung 8.20).

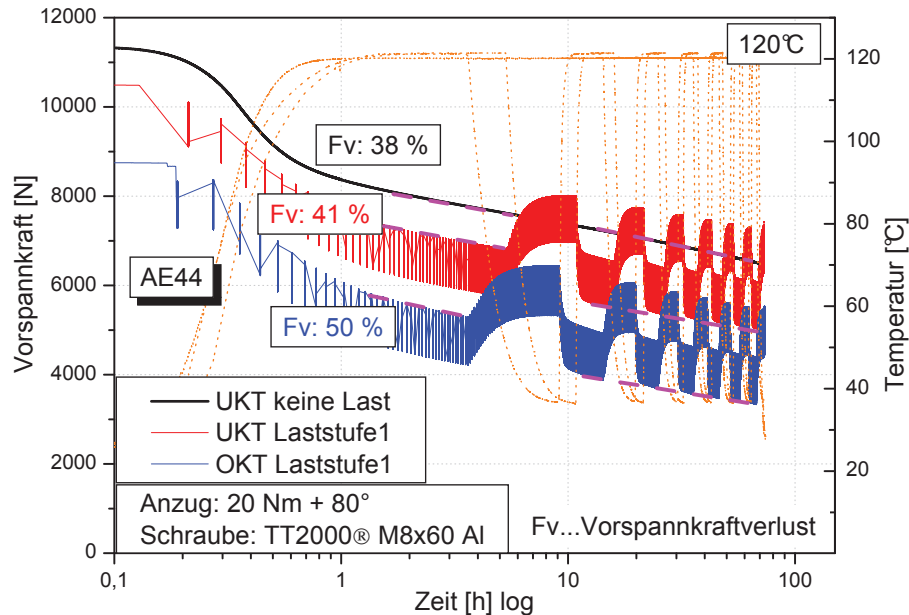


Abbildung 8.20: Einfluss der Kernlochgröße bei überlagerter Betriebslast auf das Relaxationsverhalten der Legierung AE44

Wie bereits zuvor beobachtet, sinkt die erreichbare Montagevorspannkraft bei AE44 bei oberer Kernlochtoleranz (OKT) wegen unzureichender Gewindeflankenstabilität ab. Der relative Vorspannkraftverlust der einzelnen Versuche zeigt einen leichten Einfluss der Kernlochgröße. Bei unterer Kernlochtoleranz steigt der Vorspannkraftverlust bei überlagerter Betriebslast im Vergleich zum statischen Versuch nicht signifikant von 38 % auf 41 % an. Beim Versuch bei OKT ist ein Vorspannkraftverlust von 50 % zu verzeichnen. Diese Ergebnisse lassen den Schluss zu, dass eine überlagerte Betriebslast bei geringen Gewindeüberdeckungsgraden zu geringfügig stärkeren Klemmkraftverlusten führt, während bei unterer Kernlochtoleranz kein signifikanter Einfluss festzustellen ist. Analog zu den statischen Versuchen ist anzunehmen, dass AZ91 empfindlicher auf Schwankungen der Kernlochgröße reagiert und signifikant ansteigende Klemmkraftverluste mit zunehmender Kernlochgröße aufweist.

8.4 Ergebnisse und Diskussion

An Hand der dargestellten Ergebnisse ist ersichtlich, dass Parameter wie Kernlochgröße, thermische Beständigkeit der Mg-Legierung, Endbearbeitungszustand der Al-Schraube, Temperaturniveau und überlagerte Betriebslast das Relaxationsverhalten unterschiedlich stark beeinflussen. Eine isolierte Betrachtung dieser Einflussgrößen ist nicht zulässig,

da diese Parameter Wechselwirkungen aufweisen. Im Folgenden werden die einzelnen Einflussparameter an Hand des relativen Klemmkraftverlustes (bezogen auf die Montagevorspannkraft) diskutiert.

Bei Verwendung der thermisch stabilen Stahlschraube in den Mg-Legierungen AZ91 und AE44 zeigt die thermisch beständigere Legierung AE44 trotz niedrigerer Montagevorspannkraft höhere Restvorspannkraften nach 100 h Auslagerung des Schraubverbandes bei 120 °C gemäß Abbildung 8.21(a). Der relative Klemmkraftverlust ist bei AZ91 über 60 % im Vergleich zu 35 % bei AE44. Bei vollständiger thermischer Beständigkeit der übrigen Komponenten im Schraubverband, ist die Kriechbeständigkeit der Mg-Legierung die maßgebliche Einflussgröße auf das Relaxationsverhalten.

Der Einfluss der Temperatur ist in Abbildung 8.21(b) dargestellt. Eine Steigerung der Temperatur von 80 °C auf 150 °C bewirkt verstärkte Relaxationseffekte und höhere Klemmkraftverluste. Die Legierung AE44 zeigt eine überlegene thermische Stabilität bei maximalen Vorspannkraftverlusten von 50 % bei 150 °C im Vergleich zu 75 % bei AZ91.

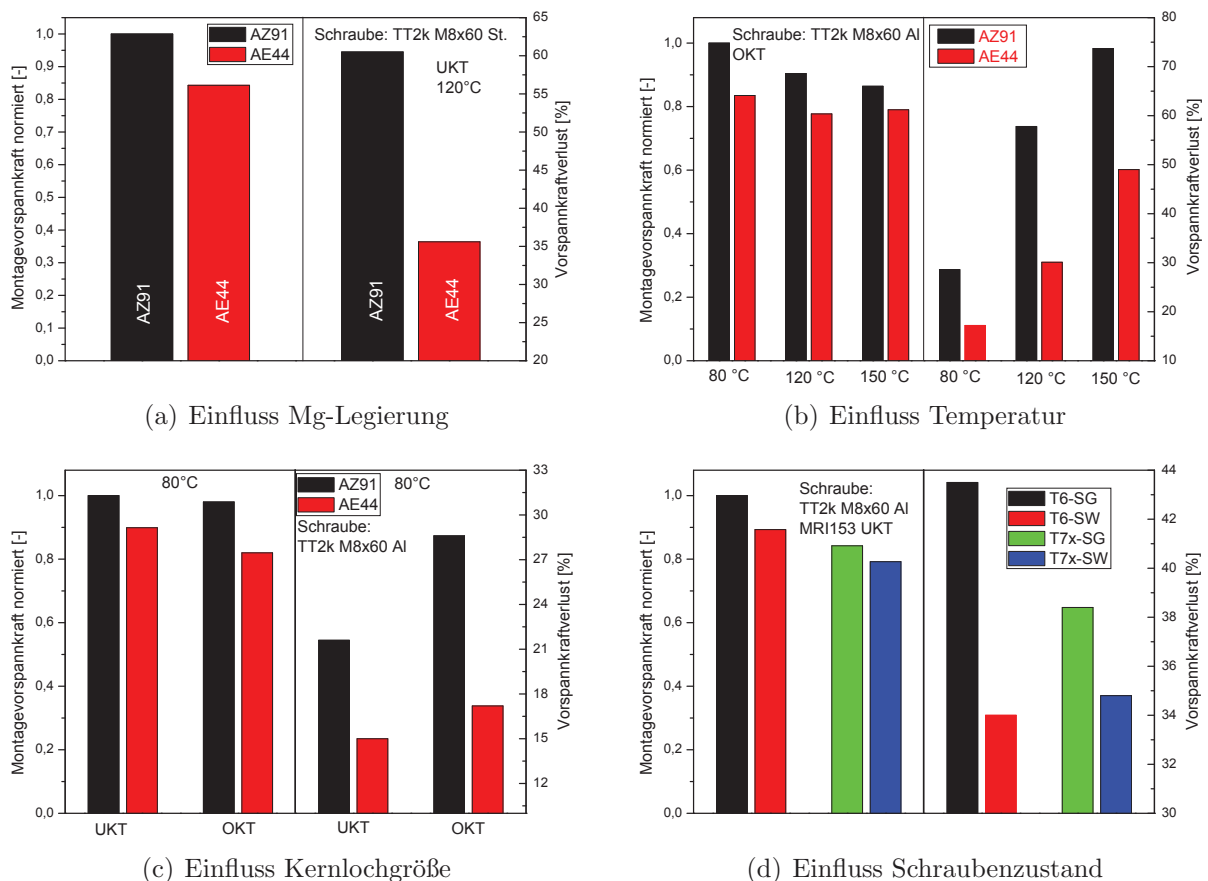


Abbildung 8.21: Einfluss der untersuchten Parameter auf den festgestellten relativen Vorspannkraftabfall

Der Einfluss der Kernlochgröße auf das Relaxationsverhalten ist in Abbildung 8.21(c) dargestellt. Bei AZ91 sind auf Grund der ausreichenden Gewindeflankenstabilität basierend auf der höheren Materialfestigkeit vergleichbare Montagevorspannkkräfte bei UKT und OKT erzielbar, während bei AE44 die Montagevorspannkkräfte mit zunehmender Kernlochgröße sinken. Hinsichtlich Relaxationsbeständigkeit zeigt die Legierung AE44 bei OKT nur geringfügig höhere Klemmkraftverluste im Vergleich zu UKT. Im Gegensatz dazu nehmen bei AZ91 die Klemmkraftverluste bei zunehmender Kernlochgröße signifikant zu.

In Abbildung 8.21(d) ist der Einfluss des Endbearbeitungs- bzw. Wärmebehandlungszustandes der Al-Schraube auf das Relaxationsverhalten des Schraubverbandes bei Verwendung einer thermisch beständigen Mg-Legierung angeführt. Die schlussgerollten Schrauben weisen deutlich höhere Klemmkraftverluste im Vergleich zu den schlusswärmebehandelten Varianten auf. Die Schraube T6-SW bewirkt durch hohe Materialfestigkeit in Kombination mit guter Kriechbeständigkeit das beste Relaxationsverhalten.

Diese Ergebnisse zeigen, dass die Verwendung der kriechfesten Legierung AE44 bereits ab einer Temperatur von 80 °C eine Verbesserung des Relaxationsverhaltens bewirkt. Vor allem bei geringer Gewindeüberdeckung in Kombination mit Temperaturen oberhalb von 120 °C stellt die kriechfeste Legierung AE44 eine sinnvolle Alternative zu AZ91 zur Verminderung der Klemmkraftverluste dar. Durch Variation des Wärmebehandlungszustandes und der Prozessreihenfolge bei der Schraubenproduktion können die thermische Beständigkeit der Schraube verbessert und verringerte Vorspannkraftverluste erzielt werden.

In Kapitel 10 wird an Hand von Relaxationsuntersuchungen an Prototypenverteilergetrieben der Legierungen AZ91 und AE44 mit Al-Schrauben der Legierungen EN AW 7075 und EN AW 6056 die Einsetzbarkeit an einer realen Komponente untersucht.

Kapitel 9

Simulation

Im Zuge dieser Arbeit wurde im Rahmen der Diplomarbeit von Thaler [85] mit einem weiterführenden Projekt der Fa. Gewotech ein Simulationsmodell erstellt, um den Vorgang des Gewindefurchens, den Aufbau der Vorspannkraft nach Erreichen der Kopfauflage und den Abbau der Klemmkraft bei erhöhter Temperatur für überelastisch angezogene Al-Gewindefurchschrauben in Mg-Mutternmaterialien abzubilden. Im Folgenden wird das Gewotech-Modell beschrieben und durch Vergleich mit Versuchsergebnissen evaluiert.

9.1 Aufbau des Simulationsmodells

Das erstellte Simulationsmodell bildet den Versuchsaufbau der Ersatzprüfkörper, bestehend aus Mg-Dom, Kraftmessdose, Distanzhülse und der Schraube mit der Dimension M8 x 60 ab. Abbildung 9.1 zeigt den Aufbau des Simulationsmodells mit den entsprechenden Komponenten und die Umsetzung bei der Modellierung in ABAQUS.

Die Kraftmessdose wird als axialer Konnektor mit nach Gleichung 9.1 entsprechender Steifigkeit modelliert.

$$c_f = \frac{E \cdot A}{l} \quad (9.1)$$

Um die plastische Längung der Schraube bei der überelastischen Drehwinkelmontage abbilden zu können, wird der freie Gewindeteil als axialer Konnektor modelliert. Diesem Konnektor wird das elastisch-plastische Materialverhalten der Schraube an Hand von Zugversuchsdaten zugewiesen. Der Schraubenkopf als auch der eingeschraubte Gewindeteil werden als starr angenommen, da anzunehmen ist, dass die gesamte plastische Längung der Schraube im freien Gewindeteil auftritt.

Die Gewindefurchschraube weist auf Grund der Trilobularität eine äußerst komplexe Geometrie auf. Die charakteristische Geometrie der Schraube wurde mittels 3D-Scan bei der Fa. Köberl und Markart GmbH - 3D-Scantechnik bestimmt und anschließend in ABAQUS

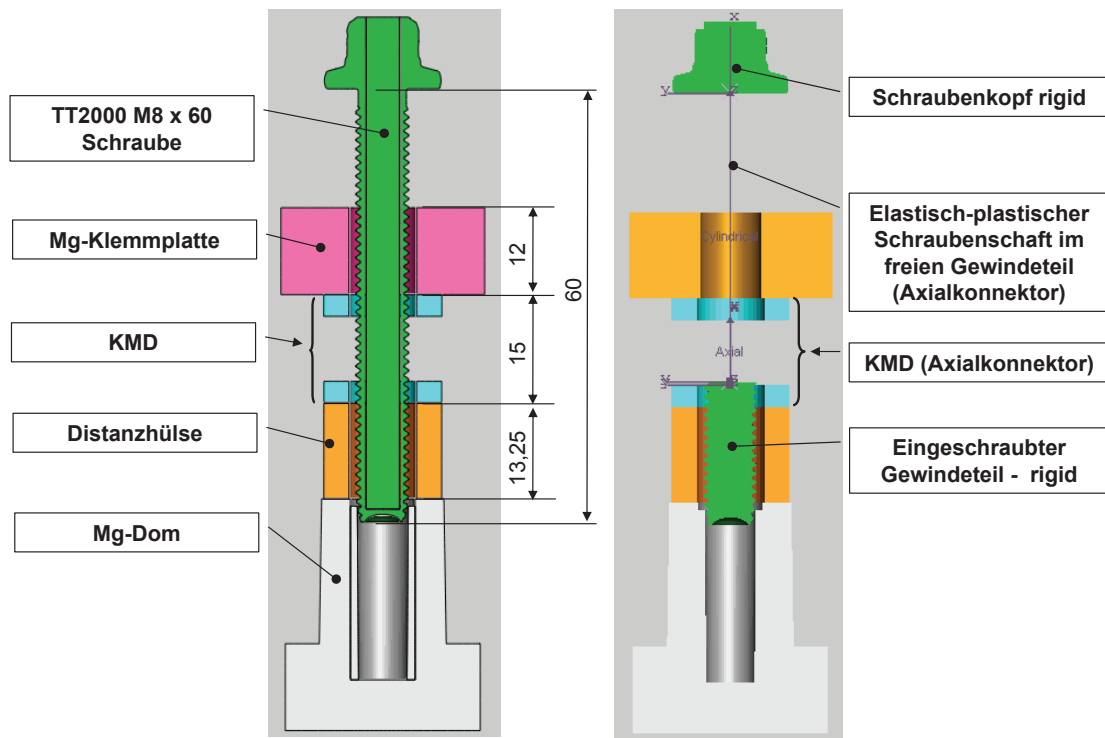


Abbildung 9.1: Aufbau des Simulationsmodells und Umsetzung der Komponenten bei der Modellbildung in ABAQUS

implementiert und vernetzt. Der oberflächennahe Bereich der Schraube wurde gemäß Abbildung 9.2(a) feiner diskretisiert als der Innenbereich.

Das Gewindefurchen verursacht starke Deformationen des Mg-Muttermaterials. Die Formung des Muttergewindes beschränkt sich auf die oberflächennahe Zone des Doms. Um die beim Verschraubungsprozess auftretenden Deformationen gut abbilden zu können, ist eine entsprechend feine Diskretisierung bzw. Elementgröße notwendig. Der Dom wurde gemäß Abbildung 9.2(b) in einen inneren fein vernetzten und einen äußeren gröber diskretisierten Teil unterteilt, um die Gesamtelementanzahl und in weiterer Folge den Rechenaufwand zu beschränken. Der Innenteil wurde einer Euler-Lagrange-Formulierung (ALE) unterzogen. Dies bedeutet, dass das Netz nicht mehr an das darunterliegende Material gekoppelt ist, wodurch extreme Netzverzerrungen vermieden werden. Diese ALE-Zone wird nach einer definierten Anzahl von Inkrementen repetitiv vernetzt und ermöglicht die Erfassung der hohen Verformungen im Muttergewinde während des Furchens. Die Simulation des gesamten Verschraubungsprozesses ist in drei Schritte aufgeteilt:

- Die Ausbildung des ersten gefurchten Gewindeganges
- Der Furchvorgang bis kurz nach Erreichen der Kopfauflage
- Verspannungsvorgang mit Aufbau der Vorspannkraft

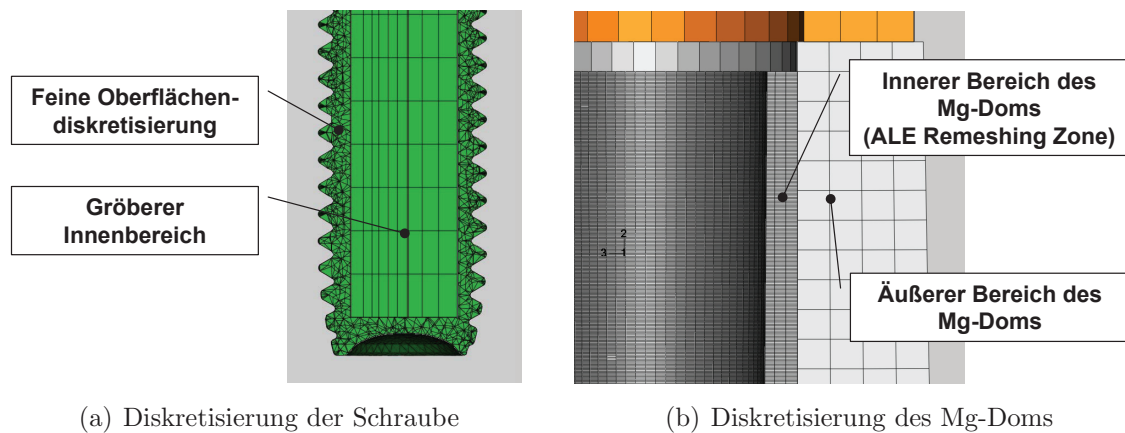


Abbildung 9.2: Gewählte Diskretisierung in unterschiedlichen Bereichen von Schraube und Mg-Dom zur Beschränkung der Rechenzeit

Im ersten Schritt wird die Schraube in Richtung der Schraubenachse bewegt als auch um ihre Achse rotiert. Nach Ausbildung des ersten gefurchten Gewindeganges wird der Vorschub der Schraube aufgehoben, da der erste geformte Gewindegang den Vortrieb der Schraube gewährleistet. Nach Erreichen der Kopfauflage erfolgt die Verspannung der Verbindung und der Aufbau der Vorspannkraft.

Der Vorgang des Gewindefurchens ist auf Grund der hohen Deformationen im geformten Mutterngewinde ein stark nichtlinearer und hochdynamischer Prozess. Aus diesem Grund wurde der gesamte Furchprozess bis kurz nach Erreichen der Kopfauflage in ABAQUS explicit abgebildet. Großer Vorteil der expliziten Zeitintegration ist eine geringere Rechenzeit. Die Spannungsantworten des Modells sind jedoch fraglich, da kein Kräftegleichgewicht vorherrscht. Da die im Gewinde entstehenden Dehnungen und Spannungen äußerst wichtige Informationen darstellen, wurde deshalb kurz nach Erreichen der Kopfauflage das Modell in ein Kräftegleichgewicht basierend auf impliziter Integration überführt.

9.1.1 Materialmodell - Magnesium

Tabelle 9.1 zeigt die verwendeten elastischen Eigenschaften von Magnesium.

E-Modul [MPa]	Querkontraktionszahl ν [-]	Dichte ρ [$\frac{kg}{m^3}$]
42.000	0,35	1740

Tabelle 9.1: Elastische Eigenschaften von Magnesium im Simulationsmodell

Die Ermittlung des plastischen Materialverhaltens der beiden Mg-Legierungen AZ91 und AE44 erfolgte durch Aufnahme von Fließkurven in Zylinderstauchversuchen nach Rastegaev [22] am Lehrstuhl für Umformtechnik der Montanuniversität Leoben. Die Versuche

wurden an genormten Zylinderstauchproben mit Schmiertaschen bei Raumtemperatur mit einer Umformgeschwindigkeit von $\dot{\varphi} = \frac{1}{s}$ durchgeführt. Abbildung 9.3 zeigt die Fließkurven der Mg-Legierungen AZ91 und AE44 bei Raumtemperatur.

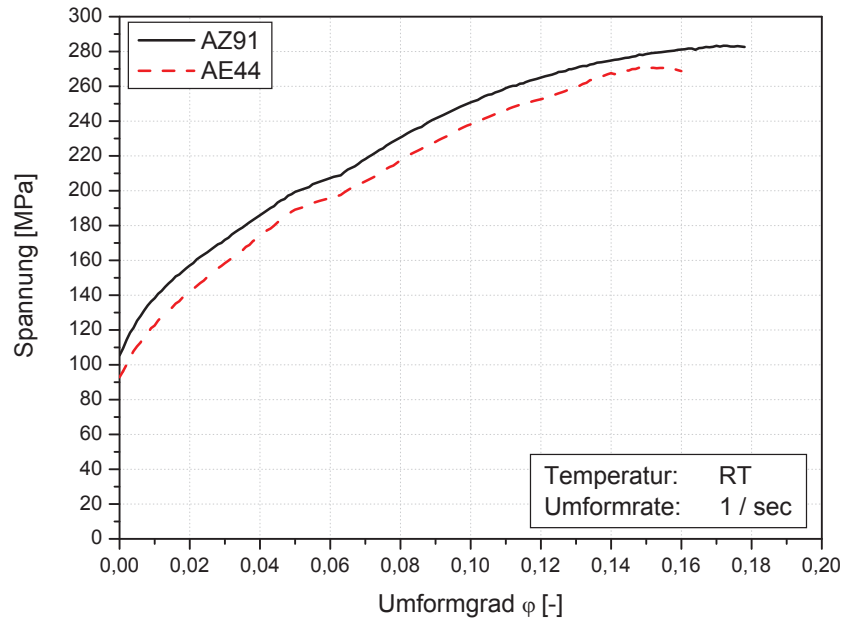


Abbildung 9.3: Fließkurven der Mg-Legierungen AZ91 und AE44 bei Raumtemperatur

Die Implementierung des plastischen Materialverhaltens in ABAQUS erfolgte tabellarisch als Spannung σ in Abhängigkeit des Umformgrades φ .

9.1.2 Materialmodell - Aluminium

Tabelle 9.2 zeigt die verwendeten elastischen Eigenschaften von Aluminium.

E-Modul [MPa]	Querkontraktionszahl ν [-]	Dichte ρ [$\frac{kg}{m^3}$]
75.000	0,30	2700

Tabelle 9.2: Elastische Eigenschaften von Aluminium im Simulationsmodell

Dem Axialkonnektor des Gewindes der Al-Schraube wurden die plastischen Eigenschaften an Hand von Zugversuchen an der Al-Schraube gemäß Abbildung 9.4 zugewiesen.

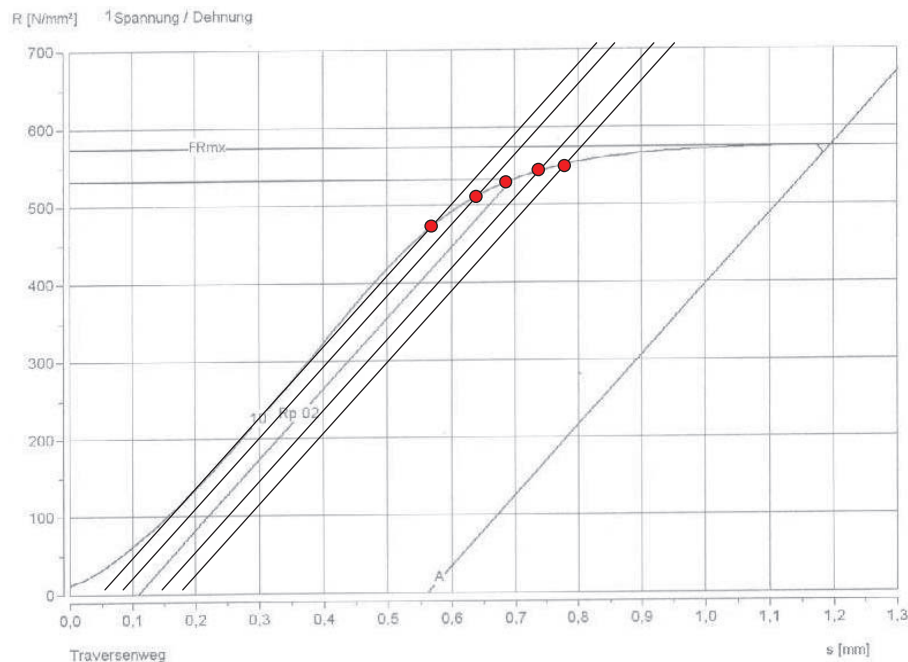


Abbildung 9.4: Zugversuch an der Al-Schraube EN AW 7075 im Zustand T6-SG bei RT

9.2 Verifikation des Simulationsmodells

Im Folgenden werden die Versuchsergebnisse der statischen Verschraubversuche mit den Simulationsergebnissen verglichen. Weiters wird die Eignung des Modells zur Vorhersage des zeitabhängigen Vorspannkraftabfalls bei erhöhter Temperatur untersucht.

9.2.1 Furchprozess

Thaler [85] untersuchte das Furchverhalten einer metrischen rigiden Schraube in der Legierung AE44 in Abhängigkeit des Gesamtgewindereibungskoeffizienten μ_G (Abbildung 9.5). Es ist ersichtlich, dass der größte dissipative Mechanismus beim Furchen die Reibung ist, weshalb sich beinahe ein linearer Zusammenhang zwischen dem Reibwert μ_G und dem resultierenden Furchmoment M_F ergibt. Jener Momentenanteil, welcher auf der reinen plastischen Verformung des Mg-Muttermaterials basiert, wurde mittels einer reibungsfreien Rechnung ($\mu_G = 0$) detektiert. Dieser Anteil ist im Vergleich zum Reibanteil gemäß Abbildung 9.5 relativ klein.

Der plastische Vergleichsumformgrad (PEEQ) im gefurchten Gewinde der Legierung AE44 mit der Schraube Taptite2000[®] EN AW 7075 nach Erreichen der Kopfauflage ist in Abbildung 9.6 dargestellt.

Es ist eine Zunahme des plastischen Vergleichsumformgrades mit zunehmender Ein-

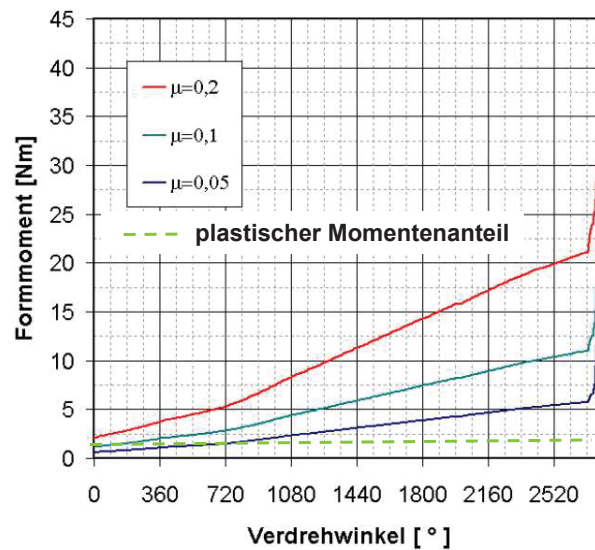


Abbildung 9.5: Furchmoment einer metrischen rigiden Schraube in AE44 in Abhängigkeit des Gesamtgewindereibungskoeffizienten μ_G [85]

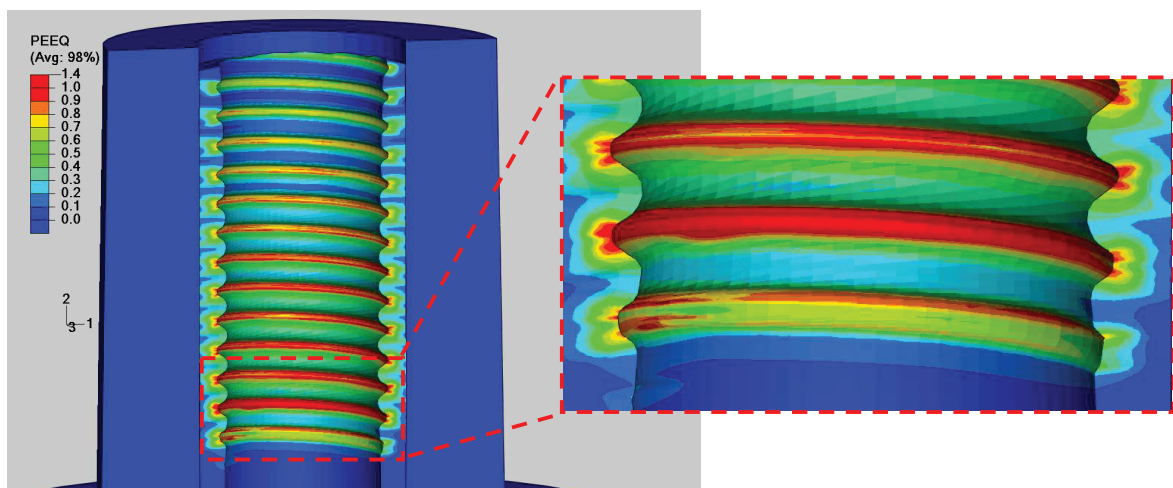


Abbildung 9.6: Verteilung des plastischen Vergleichsumformgrades (PEEQ) im gefurchten Gewinde der Legierung AE44 nach Erreichen der Kopfauflage

schraubtiefe auf Grund des konischen Kernloches zu erkennen. Weiters bestätigt die Verteilung, dass im Gewindegrund die größten Deformationen auftreten.

Abbildung 9.7(a) zeigt das bei der Simulation ermittelte Drehmoment während des Furchprozesses bis kurz nach Erreichen der Kopfauflage bei einem Gewindereibungskoeffizienten von $\mu_G = 0,2$ in AZ91. Bis zur Kopfauflage steigt das Furchmoment stetig an. Anschließend kommt es zu einem steilen Anstieg des Anziehmoments bei gleichzeitigem Aufbau der Vorspannkraft.

Um einen sicheren Furchprozess während der Montage zu gewährleisten, weist die Schraube Taptite2000[®] am Schaftende eine Fase auf, wodurch sich die volle Gewindetiefe innerhalb der ersten drei Gewingänge vollständig ausbildet. Diese geometrische Besonderheit beeinflusst am Anfang des Verschraubprozesses neben der Konizität des Kernlochs den Verlauf des Furchmoments gemäß Abbildung 9.7(a).

Die Ergebnisse der statischen Verschraubversuche in Kapitel 5.2.2 indizieren einen Einfluss der Festigkeit des Mg-Muttermaterials auf die Höhe des auftretenden Furchmoments. Aus diesem Grund wurde der Furchprozess mit beiden Mg-Legierungen als Muttermaterial simuliert, um die Genauigkeit des Modells zu untersuchen. Weiters wurde der Gesamtgewindereibungskoeffizient μ_G variiert, um dessen Einfluss auf die Höhe des Furchmoments zu quantifizieren und den gemessenen Gesamtgewindereibungskoeffizient μ_G von 0,16 - 0,20 zu verifizieren (Abbildung 9.7(b)).

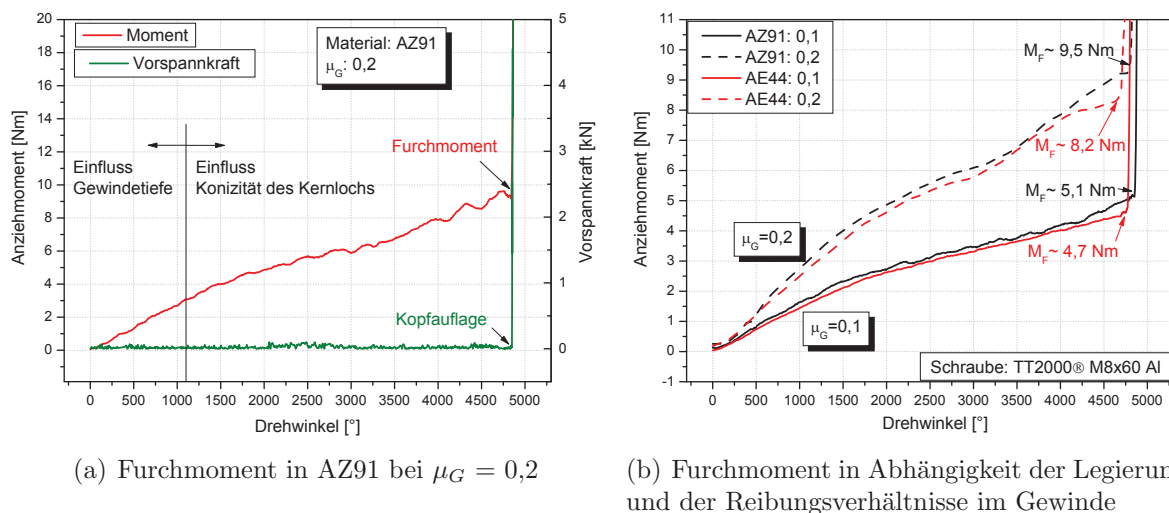


Abbildung 9.7: Im Simulationsmodell ermittelte Furchmomente in Abhängigkeit des Gesamtgewindereibungskoeffizient μ_G der Schraube Taptite2000[®] in den Legierungen AZ91 und AE44

Die Simulationsergebnisse zeigen eine gute Übereinstimmung mit den experimentellen Ergebnissen der statischen Verschraubversuche entsprechend Tabelle 9.3.

	Furchmoment [Nm]	
$\mu_G = 0,2$	AZ91	AE44
Versuch	8,5 - 10,3	6,7 - 8,2
Simulation	9,5	8,2

Tabelle 9.3: Errechnete Furchmomente von AZ91 und AE44 und Versuchsergebnisse im Vergleich

Es wird deutlich, dass die Schmierungsverhältnisse und somit das Reibungsverhalten der

Schraube einen wesentlichen Einfluss auf das Furchverhalten haben. Günstige Reibeigenschaften sind demnach von maßgeblicher Bedeutung, um niedrige Furchmomente und in weiterer Folge ein günstiges Verschraubverhalten zu erzielen.

9.2.2 Festziehen

Kurz nach Erreichen der Kopfauflage wird das Modell in ABAQUS Standard transferiert und anschließend drehwinkelgesteuert festgezogen. Im Folgenden wird der Aufbau der Vorspannkraft als auch der Verlauf des Gesamtanziehmoments während der drehwinkelgesteuerten Montage dargestellt. Da bei den statischen Verschraubversuchen in Kapitel 5.2.4 ein Einfluss der Schraubenfestigkeit auf die erzielbare Montagevorspannkraft beobachtet wurde, wird das Simulationsmodell mit den Schraubentypen T6-SG und T7x-SG gerechnet.

Einfluss Schraubenfestigkeit

Abbildung 9.8(a) zeigt die simulierten Vorspannkraft- und Montagmomentverläufe in AZ91 für die beiden Schraubentypen EN AW 7075 T6-SG und EN AW 7075 T7x-SG bei den Reibungskoeffizienten $\mu_G = 0,2$ und $\mu_K = 0,12$.

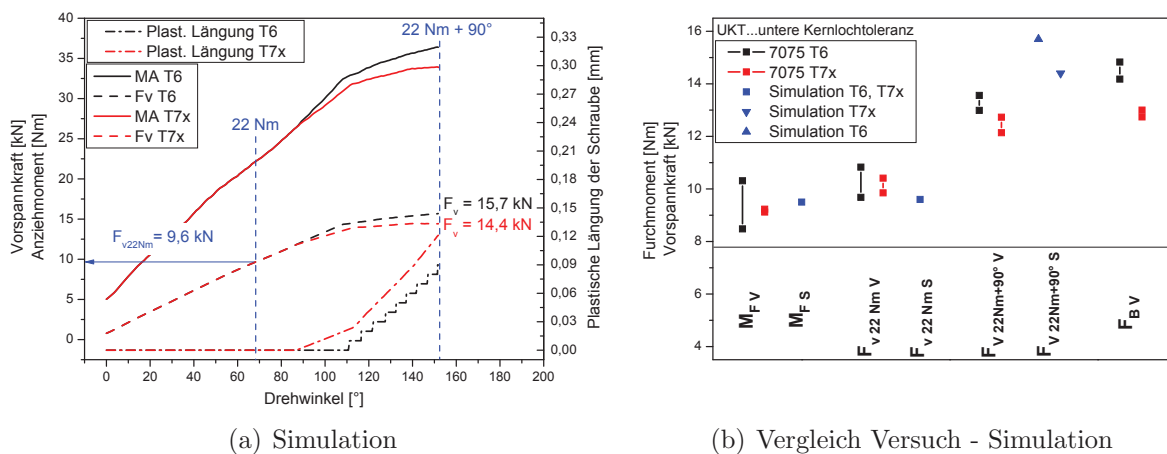


Abbildung 9.8: Vergleich von Versuch und Simulation beim Aufbau der Vorspannkraft in AZ91 in Abhängigkeit der Schraubenfestigkeit

Bei 22 Nm herrscht auf Grund des elastischen Zustandes der Schraube bei beiden Schraubentypen eine Vorspannkraft von 9,6 kN vor. Der Aufbau der Vorspannkraft erfolgt linear bis zu einem Moment von 26,9 Nm, ab welchem die Schraube im Zustand T7x die Proportionalitätsgrenze erreicht, erkennbar am Anstieg der plastischen Längung der Schraube. Dieses Überschreiten der Fließgrenze tritt bei der Schraube im Zustand T6 auf Grund der höheren Festigkeit erst bei einem Moment von 32,0 Nm und einer Vorspannkraft von 14,35 kN auf. Die plastische Längung der Schraube führt zu einem degressiven Verlauf des Anziehmoments und der Vorspannkraft. Bei 22 Nm + 90° herrschen Vorspannkraft

im Bereich von 14,4 - 15,7 kN bei Montagementen von 34 - 36,4 Nm vor.

Abbildung 9.8(b) zeigt einen Vergleich der experimentellen Verschraubversuche mit Werten der Simulation. Die simulierte Vorspannkraft im elastischen Bereich bei 22 Nm stimmt gut mit den Versuchswerten überein. Analog zum Versuch prognostiziert auch die Simulation auf Grund des elastischen Spannungszustandes der Schraube keinen Einfluss der Schraubenfestigkeit auf die Vorspannkraft.

Die simulierten Vorspannkraft bei 22 Nm + 90° sind deutlich höher als die im Versuch festgestellten Klemmkraft. Bei den Laborversuchen wurde ein Moment beim Versagen der Schraube von durchschnittlich 30,6 Nm detektiert, während die Simulation Montagementen im Bereich von 34 - 36,4 Nm ergibt. Diese Überschätzung der Vorspannkraft und Montagementen hat folgende Gründe:

- Die nicht in der Simulation erfasste Spanbildung beim Furchprozess führt zu massiven Verfestigungseffekten des Magnesium und zu hohen Gewindeüberdeckungsgraden, wodurch die Tragfähigkeit des Mg-Muttergewindes überschätzt und Gewindeflankenstabilität bis hin zu hohen Vorspannkraften bzw. Momenten herrscht.
- Das plastische Verhalten der Schraube basiert auf im Versuch unter einaxigem Zug aufgenommenen Kennwerten. Das reale Verfestigungsverhalten unter kombinierter Zug- und Torsionsbeanspruchung kann hierbei abweichen.

9.2.3 Relaxation

Im Folgenden wird auf Basis von experimentellen Kriechversuchen das Relaxationsverhalten des untersuchten Schraubverbandes bei einer Temperatur von 120 °C simuliert und mittels Vergleich mit Versuchsdaten bewertet.

9.2.3.1 Modellierung des Kriechverhaltens

In Kapitel 2.3.7 wurde die in ABAQUS implementierte Zeitverfestigungstheorie diskutiert, welche die Abhängigkeit der minimalen Kriechrate von der Spannung und der Zeit beschreibt (Gleichung 2.23). Die Modellierung des experimentell bestimmten Kriechverhaltens der Mg-Legierungen AZ91 und AE44 bei 120 °C erfolgte an Hand dieses Modells. Hierbei wurden die Parameter A , m und n durch iterative Minimierung des quadratischen Fehlers mittels Excel-Solvers ermittelt (Tabelle 9.4). Abbildung 9.9 zeigt die experimentellen und modellierten Kriechkurven der Legierungen AZ91 und AE44 bei 120 °C im Vergleich.

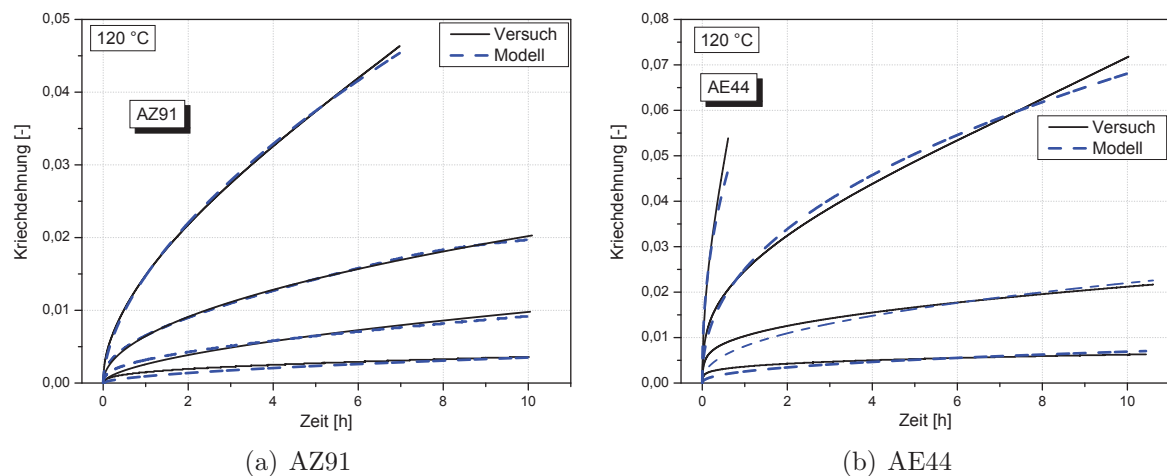


Abbildung 9.9: Modellierte Kriechkurven der Legierungen AZ91 und AE44 bei 120 °C zur Bestimmung der Parameter A , m und n für das in ABAQUS implementierte Kriechmodell

Legierung	Temperatur	Multiplikator A	Spannungsexponent n	Zeitexponent m
AZ91	120 °C	4,38E-18	-0,47	7,27
AE44	120 °C	1,31E-17	-0,57	7,27

Tabelle 9.4: Parameter A , m und n des Kriechgesetzes in ABAQUS der Legierungen AZ91 und AE44 bei 120 °C

9.2.3.2 Ergebnisse

Nach dem Verschraubungsprozess wurde der Vorspannkraftabfall bei 120 °C an Hand der modellierten Kriechdaten simuliert. Das Kriechverhalten der Al-Schraube wurde im ersten Schritt nicht berücksichtigt. Abbildung 9.10 zeigt das simulierte Relaxationsverhalten des modellierten Schraubverbandes, bestehend aus der höchstfesten Gewindefurchschraube Taptite2000[®] EN AW 7075 im Zustand T6 in der Mg-Legierung AE44, im Vergleich zum Versuch.

Das experimentell bestimmte Relaxationsverhalten kann durch die Simulation nicht abgebildet werden. Es ist ein massiver Vorspannkraftverlust bei der Simulation in den ersten 50 s ersichtlich. Die Ursache dieser signifikanten Überschätzung des Vorspannkraftabfalls liegt im Spannungszustand des Mg-Muttergewindes nach der Verschraubung.

In Abbildung 9.11(a) ist der simulierte Spannungszustand im Muttergewinde nach der Montage dargestellt. Im Gewinde herrschen maximale Spannungen von 270 MPa, welche weit über der Materialfestigkeit der Legierung AE44 liegen.

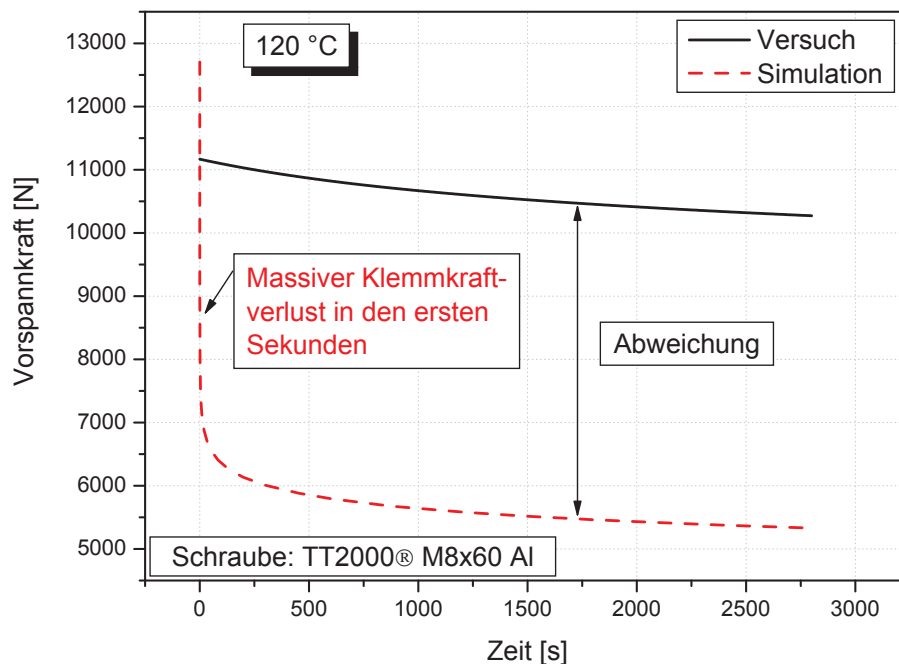


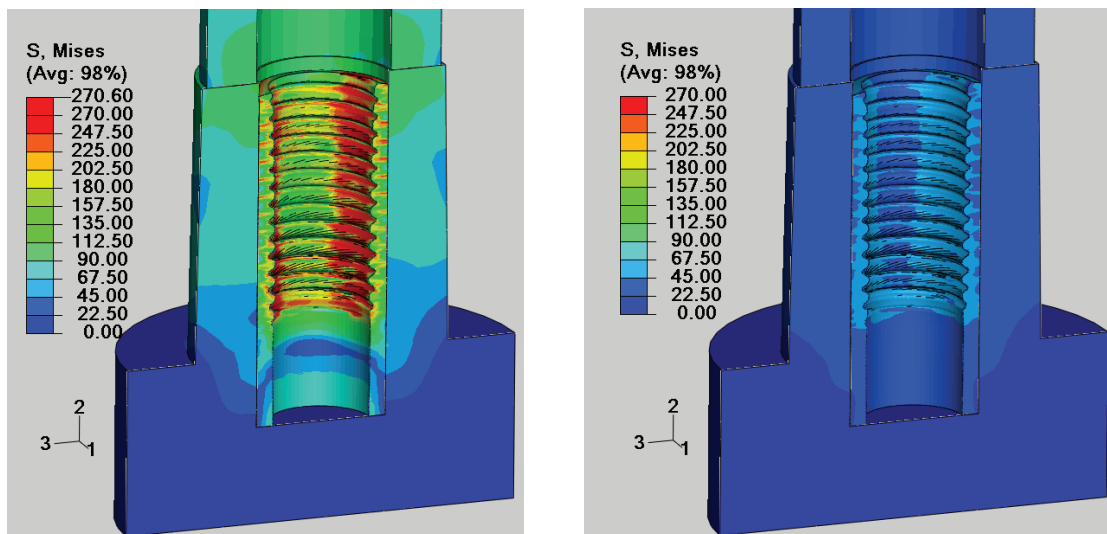
Abbildung 9.10: Experimentelle und simulierte Relaxation der Schraube Taptite2000[®] EN AW 7075 im Zustand T6 bei 120 °C in AE44

Beim Gewindefurchen kommt es zu hohen plastischen Deformationen im Muttermaterial. Diese hohen lokalen Deformationen führen zu einer Verfestigung des Magnesiums entsprechend der aufgenommenen Fließkurve bei Raumtemperatur. Im Versuch tritt während des Verschraubens eine Flitter- bzw. Spanbildung des Magnesiums durch lokales Überschreiten der Umformbarkeit auf (Kapitel 5.4). Diese Spanbildung führt zu einem sofortigen Abbau der Spannungen, wodurch die Höhe der sich ausbildenden Spannungen begrenzt wird.

Die im Versuch festgestellte Spanbildung kann im Simulationsmodell nicht abgebildet werden, wodurch die hohen lokalen Dehnungen im Muttergewinde in überhöhten Spannungen von bis zu 270 MPa resultieren. Eine Spannung von 127 MPa führt entsprechend den experimentellen Kriechversuchen bereits nach 1,4 h zum Versagen der Probe infolge von hohen Kriechraten. Die in ABAQUS auf eine Spannung von 270 MPa extrapolierten Kriechparameter A , m und n bewirken folglich massive Vorspannkraftverluste wie in Abbildung 9.10 zu sehen ist.

Der Abbau der im Gewindegrund und in der Mg-Klemmplatte vorherrschenden Spannungen ist in den Abbildungen 9.11 und 9.12 dargestellt.

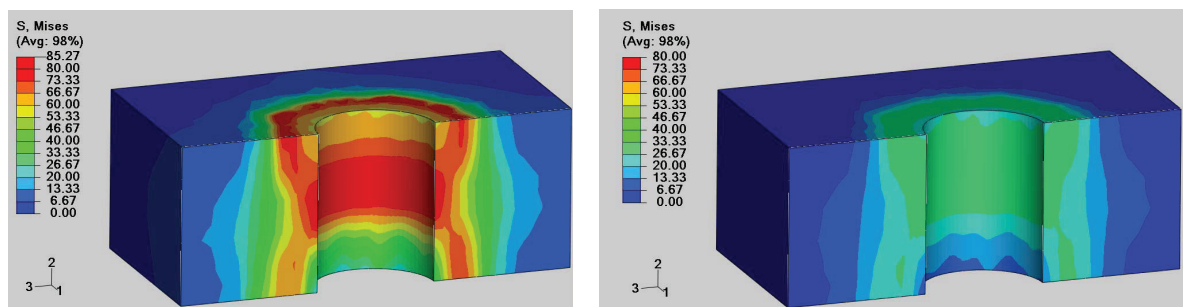
Auf Grund der überhöhten Spannungen und folglich nicht realistischen Klemmkraftverluste wurde auf eine Variation der Mg-Legierung und der Al-Schraube verzichtet.



(a) Gewinde - Nach Montage

(b) Gewinde - Nach 45 min bei 120 °C

Abbildung 9.11: Abbau der Spannungen im Gewinde der Legierung AE44 durch Relaxation bei 120 °C nach 45 min



(a) Gewinde - Nach Montage

(b) Gewinde - Nach 45 min bei 120 °C

Abbildung 9.12: Abbau der Spannungen in der Klemmplatte der Legierung AE44 durch Relaxation bei 120 °C nach 45 min

9.2.3.3 Zusammenfassung und Ausblick

Das hier dargestellte Simulationsmodell zeigt hinsichtlich Furchmoment und Montagevorspannkraft eine ausreichende Übereinstimmung mit experimentell ermittelten Versuchsdaten. Es bietet die Möglichkeit den Einfluss unterschiedlicher Parameter wie Festigkeit der Al-Schraube oder Gewindereibungskoeffizient auf wesentliche Verschraubungskennwerte wie Furchmoment, Vorspannkraft und Montagemoment zu ermitteln.

Folgende Ansätze zur Weiterentwicklung und Verbesserung des Simulationsmodells sind denkbar:

- Um das Relaxationsverhalten des Schraubverbandes bei erhöhter Temperatur richtig erfassen zu können, ist es notwendig, Schädigungsmodelle in das Modell zu imple-

mentieren, welche die auftretende Spannbildung in Abhängigkeit einer Schädigungsvariable abbilden. Hierbei sind die stark unterschiedlichen Größenverhältnisse des Gesamtmodells zum Span eine Herausforderung. Um einen sich ablösenden Span im 1/10 mm Bereich erfassen zu können, ist eine extrem feine Diskretisierung notwendig, welche bei der Größe des untersuchten Schraubverbandes bei den derzeitigen Rechenleistungen nicht realisierbar ist. Die Entwicklung eines solchen Schädigungsmodells ist demnach an einem kleineren Ersatzmodell zu empfehlen.

- Um möglichst realistische Kriechdaten zu erhalten, ist die Ermittlung von Druckkriechdaten der Mg-Legierung sowie von Kriechdaten bei kombinierter Beanspruchung von Torsion und Zug der Al-Schrauben sinnvoll. Weiters sollte der mehraxiale Spannungszustand im gefurchten Mg-Muttergewinde hinsichtlich Kriechverhalten einer näheren Betrachtung unterzogen werden.

Kapitel 10

Prototypenversuche

Die bisherigen Relaxationsuntersuchungen wurden ausschließlich an Ersatzprüfkörpern in Form von Druckgussplatten mit Verschraubdomen durchgeführt, um fundamentale Informationen über unterschiedliche Einflussparameter im System Schraubverband auf das Relaxationsverhalten zu erlangen. An Hand von Relaxationsversuchen an Prototypenverteilergetrieben soll nun die Übertragbarkeit auf ein reales Bauteil untersucht werden, um in weiterer Folge noch genauere Aussagen über die Einsetzbarkeit der Gewindefurchschraube Taptite2000[®] EN AW 7075 in den untersuchten Mg-Muttermaterialien AZ91 und AE44 treffen zu können. Um die in Kapitel 8.2 beschriebenen Veränderungen des Schraubverbandes durch Verwendung der Kraftmessdose zu vermeiden, erfolgte die Bestimmung der Vorspannkraft bei den Prototypenversuchen mittels Ultraschall.

Prototypengetriebegehäuse der Legierungen AZ91 und AE44 wurden in einem Kaltkammerdruckgussprozess bei der Fa. MERIDIAN in den USA abgegossen. Hierbei kam ein bestehendes Werkzeug mit für das Gewindefurchen passenden modifizierten Stifteinsätzen zum Einsatz. Das Relaxationsverhalten der drei unterschiedlichen Schraubentypen

- Taptite2000[®] EN AW 7075 T7x-SG M8 x 35
- EN AW 6056 T6-SG M8 x 31
- 9.8 Stahlschraube M10 x 40 mit aufgepresstem Al-Topf

wurde durch Aufbringen eines mehrstufigen Belastungskollektivs bewertet.

10.1 Versuchsaufbau und Versuchsdurchführung

10.1.1 Verschraubung der Getriebegehäuse

Nach der mechanischen Bearbeitung der abgegossenen Getriebegehäuse erfolgte eine Vermessung sämtlicher Kernlöcher und in weiterer Folge die Auswahl von für die Untersuchungen geeigneten Gehäusen. Drei Getriebe von AZ91 und AE44 wurden aufgebaut. Tabelle 10.1 zeigt eine Übersicht der einzelnen Getriebe mit entsprechender Kernlochtoleranz, dem verwendeten Schraubentyp und dem Anziehverfahren.

Nr.	AZ91			AE44		
	1	2	3	1	2	3
KLT	OKT	UKT		OKT	OKT	OKT
Schraube	EN AW 7075 T7x-SG	EN AW 6056 T6-SG	9.8 St.	EN AW 7075 T7x-SG	EN AW 7075 T7x-SG	EN AW 6056 T6-SG
Anzug	17 Nm + 90 °	15 Nm + 90 °	34 Nm	17 Nm + 90 °	17 Nm + 90 °	15 Nm + 90 °

Tabelle 10.1: Übersicht über Kernlochgröße, verwendete Schraube und Anziehverfahren der geprüften Prototypengetriebe der Legierungen AZ91 und AE44

Bei den Getrieben in AZ91 wird das Relaxationsverhalten der Taptite2000® EN AW 7075 Gewindefurhschraube und der metrischen EN AW 6056 Schraube, beide M8, untersucht. Vergleichend dazu wird die derzeit im Serieneinsatz verwendete M10 9.8 Stahlschraube mit aufgespresstem Aluminiumtopf bewertet. Die Getriebe in AE44 werden ausschließlich mit den Al-Schrauben untersucht.

Die Festlegung der überelastischen Anziehvorschriften der Al-Schrauben erfolgte im Vorfeld an Hand statischer Verschraubversuche. Der Anzug der Stahlschraube passierte elastisch mit dem Serienanziehverfahren. Die Schraube EN AW 6056 wurde in ein vorgefurchtes Gewinde verschraubt.

10.1.2 Festlegung des Belastungskollektivs

Um die realen Belastungen im Betrieb möglichst genau abzubilden, wurde ein mehrstufiges Belastungskollektiv gewählt. Im Betrieb können je nach Einsatzgebiet und Witterung Temperaturen an der Schraubverbindung im Bereich von -20 °C bis über 120 °C, bei Getriebetemperaturen von 130 °C, auftreten. Diese starken Temperaturschwankungen verursachen thermisch bedingte Zusatzkräfte, welche durch lokales Überschreiten der

Grenzflächenpressung verstärkte Relaxationserscheinungen bewirken. Die Bestimmung des Einflusses wechselnder Temperaturen erfolgte mittels fünf thermischer Zyklen zwischen -20 °C und 120 °C . Zur Temperaturmessung dienten Thermoelemente, welche seitlich am Schraubenkopf angebracht waren.

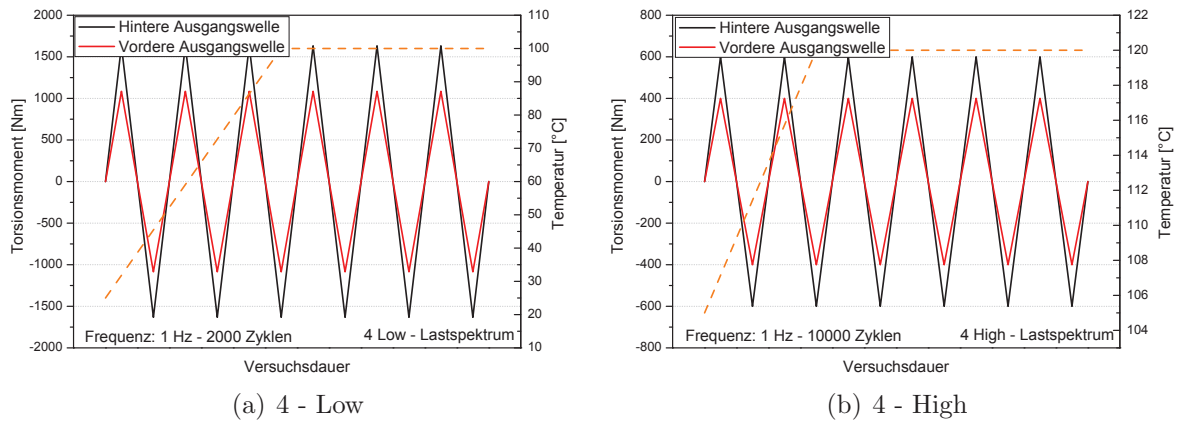


Abbildung 10.1: Belastungskollektiv des Torsionsschwingversuchs

Nach der thermischen Vorbelastung erfolgte eine betriebsnahe zweistufige kombinierte thermisch-mechanische Belastung im Zuge eines Torsionsschwingversuchs gemäß Abbildung 10.1. Hierbei wurde die Eingangswelle des Verteilergetriebes fixiert und die beiden Ausgangswellen mit einem zweistufigen im Betrieb gemessenen Belastungskollektiv belastet (Abbildung 10.2(a)). Zusätzlich erfolgte ein Aufheizen des Getriebes auf eine Temperatur von 120 °C gemäß Abbildung 10.2(b).

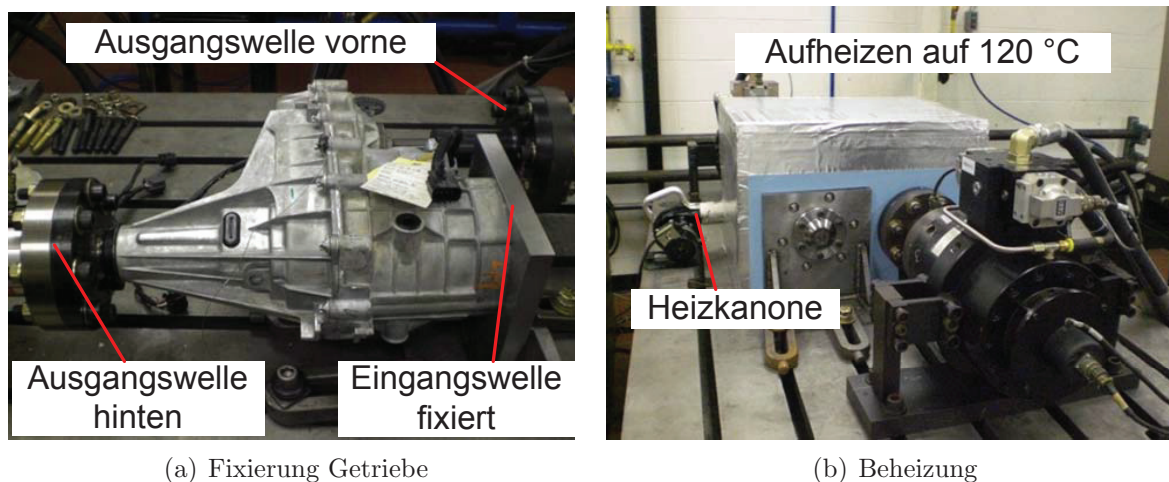


Abbildung 10.2: Versuchsaufbau MTS Torsionsschwingversuch

Im Anschluss an den Torsionstest wurden die Getriebe 100 h bei 120 °C in einer Temperatorkammer ausgelagert, um den Vorspannkraftverlust bei dauerhaft erhöhter Temperatur zu bewerten.

Abbildung 10.3 zeigt den gesamten Ablauf der durchgeführten Messungen. Nach der Montage als auch nach den einzelnen Belastungsstufen erfolgte die Bestimmung der Klemmkraft in den Schraubverbänden mittels Ultraschall. Zusätzlich wurde bei AZ91 der Setz- betrag durch eine 3-monatige Wartezeit nach der Montage detektiert.

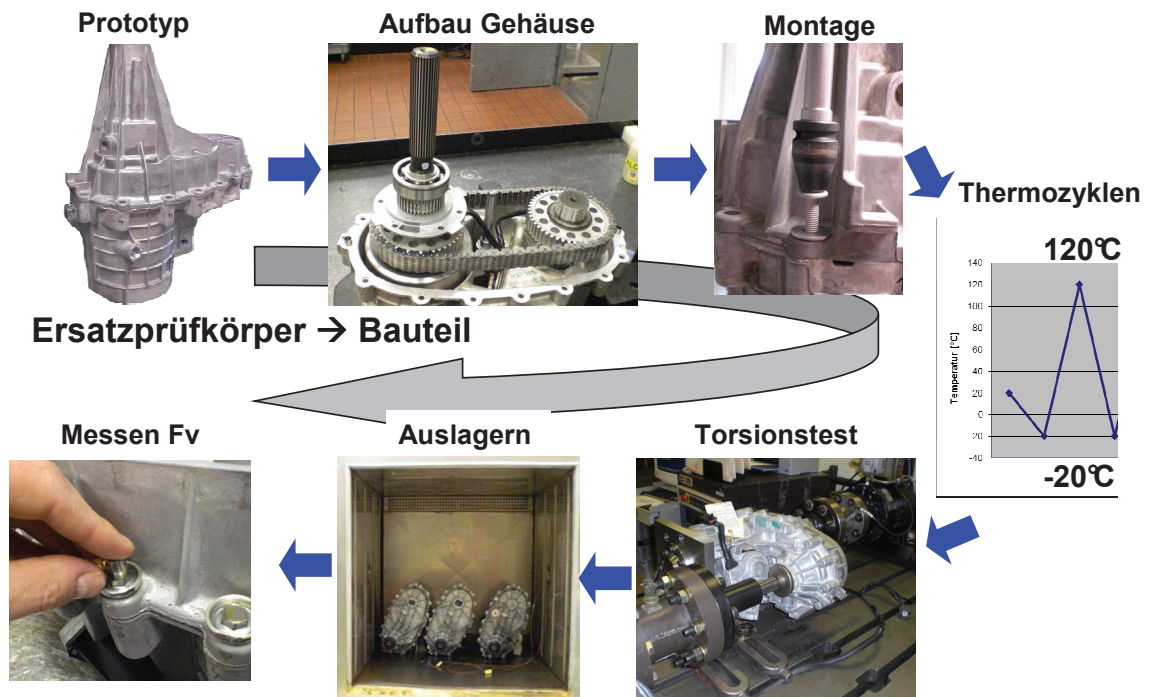


Abbildung 10.3: Versuchsablauf der mehrstufigen Relaxationsversuche an Prototypverteilergetrieben

10.1.3 Messung von Vorspannkraften mittels Ultraschall

Die Fortpflanzungsgeschwindigkeit c von Transversal- und Longitudinalwellen ist eine Materialkonstante. Sie ist von den elastischen Eigenschaften (E-Modul, Querkontraktionszahl ν) und der Dichte ρ des jeweiligen Mediums abhängig. Der vom Schwinger erzeugte Ultraschallimpuls läuft senkrecht zur Kontaktfläche in das Werkstück hinein und erfährt an der Rückseite des Prüfgegenstandes eine Reflexion. Der Ultraschallimpuls wird mit einem nach dem piezoelektrischen Effekt arbeitenden Prüfkopf generiert. Abbildung 10.4 zeigt das hier verwendete Messprinzip.

Die Vorspannkraftmessungen wurden mit dem portablen Gerät BoltMikeII von der Firma Krautkrämer durchgeführt (Abbildung 10.5(a)). Dieses Gerät verfügt über einen Prüfkopf, welcher entsprechend Abbildung 10.5(b) bei den Messungen manuell an den Schraubenkopf angelegt wird. Die Laufzeit des Schallimpulses (Longitudinalwellen), der die Schraube entlang ihrer Achse durchläuft, wird gemessen und die Vorspannkraft über eine im Gerät

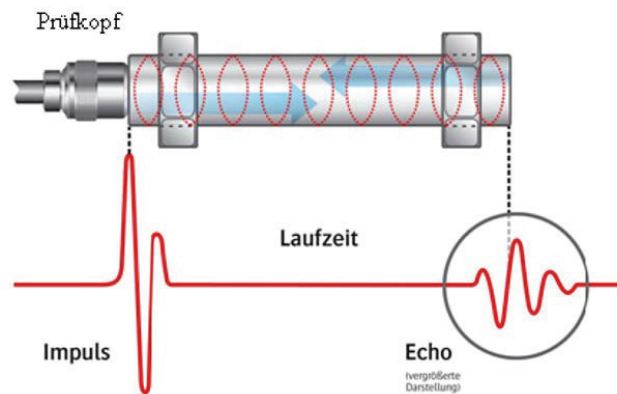


Abbildung 10.4: Messprinzip des US-Reflektionsverfahrens

hinterlegte Kalibrationstabelle errechnet. Der Einfluss der in der Schraube vorherrschenden Spannung σ auf die Änderung der Schallgeschwindigkeit (Δv) (akusto-elastischer Effekt) wird durch einen Spannungsfaktor K kompensiert ($K = \frac{\Delta v}{\sigma}$), sodass nur die dem Spannungszustand entsprechende Längung der Schraube (ΔL) gemessen wird. Die Änderung der Schallgeschwindigkeit auf Grund einer Temperaturänderung korrigiert das Gerät BoltMikeII über einen integrierten Temperatursensoren. So erfolgt eine Rückrechnung der Ultraschall-Laufzeit auf einen Standardwert von 22,2 °C und die Messung der reinen thermischen Längung der Schraube ist gewährleistet [30]. Bei der Wahl des Prüfkopfes wurde auf eine vollständige Bedeckung des Schraubenkopfes geachtet.



(a) US-Messgerät BoltMikeII



(b) Manuelles Anlegen des Prüfkopfes

Abbildung 10.5: Vorspannkraftmessung mittels Ultraschall

Mit dieser Methode kann der Originalschraubverband ohne jegliche Modifikation durch Kraftmessdose oder Distanzhülse untersucht werden. Dies ermöglicht Aussagen über das Relaxationsverhalten der realen Komponente. Messungen bei erhöhter Temperatur sind auf Grund der starken Abhängigkeit der Ultraschallgeschwindigkeit c von der Temperatur nicht möglich. Es muss ein stationärer Temperaturzustand vorherrschen. Aus diesem

Grund wurde bei den Relaxationsuntersuchungen der Schraubverband vor der Messung auf Umgebungstemperatur abgekühlt. Der Einfluss der unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten der Schraube und Klemmteile auf die Vorspannkraft während des Aufheizens bzw. Abkühlens wurde nicht erfasst.

10.1.3.1 Kalibration der Schrauben

Nach Eingabe von Geometrie- bzw. Materialparametern erfolgt die Kalibration der Schrauben. Exemplarisch wird im Folgenden die Kalibration der höchstfesten gewindefurchenden Schraube Taptite2000[®] EN AW 7075 M8 x 35 behandelt.

Die Ausgangslänge der Schraube wird gemessen. Anschließend werden in einer Zugprüfmaschine definierte Kräfte auf die Schraube aufgebracht und die vom Ultraschallgerät gemessenen Kraftwerte gespeichert. Der Korrekturfaktor wird über lineare Regression der Punkte ermittelt (Abbildung 10.6). Um den Einfluss des Prüfers zu quantifizieren, wurden die Messungen von drei Personen durchgeführt. Es ist kein signifikanter Einfluss des Prüfers auf die Messergebnisse erkennbar.

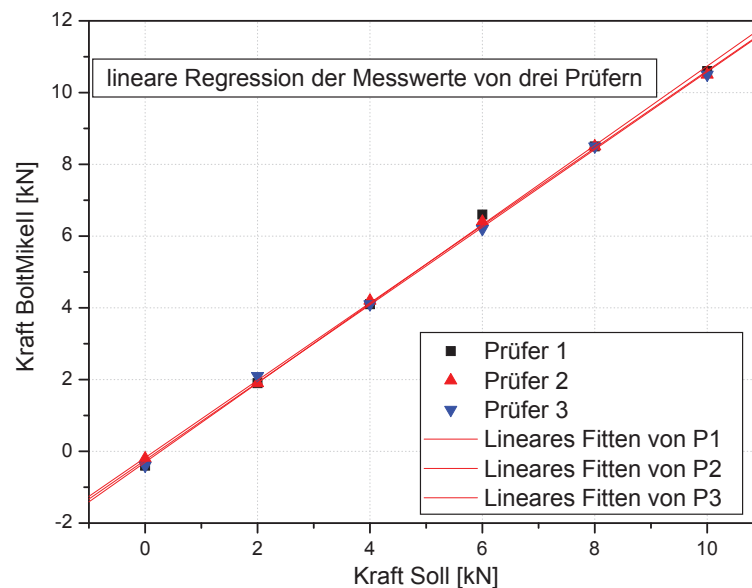


Abbildung 10.6: Kalibration der Schraube EN AW 7075 für US-Messungen

10.1.3.2 Messtechnische Überlegungen

Eine kraftgesteuerte Kalibration der Schrauben ist nur im elastischen Bereich der Schraube gemäß Abbildung 10.6 möglich. Bei den Al-Schrauben wird durch Drehwinkelmontage eine plastische Längung der Schraube während des Anziehens erzeugt. Durch die lineare

Umrechnung der Längung der Schraube in eine Vorspannkraft sind die Überschreitung der Proportionalitätsgrenze der Schraube und der damit verbundene Klemmkraftabbau messtechnisch nicht erfassbar. An Hand der Längung der Schraube wird folglich entsprechend Abbildung 10.7 eine zu hohe Vorspannkraft detektiert.

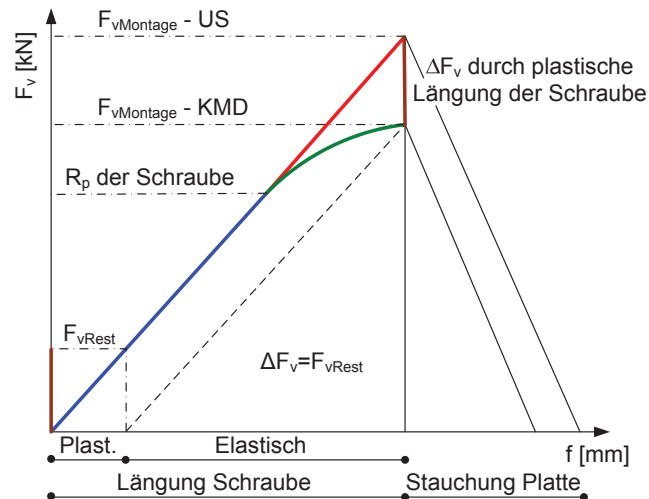


Abbildung 10.7: Überschätzung der Montagevorspannkraft durch Ultraschallmessung bei überelastischer Drehwinkelmontage

Um diesen Messfehler zu korrigieren, wurden im Zuge von zusätzlichen Versuchen Schrauben nach der Montage wieder entschraubt, und die Länge bzw. die fiktive laut Messung vorhandene Restvorspannkraft F_{vRest} bestimmt. Eine rein elastisch verformte Schraube weist nach dem Entschrauben keine verbliebene Vorspannkraft mehr auf, da die Schraube wieder die Ausgangslänge annimmt. Auf Grund der plastischen Längung der Schraube beim überelastischen Anzug ist nach dem Entschrauben noch eine messbare Vorspannkraft vorhanden. Diese Restvorspannkraft wird vom Messwert im verschraubten Zustand $F_{vMontageUS}$ gemäß Gleichung 10.1 linear abgezogen, um die tatsächlich im Schraubverband vorhandene Klemmkraft F_{vreal} nach Drehwinkelmontage zu bestimmen.

$$F_{vreal} = F_{vMontageUS} - F_{vRestUS} \quad (10.1)$$

Dieser Ansatz zur Korrektur der Messwerte ist auf Grund der Spannungsabhängigkeit der Ultraschallgeschwindigkeit nicht ganz korrekt. Die Zulässigkeit dieser Korrektur wurde deshalb an Hand von Verschraubversuchen mit redundanter Bestimmung der Klemmkraft mittels Ultraschall und Kraftmessdose überprüft. Hierbei erfolgte bei unterer und oberer Kernlochtoleranz nach einem elastischen Schwellmoment von 17 Nm eine sukzessive Steigerung des Verdrehwinkels, um den gesamten überelastischen Bereich zu überprüfen. Nach der Montage wurde einige Minuten gewartet, um etwaige thermische Einflüsse durch das Furchen auszuschließen. Anschließend erfolgte die Messung der Vorspannkraft durch Ultraschall und Kraftmessdose (Abbildung 10.8).

Sowohl bei unterer als auch bei oberer Kernlochtoleranz ist die maximale Abweichung zwischen Ultraschallmessung und Kraftmessdose kleiner als 5 %. Eine Korrektur der Messwerte nach Gleichung 10.1 ist daher zufriedenstellend.

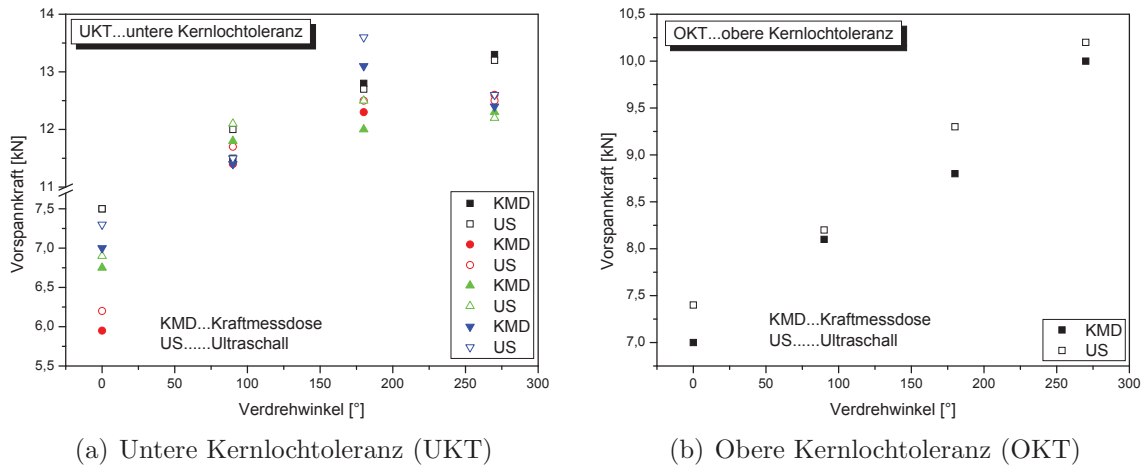


Abbildung 10.8: Vergleich der Vorspannkraftmesswerte von KMD und US

10.2 Ergebnisse

In weiterer Folge werden die mittels Ultraschall gemessenen Klemmkraftwerte nach der Montage sowie nach den einzelnen Belastungsstufen dargestellt und diskutiert.

10.2.1 Montagevorspannkraft

Abbildung 10.9 zeigt die gemessenen Vorspannkraftwerte der drei unterschiedlichen verwendeten Schraubentypen EN AW 7075, EN AW 6056 und 9.8 Stahlschraube in AZ91 bei unterer Kernlochtoleranz beim Schwellmoment als auch nach vollständiger Montage. Bei Verwendung der höchstfesten gewindefurchenden Al-Schraube EN AW 7075 können nach der Drehwinkelmontage durchschnittliche Montagevorspannkraftwerte von 12,9 kN generiert werden, was gut mit den beobachteten Werten bei den statischen Verschraubversuchen in Kapitel 5.2.4 übereinstimmt. Die metrische EN AW 6056 Schraube erreicht auf Grund der geringeren Festigkeit Montagevorspannkraftwerte im Bereich von 8,3 kN, wodurch der Einfluss der Schraubenmaterialfestigkeit auf die erzielbaren Vorspannkraftwerte bei Drehwinkelmontage deutlich wird. Die derzeit in Serie eingesetzte elastisch angezogene Stahlschraube weist bei signifikant höherer Streuung Kräfte im Bereich von 7 - 15,8 kN auf.

Diese Ergebnisse verdeutlichen die Vorteile der Drehwinkelmontage. Trotz geringerer Schraubendimension und niedrigerer Materialfestigkeit der EN AW 7075 Schraube im Vergleich zu der 9.8 Stahlschraube, kann auf Grund der vollständigen Ausnutzung der Schraubenfestigkeit bei der Drehwinkelmontage ein vergleichbares Vorspannkraftniveau bei wesentlich geringerer Streuung erzielt werden. Der Grund für die geringeren Vorspannkraftschwankungen bei Anwendung der Drehwinkelmontage liegt im verminderten Einfluss der Unterkopf- und Gewindereibung.

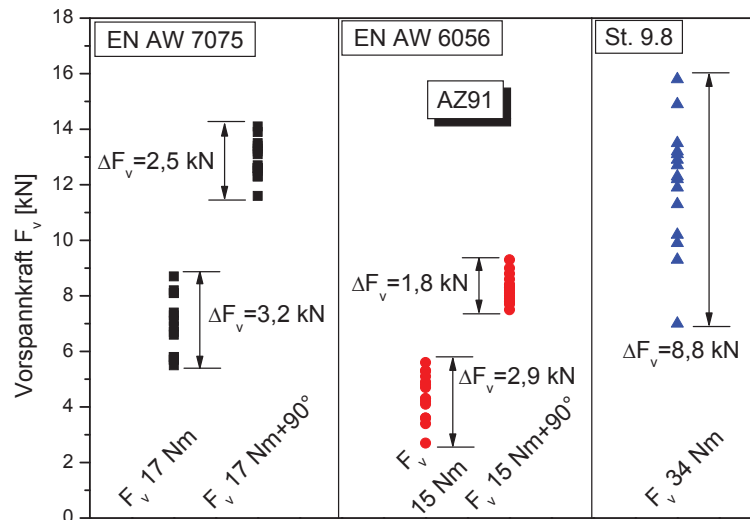


Abbildung 10.9: Vorspannkraften der unterschiedlichen Schraubentypen während und nach der Montage in AZ91

Abbildung 10.10 zeigt schematisch den Verlauf einer Momentenkurve mit Aufbau der Vorspannkraft für die Stahl- bzw. Aluminiumschrauben bei den hier angewendeten Anziehverfahren.

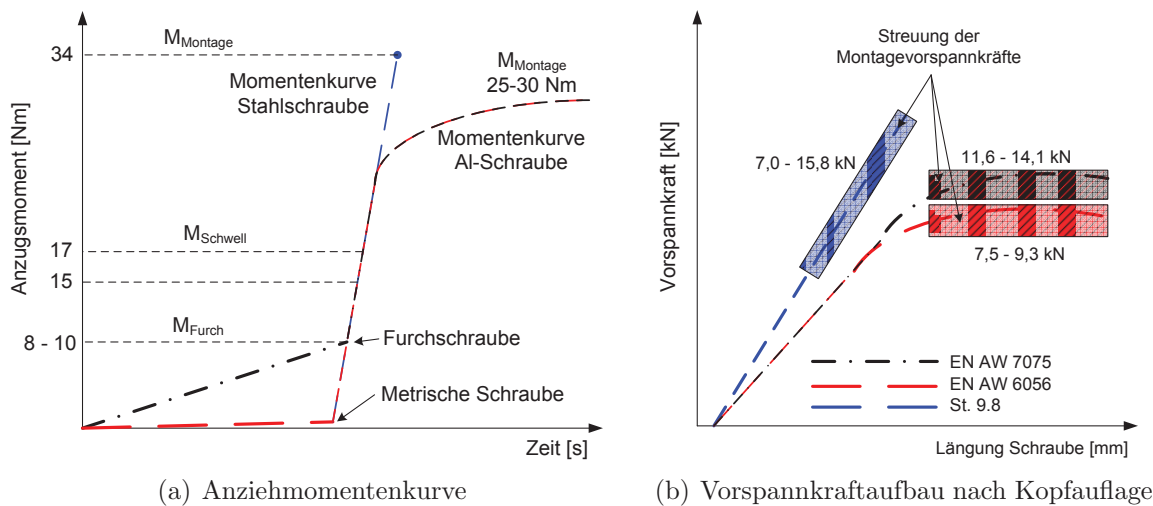


Abbildung 10.10: Momentenverlauf und Vorspannkraftaufbau von elastisch und überelastisch angezogenen Schrauben unterschiedlicher Festigkeit

Die metrischen Schrauben weisen ein sehr geringes Verschraubmoment bis zum Erreichen der Kopfauflage auf, wogegen beim Gewindefurchen für die Verdrängung des Muttermaterials entsprechend Abbildung 10.10(a) ein höheres Moment aufgewendet werden muss. Das Plastifizieren der Aluminiumschrauben ist an dem Abflachen der Momentenkurve zu erkennen, während die Stahlschraube beim verwendeten Anziehverfahren noch linear elastisch ist.

In Abbildung 10.10(b) ist schematisch der Aufbau der Vorspannkraft beim Anzug der unterschiedlichen Schrauben dargestellt. Beim überelastischen Anzug haben Variationen der Reibungsverhältnisse im Gewinde und unter der Kopfaufgabe auf Grund der Abflachung der Kurve beim Klemmkraftaufbau einen geringen Einfluss auf die Streuung der Vorspannkraft. Bei der elastisch verspannten Stahlschraube verursachen unterschiedliche Reibungsverhältnisse signifikante Streuungen der Vorspannkraft. Dies erklärt auch die größeren Schwankungen der Klemmkraft beim elastisch gewählten Schwellmoment vor Aufbringen der Verdrehung in Abbildung 10.9.

Der höhere E-Modul der Stahlschraube bewirkt eine geringere Längung im Vergleich zu den Al-Schrauben. Die niedrige Dehngrenze der Al-Schraube EN AW 6056 führt zu einer früheren Plastifizierung der Schraube während der Montage und verursacht niedrigere Montagevorspannkraft im Vergleich zur Al-Schraube EN AW 7075.

In Abbildung 10.11 sind die Montagevorspannkraft der verwendeten Schraubentypen in den Legierungen AZ91 und AE44 bei jeweiliger Kernlochtoleranz gegenübergestellt. Das Vorspannkraftniveau der höchstfesten EN AW 7075 Gewindefurchschraube in AE44 ist auf Grund der geringeren Materialfestigkeit der Mg-Legierung in Kombination mit dem geringeren Gewindeüberdeckungsgrad mit durchschnittlich 10,5 kN niedriger als in AZ91. Die Klemmkraft sind bei der metrischen EN AW 6056 Schraube in AE44 bei OKT leicht höher als in AZ91 bei UKT. Dies indiziert, dass beim hier erzielten Klemmkraftniveau im Bereich von 7,5 - 9,3 kN nicht die Festigkeit der Mg-Legierung, sondern die Schraubfestigkeit bestimmend ist, wodurch auf Grund der geringeren Gewindereibung bei OKT (AE44) höhere Klemmkraft erzielt werden.

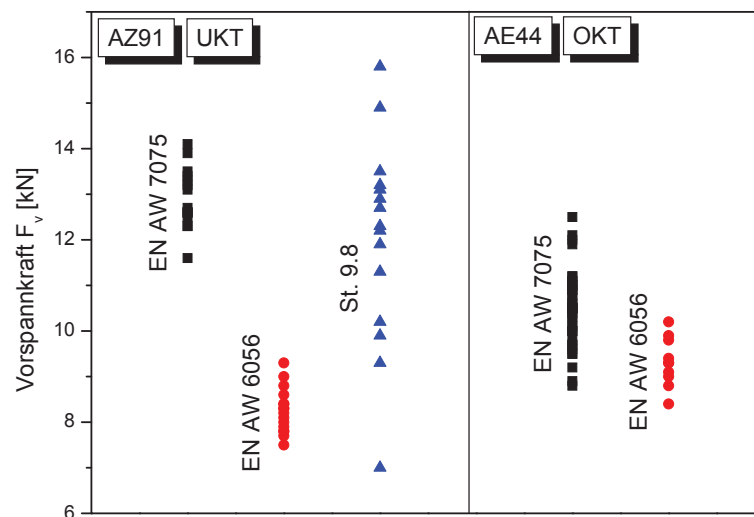


Abbildung 10.11: Vorspannkraft der unterschiedlichen Schraubentypen nach Montage in AZ91 und AE44

10.2.2 Setzverhalten bei Raumtemperatur

Das plastische Einebnen von Oberflächenrauigkeiten in den Auflageflächen sowie in den belasteten Flanken und Trennfugen wird als Setzen bezeichnet [116]. Friedrich [44] gibt an, dass Al-Schrauben auf Grund der größeren Nachgiebigkeit im Vergleich zu Stahlschrauben bei Setzvorgängen geringere Vorspannkraftverluste verursachen. Die verschraubten Getriebe in AZ91 wurden nach der Montage drei Monate bei Raumtemperatur gelagert, um den Betrag des Setzens zu quantifizieren (Abbildung 10.12).

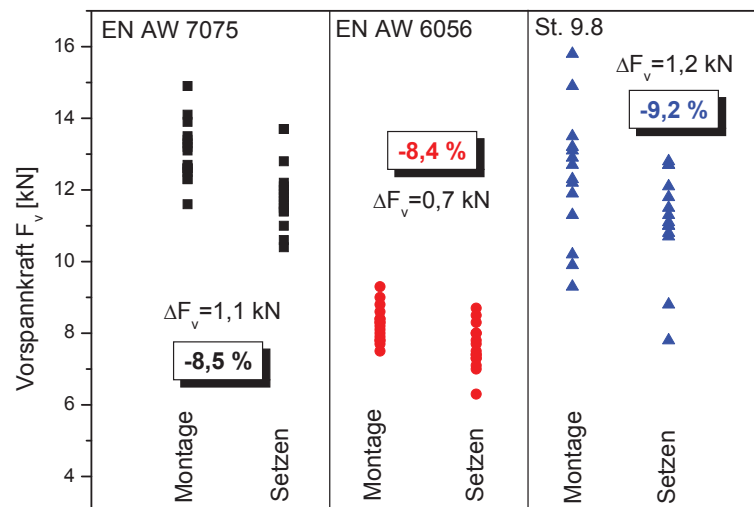


Abbildung 10.12: Vorspannkraftverluste der unterschiedlichen Schraubentypen in AZ91 nach 3-monatigem Setzen bei RT

Bei den hier verwendeten Schraubentypen kann kein signifikanter Unterschied im Setzverhalten bei RT festgestellt werden. Das Setzen beträgt bei allen verwendeten Schraubentypen ca. 9 % der Montagevorspannkraft.

10.2.3 Setzverhalten bei wechselnder Temperatur

Um den Einfluss zyklischer Temperaturen auf das Setzverhalten im Schraubverband zu untersuchen, wurden die Getriebe nach Verschraubung bei Raumtemperatur einer wechselnden Temperatur zwischen -20 °C und 120 °C unterworfen. Die gemessenen Vorspannkraftniveaus der unterschiedlichen Schraubentypen in den Legierungen AZ91 und AE44 von der Montage bis nach den thermischen Zyklen sind in Abbildung 10.13 dargestellt.

Die höchstfesten Al-Schrauben EN AW 7075 in AZ91 zeigen nach dem Setzen einen Abfall der Klemmkraft durch die thermische Wechselbelastung von 2,1 kN auf das durchschnittliche Vorspannkraftniveau von 10,0 kN. Die metrischen Al-Schrauben EN AW 6056 weisen eine Erniedrigung von 1,2 kN auf 6,5 kN, während bei der Stahlschraube der signifikant größte Abfall von 3,4 kN auf durchschnittlich 7,8 kN vorliegt.

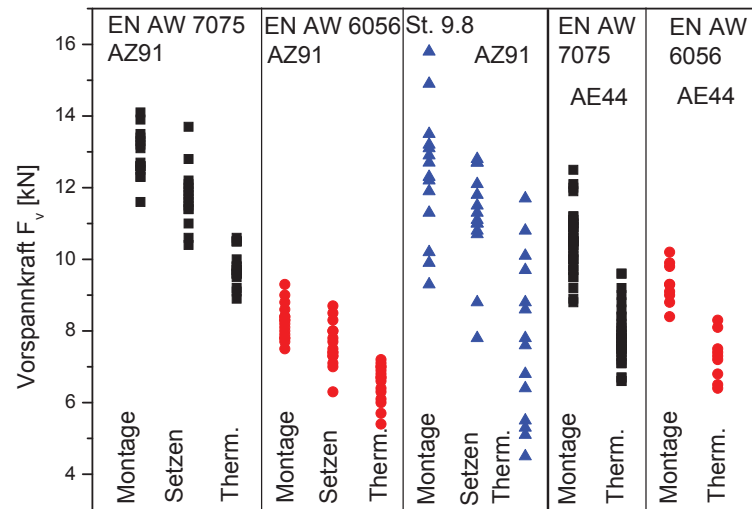


Abbildung 10.13: Vorspannkraftverluste der untersuchten Schrauben in den Legierungen AZ91 und AE44 durch thermische Wechselzyklen

Dies zeigt, dass bereits eine kurz einwirkende thermische Wechselbeanspruchung bei Verwendung der Stahlschraube auf Grund der thermischen Zusatzkraft beim Aufheizen, bedingt durch den geringeren thermischen Ausdehnungskoeffizienten der Stahlschraube ($\alpha_{St} = 11 \cdot 10^{-6} K^{-1}$) im Vergleich zu Mg ($\alpha_{Mg} = 26 \cdot 10^{-6} K^{-1}$), einen verstärkten Abfall der Klemmkraft verursacht. Der Grund für diesen erhöhten Klemmkraftverlust sind lokale Überschreitungen der zulässigen Grenzflächenpressung durch die thermischen Zusatzkräfte [44, 75].

Die Prototypengetriebe in AE44 wurden direkt nach der Montage thermisch belastet. Die höchstfeste Gewindefurchschraube EN AW 7075 zeigt einen Abfall der Klemmkraft um 2,8 kN auf 7,8 kN, die EN AW 6056 einen Verlust der Klemmkraft um 2,0 kN auf 7,3 kN.

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass die Al-Schrauben EN AW 6056 und EN AW 7075 ein vergleichbares Setzverhalten zeigen. Die Stahlschraube weist mit über 37 % Montagevorspannkraftabfall nach den thermischen Zyklen das schlechteste Verhalten auf. Friedrich [44] untersuchte das Setzverhalten von Stahl- und Al-Schrauben in Mg-Bauteilen bei wechselnden Temperaturen. Er gibt signifikant höhere Klemmkraftverluste bei Verwendung von Stahlschrauben bis zu 90 % der Montagevorspannkraft im Vergleich zu Al-Schrauben an.

Die thermisch bedingten Zusatzkräfte bei den auftretenden Temperaturdifferenzen wurden für die Al- und die St-Schrauben nach VDI 2230 berechnet. Nach Bestimmung der elastischen Nachgiebigkeiten der Schraube δ_S und der Platte δ_P , kann über die Verhältnisse der E-Moduli bei Raumtemperatur $E^{S,P}$ und Prüftemperatur $E^{ST,PT}$, sowie der auftretenden thermischen Dehnungen $l_K \cdot (\alpha_s \cdot \Delta T_S - \alpha_P \cdot \Delta T_P)$ die Erhöhung der Vor-

spannkraft ΔF_{vtherm} nach Gleichung 10.2 berechnet werden.

$$\Delta F_{\text{vtherm}} = \frac{l_K \cdot (\alpha_S \cdot \Delta T_S - \alpha_P \cdot \Delta T_P)}{\delta_S \frac{E^S}{E^{ST}} + \delta_P \frac{E^P}{E^{PT}}} \quad (10.2)$$

Über den Spannungsquerschnitt der Schraube und die Kopfauf­fläche ergibt sich die entsprechende Spannungserhöhung im Schraubenschaft bzw. unter der Kopfauf­fläche. Abbildung 10.14 zeigt die Zunahme der Spannung im Schraubenschaft und unter der Kopfauf­fläche in Abhängigkeit der Temperaturdifferenz ΔT .

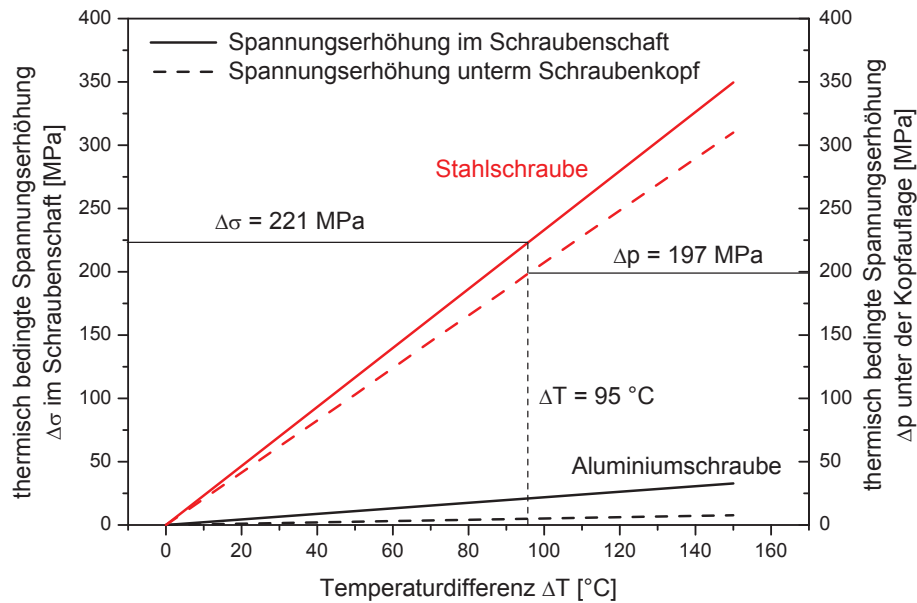


Abbildung 10.14: Thermisch bedingte Zusatzspannungen im Schraubenschaft und unter der Kopfauf­fläche der verwendeten Schraubengeometrie in Abhängigkeit der Temperaturdifferenz ΔT

Der Unterschied zwischen der Stahl- und der Aluminiumschraube ist signifikant. Bei einer Erwärmung von Raumtemperatur auf 120 °C tritt in der Stahlschraube eine Zusatzspannung von 221 MPa auf, während bei der hier verwendeten Aluminiumschraube lediglich eine thermisch bedingte Spannungserhöhung von 21 MPa vorliegt. Diese Zusatzspannung verursacht eine zusätzliche Flächenpressung unter dem Schraubenkopf, welche vom verspannten Bauteil dauerhaft ertragen werden muss. Bei der Stahlschraube ist dies eine Erhöhung der Flächenpressung um 197 MPa im Vergleich zu 5 MPa mit der Aluminiumschraube. Bei der Berechnung wurde nur die thermische Änderung der Vorspannkraft berücksichtigt [116].

Friedrich [7] fand ähnliche Werte für die thermischen Zusatzkräfte bei der Berechnung von metrischen M6 und M7 Stahl- und Aluminiumschrauben in Mg-Komponenten.

10.2.4 Kombinierte thermisch-mechanische Betriebslast

Die gemessenen Vorspannkraftverluste bis nach dem Torsionsprüflauf zeigt Abbildung 10.15.

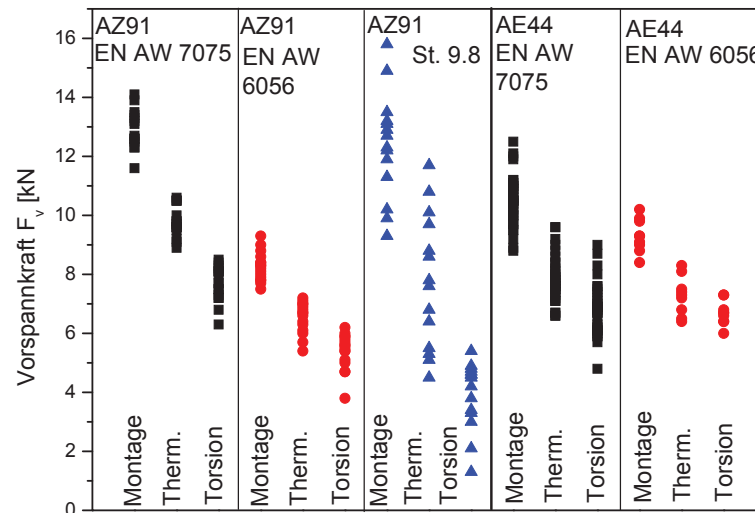


Abbildung 10.15: Vorspannkraftverluste der untersuchten Schrauben in den Legierungen AZ91 und AE44 durch kombinierte thermisch-mechanische Belastung

Die Stahlschrauben in AZ91 weisen die geringsten Restvorspannkraften von 3,9 kN bei einem Gesamtabfall von 69 % auf. Absolut betrachtet zeigt die höchstfeste Gewindefurchschraube EN AW 7075 in beiden Legierungen AZ91 und AE44 die höchsten verbleibenden Restvorspannkraften $F_{vTorsion}$, wobei der Unterschied zwischen AZ91 und AE44 nicht signifikant ist. Bei einer Bewertung des relativen Vorspannkraftverlustes ΔF_v zeigt die metrische Schraube EN AW 6056 auf Grund der geringeren Montagevorspannkraften F_{v0} leichte Vorteile gegenüber der EN AW 7075 Schraube, unabhängig von der Mg-Legierung.

In Tabelle 10.2 sind die relativen Vorspannkraftverluste der einzelnen Schraubentypen bezogen auf die Montagevorspannkraft in % aufgelistet.

	AZ91			AE44	
Schraube	EN AW 7075	EN AW 6056	St. 9.8	EN AW 7075	EN AW 6056
F_{v0} [kN]	12,9	8,3	12,4	10,5	9,3
$F_{vTorsion}$ [kN]	7,7	5,4	3,9	6,8	6,7
ΔF_v [%]	40	35	69	35	28

Tabelle 10.2: Absolute und prozentuelle Vorspannkraftverluste der einzelnen Schraubentypen durch kombinierte thermisch-mechanische Belastung

Bei den bisherigen Untersuchungen waren die Getriebe den Spitzentemperaturen von

120 °C nur kurz ausgesetzt, weshalb anzunehmen ist, dass der Einfluss der thermischen Beständigkeit von Schraube und Mg-Muttermaterial erst nach dem 100 h Auslagern bei 120 °C deutlich erkennbar wird.

10.2.5 Auslagern bei 120 °C

Die Vorspannkraften von der Montage bis nach dem Auslagern bei 120 °C für 100 h sind in Abbildung 10.16 abgebildet. Die Erfassung der Restvorspannkraften bei den Stahlschrauben war messtechnisch nicht mehr möglich. Es ist anzunehmen, dass die Klemmkraften bei den Stahlschrauben für eine Ultraschallmessung zu gering waren. Im Folgenden wird deshalb nur mehr das Verhalten der Al-Schrauben in den Legierungen AZ91 und AE44 diskutiert.

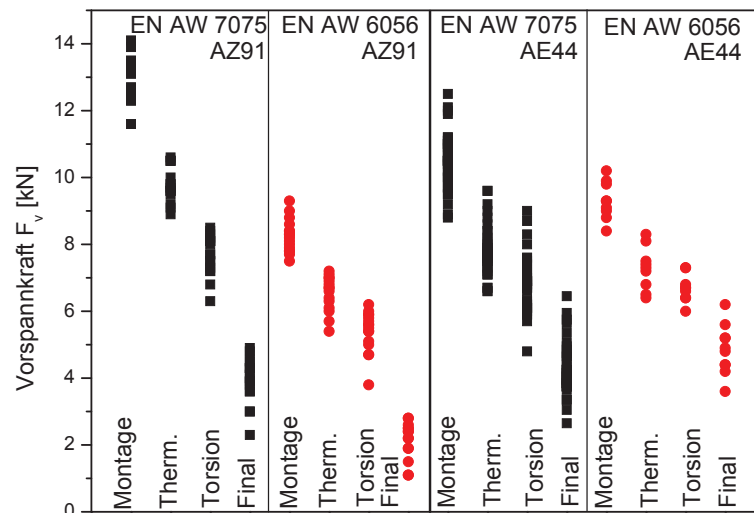


Abbildung 10.16: Vorspannkraftverluste der untersuchten Schrauben in den Legierungen AZ91 und AE44 nach 100 Auslagern bei 120 °C

Es ist ersichtlich, dass die Mg-Legierung einen signifikanten Einfluss auf den Verlauf der Vorspannkraften hat. Beide Al-Schrauben EN AW 7075 und EN AW 6056 zeigen einen erheblichen Klemmkraftverlust in AZ91. Auch bei Verwendung der thermisch beständigeren Schraube EN AW 6056 kann kein verbesserter Vorspannkrafterhalt erzielt werden. Der Ersatz von AZ91 durch die kriechbeständigere Mg-Legierung AE44 bewirkt höhere Restklemmkraften. Die höchsten verbleibenden Restvorspannkraften bei geringstem relativem Klemmkraftverlust zeigt die metrische EN AW 6056 Schraube in der kriechfesten Mg-Legierung AE44 bei Restklemmkraften von 4,9 kN. Eine Übersicht der gemessenen Restvorspannkraften und relativen Klemmkraftverluste ist in Tabelle 10.3 zu sehen.

Die EN AW 6056 Schraube in AE44 weist ein überlegenes Relaxationsverhalten auf. Alle anderen untersuchten Kombinationen weisen einen signifikant höheren relativen Klemm-

	AZ91		AE44	
Schraube	EN AW 7075	EN AW 6056	EN AW 7075	EN AW 6056
F_{v0} [kN]	12,9	8,3	10,5	9,3
F_{vFinal} [kN]	3,8	2	4,3	4,9
ΔF_v [%]	71	76	59	47

Tabelle 10.3: Absolute und prozentuelle Vorspannkraftverluste der einzelnen Schraubentypen nach Auslagerung bei 120 °C für 100 h

kraftverlust auf. Dies lässt den Schluss zu, dass nicht die thermische Beständigkeit einer Komponente des Schraubverbandes entscheidend ist, sondern nur durch die Berücksichtigung der thermischen Beständigkeit der Al-Schraube und der Mg-Legierung das Relaxationsverhalten des Schraubverbandes wesentlich verbessert werden kann.

Demnach bewirkt die Verwendung einer thermisch beständigen Komponente im Schraubverband auf Grund von verstärkten Kriech- und Relaxationseffekten der verbleibenden Komponente keine nachhaltige Verbesserung des Relaxationsverhaltens. Dies bestätigt auch das Verhalten der Legierung AZ91. Die Verwendung der thermisch beständigeren Al-Schraube EN AW 6056 ist kein geringerer Klemmkraftverlust erzielbar. Nur bei ausreichender thermischer Beständigkeit aller Komponenten des Schraubverbandes ist eine wesentliche Verbesserung erzielbar, ersichtlich an der EN AW 6056 Schraube in der kriechfesten Mg-Legierung AE44.

Es ist anzunehmen, dass bei Steigerung der Temperatur auf 150 °C die Unterschiede zwischen den einzelnen Materialkombinationen noch größer werden, da sowohl die Mg-Legierung AZ91, als auch die EN AW 7075 Al-Schraube bei 120 °C laut Literatur [26] an der Grenze der thermischen Beständigkeit sind. Um genauere Aussagen über die Einsetzbarkeit bei Temperaturen >120 °C treffen zu können, waren ergänzende Versuche an Getriebegehäusen aus AZ91 und AE44 mit den Al-Schrauben EN AW 7075 T7x-SG und EN AW 6056 T6-SG mit Kraftmessdose bei 150 °C nötig. Hierbei wurde die metrische EN AW 6056 Schraube in ein vorgefurchtes Gewinde mit der Anziehvorschrift 17 Nm + 90 ° Verdrehwinkel montiert.

Abbildung 10.17 zeigt Relaxationskurven der Schrauben EN AW 7075 im Zustand T7x-SG und EN AW 6056 im Zustand T6-SG in den Legierungen AZ91 und AE44 bei einer Temperatur von 150 °C über eine Zeitdauer von 200 h.

Die Schraube EN AW 7075 in AZ91 erleidet einen Vorspannkraftverlust von 77 % bei einer Restvorspannkraft von 2,5 kN. Die Verwendung der thermisch beständigeren Schraube EN AW 6056 bewirkt keine signifikante Verbesserung. Bei Verwendung der kriechbeständigen Legierung AE44 in Verbindung mit der EN AW 7075 Schraube ist eine sichtbare Verbesserung des Relaxationsverhaltens mit 3,9 kN Restklemmkraft erkennbar. Die Schraube EN AW 6056 in AE44 zeigt die höchsten Restvorspannkraft mit 5,1 kN.

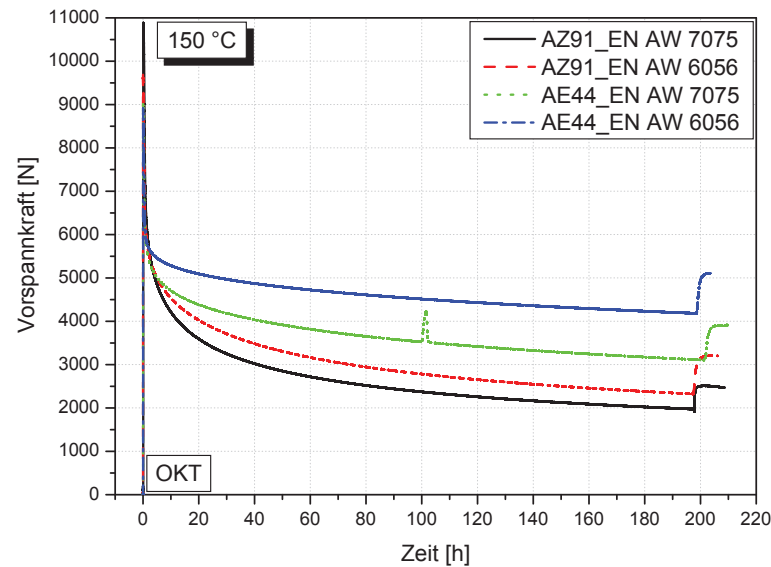


Abbildung 10.17: Relaxation der Schraubentypen EN AW 7075 und EN AW 6056 in AZ91 und AE44 bei 150 °C

Während bei 120 °C der Unterschied der beiden Schraubentypen in AE44 lediglich 14 % beträgt, sind bei 150 °C um 30 % höhere Restvorspannkraft mit der metrischen Schraube EN AW 6056 erzielbar.

10.3 Zusammenfassung und Diskussion

Die hier durchgeführten Versuchsreihen zeigen, dass die Verwendung von Al-Schrauben in den untersuchten Mg-Muttermaterialien AZ91 und AE44 signifikant geringere Klemmkraftverluste gegenüber Stahlschrauben bewirkt. Trotz niedrigerer Materialfestigkeit der Al-Schraube können durch überelastische Drehwinkelmontage vergleichbare bzw. leicht verringerte Montagevorspannkraft bei deutlich geringerer Streuung erzielt werden.

Ähnliche thermophysikalische Eigenschaften von Aluminium und Magnesium bewirken wesentlich geringere Setzverluste bei wechselnder Temperatur im Vergleich zur Stahlschraube. Bei der durchgeführten Torsionsschwingprüfung bei einer Temperatur von 120 °C wurde kein Versagen von Al-Schrauben durch Schraubenbruch festgestellt. Die verbleibenden Restvorspannkraft der Al-Schrauben sind signifikant höher im Vergleich zu den Stahlschrauben.

Die Untersuchungen bei 150 °C zeigen ein tendenziell besseres Relaxationsverhalten der Schraube EN AW 6056 im Vergleich zur höchstfesten Gewindefurchschraube Taptite2000[®] EN AW 7075 bei Verwendung der kriechfesten Legierung AE44, während

bei AZ91 keine Verbesserung erzielt werden kann. Beide Al-Schraubentypen weisen überlegene Relaxationseigenschaften im Vergleich zur 9.8 Stahlschraube auf. Hinsichtlich Mg-Muttermaterial zeigt die Legierung AZ91 bei sämtlichen Versuchsreihen signifikant höhere Vorspannkraftverluste im Vergleich zu AE44.

Kapitel 11

Zusammenfassung und Diskussion der Ergebnisse

Im Folgenden werden die Ergebnisse der im Zuge dieser Arbeit durchgeführten Versuchsreihen zusammengefasst und daraus gewonnene Erkenntnisse dargelegt.

Verschraubversuche

Bei den statischen Verschraubversuchen der überelastisch angezogenen höchstfesten Al-Gewindefurhschraube Taptite2000[®] EN AW 7075 in den Mg-Legierungen AZ91, AE44, MRI153 und AJ62 wurde festgestellt, dass bei ausreichender Gewindeflankenstabilität (hoher Gewindeüberdeckungsgrad - UKT) vorrangig die Festigkeit der verwendeten Al-Schraube die Höhe der erzielbaren Montagevorspannkraft bestimmt. Mit steigender Kernlochgröße und abnehmendem Gewindeüberdeckungsgrad ist zunehmend die Materialfestigkeit der Mg-Legierungen entscheidend, was auf die vorzeitige Plastifizierung der Muttergewindeflanken auf Grund der Überschreitung der Fließgrenze zurückzuführen ist. Weiters wurde ein ansteigendes Furchmoment mit zunehmender Materialfestigkeit der Mg-Legierung nachgewiesen.

Das Furchmoment nimmt bei zunehmender Kernlochgröße ab, da weniger Material von der Schraube während des Furchprozesses verdrängt werden muss. Die Schraube Taptite2000[®] EN AW 7075 im Zustand T6-SG zeigt auf Grund mangelnder Duktilität niedrige Bruchwinkel und ist folglich nicht für eine überelastische Drehwinkelmontage geeignet, da ein Schraubenbruch bereits während der Montage nicht ausgeschlossen werden kann. Für eine prozesssichere Montage ist der Zustand T7x zu empfehlen.

Die Untersuchungen zur Wiederholverschraubbarkeit zeigen, dass eine kombinierte Anziehvorschrift aus überelastischem Erst-Anzug und elastischem Folge-Anzug weitgehend konstante Vorspannkraft bewirkt und Schraubenbruch bei Überbelastung des Schraubverbandes auch nach 5-maliger Verschraubung gewährleistet ist.

An Hand dieser Ergebnisse ist die Schraube Taptite2000[®] EN AW 7075 im Zustand T7x-SG auf Grund der hohen Festigkeit bei ausreichender Duktilität zu bevorzugen.

Korrosionsversuche

Untersuchungen zum Kontakt- und Spannungsrisskorrosionsverhalten zeigen ein signifikant besseres Verhalten der Al-Schrauben EN AW 7075 und EN AW 6056 in AZ91 im Vergleich zu Stahlschrauben mit unterschiedlichen Beschichtungssystemen. Keine Beschichtung der Stahlschrauben bewirkt einen ausreichenden Korrosionsschutz. Beide Al-Schrauben weisen ein ähnliches Kontaktkorrosionsverhalten auf, welches durch Aufbringen einer Beschichtung weiter verbessert werden kann und verursachen vergleichbare Angriffstiefen des Mg-Gehäuses.

Spannungsrisskorrosionsversuche zeigen einen erheblichen Einfluss des Endbearbeitungszustand der Taptite2000® EN AW 7075 Schraube auf das Korrosionsverhalten. Schlussgerollte Schrauben sind auf Grund der beim Gewinderollen induzierten Druckeigenspannungen im Gewindegrund deutlich beständiger als schlusswärmebehandelte Varianten.

Die Schraube Taptite2000® EN AW 7075 im Zustand T7x-SG zeigt einen ausreichenden Widerstand gegenüber Kontakt- und Spannungsrisskorrosion.

Kriechversuche

Die Kriechversuche der Mg-Legierungen AZ91 und AE44 indizieren ein überlegenes Kriechverhalten von AZ91 bei hohen Belastungen bis zu Temperaturen von 150 °C. Bei mäßigen Belastungen bis 150 °C und Temperaturen darüber zeigt die Legierung AE44 eine signifikant bessere Kriechbeständigkeit. Diese beschränkte thermische Beständigkeit von AZ91 ist auf die Ausscheidung der β -Phase $Mg_{17}Al_{12}$ aus dem mit Aluminium übersättigten Mg-Mischkristall zurückzuführen, während AE44 eine stabile Mikrostruktur aufweist. Jene Grenzspannung, bei welcher das bessere Kriechverhalten von AZ91 auf AE44 wechselt, wurde bestimmt. Ein Bewertungsparameter, basierend auf der minimalen Kriechrate, bildet das charakteristische Kriechverhalten der Legierungen AZ91 und AE44 in Abhängigkeit der Belastungsverhältnisse gut ab.

Kriechversuche an Al-Schrauben zeigen eine leicht bessere thermische Stabilität des Zustandes T7x im Vergleich zu T6. Schlusswärmebehandelte Schrauben erweisen sich auf Grund der größeren Korngröße im Gewindebereich als signifikant kriechbeständiger. Bei geringen Belastungen bis ca. 40 - 50 % der Streckgrenze der Schraube ist die thermische Beständigkeit (Wärmebehandlungs- und Endbearbeitungszustand) entscheidend, während bei hohen Belastungen durch auftretende Plastifizierungen vor allem die Materialfestigkeit das Kriechverhalten bestimmt. Hinsichtlich Kriechbeständigkeit weist die Schraube T6-SW die besten Eigenschaften auf.

Relaxationsversuche

Relaxationsversuche an der Schraube Taptite2000® EN AW 7075 mit unterschiedlichen Wärmebehandlungs- und Endbearbeitungszuständen in den Mg-Legierungen AZ91 und AE44 zeigen ein überlegenes Verhalten der Legierung AE44 im gesamten Temperaturbereich von 80 °C bis 150 °C. Speziell bei geringen Gewindeüberdeckungsgraden und überlagerten Betriebslasten verursacht die Legierung AZ91 signifikant höhere Vorspannkraftverluste. Hinsichtlich Al-Schrauben zeigt analog zu den Kriechversuchen die schlusswärmebehandelte Variante Vorteile. Die Unterschiede zu den schlussgerollten Schrauben sind aber nicht ausgeprägt.

Prototypenversuche an Verteilergetrieben der Legierungen AZ91 und AE44 mit den Schrauben Taptite2000[®] EN AW 7075 im Zustand T7x-SG, EN AW 6056 T6-SG und 9.8 Stahl, bestätigen ein signifikant besseres Relaxationsverhalten der Al-Schrauben im Vergleich zur Stahlvariante. Die Al-Schraube EN AW 6056 in der Legierung AE44 weist trotz niedriger Montagevorspannkkräfte leicht höhere Restklemmkräfte im Vergleich zur EN AW 7075 Schraube auf, und ist demnach besser thermisch beständig.

Folglich ist bis zu einer Einsatztemperatur von 120 °C die höchstfeste Al-Schraube Taptite2000[®] EN AW 7075 in AZ91 einsetzbar, wobei bei Optimierungsbedarf die Verwendung der kriechfesten Legierung AE44 sinnvoll ist. Oberhalb von 120 °C wird auf Basis der hier festgestellten Ergebnisse nur der Einsatz der Legierung AE44 in Verbindung mit den Al-Schrauben EN AW 7075 und EN AW 6056 empfohlen. Es ist anzumerken, dass mit zunehmender Temperatur die metrische Schraube EN AW 6056 auf Grund der besseren thermischen Beständigkeit der Gewindefurchschraube Taptite2000[®] EN AW 7075 vorzuziehen ist.

Simulationsmodell

Das Simulationsmodell kann die auftretenden Furchmomente in Abhängigkeit der Festigkeit der Mg-Legierung gut abbilden. Die Reibungseigenschaften haben einen starken Einfluss auf die Höhe der Furchmomente, während der Anteil der Umformarbeit relativ gering ist.

Die im Simulationsmodell errechneten Vorspannkraftwerte im elastischen Bereich stimmen gut mit den Versuchswerten überein. Auch der Einfluss der Schraubenfestigkeit bei überelastischem Anzug kann erfasst werden. Auf Grund der nicht abbildbaren Spanbildung während des Furchprozesses einhergehend mit starken Verfestigungseffekten des Mg-Mutternmaterials bei hohen plastischen Umformgraden kommt es zu einer Überschätzung der Vorspannkkräfte nach Überschreiten der Fließgrenze der Schraube.

Diese Effekte bewirken in weiterer Folge massive Vorspannkraftverluste durch Relaxation bei erhöhter Temperatur. Ansätze zur Verbesserung und Weiterentwicklung des Simulationsmodells werden in Kapitel 9.2.3.3 diskutiert.

Ausblick

Die in dieser Arbeit dargelegten Erkenntnisse identifizieren vor allem den Vorspannkraftverlust von Al-Schrauben in Mg-Legierungen als Limitierung hinsichtlich Einsetzbarkeit in thermisch belasteten Mg-Komponenten. Folgende Ansätze zur Verbesserung des Relaxationsverhaltens sind sinnvoll:

- Gezielte Legierungsentwicklung, um die thermische Beständigkeit der 7075 Legierung zu verbessern. Dies würde den Vorteil des Gewindefurchens mit einer erweiterten thermischen Einsetzbarkeit verbinden.
- Optimierung der Kernlochgeometrie gemeinsam mit Gießexperten, um Schwankungen der Kernlochgröße zu minimieren und Toleranzen einzuschränken.

- Entwicklung einer konischen Gewindefurchschraube, um eine gleichmäßige Gewindeüberdeckung über die gesamte Einschraubtiefe zu erreichen, wodurch ein verbessertes Relaxationsverhalten zu erwarten ist.

Kapitel 12

Publikationen des Verfassers

Im Rahmen der wissenschaftlichen Arbeit des Verfassers wurden während der Tätigkeit am Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinenbau folgende Publikationen veröffentlicht (B...schriftlicher Beitrag, V...Vortrag, P...Poster).

1. H. Leitner, J. Fröschl, G. Gerstmayr, W. Eichlseder: *Multiaxiale Ermüdung - Versuchsergebnisse versus Festigkeitshypothesen*, BHM, 151. Jg. (2006), Heft 9, Seite 350-356 (B)
2. J. Fröschl, H.-P. Gänser, G. Gerstmayr, W. Eichlseder: *Neuere Berechnungsansätze für die betriebsfeste Auslegung von Gussbauteilen in Leichtbauweise*, Giesserei Rundschau 54 (2007), Heft 9/10, Seite 222-232 (B)
3. G. Gerstmayr, J. Fröschl: *Development of a Multiaxial Fatigue Strength Criterion Accounting for Anisotropic Effects*, 1st European DAAAM International Young Researcher's and Scientist's Conference, Zadar, Croatia, 24th – 27th October 2007 (B, V)
4. G. Gerstmayr, J. Fröschl, W. Eichlseder: *Development of a strategy for evaluation of mean stress influences for an integral strength hypothesis*, 2nd Fatigue Symposium, Leoben, Austria, 2008 (P)
5. H. Leitner, Ch. Hinteregger, T. Jakob, G. Gerstmayr, P. Oberhuber: *Einsatz hochfester Aluminium-Gewindefurchschrauben für Antriebsstrangkomponenten aus Magnesium-Legierungen zur Reduktion des Gewichts und der Kosten*, DVM-Tag 2008, Berlin, Deutschland, DVM-Bericht 675, Seite 187-196 (B, V)
6. G. Gerstmayr, H. Leitner, W. Eichlseder: *Relaxation Behaviour of Light Metal Bolted Joints in Dependence of the Creep Resistance of the Nut Material*, Material Science and Engineering - Congress and Exhibition on Advanced Materials and Processes, Nürnberg, Germany, 1st – 4th September 2008 (V)

7. T. Jakob, G. Gerstmayr, H. Leitner, P. Oberhuber, C. Hinteregger: *Cost and Weight Optimization of Magnesium Powertrain Components by using Aluminum Thread-Forming Fastener Technology*, SAE World Congress 2008, Detroit, USA, SAE technical paper No. 2009-01-1256 (B, V)
8. G. Gerstmayr, H. Leitner, W. Eichlseder: *Creep and Relaxation Behaviour of Mg-Al based Die cast Alloys AZ91 and AE44*, European Metallurgical Conference, Innsbruck, Austria, 28th June - 1st July 2009 (B, V)
9. G. Gerstmayr, P. Oberhuber, T. Jakob, H. Leitner: *Applicability of high strength thread forming Aluminum bolts in magnesium power train components*, 9th European All-Wheel Drive Congress, Graz, Austria, 16th – 17th April 2009 (B, V)
10. G. Gerstmayr, P. Oberhuber, L. Bösch, T. Jakob: *Erfassung von Vorspannkräften in Schraubverbänden mittels Ultraschall*, 11. Vortragstagung - Zerstörungsfreie Prüfung in Forschung, Entwicklung und Anwendung, Linz, Österreich, 5. - 6. März 2009 (B, V)
11. G. Gerstmayr, H. Klampfl: *Innovative Verbindungstechnik von Powertrainkomponenten aus kriechfestem Magnesium mit selbstfurchenden Aluminiumschrauben*, Werkstoffsymposium Fahrzeugtechnik, 25. und 26. Juni 2009, Stuttgart, Deutschland (V)
12. G. Gerstmayr, W. Eichlseder: *Creep and Relaxation Behaviour of Self-tapping Al-bolts in Mg Die Cast Alloys for Power Train Components*, Magnesium - 8th International Conference on Magnesium Alloys and their Applications, Weimar, Germany, 26th – 29th October 2009, Seite 1097-1106, ISBN 978-3-527-32732-4 (B, V)
13. G. Gerstmayr, G. Mori, H. Leitner, W. Eichlseder: *On the applicability of high strength self-tapping aluminium bolts in magnesium nut materials for automotive applications*, Materials and Corrosion 60, 2009 (B)
14. G. Gerstmayr, P. Oberhuber, W. Eichlseder: *Applicability of High Strength Self Tapping Aluminium Bolts in Magnesium Power Train Components*, Femfat User Meeting, Steyr, Austria, 2009 (P)

Abkürzungen

hdp	hexagonal dichteste Kugelpackung
hp	high purity
kfz	kubisch flächenzentriert
ppm	parts per million
AMB	Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinenbau, Leoben
ASTM	American Society for Testing and Materials
AW	Aluminium Wrought / Aluminium Knetlegierung
DIN	Deutsches Institut für Normung
EN	Europäische Norm
Leg.	Legierung
OKT	Obere Kernlochtoleranz
PT	Prüftemperatur
RT	Raumtemperatur
SG	Schlussgerollt
SS	Salzprühtest
SW	Schlusswärmebehandelt
UB	Umlaufbiegung
UKT	Untere Kernlochtoleranz
VDA	Verband der Automobilindustrie
VDG	Verein Deutscher Giessereifachleute
VDI	Verein Deutscher Ingenieure

Symbole

d	Korndurchmesser, Probanddurchmesser
d_{Ki}	Innendurchmesser der ebenen Kopfauflage
d_W	Außendurchmesser der Kopfauflage der Schraube
d_2	Flankendurchmesser
f	Verlängerung, Längenänderung
f_P, f_{Pv0}, f_{pm}	Längenänderung der Klemmteile bei RT
f_{PA}	Entspannung der gedrückten Platten durch Betriebskraft
f_S, f_{Sv0}, f_{sm}	Längenänderung der Schraube bei RT
f_{SA}	zusätzliche Längung der Schraube durch Betriebskraft
f_{SvT}, f_{PvT}	Längenänderung der Schraube, der Klemmteile bei PT
f_T	thermische Längenänderung
f_z	Nach Montage auftretende Verformung durch Setzen
h	Stunde
$h(l)$	zeitabhängige Höhe der Klemmteile
h_0	Ausgangsdicke der Klemmplatten vor Montage
i	Stromdichte
k	Materialkonstante für Korngrenzenwiderstand bei Hall-Petch
k_{ue}	Grad der Plastifizierung der Schraube bei Drehwinkelmontage
k_σ	Faktor zur Umrechnung der Vergleichsspannung in axiale Spannung
l	Länge einer Komponente
$l(t)$	zeitabhängige Länge der Schraube
l_0	Ausgangslänge der Schraube vor Montage
m	Zeitexponent bei Zeitverfestigungstheorie in ABAQUS nach Norton
n	Spannungsexponent bei Norton/Bailey und Arrhenius
r	Relaxationsrate (Steigung der Gerade an log. Relaxationskurve)
r_c	Teilchengröße für größten Festigkeitsanstieg (Orowan - Friedel)
t	Zeit
t	Tonne
t_r	Kriechbruchzeit
A_5	Bruchdehnung
A, A^S, A^P	Querschnitt der Schraube, Querschnittsfläche des Verformungskörpers
A, B, C, C'	Materialkonstante
A_S	Spannungsquerschnitt der Schraube

D	Diffusionskonstante
D_{eff}	effektive Diffusionskonstante
D_{km}	Wirksamer d für Reibmoment in der Schraubenkopfaufgabe
D_{KFurch}	Realer Durchmesser des gefurchten Gewindes
$D_{\text{Ktheor.}}$	theoretischer Durchmesser des gefurchten Gewindes
D_N	Nenn Durchmesser des Kernlochs beim Gewindefurchen
D_K	Kernlochdurchmesser beim Gewindefurchen
E	E-Modul
$E^P(t)$	zeitabhängiger E-Modul, Relaxationsmodul
E^S, E^P	E-Moduli von Schraube und Klemmteilen bei RT
E^{ST}, E^{PT}	E-Moduli von Schraube und Klemmteilen bei erhöhter Temperatur
E_0	Standardelektrodenpotential
F	Kraft
F_v	Vorspannkraft, Klemmkraft
$F_{v\text{Final}}$	F_v nach Beendigung der mehrstufigen Prototypenversuche
F_{vT}	Vorspannkraft, Klemmkraft bei PT
$F_{v\text{Torsion}}$	Vorspannkraft, Klemmkraft nach dem MTS Torsionsschwingversuch
F_{v0}	Vorspannkraft, Klemmkraft nach der Montage
F_{v22Nm}	Vorspannkraft F_v bei 22 Nm
$F_{v22Nm+90}$	Vorspannkraft F_v bei 22 Nm + 90°
$F(t)$	zeitabhängige Klemmkraft
F_z	Vorspannkraftabbau durch Setzen
F_A	äußere Betriebskraft
F_B	Vorspannkraft beim Bruch der Schraube
F_M, F_{v0}	Montageklemm-, Montagevorspannkraft
F_{MF}	Vorspannkraft am Fügoment
F_{KR}	Restklemmkraft im Schraubverband bei Betriebskraft
F_{PA}	Abnahme der Trennfugenkraft bei Betriebskraft
F_{SA}	Erhöhung der Schraubkraft bei Betriebskraft
K_t	Kerbfaktor
M_A	Anziehdrehmoment
M_{Aeff}	Effektives Anziehdrehmoment für Vorspannkraftaufbau
M_{AF}	Fügoment bei Drehwinkelmontage
M_B	Anziehdrehmoment beim Versagen der Schraube
M_F	Furchmoment
M_{Feff}	Effektives Furchmoment während des Vorspannkraftaufbaus
M_G	Gewindereibmoment, Torsionsmoment im Gewinde
M_K	Unterkopfreibmoment
M_{UE}	Überdrehmoment
P	Zeit-Temperatur u. Zeit-Spannung Parameter
P_{S-D}, P_{L-M}	Zeit-Temperatur Parameter nach Sherby-Dorn und Larson-Miller
$P_{\dot{\epsilon}}$	Parameter auf Basis der stationären Kriechrate
Q	Aktivierungsenergie für Kriechen
R	Gaskonstante, Spannungsverhältnis
R_m	Zugfestigkeit

$R_{m,t,T}$	Zeitstandfestigkeit
$R_{px,t,T}$	Zeitdehngrenze
$R_{p0,2}$	Dehngrenze
T	Temperatur, Wärmebehandlungszustand
T_s	Schmelztemperatur
TA	Traganteil der Gewindegänge beim gefurchten Gewinde
W_p	Polares Widerstandsmoment
W_{p-pl}	Plastisches polares Widerstandsmoment

Griechische Symbole

α, α_T	thermischer Ausdehnungskoeffizient
$\alpha_{\text{Abrei\ss}}$	Abrei\sswinkel, Bruchwinkel
δ	elastische Nachgiebigkeit
δ_P	elastische Nachgiebigkeit der Klemmteile
$\delta^P(t)$	zeitabhängige Nachgiebigkeit der Klemmteile
δ_S	elastische Nachgiebigkeit der Schraube
$\delta^S(t)$	zeitabhängige Nachgiebigkeit der Schraube
δ_0^S	elastische Nachgiebigkeit der Schraube nach Montage
δ_0^P	elastische Nachgiebigkeit der Platten (Klemmteile) nach Montage
ε	Kriechdehnung
ε_θ	Durch Verdrehung bei Drehwinkelmontage hervorgerufene Dehnung
$\dot{\varepsilon}$	Kriechdehnrate
$\dot{\varepsilon}_s$	stationäre Kriechdehnrate
θ	temperaturkompensierte Zeit, Verdrehwinkel bei Montage
$\theta_{\min}, \theta_{\max}$	minimaler bzw. maximaler Verdrehwinkel
θ_r	temperaturkompensierte Zeit bei bestimmter Kriechbruchzeit
μ_G, μ_K	Gewinde- und Unterkopfreibungskoeffizient
ν	Querkontraktionszahl
ρ	Dichte
ρ'	Gewindereibungswinkel
σ	Spannung
$\sigma_{D,UB}$	Umlaufbiegewechselfestigkeit
σ_F	Spannung am Fügoment
σ_v, Mises	Vergleichsspannung nach Mises
τ	Torsionsspannung
τ_F	Torsionsspannung am Fügoment
φ	Steigungswinkel des Gewindes
$\dot{\varphi}$	Umformgeschwindigkeit
χ^*	Relativer Spannungsgradient
$\Delta_{f_{PT}}$	Summe der Wärmedehnungen der Klemmteile
$\Delta_{f_{ST}}$	Summe der Wärmedehnungen der Schraube

ΔF_v	Vorspannkraftkraftverlust
ΔF_{vT}	Vorspannkraftveränderung durch Erwärmen von RT auf PT
ΔT	Temperaturänderung
$\Delta \sigma_{KG}$	zusätzlich Kraft um Abgleiten zu ermöglichen (Hall-Petch)
$\Delta \tau_F$	Energie zum Schneiden von Teilchen (Friedel)
$\Delta \tau_O$	Energie zur Umgehung von Teilchen (Orowan)

Abbildungsverzeichnis

2.1	Eigenschaften von Magnesium [67, 74]	5
2.2	Anwendungsgebiete von Magnesium [38]	5
2.3	Legierungssysteme von Mg-Guss- und Knetlegierungen [38]	6
2.4	Einfluss von Legierungselementen auf die Festigkeit von Magnesium [38]	8
2.5	Binäres Phasendiagramm des Systems Mg-Al [14]	10
2.6	Erstarrungsvorgang und resultierende Seigerungen im Mg-Mischkristall durch Ungleichgewichtserstarrung [16, 38]	11
2.7	Eigenschaften von Aluminium [13, 38, 67]	15
2.8	Aluminium Guss- und Knetlegierungssysteme [38]	16
2.9	Versetzungsaufstauung an einer Korngrenze [38]	18
2.10	Schematische Darstellung der möglichen Atomanordnungen in einem Substitutionsmischkristall: a) statistisch verteilt, b) Fernordnung, c) Nahordnung, d) Zonenbildung (einphasige Entmischung) [46]	19
2.11	Orowan-Mechanismus [97]	20
2.12	Darstellung der Entmischungsreihe: a) ungeordnete Konzentration (Cluster, einphasige Entmischung), b) geordnete Konzentration (Zone), c) kohärente Ausscheidung (zweiphasige Entmischung), d) inkohärente Ausscheidung (zweiphasige Entmischung) [46]	21
2.13	Friedel-Effekt [97]	21

2.14	Schematische Darstellung der Festigkeitszunahme in Abhängigkeit der Teilchengröße [97]	22
2.15	Ablauf der Wärmebehandlung für aushärtbare Legierungen [97]	22
2.16	Schema des Aushärtungsvorganges [38]	23
2.17	T6x und T7x Wärmebehandlungszustände mit entsprechender Festigkeit [38]	24
2.18	System Al-Zn [38]	25
2.19	System Al-Mg [38]	26
2.20	a) Konstruktion der Zeitdehngrenz- und Zeitbruchlinien aus mehreren Kriechkurven, b) Zeitstandschaubild [97]	27
2.21	Kriechdehnung und Kriechdehnrates versus Versuchszeit	29
2.22	Deformations-Mechanismen Karten für Mg und Al [47]	30
2.23	Auf eine Versetzung wirkende Kraftkomponenten beim Auftreffen auf ein Teilchen [39]	31
2.24	Korngrenzendiffusion nach Coble und Gitterdiffusion nach Nabarro-Herring [39]	32
2.25	Bestimmung der Zeit-Temperatur-Parameter nach Larson-Miller und Sherby-Dorn bei Auftragung von $\log(t_r)$ gegen $1/T$ [39]	35
2.26	a) Ein Spannungsverlauf b) abgeschätzter Dehnungsverlauf basierend auf c) der Zeitverfestigungs- und d) der Dehnungsverfestigungstheorie [87] . . .	36
2.27	Kriechdehnungen konventioneller Mg-Druckgusslegierungen bei unterschiedlichen Temperaturen [123]	40
2.28	Maximale Einsatztemperatur gängiger Mg-Legierungen und Kriechverhalten neuerer thermisch beständiger Legierungen [74, 90]	41
2.29	Vergleich der Kriechbeständigkeit kommerzieller Legierungen bei unterschiedlichen Belastungsverhältnissen [28]	43
2.30	Verbleibende Restvorspannkraft nach 100 h Auslagerung bei 150 °C [123] .	44

2.31	Schraubenzusatzkräfte infolge thermischer Beanspruchung während der Aufheizphase bei unterschiedlichen Werkstoffkombinationen, $\Delta T=130\text{ °C}$. . .	45
2.32	a) Einfluss von Verunreinigungen auf das Korrosionsverhalten der Legierungen AZ91, b) Korrosionsverhalten unterschiedlicher Legierungen [74] . . .	47
2.33	Voraussetzungen für das Auftreten von Spannungsrisskorrosion (SRK) . . .	49
2.34	Mögliche Methoden der Oberflächenbehandlung von Magnesium [98]	50
2.35	Abtragswerte von Magnesium durch Kontaktkorrosion nach 120 h gemäß DIN 50021-SS bei Verwendung von Stahlschrauben mit unterschiedlichen Beschichtungssystemen [45]	51
2.36	Abtragswerte von Magnesium durch Kontaktkorrosion nach 120 h gemäß DIN 50021-SS bei Verwendung von Aluminiumschrauben [45]	51
2.37	Verspannungsschaubild einer Schraubenverbindung nach Montage [55] . . .	54
2.38	Vorspannkraftminderung F_z einer Schraubenverbindung auf Grund einer Verformung um den Setzbetrag f_z [116]	54
2.39	Kräfte-schaubild einer verspannten und betriebsbeanspruchten Verschraubung mit zugehörigem Verspannungsschaubild [55]	55
2.40	Schwankungen der Montagevorspannkraft F_M bei der Drehwinkelmontage durch Schwankungen des Drehwinkels θ , des Gewindereibungskoeffizienten μ_G und der Streckgrenze der Schraube $R_{p0,2}$ [55]	57
2.41	Ausbildung des Muttergewindes beim Gewindefurchen und unterschiedliche Profile von Gewindefurchwerkzeugen [99]	60
2.42	Ausbildung des Muttergewindes in Abhängigkeit des Vorlochdurchmessers bzw. des Traganteils [121]	60
2.43	Furchmoment in Abhängigkeit des Vorlochdurchmessers [121]	61
3.1	Konzept zur Ermittlung der Gebrauchseigenschaften von höchstfesten Al-Gewindefurchschrauben in Mg-Muttermaterialien	64
4.1	Im Kaltkammerdruckgussprozess abgegossener Ersatzprüfkörper mit Verschraubungsstellen	68

4.2	Abmessungen des Verschraubdomes	68
4.3	Mikrostruktur der Mg-Legierungen AZ91 und AE44	69
4.4	Porositätsverteilung der Legierung AZ91 im Bereich der Verschraubdomen nach Abguss der Ersatzprüfkörper im Kaltkammerdruckgussprozess	70
4.5	Statische und dynamische Festigkeitseigenschaften der Legierungen AZ91, AE44 und MRI153	71
4.6	a) EN AW 7075 Gewindefurchschraube mit Taptite2000 Geometrie b) Balliges Radiusprofil der Gewindeflanken c) Trilobularer Querschnitt	72
4.7	Mikrostruktur der Al-Schrauben EN AW 7075 und EN AW 6056 schlussgerollt im Zustand T6	73
5.1	a) Untersucher Schraubverband und b) verwendeter stationärer Schraubautomat zur Durchführung der statischen Verschraubversuche	75
5.2	Einfluss der Magnesiumlegierung auf wesentliche Kennwerte der Verschraubung	76
5.3	Momenten- und Vorspannkraftverlauf bei gewindefurchender überelastischer Drehwinkelmontage	77
5.4	Einfluss der Reibung auf die Streuung der Montagevorspannkraft bei elastischer und überelastischer Montage	78
5.5	Schematische Darstellung der Gewindeüberdeckung bei UKT und OKT	79
5.6	Einfluss der Kernlochgröße auf wesentliche Kennwerte der Verschraubung	80
5.7	Einfluss der Schraubenlänge auf den Abreißwinkel	81
5.8	Einfluss des Wärmebehandlungs- und Endbearbeitungszustandes der Schraube bei UKT und OKT	82
5.9	5-fache überelastische Drehwinkelmontage in AZ91 bei OKT	84
5.10	5-fache überelastische Drehwinkelmontage in AZ91 bei MKT	85
5.11	Überelastische Drehwinkelmontage bei Erstverschraubung mit anschließender elastischen Montage in AZ91 bei OKT	85

5.12 Einfluss des Wärmebehandlungs- und Endbearbeitungszustandes der Schraube bei überelastischer Drehwinkelmontage mit anschließender elastischer Montage in AZ91 bei OKT	86
5.13 Einfluss des Wärmebehandlungs- und Endbearbeitungszustandes der Schraube bei überelastischer Drehwinkelmontage mit anschließender elastischen Montage in AZ91 bei UKT	87
5.14 Gewindeüberdeckung von Schrauben- und Mutterngewinde bei UKT und OKT im verschraubten Zustand	88
5.15 In AZ91 gefurchtes Gewinde bei UKT und OKT	89
5.16 Gefurchter Gewindezahn mit brechendem Span an Zahnspitze	90
5.17 Mg-Späne nach Entschrauben a) an der Al-Schraube und b) im Kernloch .	90
5.18 Effektives Anziehmoment zur Generierung der Vorspannkraft bei einer Gewindefurchverschraubung	92
5.19 Momentenverlauf einer EN AW 7075 T6-SG Schraube in AZ91 bei UKT .	93
5.20 Abbau der Vorspannkraft um $-\Delta F$ bei Plastifizierung der Schraube im Vergleich zum rein elastischen Fall	94
5.21 Verlauf der Torsionsspannungen im Schraubenquerschnitt	96
5.22 Spannungszustände in der Schraube beim Schwellmoment sowie nach Drehwinkelmontage mit elastischem und vollplastischem polarem Widerstandsmoment	97
5.23 Vergleich der berechneten Montagevorspannkraft nach Drehwinkelmontage nach Friedrich [9] mit Versuchswerten	98
5.24 Spannungs-Weg-Diagramm der EN AW 7075 T6-SG Schraube mit Verhältnissen der E-Moduli	99
6.1 Versuchskörper für galvanische Korrosionsversuche: 8 Schrauben der Legierung EN AW 7075 im Zustand T6 wurden fixiert, Schrauben Nr. 1 - 5 unbeschichtet, Nr. 6 - 8 beschichtet	102
6.2 Versuchsaufbau für elektrochemische Potenzialmessungen	103

6.3	Erscheinungsbild der untersuchten Al-Schraubenköpfe nach 720 h Salzsprühtest	105
6.4	Erscheinungsbild der untersuchten St-Schraubenköpfe nach 720 h Salzsprühtest	106
6.5	Untersuchung der Oberfläche und EDX-Analyse von verzinkten 9.8 Stahlschrauben nach 720 h Salzsprühtest	108
6.6	Stromdichte-Potenzial Kurven (Evans-Diagramme) der unterschiedlichen Schraubentypen mit der Mg-Legierung AZ91	109
6.7	Stromdichte-Potenzial Kurven (Evans-Diagramme) der unterschiedlichen Schraubentypen mit der Mg-Legierung AE44	111
6.8	Versuchskörper für SRK ohne (a) und mit (b) Beheizung	112
6.9	Versuchskörper für Spannungsrissskorrosion: EN AW 7075 Schrauben in Aluminium- (a), Magnesium- (b) und Edelstahlrahmen (c)	112
6.10	Axiale Druckeigenstressungen im Gewindegrund der Schrauben EN AW 7075 im Zustand T6-SG und T7x-SW	114
6.11	Schraubengewinde nach Wechselklimatetest VDA 621-415	116
6.12	Schraubenköpfe nach Wechselklimatetest VDA 621-415	117
6.13	Intergranularer, verzweigter Bruch einer durch SRK gebrochenen EN AW 7075 Schraube im Zustand T6	118
7.1	a) Kriechprüfstand mit Wärmekammer, b) Mittels Gewinde eingespannte Probe mit Thermoelementen und Extensometer	122
7.2	Vergleich des Kriechverhaltens von AZ91 und AE44 bei 120 °C	124
7.3	Vergleich des Kriechverhaltens von AZ91 und AE44 bei 135 °C	125
7.4	Vergleich des Kriechverhaltens von AZ91 und AE44 bei 150 °C und hohen Belastungen	125
7.5	Vergleich des Kriechverhaltens von AZ91 und AE44 bei 150 °C und niedrigen Belastungen	126

7.6	Vergleich des Kriechverhaltens von AZ91 und AE44 bei 180 °C	127
7.7	Vergleich der Kriechbeständigkeit in Abhängigkeit der Belastung	128
7.8	Einfluss von Gefügeengößen auf die Bruchdehnung bei quasistatischen Zugversuchen der Legierung AZ91 bei Raumtemperatur	129
7.9	Zusammenhang von Kriechbruchzeit t_r und inverser Temperatur $1/T$ nach Larson-Miller und Sherby-Dorn der Legierungen AZ91 (a), und AE44 (b) .	130
7.10	Zusammenhang der Zeit-Temperatur-Parameter nach Larson-Miller (a), und Sherby-Dorn (b), mit der Versuchsspannung	130
7.11	Kriechbruchzeit in Abhängigkeit der Spannung bei unterschiedlichen Temperaturniveaus nach Larson-Miller (a), und Sherby-Dorn (b)	131
7.12	Verlauf der Grenzspannungsschnittpunkte nach Larson-Miller und Sherby-Dorn in Abhängigkeit der Temperatur im Vergleich mit experimentellen Kriechdaten	131
7.13	Überprüfung des Potenzansatzes nach Norton für AZ91 (a) und AE44 (b) .	133
7.14	Temperaturabhängigkeit der minimalen Kriechrate [39]	134
7.15	Überprüfung des exponentiellen Ansatzes nach Arrhenius und Bestimmung der Aktivierungsenergie für AZ91 (a) und AE44 (b)	134
7.16	Zusammenhang von Versuchsspannung und Kriechrate-Temperatur-Parameter $P_{\dot{\epsilon}}$	135
7.17	Verifikation des neuen Parameters durch Vergleich mit experimentellen Kriechdaten	136
7.18	Probeneinspannung mit Extensometer und Thermoelement bei Kriechversuchen an Al-Schrauben	137
7.19	Kriechversuche an Al-Schrauben bei 120 °C und unterschiedlichen Belastungen	139
7.20	Kriechversuche an Al-Schrauben bei 150 °C und unterschiedlichen Belastungen	140
7.21	Überprüfung des Norton-Ansatzes für die untersuchten Al-Schrauben . . .	141

7.22	Minimale Kriechrate in Abhängigkeit der relativen Belastung für die untersuchten Al-Schrauben	142
7.23	Mikrostruktur der Legierung AZ91	143
7.24	Mikrostruktur der Legierung AE44	143
7.25	Veränderung der Mikrostruktur der Legierung AZ91 bei Kriechbelastung .	144
7.26	Einfluss der thermischen Stabilität der Mikrostruktur auf den stationären Bereich der Kriechkurve	145
7.27	Elektrolytische Deckschichtätzung nach Barker an EN AW 7075 Schrauben	146
8.1	Versuchsaufbau der statischen Relaxationsuntersuchungen mit Schraubverband, Schraubautomat und Datenerfassung	148
8.2	Prüfverlauf der Relaxationsuntersuchungen	149
8.3	Einfluss erhöhter Temperatur auf das Verspannungsdreieck	150
8.4	Einfluss erhöhter Temperatur auf die Klemmkraft im Schraubverband . . .	151
8.5	Relaxationsverlauf der Mg-Legierungen AZ91 und AE44 mit Stahlschraube bei 120 °C	152
8.6	Verlauf der Relaxationskurven von AZ91 und AE44 bei 80 °C, 120 °C und 150 °C sowie Vergleich der relativen Vorspannkraftverluste	154
8.7	Logarithmischer Vorspannkraftverlust der Legierungen AZ91 und AE44 bei unterschiedlichen Temperaturen und Bestimmung der Relaxationsrate r nach Erreichen konstanter Prüftemperatur	154
8.8	Relaxationsrate von AZ91 und AE44 in Abhängigkeit der Temperatur . . .	155
8.9	Einfluss einer zyklischen Temperaturführung auf das Relaxationsverhalten	156
8.10	Relaxation der Legierungen AZ91, AE44 und MRI153 bei 120 °C	157
8.11	Einfluss der Kernlochgröße auf den Vorspannkraftabfall der Legierungen AZ91 und AE44 bei 80 °C	157
8.12	Extrapolation von Versuchsdaten nach Norton	158

8.13	Vergleich der Relaxationsrate r der Legierungen AZ91 und AE44 bei gleicher Spannung und Temperatur	159
8.14	Einfluss der thermischen und mechanischen Eigenschaften auf Montagevorspannkraft und Relaxationsverlauf	160
8.15	Verwendeter Schraubverband und Krafteinleitung bei den dynamischen Relaxationsversuchen	161
8.16	Messprinzip der dynamischen Relaxationsuntersuchungen am Beispiel eines Versuchs bei RT	162
8.17	Einfluss der Mg-Legierung auf den Vorspannkrafterhalt bei kombinierter thermischer und mechanischer Belastung	162
8.18	Einfluss variabler Betriebslast auf das Relaxationsverhalten der Legierung AZ91	163
8.19	Einfluss variabler Betriebslast auf das Relaxationsverhalten der Legierung AE44	164
8.20	Einfluss der Kernlochgröße bei überlagerter Betriebslast auf das Relaxationsverhalten der Legierung AE44	165
8.21	Einfluss der untersuchten Parameter auf den festgestellten relativen Vorspannkraftabfall	166
9.1	Aufbau des Simulationsmodells und Umsetzung der Komponenten bei der Modellbildung in ABAQUS	169
9.2	Gewählte Diskretisierung in unterschiedlichen Bereichen von Schraube und Mg-Dom zur Beschränkung der Rechenzeit	170
9.3	Fließkurven der Mg-Legierungen AZ91 und AE44 bei Raumtemperatur	171
9.4	Zugversuch an der Al-Schraube EN AW 7075 im Zustand T6-SG bei RT	172
9.5	Furchmoment einer metrischen rigiden Schraube in AE44 in Abhängigkeit des Gesamtgewindereibungskoeffizienten μ_G [85]	173
9.6	Verteilung des plastischen Vergleichsumformgrades (PEEQ) im gefurchten Gewinde der Legierung AE44 nach Erreichen der Kopfauflage	173

9.7	Im Simulationsmodell ermittelte Furchmomente in Abhängigkeit des Gesamtgewindereibungskoeffizient μ_G der Schraube Taptite2000 [®] in den Legierungen AZ91 und AE44	174
9.8	Vergleich von Versuch und Simulation beim Aufbau der Vorspannkraft in AZ91 in Abhängigkeit der Schraubenfestigkeit	175
9.9	Modellierte Kriechkurven der Legierungen AZ91 und AE44 bei 120 °C zur Bestimmung der Parameter A , m und n für das in ABAQUS implementierte Kriechmodell	177
9.10	Experimentelle und simulierte Relaxation der Schraube Taptite2000 [®] EN AW 7075 im Zustand T6 bei 120 °C in AE44	178
9.11	Abbau der Spannungen im Gewinde der Legierung AE44 durch Relaxation bei 120 °C nach 45 min	179
9.12	Abbau der Spannungen in der Klemmplatte der Legierung AE44 durch Relaxation bei 120 °C nach 45 min	179
10.1	Belastungskollektiv des Torsionsschwingversuchs	183
10.2	Versuchsaufbau MTS Torsionsschwingversuch	183
10.3	Versuchsablauf der mehrstufigen Relaxationsversuche an Prototypverteilergetrieben	184
10.4	Messprinzip des US-Reflektionsverfahrens	185
10.5	Vorspannkraftmessung mittels Ultraschall	185
10.6	Kalibration der Schraube EN AW 7075 für US-Messungen	186
10.7	Überschätzung der Montagevorspannkraft durch Ultraschallmessung bei überelastischer Drehwinkelmontage	187
10.8	Vergleich der Vorspannkraftmesswerte von KMD und US	188
10.9	Vorspannkraftmessung unterschiedlicher Schraubentypen während und nach der Montage in AZ91	189
10.10	Momentenverlauf und Vorspannkraftaufbau von elastisch und überelastisch angezogenen Schrauben unterschiedlicher Festigkeit	189

10.11	Vorspannkkräfte der unterschiedlichen Schraubentypen nach Montage in AZ91 und AE44	190
10.12	Vorspannkraftverluste der unterschiedlichen Schraubentypen in AZ91 nach 3-monatigem Setzen bei RT	191
10.13	Vorspannkraftverluste der untersuchten Schrauben in den Legierungen AZ91 und AE44 durch thermische Wechselzyklen	192
10.14	Thermisch bedingte Zusatzspannungen im Schraubenschaft und unter der Kopfauflage der verwendeten Schraubengeometrie in Abhängigkeit der Temperaturdifferenz ΔT	193
10.15	Vorspannkraftverluste der untersuchten Schrauben in den Legierungen AZ91 und AE44 durch kombinierte thermisch-mechanische Belastung	194
10.16	Vorspannkraftverluste der untersuchten Schrauben in den Legierungen AZ91 und AE44 nach 100 Auslagern bei 120 °C	195
10.17	Relaxation der Schraubentypen EN AW 7075 und EN AW 6056 in AZ91 und AE44 bei 150 °C	197

Tabellenverzeichnis

2.1	ASTM-Kurzbezeichnung für die Legierungselemente von Magnesium	7
2.2	Überblick über die wichtigsten Mg-Druckgusslegierungssysteme	12
2.3	Überblick über neuere Mg-Druckgusslegierungssysteme	13
2.4	Verbrauch in der europäischen Automobilindustrie [74]	14
2.5	Bezeichnung von Al und Al-Legierungen (Halbzeuge, Knetlegierungen) nach DIN EN 573.3 [13]	17
4.1	Chemische Zusammensetzung der Mg-Legierungen AZ91, AE44, AJ62 und MRI153 in Gewichts- %	69
4.2	Chemische Zusammensetzung der Al-Knetlegierungen EN AW 6056 und EN AW 7075 in Gewichts- %	72
4.3	Statische Festigkeitskennwerte der Schrauben EN AW 6056 und EN AW 7075 in unterschiedlichen Wärmebehandlungs- und Endbearbei- tungszuständen	73
5.1	Reibungskoeffizienten für Unterkopf- μ_K und Gewindereibung μ_G	92
6.1	Übersicht der bei den galvanischen Korrosionstests verwendeten Schrauben	102
6.2	Untersuchte Materialpaarungen bei den elektrochemischen Messungen . . .	104
6.3	Maximale Angriffstiefe des Mg-Gehäuses und der Schraubenköpfe nach 720 h Salzsprühtest	107

6.4	Durch Spannungsrissskorrosion ausgefallene Schrauben im Salzsprühtest (X...Schraube ausgefallen)	114
6.5	Durch Spannungsrissskorrosion ausgefallene Schrauben im Wechselklimatetest (X...Schraube ausgefallen)	115
7.1	Prüfmatrix der durchgeführten Kriechversuche an Mg-Legierungen	123
7.2	Prüfmatrix der durchgeführten Kriechversuche an Al-Schrauben	138
8.1	Untersuchte Einflüsse auf das Relaxationsverhalten	148
9.1	Elastische Eigenschaften von Magnesium im Simulationsmodell	170
9.2	Elastische Eigenschaften von Aluminium im Simulationsmodell	171
9.3	Errechnete Furchmomente von AZ91 und AE44 und Versuchsergebnisse im Vergleich	174
9.4	Parameter A , m und n des Kriechgesetzes in ABAQUS der Legierungen AZ91 und AE44 bei 120 °C	177
10.1	Übersicht über Kernlochgröße, verwendete Schraube und Anziehverfahren der geprüften Prototypengetriebe der Legierungen AZ91 und AE44	182
10.2	Absolute und prozentuelle Vorspannkraftverluste der einzelnen Schraubentypen durch kombinierte thermisch-mechanische Belastung	194
10.3	Absolute und prozentuelle Vorspannkraftverluste der einzelnen Schraubentypen nach Auslagerung bei 120 °C für 100 h	196

Literaturverzeichnis

- [1] A. Miller. An inelastic constitutive model for monotonic, cyclic, and creep deformation. I - Equations development and analytical procedures. *ASME, Transactions, Series H-Journal of Engineering Materials and Technology*, 98:97–105, 1976.
- [2] A. P. Druschitz, E. R. Showalter, J. B. McNeill, D. L. White. Evaluation of Structural and High-Temperature Magnesium Alloys. *SAE Technical Paper 2002-01-0080*, pages 735–740, 2002.
- [3] B. Hector, W. Heiss. Magnesium Die-Castings as Structural Members of the New Mercedes-Benz-Roadster. *SAE Technical Paper 900798*, 1990.
- [4] B. Ilschner. *Hochtemperatur-Plastizität*. Springer-Verlag Berlin Heidelberg New York, 1973.
- [5] B. R. Powell, V. Rezhets, M. P. Balogh, R. A. Waldo. Microstructure and Creep Behavior in AE42 Magnesium Die-Casting Alloy. *JOM*, 54(8):34–38, August 2002.
- [6] C. Berger, U. Arz, B. Kaiser, R. Landgrebe. Gebrauchseigenschaften von Schraubenverbindungen für Leichtmetalle. In *DVM-Bericht 802. Betriebsfestigkeit - Neue Entwicklungen bei der Lebensdauervorhersage von Bauteilen*, pages 5–24. DVM, 2003.
- [7] C. Friedrich. Aluminiumschrauben für optimierte Produkte. *Konstruktion*, 1/2:41–46, 2000.
- [8] C. Friedrich. Reliable Light Weight Fastening of Magnesium Components in Automotive Applications. *SAE Technical Paper 2004-01-0136*, pages 24–29, 2004.
- [9] C. Friedrich, W. Thomala. Berechnung der drehwinkelgesteuerten Montage von Schraubenverbindungen. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 31:6–17, 2000.
- [10] C. Hinteregger. *Betriebsfestigkeit von innovativen Leichtmetallverschraubungen im Fahrzeugtriebbaubau*. Dissertation, Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinenbau, Montanuniversität Leoben, 2008.
- [11] C. Hinteregger, H. Leitner, T. Jakob, I. Godor. Relaxationsverhalten von EN AW 7075 Gewindefurchschrauben für Antriebsstrangkomponenten aus Magnesium (Teil1). *Konstruktion*, 9:109–114, 2008.

- [12] C. Hinteregger, H. Leitner, T. Jakob, I. Godor. Relaxationsverhalten von EN AW 7075 Gewindefurchschrauben für Antriebsstrangkomponenten aus Magnesium (Teil2). *Konstruktion*, 10:70–74, 2008.
- [13] C. Kammer. *Aluminium-Taschenbuch Band 1: Grundlagen und Werkstoffe*. 15. Auflage. Aluminium-Verlag Düsseldorf, 1995.
- [14] C. Kammer. *Magnesium-Taschenbuch*, volume 1. Auflage. Aluminium-Verlag Düsseldorf, 2000.
- [15] C. Moder. Charakterisierung des Kriechverhaltens ausgewählter Magnesium-Druckgusslegierungen. Projektarbeit, Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinenbau, Montanuniversität Leoben, März 2009.
- [16] D. J. Sakkinen. Physical Metallurgy of Magnesium Die Cast Alloys. *SAE Technical Paper 940779*, pages 558–569, 1994.
- [17] D. Magers. Einsatzmöglichkeiten von Magnesium im Automobilbau. *ATZ / MTZ Sonderausgabe Leichtmetalle im Automobilbau*, 95/96:10–13, 1995.
- [18] D. O. Sprowls, R. H. Brown. Stress-Corrosion Mechanisms for Aluminium Alloys. pages 496–512, Houston, USA, 1969. International Conference of Fundamental Aspects of Stress-Corrosion Cracking.
- [19] D. Radaj. *Ermüdungsfestigkeit - Grundlagen für Leichtbau, Maschinen- und Stahlbau*. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 1995.
- [20] DIN Deutsches Institut für Normung e. V. *Aluminium 3 Hüttenaluminium, Aluminiumguss, Schmiedestücke, Vormaterial; DIN Taschenbuch*, volume 1. Auflage. Beuth-Verlag Berlin Wien Zürich, 2002.
- [21] DIN Deutsches Institut für Normung e. V. Aluminium und Aluminiumlegierungen - Chemische Zusammensetzung und Form von Halbzeug - Teil 3: Chemische Zusammensetzung und Erzeugnisformen, 2009.
- [22] E. Doege, H. Meyer-Nolkemper, I. Saaed. *Fließkurvenatlas metallischer Werkstoffe*. Fachbuchverlag Leipzig, 1999.
- [23] E. Hornbogen, H. Warlimont. *Metalle - Struktur und Eigenschaften der Metalle und Legierungen*. 5. Auflage. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2006.
- [24] F. C. Chen, J. W. Jones, T. A. McGinn, J. E. Kearns, A. J. Nielson, J. E. Allison. Bolt-load retention and creep of die-cast magnesium alloys. *SAE Technical Paper 970325*, pages 13–21, 1997.
- [25] F. Dörnenburg, S. Jagodzinski. Korrosionsschutz am innovativen BMW Magnesium-Aluminium Verbundkurbelgehäuse. Aalen, Deutschland, September 13-14 2004. 12. Magnesium Abnehmerseminar.

- [26] F. Heinrich. Aluminiumschrauben mit gesteigerten mechanischen Eigenschaften für höher beanspruchte Leichtmetallverbindungen. Darmstadt, Deutschland, Mai 10 2006. 8. Informations- und Diskussionsveranstaltung.
- [27] F. Ostermann. *Anwendungstechnologie Aluminium*. 2. Auflage. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2007.
- [28] F. von Buch, B. L. Mordike. Hochtemperatureigenschaften von Magnesiumlegierungen. In *Magnesium - Eigenschaften, Anwendungen, Potentiale*, chapter 7, pages 111–136. WILEY-VCH Verlag, 2000.
- [29] F. von Buch, S. Schumann, H. Friedrich, E. Aghion, B. Bronfin, B. L. Mordike, M. Bamberger, D. Eliezer. New Die-Casting Alloy MRI153 for Power-Train Applications. *TMS 2002 - Magnesium Technology*, pages 61–67, 2002.
- [30] Fa. Krautkrämer. Handbuch BoltMikeII SW-Vers. 1.5.
- [31] G. Bussu, B. D. Dunn. Esa Approach to the Prevention of Stress-Corrosion Cracking in Spacecraft Hardware. Noordwijk, Niederlanden, Juni 11-14 2002. Joint ESA-NASA Space-Flight Safety Conference.
- [32] G. Gerstmayr, G. Mori, H. Leitner, W. Eichlseder. On the applicability of high strength self-tapping aluminium bolts in magnesium nut materials for automotive applications. *Materials and Corrosion*, 60, 2009.
- [33] G. Gerstmayr, W. Eichlseder. Creep and Relaxation Behaviour of Self-tapping Al-bolts in Mg Die Cast Alloys for Power Train Components. In *Magnesium - 8th International Conference on Magnesium Alloys and their Applications*, pages 1097–1106. WILEY-VCH Verlag, 2009.
- [34] G. Gottstein. *Physikalische Grundlagen der Materialkunde*. 2. Auflage. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2001.
- [35] G. Mori. Korrosionskunde. Vorlesungsskriptum, Department für Allgemeine, Analytische und Physikalische Chemie, Montanuniversität Leoben, 2007.
- [36] G. Pettersen, H. Westengen, R. Hoier, O. Lohne. Microstructure of a high pressure die cast magnesium-4wt.% aluminium alloy modified with rare earth additions. *Materials Science and Engineering*, A207:115–120, 1996.
- [37] H. Antrekowitsch. Metallhüttenkunde II. Vorlesungsskriptum, Arbeitsbereich Nichteisenmetallurgie, Montanuniversität Leoben, 2006.
- [38] H. Antrekowitsch. Nichteisenmetall-Legierungen. Vorlesungsskriptum, Arbeitsbereich Nichteisenmetallurgie, Montanuniversität Leoben, 2006.
- [39] H. Clemens. Werkstoff IIa - Metalle. Vorlesungsskriptum, Institut für Metallkunde, Montanuniversität Leoben, 2002.

- [40] H. Dieringa, K. U. Kainer. Magnesium - der Zukunftswerkstoff für die Automobilindustrie. *Mat.-wiss. u. Werkstofftech.*, 38(2):91–96, 2007.
- [41] H. Dieringa, N. Hort, K. U. Kainer. Barium as Alloying Element for a Creep Resistant Magnesium Alloy. In *Magnesium - 8th International Conference on Magnesium Alloys and their Applications*, pages 62–67. WILEY-VCH Verlag, 2009.
- [42] H. Dubbel, W. Beitz, K. Grote. *Dubbel - Taschenbuch für den Maschinenbau*. 22. Auflage. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 1997.
- [43] H. Friederich, B. Laasphe. Werkstofftechnische Anforderungen an Verbindungselemente für die Direktverschraubung. *MP Materialprüfung*, 47(9):486–495, 2005.
- [44] H. Friedrich. Untersuchung von Aluminiumschrauben für die Anwendung in Fahrzeuggetrieben. *Konstruktion*, 1/2:41–42, 2003.
- [45] H. Haferkamp, Fr.-W. Bach, M. Bußmann, V. Kaese, K. Möhwald, M. Niemeyer, H. Schreckenberger, P. Tai. Magnesiumkorrosion - Prozesse, Schutz von Anode und Kathode. In *Magnesium - Eigenschaften, Anwendungen, Potentiale*, chapter 14, pages 244–259. WILEY-VCH Verlag, 2000.
- [46] H. J. Bargel, G. Schulze. *Werkstoffkunde*. 7. Auflage. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2000.
- [47] H. J. Frost, M. F. Ashby. *Deformation-Mechanism Maps: The Plasticity and Creep of Metals and Ceramics*. 1. Auflage. Pergamon Pr., 1982.
- [48] H.-J. Koeppen, G. Laudien. Bewertung von Oberflächenschutzsystemen für Schrauben. *JOT - Journal für Oberflächentechnik*, 9:74–81, 1999.
- [49] H.-J. Koeppen, G. Laudien, H. Schreckenberger. Bewertung von Oberflächenschutzsystemen für Schrauben II. *JOT - Journal für Oberflächentechnik*, 39(1):46–47, 1999.
- [50] H. Leitner, I. Godor, C. Hinteregger, W. Eichlseder. Einsatz von gewindefurchenden Stahl- und Aluminiumschrauben zur Verschraubung von Getriebegehäusen im Fahrzeugbau. In *Schraubenverbindungen - Berechnung, Gestaltung, Anwendung*. *VDI Berichte 1903*, pages 347–366. VDI Verlag Düsseldorf, 2005.
- [51] H. Leitner, I. Godor, W. Eichlseder, C. Hinteregger. Relaxation der Vorspannkraft von Magnesium-Schraubverbindungen unter betriebsähnlichen Bedingungen. *Gießerei*, 92(07):36–43, 2005.
- [52] H. Pfaff. Berechnung der Vorspannkraft an der Fließgrenze überelastisch angezogener Schrauben. *Konstruktion*, 47:237–240, 1995.
- [53] H. Riedel. *Fracture at high temperatures*. Springer-Verlag Berlin Heidelberg New York, 1987.

- [54] H. Schreckenberger. Korrosionsschutzgerechtes Konstruieren mit Magnesiumwerkstoffen. Master's thesis, Institut für Werkstoffkunde, TU Darmstadt.
- [55] H. Wiegand, K.-H. Kloos, W. Thomala. *Schraubenverbindungen*, volume 4. Auflage. Springer-Verlag Berlin Heidelberg New York, 1988.
- [56] Hibbitt, Karlsson, Sorensen. *ABAQUS/Standard Theory Manual*, 2001.
- [57] Hibbitt, Karlsson, Sorensen. *ABAQUS/Standard User's Manual*, Volume I-III edition, 2001.
- [58] Hydro Magnesium Datenblatt Online, September 2005.
- [59] I. Bertilsson, A. Fischersworing-Bunk, T. Marx, F. Bergman, M. Kunst, J. Thiele, Z. Tan. Aluminium Bolts in Magnesium Engine Components. In *Magnesium Alloys and their Applications*, pages 976–984. WILEY-VCH Verlag, 2007.
- [60] I. J. Polmear. Magnesium Alloys and Applications. *Material Science and Technology*, 10:1–14, 1994.
- [61] I. P. Moreno, K. Y. Sohn, J. W. Jones, J. E. Allison. Bolt-Load Retention Behavior of a Die Cast Magnesium-Rare Earth Alloy. *SAE Technical Paper 2001-01-0425*, pages 431–439, 2001.
- [62] I. P. Moreno, T. K. Nandy, J. W. Jones, J. E. Allison, T. M. Pollock. Microstructure and Creep Behaviour of a Die Cast Magnesium-Rare Earth alloy. Seattle, Washington, USA, Februar 17-21 2002. TMS 2002 - Magnesium Technology.
- [63] I. P. Moreno, T. K. Nandy, J. W. Jones, J. E. Allison, T. M. Pollock. Microstructural stability and creep of rare-earth containing magnesium alloys. *Scripta Materialia*, 48:1029–1034, 2003.
- [64] International Magnesium Association. Year Ending 2008 Statistics. www.intlmag.org/statistics.html.
- [65] J. A. Bolstad, N. Zeumer. Magnesium Castings in Traditional and New Use Areas—a World Perspective. In *Magnesium Alloys and their Applications*, pages 361–366. DGM Informationsgesellschaft, 1992.
- [66] J. Arimond. Bolt Load Retention Modeling from Creep Performance Data. *SAE Technical Paper 950485*, pages 7–11, 1995.
- [67] J. Doerr. *Konzeption, werkstoffgerecht Gestaltung und Festigkeitsnachweis für ein Magnesium-Hybrid-Zylinderkurbelgehäuse*. Dissertation, Universität Kaiserslautern, Januar 2005.
- [68] J. Ebbesen. Magnesium Wheels. In *Magnesium Alloys and their Applications*, pages 267–273. DGM Informationsgesellschaft, 1992.

- [69] J. Rosenberger, B. Sauer. Schraubenverbindungen im Leichtbau - Vorspannkraftverluste bei zyklisch-mechanisch und thermisch belasteten Schraubenverbindungen. In *Schraubenverbindungen - Berechnung, Gestaltung, Anwendung. VDI Berichte 1903*, pages 319–345. VDI Verlag Düsseldorf, 2005.
- [70] J. Senf, E. Broszeit, M. Gugau, C. Berger. Corrosion and Galvanic Corrosion of Die Casted Magnesium Alloys. *TMS 2000 - Magnesium Technology*, pages 137–142, 2000.
- [71] J. Willekens, C. Schendera. High Creep Resistant Magnesium Alloys for the Use of Powertrain Components. Magna Powertrain Lannach, Austria, April 2007.
- [72] J. Yang, J. T. DeWolf. Mathematical Model for Relaxation in High-Strength Bolted Connections. *Journal of Structural Engineering*, pages 803–809, August 1999.
- [73] K. Bühler. Korrosion und Korrosionsschutz von Magnesiumlegierungen. *Metall*, 44:748–753, 1990.
- [74] K. U. Kainer. Stand der Technik und Entwicklungspotentiale für Magnesiumanwendungen. In *Magnesium - Eigenschaften, Anwendungen, Potentiale*, chapter 1, pages 1–24. WILEY-VCH Verlag, 2000.
- [75] K. Westphal. Verschraubung von Magnesiumkomponenten. *Metall*, 56(1-2):32–34, 2002.
- [76] K. Y. Sohn, J. A. Jurko, J. W. Jones, J. E. Kearns, J. E. Allison. Bolt-Load Retention Behavior of Die-Cast AZ91D and AE42 Magnesium. *SAE Technical Paper 980090*, pages 1–7, 1998.
- [77] M. Fukuchi, H. Watanabe. Temperature and composition Dependence of Hardness, Resistivity and Thermoelectric Power of the γ -Phase in the Al-Mg System. *Journal of the Japan Institute of Metals*, 39:493–498, 1975.
- [78] M. Fukuchi, H. Watanabe. Tensile Behavior of γ -Phase in Al-Mg System at elevated Temperatures. *Journal of the Japan Institute of Metals*, 30:253–257, 1980.
- [79] M. O. Pekguleryuz, J. Renaud. Creep Resistance in Mg-Al-Ca Casting Alloys. *TMS 2000 - Magnesium Technology*, pages 279–284, 2000.
- [80] M. O. Speidel. Hydrogen in Metals. pages 249–274. ASM, 1974.
- [81] M. Regev, E. Aghion, A. Rosen. Creep studies of AZ91D die casting. *Material Science and Engineering*, A234-236:123–126, 1997.
- [82] M. Regev, E. Aghion, A. Rosen, M. Bamberger. Creep studies of coarse-grained AZ91D magnesium castings. *Material Science and Engineering*, A252:6–16, 1998.
- [83] M. S. Dargusch, G. L. Dunlop, K. Pettersen. Elevated temperature creep and microstructure of die cast Mg-Al alloys. In *Magnesium Alloys and their Applications*, pages 277–282. Werkstoff-Informationsgesellschaft, 1998.

- [84] M. Schäfer. *Analyse und Beschreibung des Innengewindefertigungsverfahrens Gewindefurchen auf Basis eines Modellversuchs*. Dissertation, Universität Kassel, April 2004.
- [85] M. Thaler. Methodenentwicklung zur Vorhersage des Verhaltens einer selbstfurchenden Schraubenverbindung im Multimaterialdesign. Diplomarbeit, Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinenbau, Montanuniversität Leoben, Jänner 2009.
- [86] Meridian Technologies Inc.
- [87] N. E. Dowling. *Mechanical Behavior of Materials - Engineering Methods for Deformation, Fracture, and Fatigue*. 2. Auflage. Prentice-Hall, Inc., 1999.
- [88] O. D. Sherby, T. A. Trozera, J. E. Dorn. Effect of creep stress history at high temperatures on the creep of aluminium alloys. *ASTM, Proceedings*, 1956.
- [89] O. Lunder, J. E. Lein, S. M. Hesjevik, T. K. Aune, K. Nisancioglu. Corrosion morphologies on magnesium alloy AZ 91. *Werkstoffe und Korrosion*, 45(6):331–340, 1994.
- [90] P. Bakke, A. Fischersworing-Bunk, I. de Lima, H. Lilholt, I. Bertilsson, F. Abdulwahab, P. Labelle. The European Union Mg-Engine Project - Generation of Material Property Data for Four Die Cast Mg-Alloys. *SAE Technical Paper 2006-01-0070*, 2006.
- [91] P. Bakke, H. Westengen. The Role of Rare Earth Elements in Structure and Property Control of Magnesium Die Casting Alloys. *TMS 2005 - Magnesium Technology*, pages 291–296, 2005.
- [92] P. Kurze. Korrosion und Korrosionsschutz von Magnesiumwerkstoffen. In *Magnesium - Eigenschaften, Anwendungen, Potentiale*, chapter 13, pages 236–243. WILEY-VCH Verlag, 2000.
- [93] P. Zhang, B. Watzinger, Q. P. Kong, W. Blum. Microstructural Evolution during Creep of the Mg-Al-Alloy AZ91hp. *Key Engineering Materials*, 171-174:609–616, 2000.
- [94] P. Zhang, B. Watzinger, W. Blum. Changes in Microstructure and Deformation Resistance during Creep of the Die-Cast Mg-Al-Base Alloy AZ91hp at Intermediate Temperatures up to 150 °C. *physica status solidi (a)*, 175(2):481–489, October 1999.
- [95] P. Zhang, R. Agamennone, W. Blum. Microstructure and Creep Properties of Die-cast Mg-Al base Alloys AZ91 and AS21. In *Magnesium Alloys and their Applications*, pages 716–721. WILEY-VCH Verlag, 2000.
- [96] R. Kretschmer. Beitrag zum bildsamen Formen von Innengewinden. *Werkstattstechnik*, 50(Heft 1):12–14, 1960.

- [97] R. Minichmayr. *Modellierung und Simulation des thermomechanischen Ermüdungsverhaltens von Aluminiumbauteilen*. Dissertation, Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinenbau, Montanuniversität Leoben, November 2005.
- [98] S. Linzbacher. Entfernung der Oberflächenbeschichtung von Magnesium-Druckgussteilen zum Zwecke des Recyclings. Diplomarbeit, Arbeitsbereich Nichteisenmetallurgie, Montanuniversität Leoben, November 2000.
- [99] S. Lux, B. von Zeppelin. *Die Bibliothek der Technik, Herstellung von Innengewinden*. Verlag Moderne Industrie, 1999.
- [100] S. M. Zhu, B. L. Mordike, J. F. Nie. Creep Studies of MRI153 Magnesium Alloy Castings. San Francisco, Kalifornien, USA, Februar 13-17 2005. TMS 2005 - Magnesium Technology.
- [101] S. M. Zhu, M. A. Gibson, J. F. Nie, M. A. Easton, M. S. Dargusch, P. Bakke. Microstructure and Creep Resistance of Die-Cast Mg-Al-Rare Earth Alloys. In *Magnesium - 8th International Conference on Magnesium Alloys and their Applications*, pages 231–236. WILEY-VCH Verlag, 2009.
- [102] S. M. Zhu, M. A. Gibson, J. F. Nie, M. A. Easton, T. B. Abbott. Microstructural analysis of the creep resistance of die-cast Mg-4Al-2RE alloy. *Scripta Materialia*, 58:477–480, 2008.
- [103] S. R. Agnew, K. C. Liu, A. Kenik, S. Viswanathan. Tensile and Compressive Creep Behavior of Die Cast Magnesium Alloy AM60B. *TMS 2000 - Magnesium Technology*, pages 285–289, 2000.
- [104] S. R. Agnew, S. Viswanathan, E. A. Payzant, Q. Han, K. C. Liu, E. A. Kenik. Tensile and Compressive Creep Behavior of Magnesium Die Casting Alloys Containing Aluminum. In *Magnesium Alloys and their Applications*, pages 687–692. WILEY-VCH Verlag, 2000.
- [105] S. Spigarelli. Creep of a thixoformed and heat treated AZ91 Mg-Al-Zn alloy. *Scripta Materialia*, 42:397–402, 2000.
- [106] S. Spigarelli. Constitutive equations in creep of Mg-Al alloys. *Materials Science and Engineering*, A492:153–160, 2008.
- [107] S. Spigarelli, E. Evangelista, M. Cabibbo, O. Lohne, K. Pettersen. Creep properties at 125 °C of an AM50 Mg alloy modified by Si additions. *Zeitschrift für Metallkunde*, 96:619–624, 2005.
- [108] S. Spigarelli, M. Cabibbo, E. Evangelista, M. Talianker, V. Ezersky. Analysis of the creep behaviour of a thixoformed AZ91 magnesium alloy. *Material Science and Engineering*, A289:172–181, 2000.
- [109] S. Xu, M. A. Gharghoury, M. Sahoo. Tensile-Compressive Creep Asymmetry of Die Cast Magnesium Alloys AM50, AE44 and AJ62A. In *Magnesium Alloys and their Applications*, pages 680–686. WILEY-VCH Verlag, 2007.

- [110] T. D. Burleigh. The Postulated Mechanisms for Stress Corrosion Cracking of Aluminium Alloys - A Review of the Literature 1980-1989. *Corrosion*, 47(2):89–98, 1991.
- [111] T. Jaglinski, A. Nimityongskul, R. Schmitz, R. S. Lakes. Study of Bolt Load Loss in Bolted Aluminium Joints. *Transactions of the ASME*, 129:48–54, Januar 2007.
- [112] T. Jakob, G. Gerstmayr, P. Oberhuber, H. Leitner, C. Hinteregger. Cost and Weight Optimization of Magnesium Powertrain Components by using Aluminium Thread - Forming Fastener Technology. *SAE Technical Paper 2009-01-1256*, 2009.
- [113] U. Arz. Höchsthafte Aluminiumschrauben. Gebrauchseigenschaften von höchstfesten Aluminiumschrauben. Abschlussbericht Forschungsvorhaben 470, FVA - Forschungsvereinigung Antriebstechnik, 2007.
- [114] U. Arz, C. Berger, B. Kaiser, U. Kremer. Relaxationseigenverhalten von Schrauben aus Aluminiumlegierungen bei 150 °C. *Konstruktion*, 4:70–74, 2003.
- [115] V. A. Marichev. The Mechanism of Crack Growth in Stress Corrosion Cracking of Aluminium Alloys. *Materials and Corrosion*, 34:p300, 1983.
- [116] Verein Deutscher Ingenieure. *Systematische Berechnung hochbeanspruchter Schraubenverbindungen Blatt 1*. Beuth Verlag, 2003.
- [117] W. Blum, B. Watzinger, P. Zhang. Creep of Die-Cast Light-Weight Mg-Al-base Alloy AZ91hp. *Advanced Engineering Materials*, 2(6):349–355, 2000.
- [118] W. Blum, P. Weidinger, B. Watzinger, R. Sedlacek, R. Rösch, H. G. Haldenwanger. Time dependent deformation of the magnesium alloys AS21 and AZ91 around 100 °C. *Zeitschrift für Metallkunde*, 88(8):635–641, 1997.
- [119] W. Blum, P. Zhang, B. Watzinger, B.v. Grossmann, H. G. Haldenwanger. Comparative study of creep of the die-cast Mg-alloys AZ91, AS21, AS41, AM60 and AE42. *Materials Science and Engineering*, A319-321:735–740, 2001.
- [120] W. Hirth. Magnesium Pressure Die Casting Application for Seat Parts. In *Magnesium Alloys and their Applications*, pages 375–379. DGM Informationsgesellschaft, 1992.
- [121] W. König, M. Fieber. Spanlos: Gewindefurchen, eine Alternative zum Gewindebohren in Aluminium-Druckguß. *Giesserei*, 79:187–192, 1992.
- [122] W. Müller, H. Otto-Albers. Mit dem Gewindeformer auf der Überholspur. *Werkstatt + Betrieb*, 07-08:54–55, 2005.
- [123] W. Scheiding. *Beitrag zur Ermittlung der Gebrauchseigenschaften von Schraubenverbindungen mit Magnesiumkomponenten*. Dissertation, Technische Universität Darmstadt, November 2000.
- [124] W. Unsworth. The role of rare earth elements in the development of magnesium base alloys. *Int. J. of Materials and Product Technology*, 4(4), 1989.